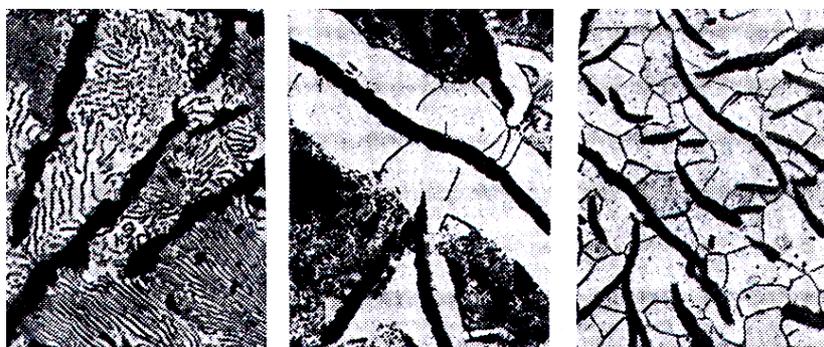


Г.А. БАРЫШЕВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



◆ ИЗДАТЕЛЬСТВО ТГТУ ◆

Министерство образования и науки Российской Федерации

ГОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»

Г.А. БАРЫШЕВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Утверждено Ученым советом ТГТУ
в качестве учебного пособия
для студентов 2 курса специальностей 151001, 240801



Тамбов

Издательство ТГТУ
2007

УДК 620.22
ББК К2я73
Б269

Рецензенты:

Доктор физико-математических наук,
профессор ТГУ им. Г.Р. Державина

В.А. Федоров

Доктор технических наук, профессор ТГТУ

В.Ф. Першин

Барышев, Г.А.

Б269

Материаловедение : конспект лекций / Г.А. Барышев. – Тамбов : Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2007.

– 140 с. – 125 экз. –

ISBN 5-8265-0580-X (978-5-8265-0580-9).

Изложен материал по теории сплавов и термической обработке сталей, а также нержавеющей сталей и некоторым цветным металлам, представлены диаграммы состояния железо-углеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Предназначены для студентов 2 курса специальностей 151001, 240801.

УДК 620.22

ББК К2я73

ISBN 5-8265-0580-X
(978-5-8265-0580-9)

© ГОУ ВПО «Тамбовский государственный
технический университет» (ТГТУ), 2007

Учебное издание

БАРЫШЕВ Гертруд Алексеевич

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Конспект лекций

Редактор З.Г. Чернова

Инженер по компьютерному макетированию Т.А. Сынкova

Подписано в печать 19.03.2007.

Формат 60 × 84 / 16. 8,14 усл. печ. л.

Тираж 125 экз. Заказ № 218

Издательско-полиграфический центр

Тамбовского государственного технического университета,
392000, Тамбов, Советская 106, к. 14

Лекция 1

КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1. МЕТАЛЛЫ

Что такое металл? На этот вопрос М.В. Ломоносов отвечал так: «Металлы суть светлые тела, которые ковать можно». Это простейшее определение не потеряло своего значения и сегодня. Металлы можно охарактеризовать такими свойствами:

- высокая теплопроводность;
- электропроводность, которая с понижением температуры повышается, причем некоторые металлы имеют сверхпроводимость;
- пластичность (см. «ковать можно»);
- металлический блеск (см. «суть светлые тела»);
- магнитные свойства;
- постоянная температура кристаллизации.

Последнее свойство отличает его от аморфного тела (рис. 1).

В аморфном теле при охлаждении температура плавно понижается (кривая *б*), в кристаллическом при затвердевании температура остается постоянной (кривая *а*).

Все отмеченные свойства металлов обусловлены их электронным строением, например, электропроводность – направленное движение электронов (свободных) в направлении приложенного электрического поля.

Известна атомная модель металла: в центре положительно заряженное ядро (нейтроны, протоны), вокруг ядра электроны – отрицательно заряженные.

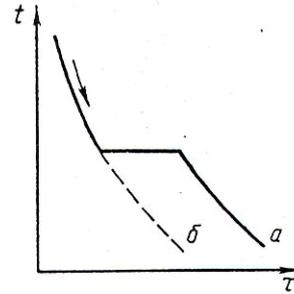


Рис. 1. Кривые охлаждения чистого металла (*а*) и аморфного тела (*б*)

В соответствии с квантовой теорией все электроны атома распределены по орбитам на определенных расстояниях.

Радиус орбит, наклон орбит, эллиптичность, направление вращения электронов формируют квантовые числа: главное квантовое число, орбитальное, спиновое, магнитное.

Электроны в соответствии с этой теорией могут занимать только определенное энергетическое значение. Обозначение показано на схеме (рис. 2).

В единичном атоме эти уровни строго фиксированы, при сближении атомов энергетические уровни расщепляются на подуровни, образуя энергетические зоны (*3s*, *2s*, *2p*, *1s*), при этом формируется валентная зона (слева), а также запретные зоны (незаштрихованные) (рис. 3).

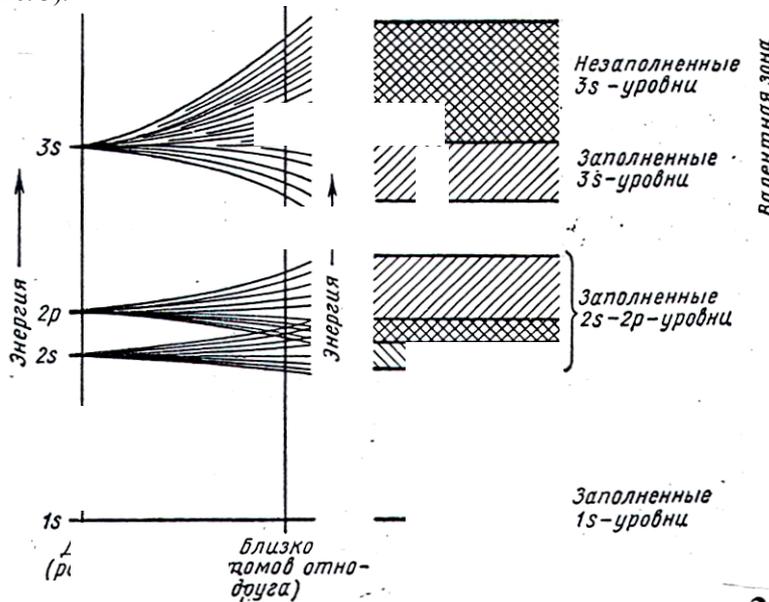


Рис. 2. Распределение электронов в металле и их энергия, образование валентных зон:

E – энергия; слева – единичный (свободный) атом; справа – коллектив близко расположенных атомов (решетка);
1s, *2s*, *2p*, *3s* – электронные уровни с разной энергией

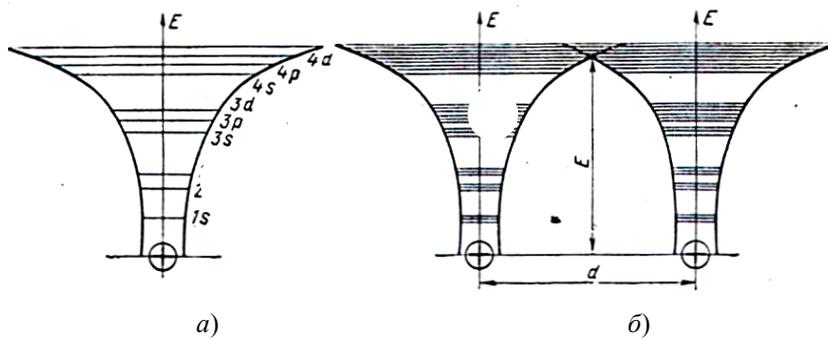


Рис. 3. Распределение энергии электронов в единичном атоме (а) и расщепление энергетических уровней в коллективе атомов (б)

На рис. 3, а – изолированный атом; 3, б – группа атомов; d – параметр; E – энергия электронов. На рис. 3, б энергетические зоны расщеплены.

При взаимодействии атомов валентные энергетические зоны атомов перекрываются, образуя общую зону со свободными подуровнями.

В валентной зоне с энергией E образуются коллективизированные свободные электроны, отвечающие за все свойства металлов.

Между атомами в металле возникают электростатические силы взаимодействия (F), отталкивания и притяжения, которые на рис. 4, а обозначены пунктирными линиями.

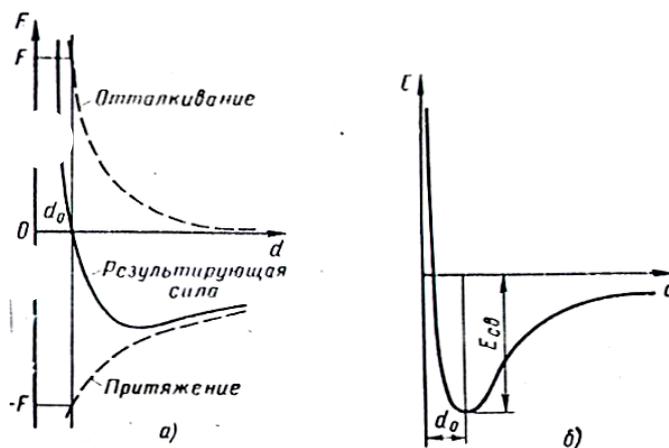


Рис. 4. Силы и энергия взаимодействия в кристаллах

Результирующая сила проходит через 0, эта равновесная точка формирует d_0 – параметр (период) кристаллической решетки.

На рис. 4, б показан ход кривой свободной энергии. В том месте, где $E_{св}$ принимает минимальное значение, образуется d_0 – период решетки.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Из 106 элементов периодической системы 84 – металлы, 22 – неметаллы. По ряду признаков их разбивают на группы.

1. Черные металлы:
 - 1) железистые (железо, никель);
 - 2) тугоплавкие (с температурой плавления $> 1539^\circ$);
 - 3) урановые (уран, плутоний);
 - 4) редкоземельные (церий, неодим);
 - 5) щелочноземельные (калий, натрий).
2. Цветные металлы:
 - 1) легкие (магний, алюминий);
 - 2) благородные (золото, платина);
 - 3) легкоплавкие (висмут, свинец).

Величина свободной энергии определяет все свойства металлов (табл. 1).

1. Свободная энергия атомов и связь с другими свойствами

Металл	$E_{св}$, ккал/моль	$t_{пл}$, °C	$t_{исп}$, °C	$\alpha \cdot 10^6$, 1/°C	$E_{упр}$, кгс/мм ²
--------	-------------------------	---------------	----------------	-------------------------------	------------------------------------

Магний	36	650	1103	27	4500
Алюминий	74	660	2060	24	7200
Медь	81	1083	2480	17	12 100
Железо	97	1539	2740	12	21 400
Молибден	156	2625	4800	5	–
Вольфрам	202	3410	5900	4	40 000

Обозначения: $t_{пл}$ – температура плавления; $t_{исп}$ – температура испарения; α – коэффициент теплового расширения; $E_{упр}$ – модуль нормальной упругости.

Чем больше $E_{св}$, например у вольфрама, тем выше температура плавления, испарения, выше модуль нормальной упругости.

Все металлы периодической системы подразделяются на простые и переходные. У простых металлов все энергетические зоны заполняются по закону Паули (медь). У переходных металлов остаются незаполненными часть электронных уровней (d -уровень, f -уровень) или заполняются частично, в то время заполняются уровни с большей энергией (железо)

3. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

В обычных земных условиях наблюдаются три агрегатных состояния вещества: L – жидкость, Γ – газ, S – твердая фаза. Устойчивые состояния характеризуют терминами:

- ближний порядок (у жидкой фазы);
- дальний порядок (у твердой фазы).

В твердой фазе правильное расположение атомов с периодической повторяемостью в трех измерениях образует кристаллическую решетку. Это воображаемая сетка линий, проведенных через центры атомов. Кристаллические решетки характеризуют угловыми величинами (α , β , γ) и линейными (a , b , c). a , b , c – периоды кристаллических решеток. На рис. 5 показаны эти величины.

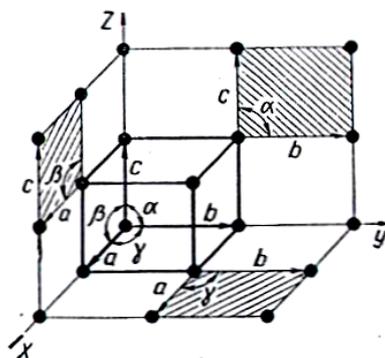


Рис. 5. Характеристики кристаллических решеток

4. КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ РЕШЕТКИ МЕТАЛЛОВ

Воображаемая сетка линий, проведенная через центры атомов в трех измерениях, образует кристаллическую решетку. Кристаллическую решетку можно построить, выбрав для этого «строительный блок», многократно повторяя его в трех измерениях. Такая строительная единица в металловедении называется элементарной ячейкой.

Наука кристаллография насчитывает 14 типов решеток Браве. Все они распределены на семь видов (сингоний). Для металлов характерны три сингонии (типа). Моделируют решетки шарами определенного диаметра (рис. 6).

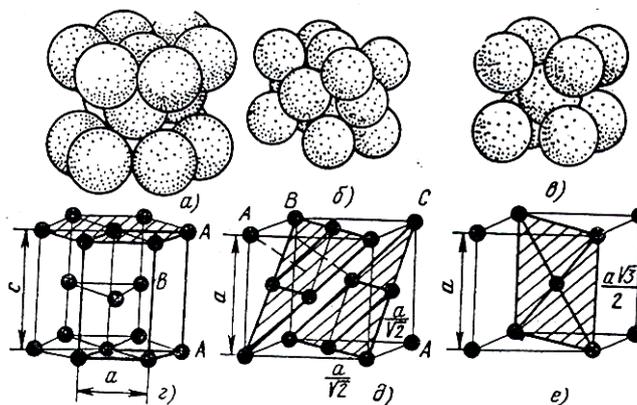


Рис. 6. Модели элементарных ячеек:

- a , c – ГПУ (гексагональная плотноупакованная);
- b , d – ГЦК (гранецентрированная кубическая);
- e , e – ОЦК (объемноцентрированная кубическая)

В этой модели должны выполняться правила:

1. Положение занимать с минимальным значением свободной энергии.
2. Силы связи между атомами – пружинки или линии.
3. Атомы совершают тепловые колебания около центров равновесия.
4. Расположение должно быть компактным.

Узлы (положения атомов), направления и плоскости в пространстве обозначаются с помощью индексов Миллера (рис. 7). Индексы Миллера для направлений обозначаются в квадратных скобках. Выбирают начало координат (одна точка), вторая точка – узел, занимаемый частицей. Координаты этого узла выражаются числами, кратными параметрам решетки. Отрицательным значениям индекса присваивается знак «минус».

Индексы плоскостей определяются отрезками, отсекаемыми плоскостью по координатным осям в единицах отрезков, кратных параметрам решетки. В круглые скобки заключают обратные значения этих величин. Знак «минус» присваивается плоскости, если отсекаются отрицательные отрезки (рис. 8).

Полиморфизм (аллотропия) – способность металла принимать различные кристаллические формы при разных температурах (рис. 9).

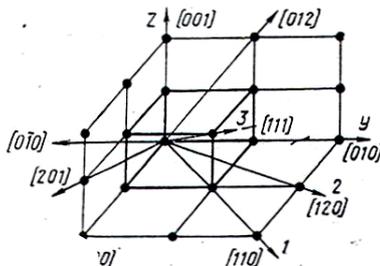


Рис. 7. Индексы Миллера для направлений в кубической ячейке

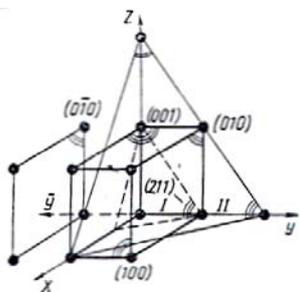


Рис. 8. Индексы Миллера для плоскостей в кубической ячейке

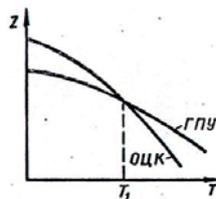


Рис. 9. Явление полиморфизма у металлов двух модификаций: ОЦК; ГПУ

Как и в других случаях решающим является минимум свободных энергий, при котором данная кристаллическая решетка становится устойчивой. При температуре больше T_1 меньше свободная энергия (Z) в ОЦК решетке, она и существует при этих температурах.

5. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛОВ

Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. В реальных кристаллах всегда содержатся дефекты, которые подразделяются на точечные, линейные, поверхностные и объемные. Дефекты имеют различные размеры. У точечных размеры близки к атомным, у линейных длина на несколько порядков больше ширины, объемные дефекты (поры, трещины) могут иметь макроскопические размеры.

1. Точечные дефекты – вакансии, междоузельные атомы основного вещества, чужеродные атомы внедрения (рис. 10).

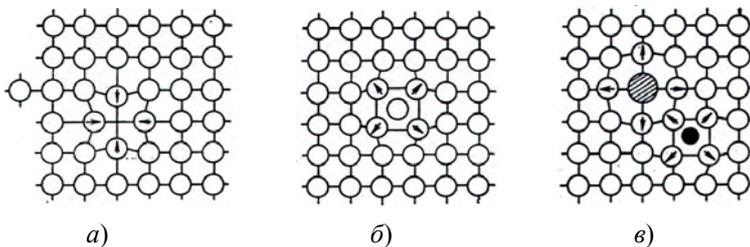


Рис. 10. Точечные дефекты в кристаллической решетке:
а – вакансия; б – междоузельный атом; в – примесный атом внедрения

Вакансии и междоузельные атомы появляются в металлах всегда из-за тепловых колебаний. Количество их зависит от температуры. Например, у меди при комнатных температурах содержится 10...13 % (ат.), вблизи температуры плавления – 0,01 % (ат.). Вакансии искажают кристаллическую решетку, влияют на физические свойства металлов.

2. Линейные дефекты. Важнейшими линейными дефектами являются краевые и винтовые дислокации (рис. 11).

Краевая дислокация в сечении, перпендикулярном линии дислокации, представляет собой край лишней полуплоскости в решетке. Вокруг такого дефекта решетка искажена. Мерой искажения служит вектор Бюргерса (рис. 12). Его можно представить следующим образом. В кристалле, где нет дефектов, проход от узла к узлу по кругу с заданным шагом замыкает

контур (рис. 12, а). В месте, где есть дефект, проход завершается тем, что появится в контуре незамкнутый участок (рис. 12, б). Этот участок BA называют вектором Бюргерса (\vec{b}). У краевой дислокации вектор перпендикулярен дислокации, у винтовой – параллелен.

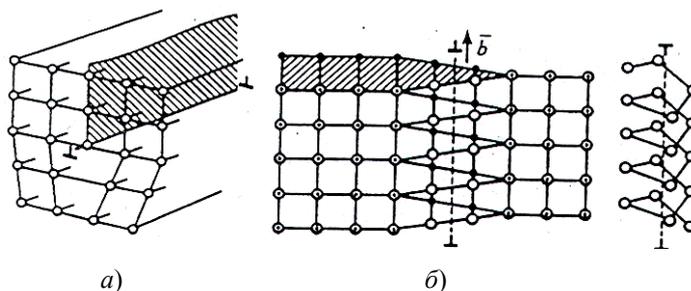


Рис. 11. Схема краевой (а) и винтовой (б) дислокаций

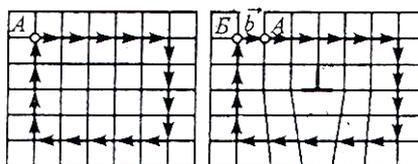


Рис. 12. Определение вектора Бюргерса \vec{b}

Свойства кристаллов зависят от количества дефектов, которые формируют понятие «плотность дислокаций». Плотность дислокации – это суммарная длина всех линий дислокации в одном кубическом сантиметре кристалла. Размерность

плотности ρ дислокаций: $\frac{\text{см}}{\text{см}^3} = \frac{1}{\text{см}^2}$.

Так в отожженной меди: $\rho = 10^{-8} \text{ 1/см}^2$.

После пластической деформации: $\rho = 10^{-12} \text{ 1/см}^2$.

Существует связь между свойствами металла и плотностью дефектов (рис. 13).

Различие в свойствах объясняют наличием в металлах различных дефектов точечного, линейного, поверхностного происхождения.

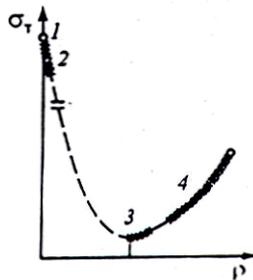


Рис. 13. Зависимость предела прочности от плотности дефектов

6. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ (кафедральные)

1. **Макроскопический** анализ позволяет определять строение невооруженным глазом или с помощью лупы с увеличением 30 раз (см. лаб. работу «Методы макро- и микроанализа»). Разрешающая способность метода $d = 1 \text{ мм}$.

2. **Микроскопический** анализ позволяет рассматривать строение металлов при большом увеличении до 1500 раз с помощью металлографических микроскопов. Разрешающая способность микроскопа $d = 0,6 \dots 1 \text{ мкм}$ (см. лаб. работу «Методы макро- и микроанализа»).

3. Электронные микроскопы позволяют повысить разрешающую способность, увеличение до нескольких тысяч раз (40 000). В зависимости от напряжения в микроскопе $E = 200 \text{ кВ}$, разрешение $d = 3 \text{ нм}$.

Лекция 2

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

1. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Процесс перехода жидкого состояния в твердое по схеме $L \rightarrow S$ называется кристаллизацией, где L – жидкость (расплав), S – твердая фаза (кристалл).

В природе все самопроизвольно протекающие процессы обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях обладает меньшим запасом свободной энергии (термодинамический потенциал):

F – свободная энергия;

t – температура;

$t_{\text{в}}$ – равновесная температура кристаллизации;

$t_{\text{к}}$ – реальная температура кристаллизации;

Δt – переохлаждение, т.е. разность между теоретической (равновесной) и фактической (реальной) температурами кристаллизации (рис. 1).

С изменением внешних условий, например температуры, свободная энергия системы меняется по сложному закону, но различно для твердого и жидкого состояний.

Выше температуры $t_{\text{п}}$ меньшей свободной энергией обладает жидкое состояние, ниже $t_{\text{п}}$ – твердое состояние.

При температуре $t_{\text{п}}$ свободные энергии твердого и жидкого состояний равны – металл находится в равновесии. Эта равновесная температура называется *теоретической температурой кристаллизации*.

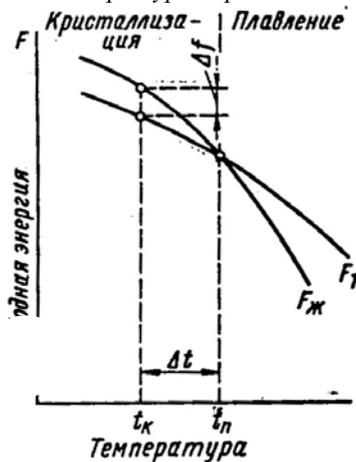


Рис. 1. Изменение свободной энергии жидкого ($F_{\text{ж}}$) и кристаллического ($F_{\text{т}}$) состояний в зависимости от температуры

Для кристаллизации необходимо, чтобы он был энергетически выгоден, а это возможно тогда, когда есть переохлаждение, т.е. разность между равновесной и фактической температурами кристаллизации $\Delta t = t_{\text{п}} - t_{\text{к}}$. При этом появляется разность свободных энергий между жидкой и твердой фазами. $\Delta F = F_{\text{ж}} - F_{\text{т}}$ – движущая сила процесса кристаллизации.

2. ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ

Наличие остановки на кривой охлаждения можно объяснить выделением скрытой теплоты кристаллизации, которая компенсирует внешний теплоотвод (рис. 2).

Более строго (правильно) это доказывается с помощью закона Гиббса:

$$C = K - f + 1, \quad (1)$$

где K – количество компонентов; f – число фаз; 1 – температура; C – число степеней свободы. $C = 0$ – для кристаллизации металлов, так как $K = 1, f = 2$.

На рис. 2 показаны три кривые при различных скоростях охлаждения: v_1, v_2, v_3 . При этом получают различные переохлаждения $\Delta t_1, \Delta t_2, \Delta t_3$. Чем меньше скорость охлаждения v_1 , тем ближе температура кристаллизации к равновесной ($t_{\text{п}}$ – см. на рис. 1), меньше переохлаждение Δt_1 .

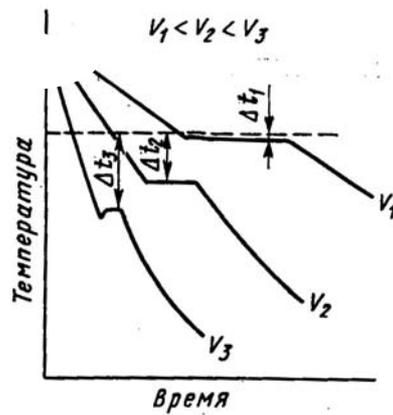


Рис. 2. Кривые охлаждения чистого металла

Чтобы прошло затвердевание, нужно реализовать два процесса:

- 1) должны зародиться кристаллы;
- 2) кристаллы должны расти.

Эти параметры кристаллизации в металловедении называются: n – число центров кристаллизации на единицу объема в единицу времени ($\text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$); C – линейная скорость роста (см/с) (рис. 3).

Здесь показано посекундно (1...6 с) как происходит зарождение кристаллов (светлые квадратики на первой секунде), они обозначены цифрой 1.

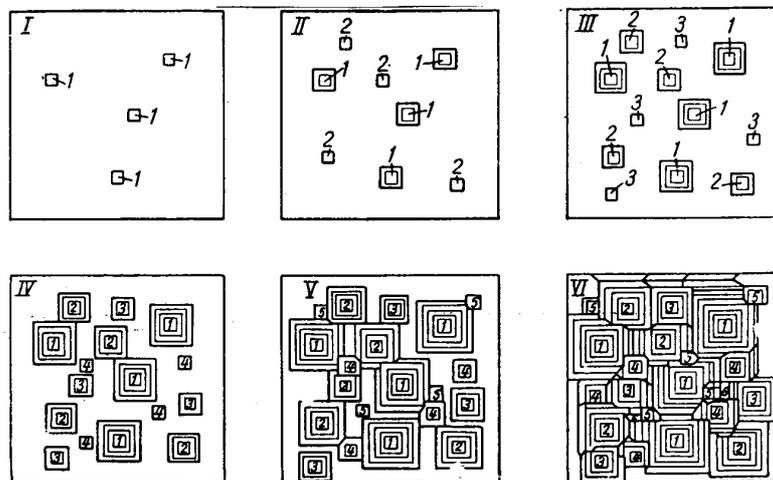


Рис. 3. Схема Миркина для процесса затвердевания металла

Показано также увеличение размеров кристалла с каждой секундой. На схеме второго кадра выросшие кристаллы обведены двойным квадратом и обозначены цифрой 1. В это же время зарождаются следующие четыре кристалла.

В третьем кадре показаны выросшие кристаллы (обозначены цифрами 2 и двойным контуром, а также вновь зародившиеся кристаллы 3).

Конечный итог затвердевания показан на схеме кадра 6, где образованы кристаллы разного размера в разных секундных интервалах. Такой продукт кристаллизации называется поликристаллом.

3. ТЕОРИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Идеальные условия для кристаллизации таковы: металл чистый, свободный от нерастворимых примесей; расплав нигде не соприкасается с твердой фазой.

Из рис. 1 видно, что чем ниже температура затвердевания, тем больше ΔF . Преобразуем запись

$$\Delta F_1 = \Delta f_V V, \quad (2)$$

где ΔF_1 – объемное изменение энергии; Δf_V – удельное изменение энергии; V – объем.

Затвердевание связано с уменьшением энергии, поэтому присвоим этому слагаемому знак «минус».

При зарождении кристаллов возникает граница раздела между жидкой и твердой фазами. Изменение поверхностной свободной энергии

$$\Delta F_2 = S\sigma, \quad (3)$$

где S – площадь поверхности кристалла; σ – удельная поверхностная энергия кристалла.

Общее изменение свободной энергии принимает вид

$$\Delta \Phi = -V\Delta f_V + S\sigma. \quad (4)$$

Примем, что зародыш имеет форму шара радиусом r , а их число m .

Перепишем (4) с учетом r и m :

$$\Delta\Phi = -\frac{4}{3}\pi r^3 m \Delta f_V + 4\pi r^2 m \sigma. \quad (5)$$

Первое слагаемое – объемная энергия, второе – поверхностная.

Пр и м е р . Пусть $r = 1$. Тогда при $r < 1$ $\Delta\Phi$ растет; при $r > 1$ $\Delta\Phi$ уменьшается вследствие роста абсолютного значения первого слагаемого.

Анализ функции $\Delta\Phi(r)$ показывает, что она имеет максимум (рис. 4).

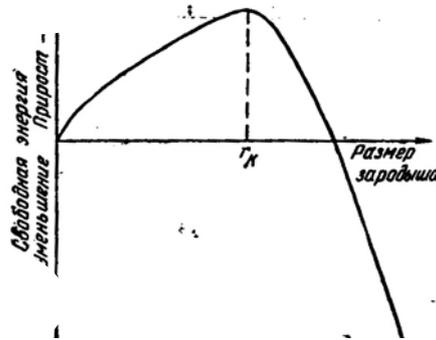


Рис. 4. Определение критического зародыша

Зародыш будет расти, если его радиус (размер) $r \geq r_k$, так как его увеличение приводит к уменьшению $\Delta\Phi$.

Рассчитаем r_k . Для этого возьмем производную $\frac{\partial\Delta\Phi}{\partial r}$, приравняем ее к нулю (условие экстремума):

$$r_k = \frac{2\sigma}{\Delta f_V}; \quad (6)$$

$$\Delta f_V \sim \Delta t,$$

следовательно, с увеличением степени переохлаждения (Δt) размер критического зародыша (r_k) уменьшается.

Этот вывод находит подтверждение на теоретических кривых параметров кристаллизации (рис. 5).

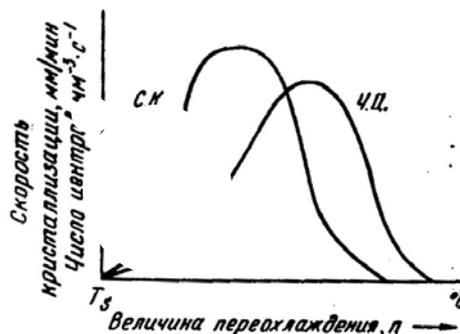


Рис. 5. Влияние величины переохлаждения (n) на скорость кристаллизации (С.К.) и на число центров (Ч.Ц.)

При малом переохлаждении Δt_1 число центров кристаллизации мало, а скорость роста кристаллов велика, поэтому металл получается крупнокристаллическим. При большом переохлаждении Δt_2 число центров кристаллизации велико, а скорость роста мала. Поэтому получаем мелкозернистый металл.

4. ФОРМА КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗОВАНИЙ

Реально протекающий процесс отличается от идеального: скоростью направления и теплоотвода, наличием нерастворимых частиц, конвективными токами жидкой фазы и др.

На боковой поверхности растущего кристалла зарождается бугорок, в результате чего кристалл принимает древовидную форму – дендрит (рис. 6).

Порядок осей зависит от скорости роста кристалла. У первого порядка она самая высокая, у третьего – самая низкая. Ось первого порядка называется стволом.

Дендритное строение типично для строения литого металла. Черновым Д.К. и его учениками в 100 т слитке был обнаружен дендрит высотой 39 см, который на сегодня самый большой кристалл. Его часто выставляют в политехническом музее. Называется он кристаллом Чернова (рис. 7).

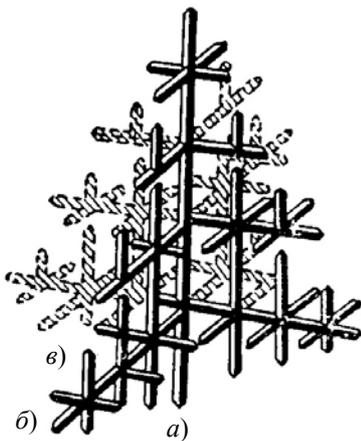


Рис. 6. Схема дендрита:
a, б, в – оси первого, второго,
 третьего порядка,
 соответственно



Рис. 7. Кристалл Чернова, увеличенный в три раза

5. СТРОЕНИЕ СЛИТКА

После выплавки металла заданного состава его разливают в металлические емкости до 300 т, которые называются изложницами.

Структура литого слитка состоит из трех основных зон (рис. 8).

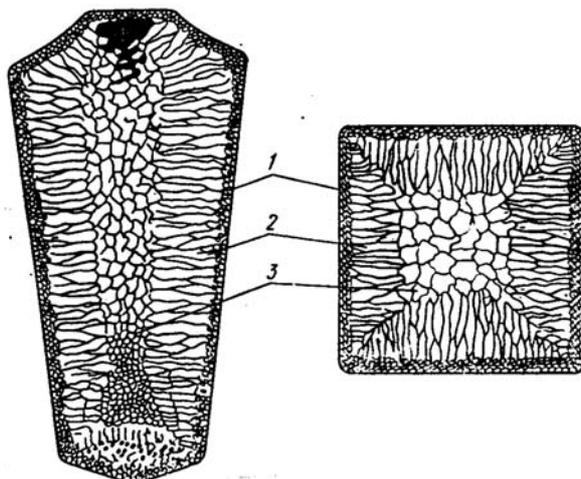


Рис. 8. Схема строения стального слитка

На рис. 8 показаны два сечения слитка: вдоль слитка слева и перпендикулярно оси слитка справа.

Первая зона – наружная мелкозернистая корка *1*, состоящая из мелких дезориентированных кристаллов. При первом соприкосновении расплавленного металла с холодными стенками металлической изложницы возникает большое переохлаждение, при этом зерна металла – мелкие.

Вторая зона слитка – зона столбчатых кристаллов *2*. После образования корки *1* выделяется скрытая теплота кристаллизации, тепло отводится наружу перпендикулярно стенкам изложницы – кристаллы этой зоны вытягиваются в направлении теплоотвода.

Третья зона слитка – зона равноосных кристаллов *3*. Эта зона формируется в конце затвердевания в центральной части слитка, здесь теплоотвод во всех направлениях одинаков, а количества тепла много, переохлаждение мало. Поэтому получаются крупные кристаллы.

В верхней части слитка образуется усадочная раковина (темная часть) из-за того, что жидкий металл имеет больший объем, чем твердый.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

1. КРИТЕРИИ ВЫБОРА МАТЕРИАЛА

Свойство – количественная или качественная характеристика, определяющая его общее или различие с другими материалами.

Выделяют три группы свойств: эксплуатационные, технологические и стоимостные, которые лежат в основе выбора материала.

1. Эксплуатационные – свойства, которые определяют работоспособность детали. Работоспособность в первую очередь оценивается механическими характеристиками, во-вторых, способностью сопротивляться воздействию агрессивных сред (жаростойкость, коррозионная стойкость), в-третьих, физические свойства (магнитные, радиационные).

2. Технологические свойства – пригодность материала для изготовления деталей машин, приборов. Оценивается способностью к обработке резанием, сварке, литью, выдерживать термическую обработку.

3. Стоимостные – экономичность использования в зависимости от цены материала.

2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Механические свойства характеризуют сопротивление материалов деформации, разрушению. Это стандартные характеристики, определяемые в лабораторных условиях, на образцах стандартных размеров.

Статические характеристики предусматривают медленное, плавное нарастание нагрузки на образец.

1. **Испытание на растяжение.** Для испытания готовят образцы круглого (рис. 1, а) или прямоугольного (рис. 1, б) сечения.

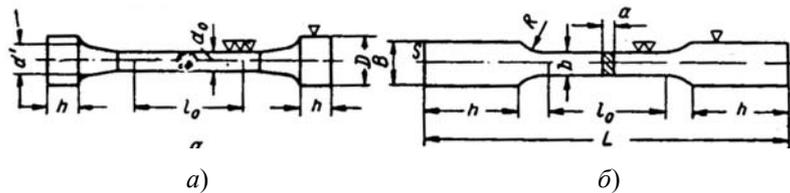


Рис. 1. Конфигурация образцов:

∇ – показатель качества поверхности (∇ – резание; ∇∇ – шлифовка; ∇∇∇ – полировка); D – диаметр захвата; d_0 – диаметр шейки (рабочей зоны); b_0 – длина рабочей зоны; h – длина захвата (зажима); b, a – сечение прямоугольного образца; L – общая длина; B – ширина захвата

Стандартные образцы помещают в машину для растяжения, изгиба, сжатия (рис. 2).

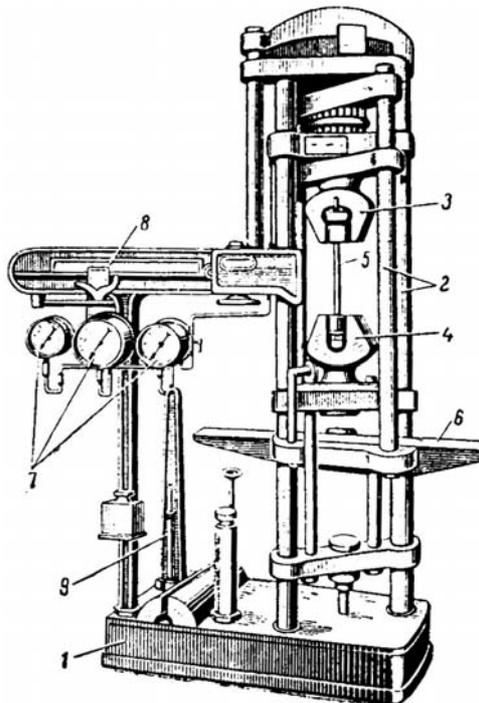


Рис. 2. Установка для механических испытаний:

1 – станина; 2 – стойки; 3, 4 – верхний и нижний захваты при растяжении; 5 – образец; 6 – опоры при испытании на изгиб и сжатие; 7 – гидравлические манометры, измеряющие давление; 8 – шкала для фиксирования нагрузки деформации;

При растяжении стандартных образцов с площадью поперечного сечения F_0 и рабочей длиной l_0 строят диаграмму растяжения в координатах «нагрузка–удлинение», потом переводят в «напряжение–деформация» (рис. 3).

Выделяют три участка:

- 1) $0 - \sigma_{п.ц}$ – напряжение, при котором заканчивается упругое деформирование;
- 2) $\sigma_{п.ц} - \sigma_{02}$ – условный предел текучести, при котором пластическая деформация соответствует не менее 0,2 %;
- 3) на участке $\sigma_{02} - \sigma_b$ материал упрочняется (наклеп), потом разрушается. Это напряжение называется пределом прочности: $\sigma_b = P_{max}/F_0$.

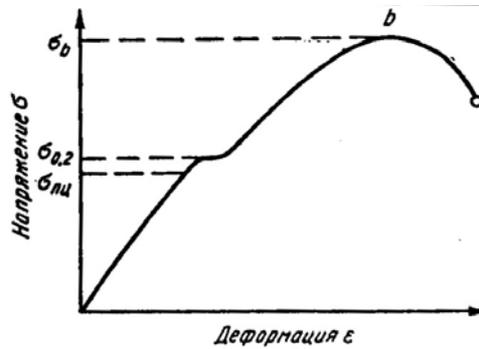


Рис. 3. Кривая растяжения образца

Временное сопротивление разрушению σ_b характеризует максимальную несущую способность материала, его прочность, предшествующую разрушению.

Относительное удлинение:

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100 \%,$$

где l_0 – начальная длина образца; l_1 – длина образца после растяжения.

Относительное сужение

$$\psi = \frac{\Psi_0 - \Psi_1}{\Psi_1} \cdot 100 \%$$

Характеристики δ , ψ характеризуют пластичность материала.

Расчетные напряжения должны быть меньше σ_{02} в 1,5 раза, а σ_b – в 2,4 раза реальных значений.

2. **Испытание на твердость.** Под твердостью понимают способность материала сопротивляться внедрению в его поверхность более твердого тела – индентора (рис. 4).

Существует несколько методов испытания материалов на твердость. Наиболее применяемыми являются метод Бринелля и метод Роквелла.

При испытании материала на твердость по методу Бринелля используется в качестве индентора стальной закаленный шарик диаметром 5, 10 и 2,5 мм; нагрузка до 3000Р кг. После снятия нагрузки на плоской поверхности образца остается отпечаток (вмятина) диаметром d .

При испытании материала по методу Роквелла используется алмазный конус с углом при вершине 120° , стальной шарик диаметром 1,588 мм. По глубине вдавливания судят

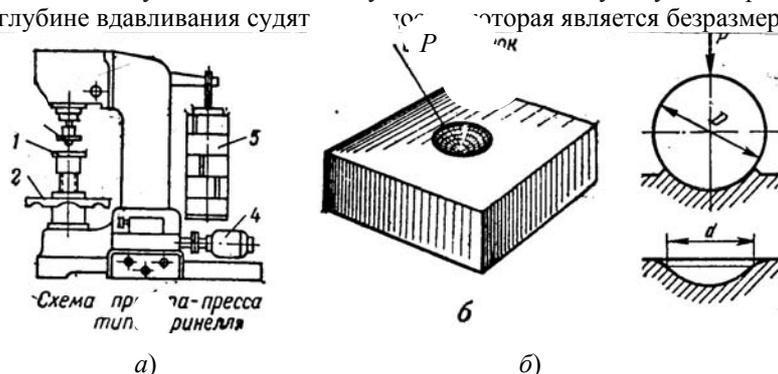


Рис. 4. Схема установки для испытания твердости методом Бринелля:

а – схема прибора с обозначениями:

- 1 – стол для размещения образца; 2 – маховик для перемещения стола в вертикальном направлении; 3 – индентор в оправке (стальной закаленный шарик); 4 – электродвигатель с редуктором; 5 – грузы;
- б – схема отпечатка после вдавливания шарика диаметром D с нагрузкой P (правая часть рисунка), d – диаметр лунки вдавливания (отпечатка)

Испытываются любые материалы на твердость.

Используются три шкалы: HRC, HRA, HRB.

Устанавливают на приборе нагрузки и соответствующий индентор:

- 150 кг и алмазный конус, HRC;
- 100 кг и стальной шарик, HRB;
- 60 кг и алмазный конус, HRA.

Метод Роквелла считается наименее трудоемким.

3. **Испытание на изгиб.** При испытании на изгиб в образце возникают напряжения растяжения и сжатия. Испытанию подвергают малопластичные материалы – чугуны, керамику (рис. 5).

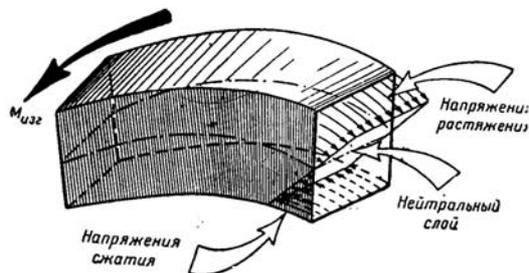


Рис. 5. Схема изгиба:

$M_{изг}$ – изгибающий момент;
напряжение растяжения (+); напряжение сжатия (-);
нейтральный слой в середине

Используют две схемы нагружения: сосредоточенная сила; двумя симметричными силами (чистый изгиб) (рис. 6).

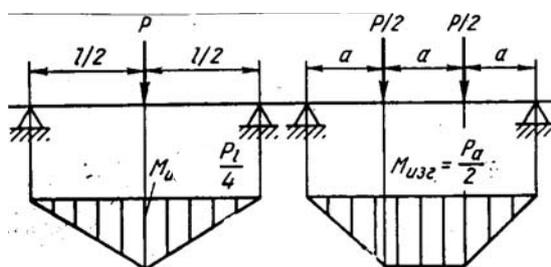


Рис. 6. Схемы нагружения при изгибе сосредоточенной силой (слева) и двумя симметричными силами (справа):

P – нагружающая сила; l – длина образца; a – три части длины образца

Предел прочности при изгибе вычисляют по формуле

$$\sigma_{изг} = M_{изг} / W ,$$

где $M_{изг}$ – изгибающий момент, $M = \frac{Pl}{4}$; W – момент сопротивления, $W = \frac{bh^2}{6}$ (для прямоугольного образца).

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

При работе деталей машин возможны динамические нагрузки, при которых металлы проявляют склонность к хрупкому разрушению. Для оценки металлов к хрупкому разрушению проводят динамические испытания на ударный изгиб на маятниковых копрах (рис. 7).

Углы отсчитывают по шкале.

По шкале определяют работу K , затраченную на разрушение и рассчитывают основную характеристику – ударную вязкость:

$$КС = K / S'_0 ,$$

где K – работа; S'_0 – сечение квадратного образца в месте надреза.

Единица ударной вязкости – МДж/м².

По ГОСТ 9454–78 предусмотрены три типа надрезов:

- 1) U-образный, $r = 1$ мм;
- 2) V-образный, $r = 0,25$ мм;
- 3) T-образный, трещина усталости.

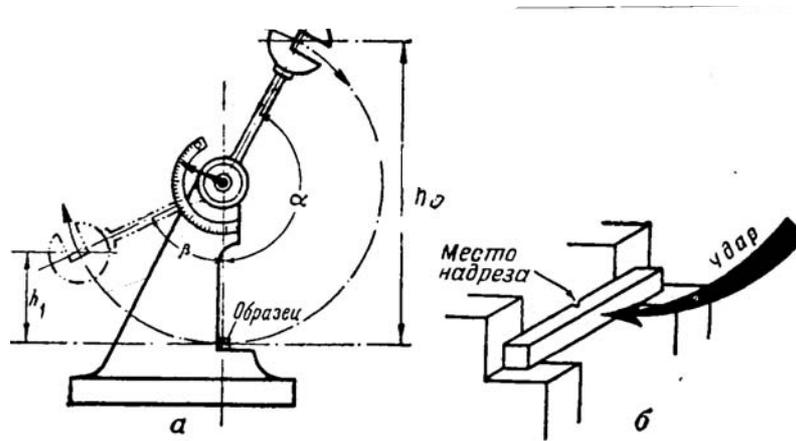


Рис. 7. Схема маятникового копра (а) и схема расположения образца при ударном нагружении (б):
 α – угол подъема копра до удара; β – угол подъема копра после удара;
 h_0 – высота подъема копра до удара; h_1 – высота подъема копра после удара

Основным критерием ударной вязкости является КСИ:

$$КСИ = КС_3 + КС_p,$$

где $КС_3$ – работа зарождения трещины; $КС_p$ – работа распространения трещины; КСИ – критерий трещиностойкости, сопротивление материала распространению трещины.

Работоспособность материала с трещиной оценивается теоретически Гриффитсом (рис. 8).

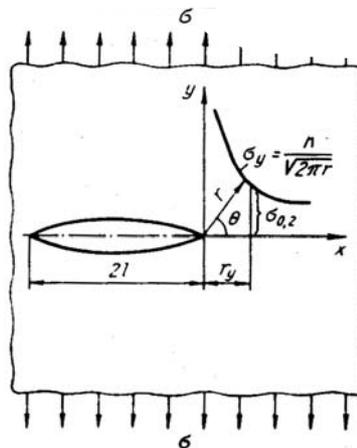


Рис. 8. Распределение напряжений в вершине трещины (модель Гриффитса)

В материале, нагруженном напряжением σ , расположена трещина длиной $2l$. Распределение напряжений в вершине трещины показано кривой в координатах $x - y$:

$$\sigma_y = \frac{n}{\sqrt{2\pi r}},$$

где r – радиус в вершине трещины.

При r малом σ_y – велико, отличается от среднего значения.

Коэффициент концентрации напряжений

$$K = \sigma_y / \sigma.$$

Для отверстий $K = 3$, для остроугольной трещины K много больше «сотни».

Для хрупкого материала (стекло) с трещиной – разрушение немедленное.

Ударная вязкость наиболее чувствительна к снижению температуры.

Хладноломкость – свойство материала терять вязкость, хрупко разрушаться при низких температурах. На переход металла от вязкого разрушения к хрупкому указывают изменения строения излома (рис. 9):

- волокнистый, матовый – вязкий;
- кристаллический, блестящий – хрупкий.

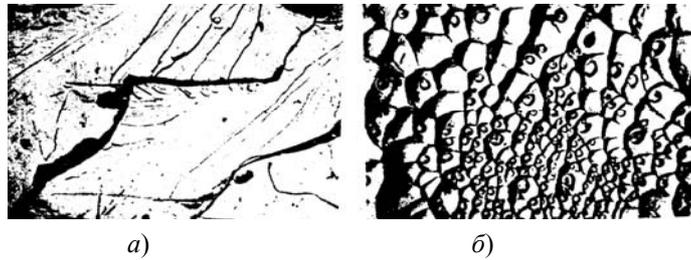


Рис. 9. Микроструктуры хрупкого (а) и вязкого (б) изломов металла

Определение порога хладноломкости показано на рис. 10, а, сопротивление вязкому разрушению – на рис. 10, б, на которых приняты обозначения:

$B, \%$ – процент вязкого излома;

a_n – работа зарождения трещины;

a_p – работа развития трещины;

T_{50} – температура, при которой 50 % вязкого излома, 50 % – хрупкого, температура полхрупкого разрушения;

$T_n - T_b$ – температурный интервал хладноломкости, где T_n, T_b – температура нижняя, верхняя.

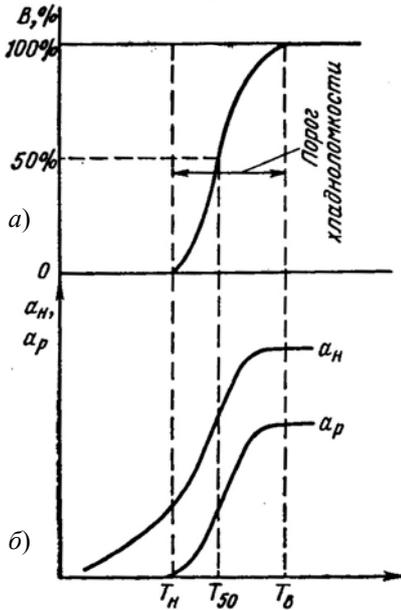


Рис. 10. Определение порога хладноломкости (а) и сопротивление вязкому разрушению (б)

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ (ПЕРЕМЕННЫХ) НАГРУЗКАХ

Многие детали машин испытывают много раз повторяющиеся нагрузки (рессоры, в двигателе).

Процесс постепенного накопления повреждения в металле, образование трещин – называют усталостью, а свойство противостоять усталости – выносливостью (рис. 11).

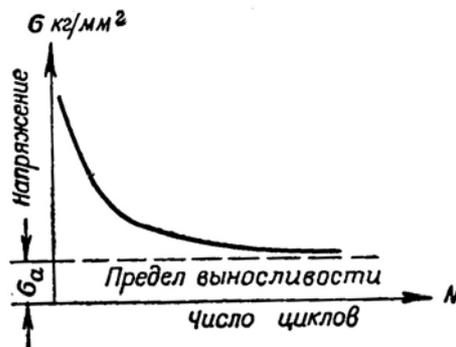


Рис. 11. Кривая усталости

При знакопеременных нагрузках разрушение происходит постепенно при напряжениях меньших предела прочности. Этот процесс постепенного разрушения (усталости) заключается в том, что поверхность, как наиболее нагруженная часть сечения, претерпевает микродеформацию, а затем в наклепанной (упрочненной деформацией) зоне возникает трещина, которая постепенно развивается. Усталостное разрушение происходит в три этапа: I – накопление деформацией; II – распространение трещины; III – долом.

Оценивается эта характеристика величиной σ_a (предел выносливости) – количество циклов нагружения до появления опасности разрушения. Например, железнодорожные рельсы по прошествии некоторого времени нужно менять, чтобы не произошло катастрофического разрушения.

Лекция 4

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

1. ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Под действием приложенных извне сил металлическое тело изменяет свою форму – деформируется. Если после разгрузки форма и размеры тела не возвращаются в исходное состояние, то деформация называется остаточной или пластической.

Наиболее распространенным механизмом является сдвиговой. Он заключается в упорядоченном смещении отдельных частей кристалла под действием внешних сил. Сдвиговая деформация наступает почти одновременно с приложением внешних сил (рис. 1).

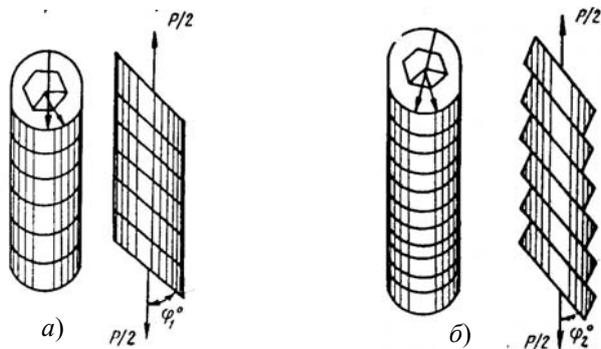


Рис. 1. Сдвиговые деформации в монокристалле:

a – до нагружения; φ_1^0 – угол между осевой линией и плоскостью скольжения;

б – в процессе нагружения; φ_2^0 – угол между осевой линией и плоскостью скольжения; $P/2$ – нагрузка

Процесс деформации может протекать при разных температурах. Если она протекает при температуре выше $0,4T_{пл}$, то она называется горячей деформацией, если при меньших, то холодной деформацией.

2. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

При холодной пластической деформации смещение отдельных частей кристалла происходит по атомным плоскостям, которые называются плоскостями скольжения (сдвига). Плоскости, по которым прошел сдвиг, выявляются на полированной поверхности шлифа в виде прямых (извилистых) линий. Эти линии называются линиями скольжения (рис. 2).



Рис. 2. Линии скольжения на поверхности полированного железа.
Увеличение $100\times$

Прямая полоса скольжения свидетельствует о том, что сдвиг прошел по одной плоскости, кривая линия – по многим плоскостям. Чем больше число полос скольжения, тем больше степень деформации.

Скольжение по какой-либо системе плоскостей может происходить лишь под влиянием напряжений, действующих вдоль направления. Эти напряжения называются скалывающими. Напряжения, нормальные к плоскости скольжения, сдвига в ней не вызывают. Скалывающие напряжения определенной минимальной величины называются критическими. Величину скалывающего напряжения можно найти из схемы (рис. 3).

Уравнение для расчета скалывающего напряжения

$$\tau = \frac{F}{A} \cos \lambda \cos \varphi .$$

Обозначения λ , φ показаны на рис. 3.

Сдвиговая деформация может осуществляться не только скольжением (рис. 4, *a*), но и двойникованием (рис. 4, *б*).

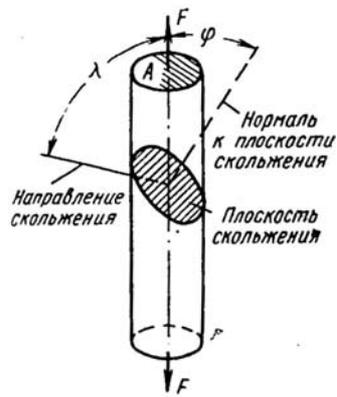


Рис. 3. Схема для определения скальвающего напряжения при действии растягивающей силы

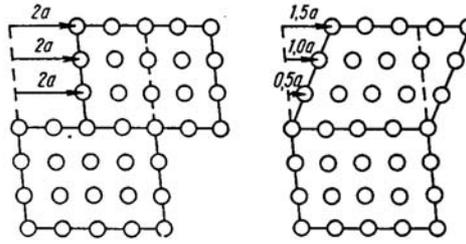


Рис. 4. Схема сдвига (а) и двойникования (б)

При сдвиге части кристалла смещаются как минимум на один период решетки, например $2a$. При двойниковании смещения атомов происходят плавно от одной плоскости к другой, например, в одной плоскости $0,5$, в соседней – $1,0$, в следующей – $1,5$ периода решетки. Получается зеркальное отражение одной части кристалла относительно другой.

3. МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Если смещение осуществляется жестким сдвигом – одновременным смещением всех атомов по всей плоскости скольжения, то напряжения должны превышать действительные скальвающие напряжения в тысячу раз. Такое несоответствие расчетных и действительных (реальных) объясняет теория дислокаций (рис. 5).

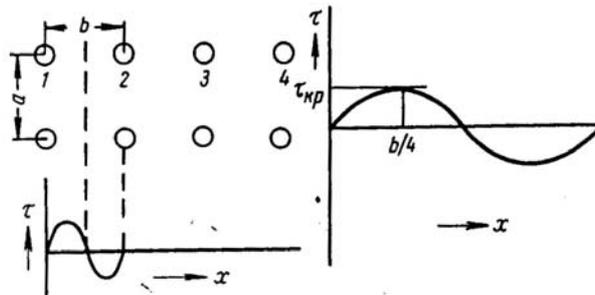


Рис. 5. Зависимость скальвающего напряжения τ от деформации x при жестком сдвиге

На рис. 5 изображена проекция двух атомных плоскостей, расстояние между которыми равно a . Каждый кружок является проекцией атомного ряда, перпендикулярного чертежу. При жестком сдвиге ряд 1 верхней плоскости сдвинется на межатомное расстояние b и станет над рядом 2 нижней плоскости, ряд 2 над рядом 3 и т.д.

Напряжение сдвига τ при таком смещении будет изменяться по синусоиде (нижний ряд неподвижен). Прохождение τ через ноль при $x = b/2$ обусловлено тем, что в этом положении на ряд 1 верхней плоскости действуют одинаковые по величине и разные по знаку силы взаимодействия с рядами 1 и 2 нижней плоскости. Изменение знака τ через каждую половину периода объясняется тем, что при $x < b/2$ верхние ряды притягиваются нижними соседями влево, а при $x > b/2$ – нижними рядами вправо. Отсюда

$$\tau = K \sin \frac{2\pi x}{b}, \quad (1)$$

где K – константа, определяющая наклон касательной в начале координат.

В начальный момент сдвига, когда x мало, примем

$$\tau = K \frac{2\pi x}{b}. \quad (2)$$

По закону Гука

$$\tau = G \frac{x}{b}, \quad (3)$$

где G – модуль сдвига.

Следовательно,

$$K = \frac{Gb}{2\pi a} \quad (4)$$

и уравнение (1) преобразуется так:

$$\tau = \frac{b}{a} \frac{G}{2\pi} \sin \frac{2\pi x}{b} . \quad (5)$$

Необратимый сдвиг наступает при $x = \frac{b}{4}$ и, следовательно, критическое скалывающее напряжение

$$\tau_{кр} = \frac{b}{a} \frac{G}{2\pi} .$$

Принимая, что если сдвиг протекает в кристалле, имеющем кубическую решетку $b = a$, получаем

$$\tau_{кр} = 10^{-1} G . \quad (7)$$

В действительности $\tau_{кр} = 10^{-5} G$ во всех реальных металлах. Это заставило отказаться от представления Френкеля о жестком сдвиге. Было высказано предположение о том, что под действием напряжений сдвиг постепенно распространяется по всей плоскости скольжения. При сдвиге только небольшое число атомов вблизи сдвинутой и не сдвинутой областями смещено из своих положений равновесия. Остальные атомы сохраняют свои равновесные положения (рис. 6).

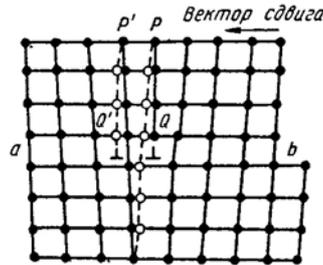


Рис. 6. Схема перемещения атомов при скольжении краевой дислокации (светлые кружочки показывают новые положения атомов после перемещения дислокации из положения Q в Q')

Граница области, в которой произошел сдвиг, представляет собой линейный дефект – дислокацию. На схемах дислокацию обозначают значком «⊥».

На рис. 6 ab – плоскость скольжения, она перпендикулярна чертежу. Под влиянием скалывающих напряжений дислокация смещается из положения Q в положение Q' , т.е. на одно межатомное расстояние. Атомы, участвующие в этом процессе, смещаются на расстояние меньше одного параметра. Если скалывающее напряжение продолжает действовать, то дислокация (⊥) как по эстафете перемещается из одного ряда в другой, проходя через весь кристалл, пока не выйдет на свободную поверхность с левой стороны. В результате пробега дислокации через весь кристалл получаем смещение на один параметр кристаллической решетки.

Движение дислокаций можно проследить, протравив полированную поверхность кристалла (рис. 7).

Дислокации выявляются травлением. Химический травитель растворяет поверхность кристалла в том месте, где располагается дислокация. Она искажает кристаллическую решетку, поэтому этот участок растравливается с большей скоростью, чем фон. В месте дислокации образуется ямка травления. На фотографии при увеличении $300\times$ показаны ямки травления, выстроенные в полосы скольжения.

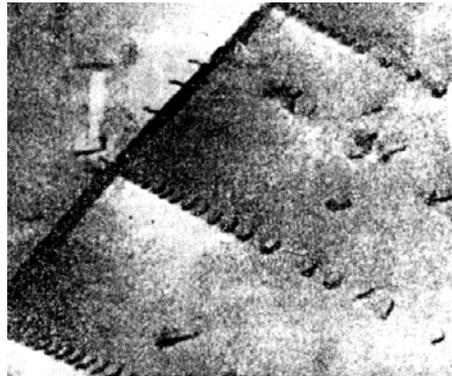


Рис. 7. Линии дислокаций вблизи препятствия

4. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРОЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА (РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ)

Пластическая деформация приводит металл в структурно неустойчивое состояние. Переход металла в равновесное состояние может происходить самопроизвольно при небольшом нагреве. Такой процесс называется отдыхом или возвратом (рис. 8).

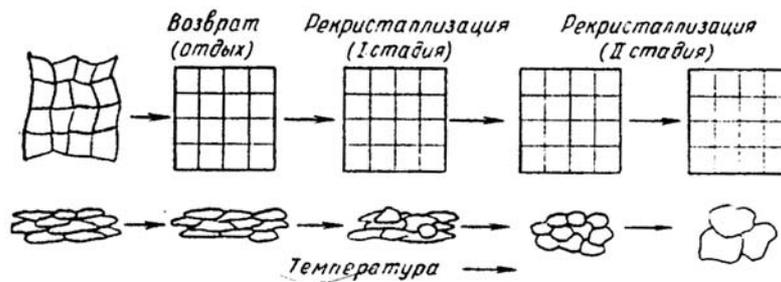


Рис. 8. Схема рекристаллизационных процессов

При отдыхе происходит снятие напряжений в кристаллической решетке. На первом кадре (рис. 8) показана искаженная решетка, на втором – восстановленная. При этом происходит изменение дислокационной структуры (рис. 9).

Дислокационная структура, образовавшаяся после деформации, содержит множество дислокаций, хаотически располагающихся по всему металлу (рис. 9, а). В процессе возврата (отдыха) происходит частичная аннигиляция дислокаций, уменьшение их плотности, выстраивание в стенки (рис. 9, б). Этот процесс называется полигонизацией.

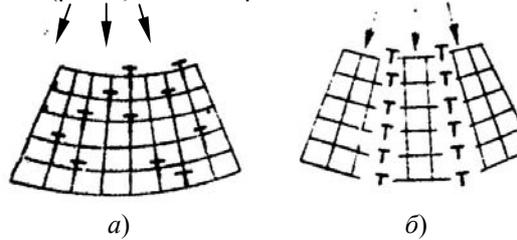


Рис. 9. Схема полигонизационного процесса при возврате (схема)

Рекристаллизация, т.е. образование новых зерен, протекает при более высоких температурах, чем возврат. Температура, при которой рекристаллизация начинается, зависит от температуры плавления:

$$T_p = a T_{пл}$$

где $T_{пл}$ – температура плавления металла; a – коэффициент чистоты металла (0,3...0,4).

Рекристаллизация включает в себя две стадии. На первой стадии (рис. 8, третий кадр) в зернах деформированного металла зарождаются мелкие новые зерна округлой формы. Вторая стадия заключается в росте зерен при более высокой температуре (рис. 8, два правых крайних кадра). Эта стадия называется собирательной рекристаллизацией.

Рост кристаллов после холодной пластической деформации определяется стремлением свободной энергии системы занять состояние с меньшей энергией. Это происходит тогда, когда зерен в металле становится меньше, так как граница зерна обладает большей внутренней энергией (рис. 10 и 11).

Такие же процессы собирательной рекристаллизации наблюдают и в цветных металлах (наклепанная латунь). В структуре латуней (рис. 11) явно видны двойники.

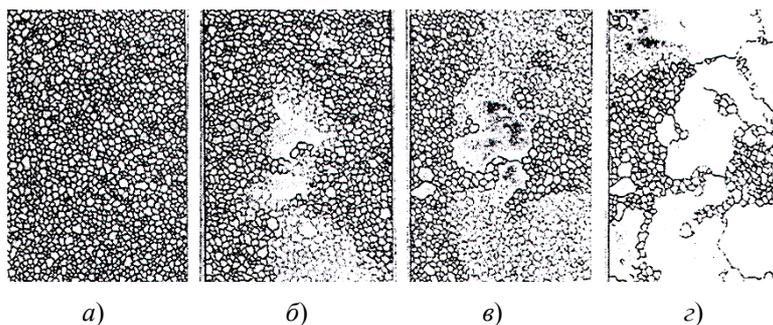


Рис. 10. Структура чистого железа на разных стадиях рекристаллизации (в, г характеризуют собирательную рекристаллизацию)

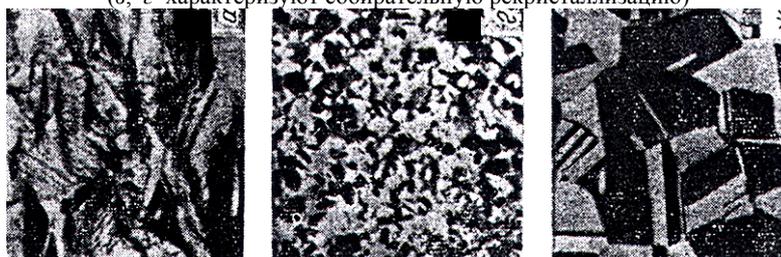


Рис. 11. Собирательная рекристаллизация

Лекция 5

ДИАГРАММА ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ

1. ПОНЯТИЕ О ДИАГРАММЕ СОСТОЯНИЯ

Диаграмма состояния показывает изменение состояния в зависимости от температуры и концентрации (давление – const).

Если система состоит из одного компонента, то диаграмма состояния будет иметь одно измерение (шкала температур) и соответствующие точки на прямой покажут равновесную температуру изменения агрегатного состояния при наличии следующих фаз:

L – жидкая фаза (расплав);
 t – температура;
 t_2 – температура кристаллизации;
 β – высокотемпературная кристаллическая модификация (ГЦК);
 t_1 – температура полиморфного превращения;
переход $\beta \rightarrow \alpha$.
 α – низкотемпературная кристаллическая модификация (ОЦК).

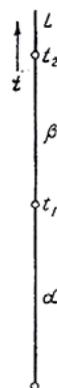


Рис. 1. Изменение агрегатного состояния однокомпонентной системы в зависимости от температуры

2. ДВУХКОМПОНЕНТНЫЙ СПЛАВ

В системе два компонента A и B . Второе измерение покажет концентрацию (состав) сплава. Диаграмму строят в двух измерениях: температура – концентрация (рис. 2).

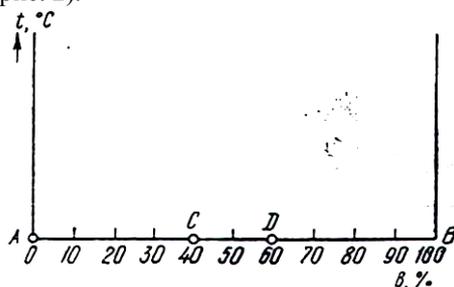


Рис. 2. Координаты для изображения двухкомпонентной системы

По оси ординат откладывают температуру, по оси абсцисс – концентрацию компонентов A и B . При этом общее содержание компонентов в сплаве равно 100 %. Каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию компонента.

В точке C – 40 % компонента B и 60 % компонента A . В точке D – 60 % компонента B и 40 % компонента A . По мере удаления от точки A увеличивается в сплаве количество компонента B и в точке B его количество равно 100 %. Следовательно, крайние точки соответствуют чистым компонентам, а промежуточные точки соответствуют сплавам (двойным).

3. МЕТОДЫ ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ (экспериментальные)

Для построения диаграммы состояния пользуются результатами термического анализа (см. лаб. работу «Термический анализ сплавов»). Термический анализ основан на построении кривых охлаждения в координатах температура–время. По остановкам и перегибам на кривых охлаждения, вызванным тепловыми эффектами? определяют температуры превращений.

Операции, выполняемые при построении диаграммы состояния:

- 1) температуры фиксируют с помощью термопар;
- 2) берутся тигли с навесками сплавов;
- 3) строят графики кривых охлаждения;
- 4) фиксируют температуры критических точек фазовых превращений;
- 5) отмечают на сплавах критические точки;
- 6) соединяют точки (критические) линиями ликвидус и солидус;
- 7) заполняют фазовые области.

4. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ С НЕОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ

Компоненты A и B удовлетворяют трем требованиям:

- 1) компоненты должны быть изоморфными, т.е. иметь одинаковый тип кристаллических решеток, например объемно-центрированную кубическую (ОЦК);
- 2) компоненты не должны сильно отличаться размерами диаметров (на величину не более 15 %);
- 3) компоненты должны иметь одинаковую валентность, чтобы не нарушать структуру электронного газа.

A_1, B_1 – температуры плавления компонентов

Фазы L, α – твердый раствор.

Если два компонента неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях, то возможно существование двух фаз L, α . Следовательно, трех фаз быть не может, кристаллизация сплавов при постоянной температуре не наблюдается, горизонтальной линии нет (правило фаз Гиббса).

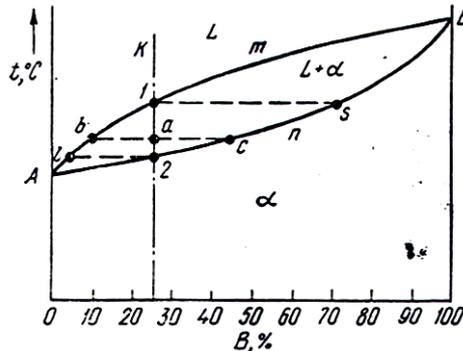


Рис. 3. Диаграмма состояния, компоненты которой неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях

Диаграмма состояния (рис. 3) имеет простой вид – есть всего две линии: ликвидус, солидус. Линии пересекаются в точках кристаллизации чистых компонентов (слева A_1 , справа B_1). Такие диаграммы имеют Ag–An, Mo–W, Cu–Ni.

Все сплавы затвердевают между линиями ликвидус–солидус ($\alpha + L$), где $c = 1$. Вся диаграмма состояния имеет три области: $L, L + \alpha, \alpha$.

Рассмотрим затвердевание сплава K (25 % B , 75 % A). Жидкая фаза начинает кристаллизоваться при температуре точки I . При этом выделяется фаза α , по схеме $L \rightarrow \alpha$. Завершается кристаллизация (точка 2) образованием α -твердого раствора. Кристаллизация идет в интервале температур $I-2$.

Кристаллизация сплава более сложный процесс, чем у чистых металлов: внутри каждого кристалла идут диффузионные процессы перераспределения компонентов.

Так в начальный момент кристаллизации в точке I состав выпавших кристаллов соответствует точке S (см. ниже правило отрезков). Проектируем S на ось составов $\approx 70\% B, 30\% A$.

В конце затвердевания (точка 2) последняя капля жидкой фазы имеет состав $L = 5\% B, 95\% A$. Для того чтобы выровнять концентрацию по сечению зерен, т.е. чтобы средний состав сплава приблизился и стал K , нужно выдержать сплав вблизи солидус. При этом пройдет диффузия. Такая операция называется гомогенизацией. Вообще для определения состава фаз и их количества применяют правило отрезков. При любой температуре (a) внутри двухфазной области проводят коноду. Проекция крайних точек (b и c) на ось составов покажет состав жидкости L в точке b и твердого раствора в точке c .

Кроме этого можно определять количество жидкости и α -твердого раствора. Отрезки коноды ba, ac показывают количество фаз в обратной пропорциональности $L_n / \alpha_c = ac / ab$.

Кривая охлаждения сплава K на рис. 4, a показывает как меняется температура во времени. Есть две точки: 1 и 2 , которые называются критическими, соответствуют фазовым превращениям. На рис. 4, b показана схема изменения структур от L до α .

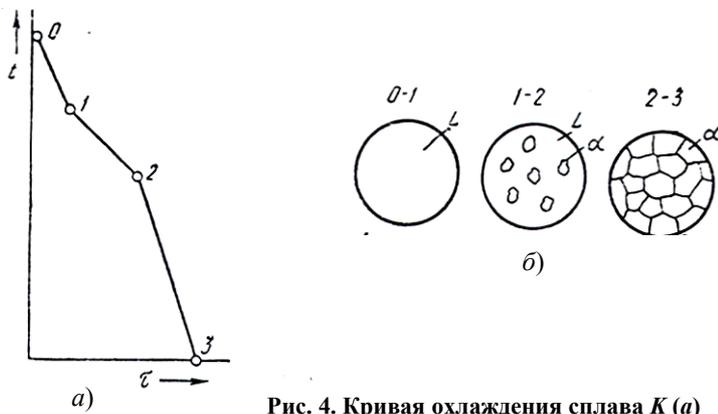


Рис. 4. Кривая охлаждения сплава K (а) и схема изменения структур (б)

5. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ, КОМПОНЕНТЫ КОТОРЫХ ОГРАНИЧЕННО РАСТВОРИМЫ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ И ОБРАЗУЮТ ЭВТЕКТИКУ

Рассмотрим компоненты A и B , фазы L , α , β .

В сплавах такого рода возможно существование жидкой фазы L , твердой фазы α (раствор B в A), твердой фазы β (раствор A в B). В сплаве возможно неинвариантное равновесие при одновременном существовании L , α , β ($C = 0$). Кристаллизация таких сплавов идет при постоянной температуре (рис. 5).

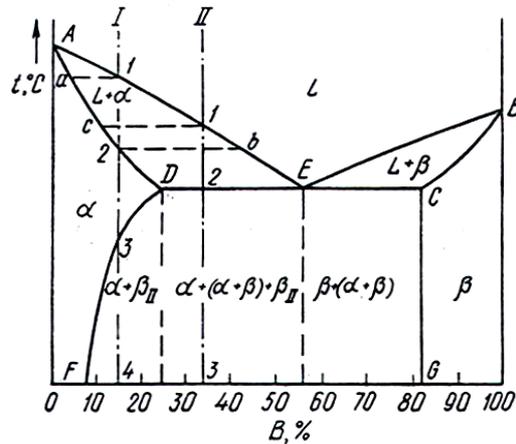


Рис. 5. Диаграмма состояния с эвтектикой

В этой системе не образуются фазы, представляющие чистые компоненты. Из жидкости выделяются только α , β . Около вертикалей A , B , соответствующих чистым компонентам, находятся области существования твердых растворов α , β .

Предельная растворимость α -раствора линия DF . Эти линии называются сольвус.

Фазовые области заполняются: L , $L + \alpha$, $L + \beta$, $\alpha + \beta$. Точка E является результатом пересечения двух линий ликвидус AE , BE , поэтому в т. E жидкость насыщена фазами α , β . При малейшем переохлаждении жидкость становится пересыщенной α и β и начинает их выделять.

Точка E – эвтектика, сплав – эвтектический, линия DEC – эвтектическая линия, процесс кристаллизации – эвтектический, структура – эвтектическая.

$L_E \rightarrow \alpha_D + \beta_C$ (индексы показывают составы фаз).

Кристаллизация сплава E идет при постоянной температуре ($C = 0$). Рассмотрим кристаллизацию сплава I , которая начинается в точке I , заканчивается затвердевание в точке 2 . От точки 2 до точки 3 изменений в структуре нет. В точке 3 начинается вторичная кристаллизация $\alpha \rightarrow \beta_{II}$, это продолжается до комнатной температуры.

Вторичными кристаллами называется фаза β_{II} , которая выделяется из пересыщенного раствора α , состав которого изменяется по линии DF . При понижении температуры количество β_{II} возрастает. Кривая охлаждения сплава I и схема формирования структур показана на рис. 6. Процесс выделения вторичных кристаллов называется вторичной кристаллизацией.

Сплав II называется доэвтектическим (рис. 7).

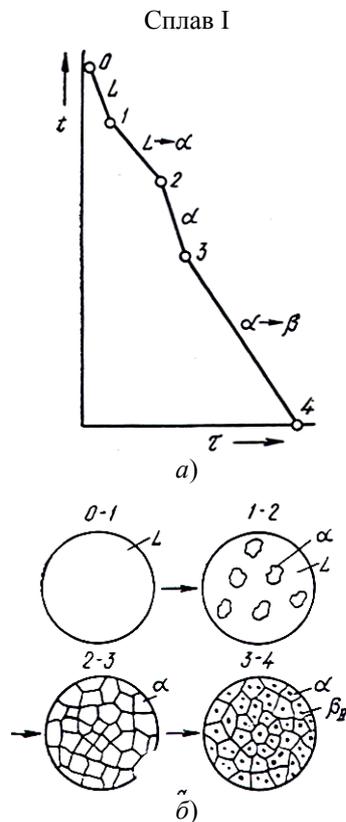


Рис. 6. Кривая охлаждения сплава I (а) и схема формирования структур (б)

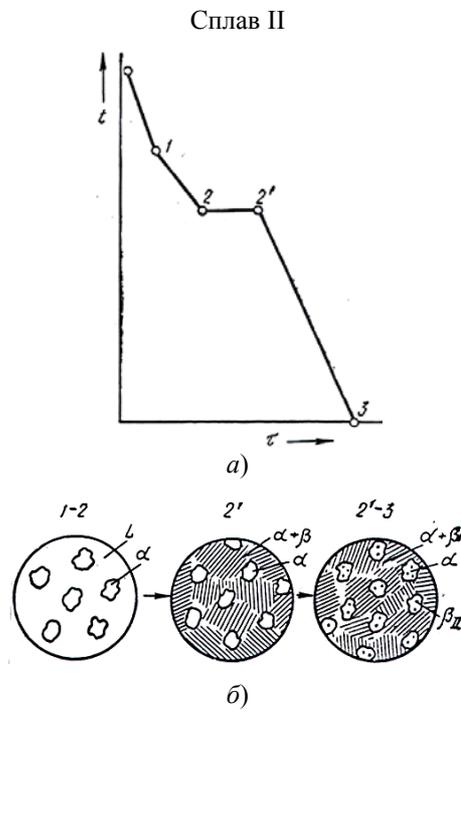


Рис. 7. Кривая охлаждения сплава II (а) и схема изменения структур при охлаждении (б)

Сплавы, которые располагаются правее эвтектической точки E в интервале концентраций EC , называются заэвтектическими. Они кристаллизуются в два этапа. На первом этапе из жидкой фазы выделяются кристаллы β , на втором этапе на линии DEC остаток жидкости распадается по эвтектической схеме $L \rightarrow \alpha + \beta$. Конечная структура $\beta + \text{эвт.} (\alpha + \beta)$.

Реальные структуры эвтектики и заэвтектического сплава показаны на рис. 8.

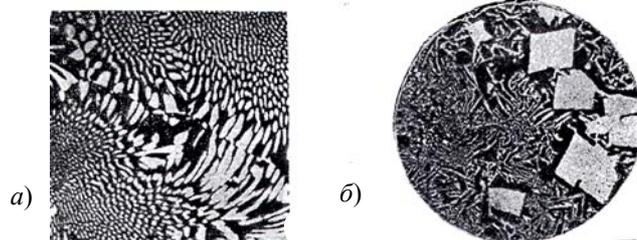


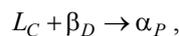
Рис. 8. Фография эвтектики в системе Bi-Sb (а) и заэвтектического (б – крупные кристаллы Bi)

6. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ДЛЯ ОГРАНИЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ПЕРИТЕКТИКУ

Эвтектика образуется ($L \rightarrow \alpha + \beta$), когда $T_{пл}^B \approx T_{пл}^A$. Возможен второй вариант безвариантного равновесия: $L + \beta \rightarrow \alpha$.

Когда при компонентах A и B выполняется неравенство $T_{пл}^B \gg T_{пл}^A$, то структура сплава состоит из трех фаз: L, α, β , поэтому наблюдается безвариантное равновесие ($C = 0$).

Перитектическое превращение заключается во взаимодействии жидкой фазы и ранее выпавших кристаллов твердого раствора, результатом которого является образование новой фазы (рис. 9):



где индексы показывают состав фаз.

Кристаллизация сплавов I и II, кривые охлаждения и схемы микроструктур показаны на рис. 10.

Кристаллизация сплава I начинается в точке I , когда из жидкости выделяется β -фаза. Состав ее меняется по линии ликвидус DB до точки D . На перитектической линии CPD идет реакция $L + \beta \rightarrow \alpha$. Точки D и P показывают предельную концентрацию β и α фаз. Применяя правило отрезков, констатируем, что в избытке остается β -фаза:

$$\frac{\text{Количество } \beta}{\text{Количество } L} = \frac{C2}{D2}.$$

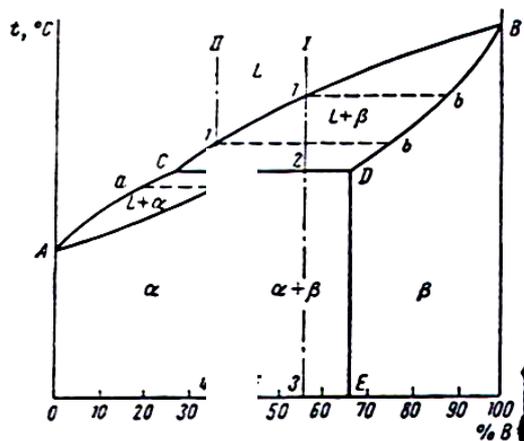


Рис. 9. Диаграмма состояния с перитектикой

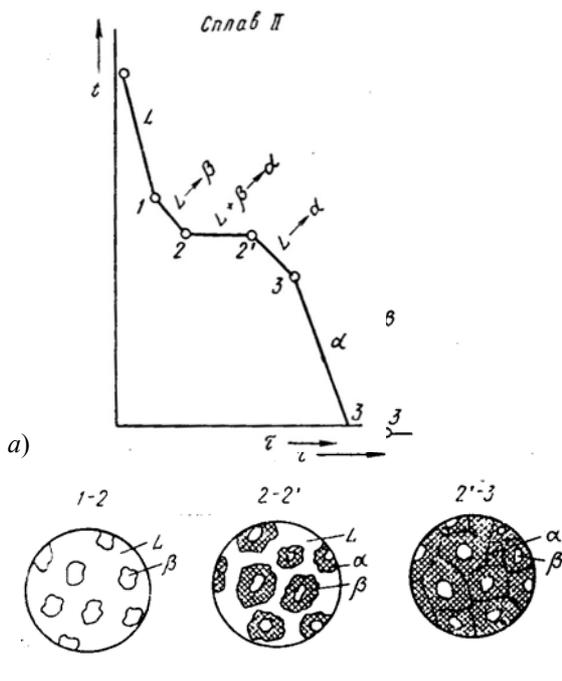


Рис. 10. Кривые охлаждения сплавов I и II (а);
схема формирования структур сплава I (б)

Кристаллизация сплава II отличается от кристаллизации сплава I тем, что в результате перитектической реакции имеется избыток жидкой фазы, которое необходимо для образования α -кристаллов концентрации P . Поэтому перитектическое превращение заканчивается полным израсходованием β -твердого раствора и оставшаяся жидкость в интервале между точками 2 и 3 кристаллизуется в β -фазу. При этом концентрация жидкости изменяется по кривой CA , концентрация образующихся кристаллов α -фазы – по линии $P3$.

7. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ХИМИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ

Химические соединения образуются при определенном соотношении компонентов. На диаграмме состояния химическое соединение обозначают вертикальной линией и обозначают химической формулой, например A_nB_m , где A и B – символы компонентов, n и m – количество атомов, участвующих в образовании химического соединения.

1. Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением. Компоненты системы A , B , химическое соединение A_nB_m , количество фаз, образующих систему L , A , A_nB_m или L , B , A_nB_m .

Это соединение называется устойчивым, так как при нагревании оно расплавляется (рис. 11).

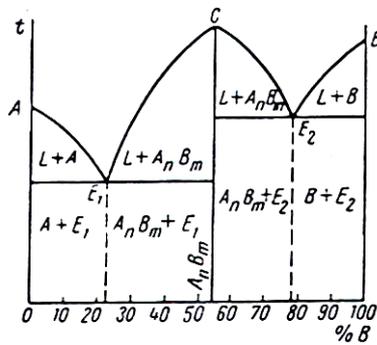


Рис. 11. Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением

Рассматривают в этой системе сплавы $A - A_nB_m$, $A_nB_m - B$, т.е. две диаграммы состояния, составленные вместе. В одной диаграмме существовать могут три фазы L, A, A_nB_m , тогда $C = 0$, в другой — $L, B, A_nB_m - C = 0$, образуют они две эвтектики E_1, E_2 .

Изучают такие диаграммы состояния как эвтектические, где есть соответствующие области доэвтектических и заэвтектических сплавов (см. диаграмму состояния с эвтектикой).

2. Диаграмма состояния с неустойчивым химическим соединением. В системе из компонентов A, B образуется неустойчивое соединение A_nB_m , которое при нагревании не расплавляется, а распадается на несколько фаз.

При наличии трех фаз L, B, A_nB_m возможно безвариантное равновесие $C = 0$ (рис. 12).

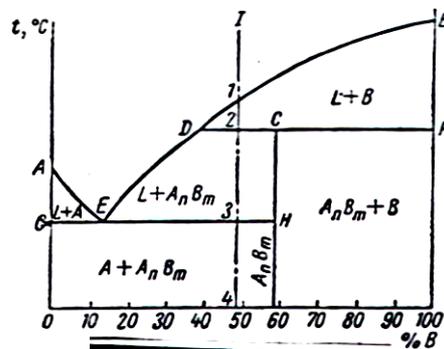


Рис. 12. Диаграмма состояния с неустойчивым химическим соединением

Схема этого превращения $L_D + B \rightarrow A_nB_m$. Оно напоминает перитектическое превращение, но не образует твердые растворы, а образует в результате реакции химическое соединение A_nB_m . Процесс кристаллизации сплава I идет в трех критических точках. В точке 1 — начало кристаллизации, в точке 2 при постоянной температуре образуется неустойчивое соединение по схеме, приведенной выше. По окончании реакции в избытке остается жидкость, охлаждаемая до точки 3. В точке E она распадается по эвтектической схеме.

Кривые охлаждения, их построение, схемы микроструктур не приводятся, так как они рассмотрены в предыдущих разделах и их нужно знать.

8. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ, ИСПЫТЫВАЮЩИХ ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Все предыдущие диаграммы рассматривали превращения, связанные с первичной кристаллизацией, т.е. кристаллизацию жидкой фазы.

Полиморфные превращения происходят в твердых фазах. Причем чистые металлы испытывают превращения при постоянной температуре, а твердые растворы на их основе — в интервале температур по закону Гиббса.

Приведем несколько диаграмм состояния с полиморфными превращениями: A — для случая, когда один компонент A испытывает полиморфный переход в точке C (рис. 13).

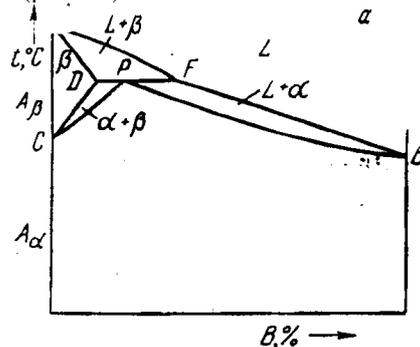


Рис. 13. Диаграмма состояния для случая, когда один компонент имеет полиморфный переход

На этой схеме твердые растворы α и β изоморфны. В этом случае при смещении точек (линий) полиморфного превращения смещаются в высокотемпературную область и формируют перитектическое превращение. B – более сложный вариант, когда оба компонента испытывают полиморфные переходы (рис. 14).

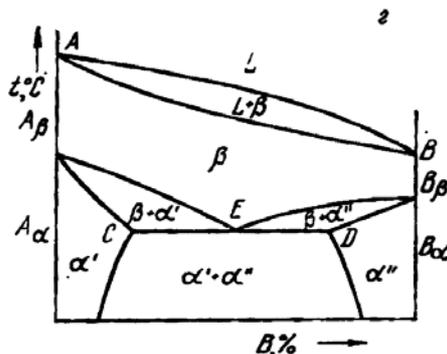


Рис. 14. Диаграмма состояния для эвтектоидного распада

В этой диаграмме состояния высокотемпературные модификации A_β и B_β неограниченно растворимы друг в друге, образуя твердый раствор неограниченной растворимости – β -фазу.

Низкотемпературные модификации образуют ограниченные твердые растворы $A_{\alpha'}$ и $B_{\alpha''}$. При температуре, соответствующей линии CED происходит распад β -твердого раствора с одновременным выделением α' и α'' твердых растворов: $\beta \rightarrow \alpha' + \alpha''$.

Превращение протекает аналогично эвтектики, но исходным материалом является твердая β -фаза. В отличие от кристаллизации из жидкости такое превращение называют эвтектоидным.

Лекция 6

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ

1. ИСТОРИЧЕСКАЯ СПРАВКА

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны, важнейшие металлические сплавы современности. Стали представляют собой сплавы, в которых максимальное содержание углерода не превышает 2,14 %, в чугунах содержание его находится в пределах 2,14...6,67 %.

В период существования СССР страна занимала первое место в мире по производству стали – 150 млн. т в год. Расходо- валась сталь на нужды оборонной промышленности (до 60 млн. т), рельсы и вагоны – 20 млн. т, машиностроение – 20 млн. т и т.д. Такой пример приведен для того, чтобы показать развитие цивилизации, в которой мы находились 1,5 млн. лет.

На ранней стадии развития человеческого общества человечество не знало применения металлов, основными орудиями был камень, палка, которые едва защищали его от внешней среды, поэтому этот период затянулся на сотни веков.

Совершенно случайно в руки человека попал металлический предмет, который он нашел на поверхности – это было золото, которое, как известно, находится в природе в свободном состоянии. Потом вблизи вулканов человек нашел в большом количестве медь, выброшенную на поверхность при извержении. Так в руках человека около 10 – 20 тыс. лет назад появился металл – это был медный и бронзовый века.

Железо в руках человечества в большом количестве появилось 3 тыс. лет тому назад. Многие исследователи этот период связывают с новой эрой. С этого времени начинается новый период развития человеческого общества, так как железо сыграло в этом решающую роль. Постепенно накапливались знания об этом металле.

Хотя первые летописные упоминания о железе появились в средние века, но началом развития науки «Металловедение» можно считать появление систематических публикаций об этом.

В 1868 г. появилась работа русского ученого Дмитрия Константиновича Чернова под названием «Критический обзор работ Калакуцкого о стали и стальных орудиях». В своих работах он представил данные о критических точках в стали (1916 г.), которые легли в основу современной диаграммы состояния железо–цементит (рис. 1).

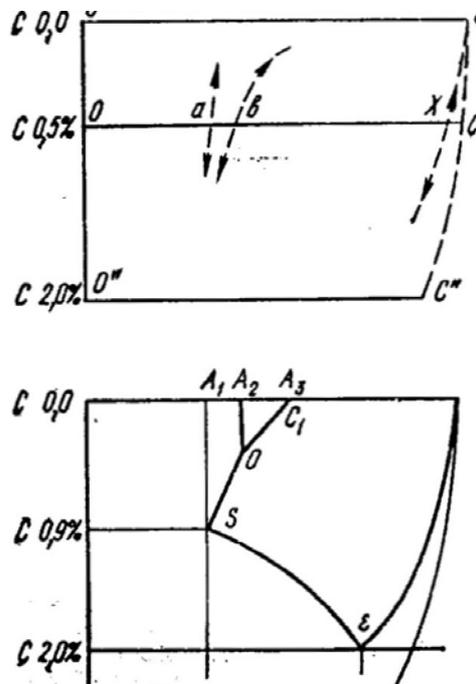


Рис. 1. Диаграмма состояния железа и углерода для сталей в представлении Д.К. Чернова (1916 г.)

Им впервые для того времени определена эвтектоидная точка S (в современной диаграмме состояния приняты такие же обозначения) 0,9 % C (в современной диаграмме 0,8 %). Определены критические температуры A_1, A_2, A_3 (определены Д.К. Черновым на глаз, так как в то время приборов, определяющих температуру не было). Эти температуры положены в основу современной термической обработки.

Впоследствии его представления о диаграмме состояния дорабатывались большой группой ученых: французом Ф. Осмондом, англичанином Р. Аустеном, А. Байковым, Н. Гудцовым и др. Сорби А. один из первых сделал зарисовку высокоуглеродистой стали (рис. 2).

Современная диаграмма состояния, которую можно видеть в учебниках, изданных после 1970 г., представлена на рис. 3.



Рис. 2. Перлит в стали по представлениям Сорби

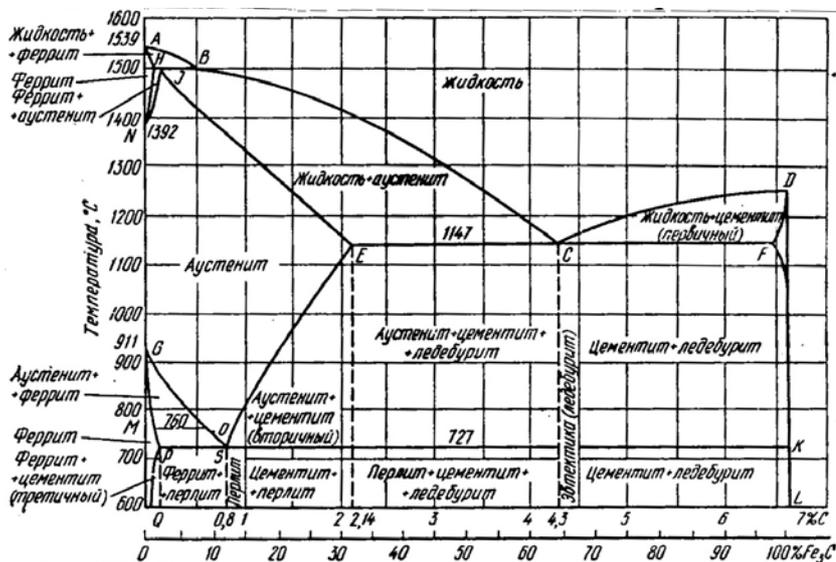


Рис. 3. Диаграмма состояния железо-цементит

2. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ ЖЕЛЕЗА С УГЛЕРОДОМ

Железо и углерод – элементы полиморфные. Железо с температурой плавления 1539 °С имеет две кристаллические модификации – α и γ (рис. 4).

Модификация Fe_α существует при температурах от комнатной до 911 °С и от 1390 до 1539 °С, имеет кристаллическую решетку ОЦК с периодом 0,286 нм (при 20 °С). Особенность этого компонента заключается в ферромагнетизме, которая теряется при температуре выше 768 °С. Эта температура называется точкой Кюри. Модификация Fe_γ существует в интервале температур от 911 до 1392 °С, имеющую ГЦК-решетку с периодом 0,364 нм.

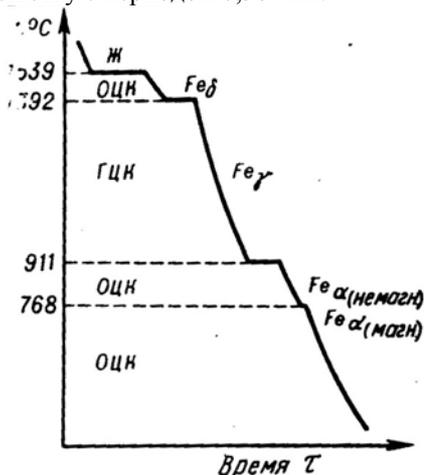


Рис. 4. Кривая охлаждения чистого железа

Углерод имеет две кристаллических модификации: графита и алмаза. При нормальных условиях графит устойчив, стабилен; алмаз – метастабилен, существует при высоких давлениях и температурах.

Фазами железо-углеродистых сплавов являются: расплав, феррит, аустенит, цементит, графит.

Феррит обозначают на диаграммах Ф или α – это твердый раствор внедрения углерода в кристаллическую решетку Fe_α . Предельная растворимость углерода в Fe_α – 0,02 %, в высокотемпературной фазе – 0,1 %. Иногда высокотемпературный феррит обозначают Fe_δ . Низкая растворимость углерода в феррите объясняется отсутствием свободного места в решетке. Углерод растворяется в вакансиях.

Аустенит (А или γ) представляет твердый раствор внедрения углерода в кристаллическую решетку Fe_γ (рис. 5). В этой решетке есть октаэдрическая пора (свободное пространство), в которой свободно размещается атом углерода. Предельная растворимость углерода в аустените 2,14 %.

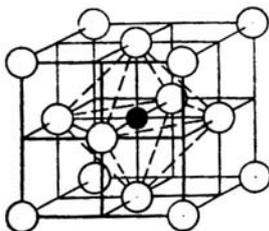


Рис. 5. Аустенит в углеродистой стали

Цементит (Ц) представляет собой устойчивое химическое соединение железа углерода Fe_3C . Содержит 6,69 % C (6,67 %). Имеет сложную кристаллическую решетку (рис. 6).

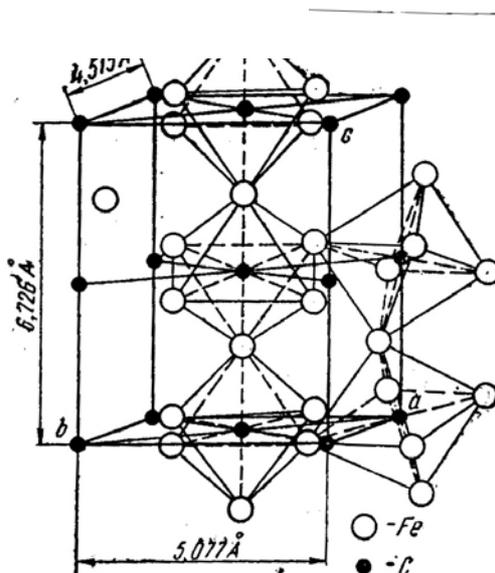


Рис. 6. Кристаллическая решетка цементита

При нормальных условиях цементит очень тверд, но хрупок, теряет магнитные свойства при 210 °С.

Графит (Г) – углерод в свободном состоянии. Имеет гексагональную кристаллическую решетку. Он электропроводен, химически стоек, мягок, малопластичен.

3. ОПИСАНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

Диаграмма состояния имеет два варианта: Fe–Ц, Fe–Г.

Первая представлена на плоскости: ось абсцисс – концентрационная до цементита и ось ординат – температурная (0...1600 °С). (Содержание % C, умноженное на 15, дает содержание цементита).

Линия *ABCD* – ликвидус; *AHJECF* – солидус; жидкость – Ж; выше линии ликвидус – жидкий раствор углерода в железе.

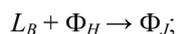
Цементит – Fe_3C , линия *DFK*;

Феррит – Ф, Fe_α , левее *GPS* и *AHN*;

Аустенит – А, Fe_γ , линия *NJESG*.

Три горизонтальные линии:

1499 °С *HJB* перитектика, концентрация 0,1...0,5 % C



1147 °С – эвтектика *ECF*, концентрация 2,14...6,67 % C;

727 °С – эвтектоид *PSK*, концентрация 0,02...6,67 % C.

Для всех $C = 0$ (закон Гиббса).

Характерные точки, которые формируют линии диаграммы состояния представлены в табл. 1.

1. Точки диаграммы состояния железо-цементит

(по вертикали, t °С, по горизонтали, % C, рис. 3)

Обозначение точки	t , °С	C, %
A	1539	0
H	1499	0,1
J	1499	0,16
B	1499	0,51
N	1392	0
D	1260	6,69
E	1147	2,14
C	1147	4,3
F	1147	6,69
G	911	0
P	727	0,02
S	727	0,8
K	727	6,69

Порядок построения диаграммы Fe–Ц:

1. Вычертить оси в масштабе.
2. Отметить точки для чистого Fe и Ц.
3. Построить три горизонтальные линии (перитектику, эвтектику, эвтектоид).
4. Соединить ликвидус, солидус.
5. Сольвус для А, Ф.
6. Заполнить фазы структуры.

4. ПЕРВИЧНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СТАЛЕЙ

Диаграмму удобнее рассматривать по частям (рис. 7).

Сплав содержит до 0,16 % С; выделяет Ж → Ф, потом следует перитектика Ж_B + Ф_H → А_J; С = 0 – закон Гиббса.

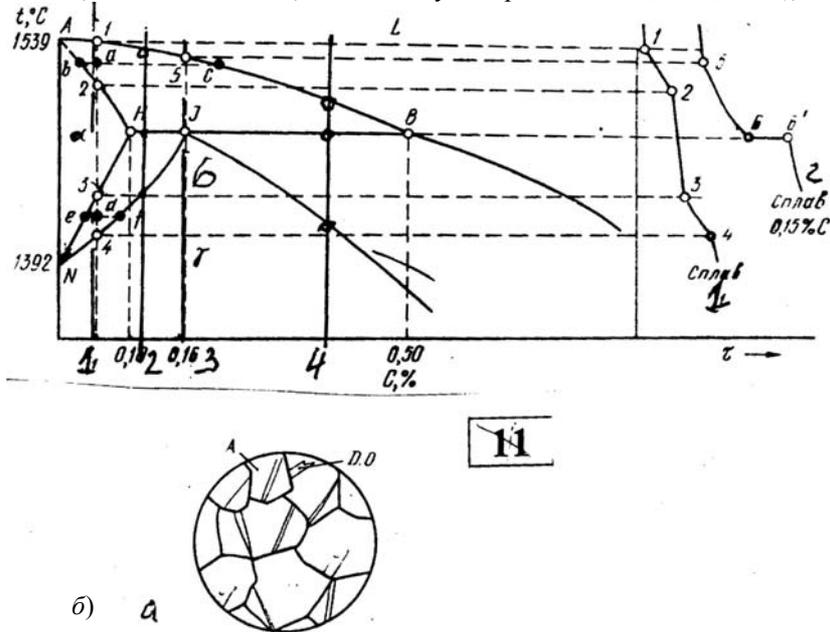


Рис. 7. Диаграмма кристаллизации сталей (а) и схема структуры аустенита (б)

На рис. 7 кристаллизация сплава 1, который расположен до 0,1 % С; начало связано с выделением Ж → Ф, Ф, затем следует перекристаллизация Ф → А за счет полиморфизма; конечная структура А.

Сплав состава 0,1...0,16 % С – доперитектический, перитектика идет с избытком Ф.

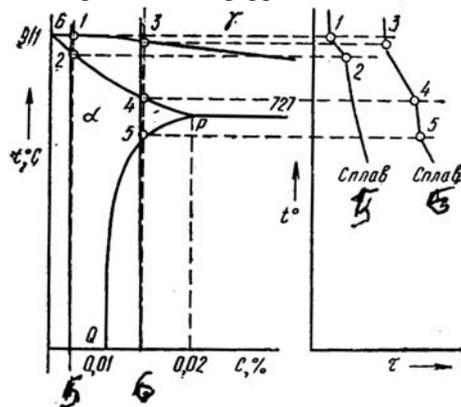
Сплав находится в пределах 0,16...0,5 % С – заперитектический, превращение идет с избытком аустенита и конечный продукт кристаллизации – аустенит.

Итог: конечный продукт кристаллизации всех сталей – образование аустенита – твердый раствор углерода в железе; пластичная неупрочняемая фаза, так как он лежит выше температуры рекристаллизации.

5. ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛЯХ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Рассмотрим превращения, которые происходят в малоуглеродистых сталях (техническое железо). Левая нижняя часть диаграммы состояния (рис. 8).

В сплаве 5 охлаждение аустенита сопровождается образованием кристаллов феррита за счет полиморфного превращения. Заканчивается это превращение в точке 2 образованием феррита. Он охлаждается до комнатной температуры (сплав 5).



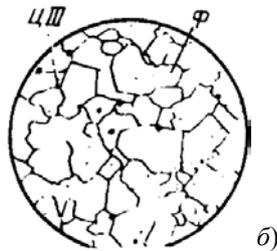


Рис. 8. Превращение в твердом состоянии малоуглеродистых сталей

В сплаве 6 как и в сплаве 5 в точке 3 и в точке 4 начинается и заканчивается полиморфное превращение аустенита. Образовавшийся феррит охлаждается до точки 5. Здесь на линии сольвус PQ выделяется избыточный цементит. Ему присваивается индекс III, так как вторичным считается тот, который выделяется из феррита, первичным считается тот, что выделяется из жидкости на линии CD . Вторичный цементит при более низкой температуре на линии ES из аустенита.

На рис. 8, а показаны кривые охлаждения сплавов 5 и 6 и рис. 8, б – структура $\Phi + \text{Ц}^{\text{III}}$. Ц^{III} выделяется по границам зерен, поэтому он заметно охрупчивает сталь такого состава, если внутри зерна, то упрочняет.

6. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР СТАЛЕЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ АУСТЕНИТА

1. Эвтектоидная сталь (0,8 % C).

Линия GS – полиморфное превращение феррита ($A \rightarrow \Phi$).

Линия ES – линия выделения Ц^{II} из аустенита за счет ограниченной растворимости углерода в аустените (сольвус) (рис. 9).

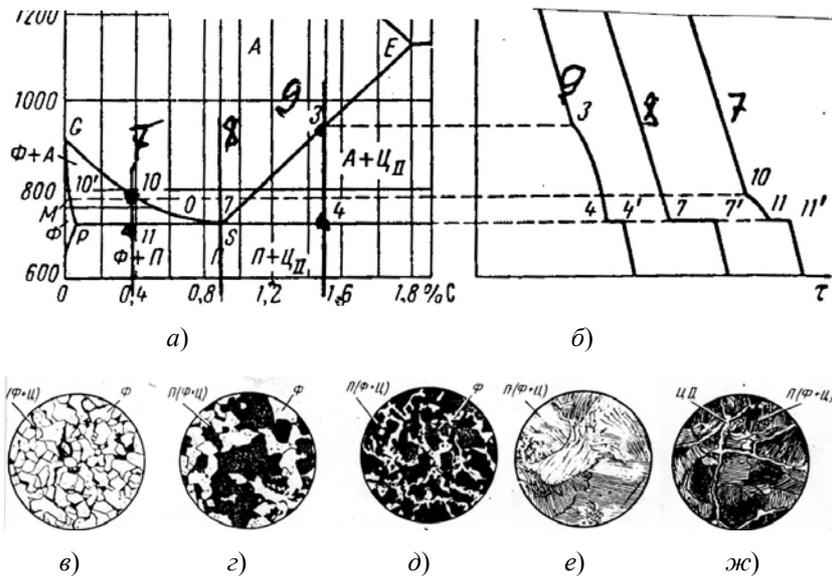


Рис. 9. Стальной участок диаграммы состояния

В точке S при 727°C аустенит пересыщен Φ и Ц^{II} – начинается эвтектоидное превращение. Имя этой эвтектоидной смеси – перлит.

Феррит и цементит выделяются в твердой фазе, поэтому рост перлитной колонии осуществляется за счет диффузионного перераспределения углерода. Обогащаются зародыши Ц обедняются Φ .

2. Доэвтектоидные стали (0,02 % C – 0,8 % C). Превращение начинается в точке 10 с выделения равноосных кристаллов феррита за счет полиморфного превращения аустенита. Заканчивается это превращение в точке 11. Это температура 727°C , где начинается распад оставшегося аустенита по эвтектоидной схеме $A \rightarrow (\Phi + \text{Ц}) \text{ П}$.

Конечная структура доэвтектоидных сталей $\Phi + \text{П}$ ($\Phi + \text{Ц}$) (рис. 9, в – д – схемы). Кривая охлаждения 7.

3. Заэвтектоидные стали расположены в концентрационных пределах от точки S – 0,8 % C до точки E – 2,14 % C. Вторичная кристаллизация начинается в точке 3 с выделения кристаллов Ц^{II} , располагающихся по границам аустенитных зерен $A \rightarrow \text{Ц}_{\text{II}}$. Продолжается до точки 4. При температуре 727°C на линии PSK остаток аустенитных зерен претерпевает распад по эвтектоидной схеме $A \rightarrow (\Phi + \text{Ц}) \text{ П}$. Конечная структура доэвтектоидных сталей $\text{Ц}^{\text{II}} + \text{П}$ ($\Phi + \text{Ц}$). Это стали инструментального класса (рис. 9).

Лекция 7

ЧУГУНЫ

1. РАЗНОВИДНОСТИ ЧУГУНОВ

Чугуны отличаются от сталей более высоким содержанием углерода, по технологическим свойствам – лучшими литейными свойствами, малой способностью к пластическим деформациям, экономически чугун дешевле стали.

Белый чугун – в нем весь углерод находится в связанном состоянии в виде Fe_3C (белый доэвтектический, белый эвтектический, белый заэвтектический). Белым чугуном называют по виду излома – кристаллический, блестящий.

Серый чугун, в котором значительная часть углерода находится в свободном состоянии в виде графита (пластинчатый). Пластинчатая форма (готовые трещины) ухудшает механические свойства при растяжении. Разработаны методы плавки, при которой изменяется форма графитовых включений (в виде червячков) – *вермикулярный графит*. Механические свойства вермикулярного графита выше, чем у серого чугуна.

Высокопрочный чугун, в котором весь углерод находится в виде сферических (глобулярных) частиц. Шаровидный графит. Механические свойства высокие. *Ковкий чугун* получают отжигом отливок из белого чугуна. В нем графит находится в виде хлопьев (углерод отжига).

2. ПРОЦЕСС ГРАФИТИЗАЦИИ

В некоторых чугуновых сплавах часть углерода или весь углерод может существовать в свободном состоянии в виде графита (рис. 1).

Структура графита слоистая: расстояние между атомами углерода в плоскости $1,42 \text{ \AA}$, между плоскостями – $3,4 \text{ \AA}$. Действуют связи ковалентные и Ван-Дер-Ваальса. По этой причине только один электрон из четырех валентных поступает в электронный газ, поэтому графит обладает таким свойством, как электропроводность.

Следует отметить, что смеси $A + \Gamma$, $A + \Pi$ имеют различный ход свободных энергий: $F_{A+\Pi} > F_{A+\Gamma}$. Они пересекают F_L в двух точках: $F_{A+\Pi}$ – в точке $1147 \text{ }^\circ\text{C}$, $F_{A+\Gamma}$ – в точке $1153 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 2).

Смесь $A + \Gamma$ термодинамически более устойчива, чем $A + \Pi$. Поэтому, если через эвтектику провести соответствующую линию, то она будет на $6 \text{ }^\circ\text{C}$ располагаться выше линии CDF ($A + \Pi$) (рис. 3).

Это же относится и к эвтектичной точке S , где $A \rightarrow \Phi + \Pi$ ($727 \text{ }^\circ\text{C}$), т.е. S' , где $A \rightarrow \Phi + \Gamma$ ($738 \text{ }^\circ\text{C}$). Поэтому диаграмма, приведенная на рис. 3, показывает два равновесия: в системе $A + F$ ($\Phi + \Gamma$) – стабильная диаграмма; в системе $A + \Pi$ ($\Phi + \Pi$) – метастабильная диаграмма.

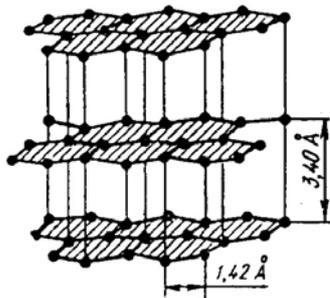


Рис. 1. Кристаллическая структура графита

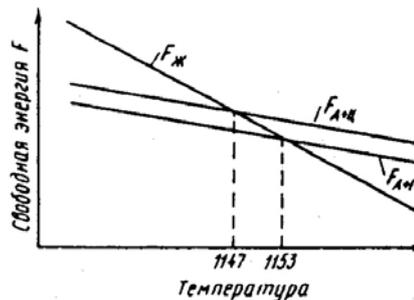


Рис. 2. Изменение свободной энергии жидкого сплава ($F_{ж}$) и смеси аустенит + цементит ($F_A + F_{\Pi}$) и аустенит + графит ($F_A + F_{\Gamma}$) с изменением температуры

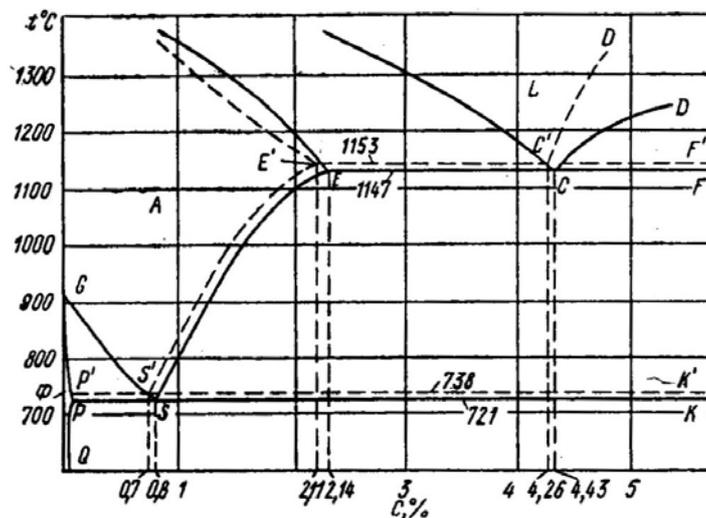


Рис. 3. Диаграмма состояния Fe-C (сплошные линии – образование цементита, пунктирные – графит)

3. СТРУКТУРА ЧУГУНОВ

1. Белые чугуны – так они называются по виду излома, в котором видны только кристаллы металлических фаз (светлые, блестящие). Превращения обязательно проходят через эвтектическую линию ECF , точка C при концентрации углерода 4,3 % называется эвтектической. В этой точке жидкая фаза ($Ж$) распадается на мелкие кристаллы аустенита и цементита по схеме $Ж_E \rightarrow A_C + Ц_F$ при температуре 1147 °С. Такая эвтектическая смесь называется ледебурит. При дальнейшем охлаждении при температуре 727 °С аустенит распадается при концентрации 0,8 % по эвтектоидной схеме на перлит (рис. 4).

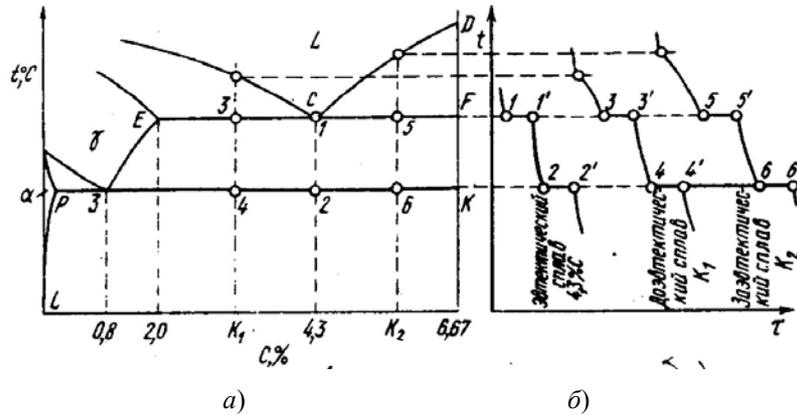


Рис. 4. Превращение белых чугунов:

a – диаграмма состояния железо-цементит; b – кривые охлаждения

В доэвтектических сплавах (K_1) при первичной кристаллизации выделяется избыточный аустенит, на эвтектической линии остаток жидкости образует ледебурит. На линии PSK (727 °С) из аустенита образуется перлит.

В заэвтектических сплавах (K_2) вначале образуется цементит первичный ($Ц_1$), дальше при охлаждении образуется ледебурит, на линии PSK аустенит ледебурита превращается в перлит.

Во всех этих чугунах есть ледебуритная эвтектика (рис. 5), содержится много цементита, придающего чугунам высокую твердость и хрупкость. Чугуны применяются как износостойчивые изделия, готовятся только литьем.



Рис. 5. Микроструктура белых чугунов

2. Серый чугун получил название по виду излома, куда выходит масса графитовых включений, которые придают свежему излому матово-серый цвет.

В микроструктуре следует различать металлическую основу и графитовые включения.

По структуре следует различать:

- перлитную основу (как в эвтектоидной стали) и графитовые включения;
- феррито-перлитный чугун;
- ферритный чугун.

Графит может быть в четырех формах:

- пластинчатый графит;
- вермикулярный графит;
- шаровидный графит;
- хлопьевидный графит.

Серый чугун имеет в структуре графит в виде пластинчатых включений (лепестки) (рис. 6, 7, а).

Вермикулярный графит – в виде червеобразных прожилок (рис. 7, б).

Высокопрочный чугун получают легированием магния (рис. 7, в).

Хлопьевидный графит ковкого чугуна (рис. 7, в) получают отжигом отливок белого чугуна. Происходит распад цементита на графит и феррит (рис. 8).

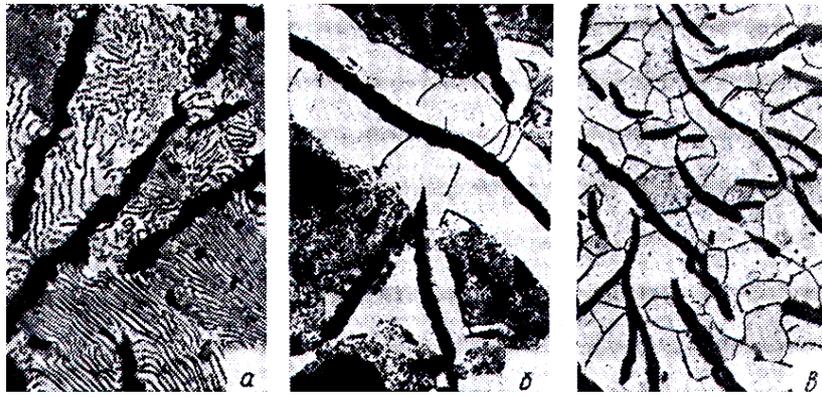


Рис. 6. Микроструктура серого чугуна:
 а – перлитный; б – феррито-перлитный; в – ферритный

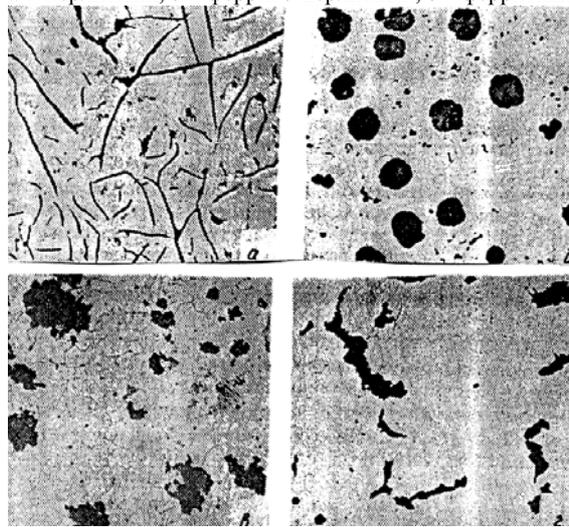


Рис. 7. Формы графитных включений в чугунах

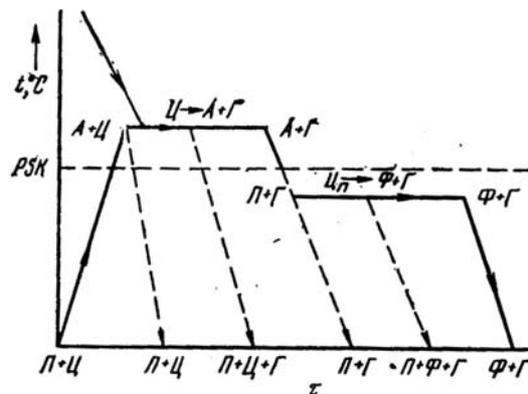


Рис. 8. Схема образования структур при графитизации в процессе отжига при температурах вблизи линии *PSK*

4. СВОЙСТВА ЧУГУНОВ

Свойства чугунов зависят от следующих параметров (табл. 1):

- от металлической основы;
- от характера и количества графитных включений;
- от формы графита;
- от термической обработки (в данном разделе не рассматривается).

1. Классификация чугуна по структуре металлической основы и форме графитных включений

Марка чугуна	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ	Структура металлической основы
	МПа				
<i>Серые чугуны (ГОСТ 1412–85)</i>					
СЧ 10	100	–	–	–190	Ф
СЧ 15	150	–	–	163...210	Ф

СЧ 25	250	–	–	180...245	Ф + П
СЧ 35	350	–	–	220...275	П
<i>Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293–85)</i>					
ВЧ 35	350	220	22	140...170	Ф
ВЧ 45	450	310	10	140...225	Ф + П
ВЧ 60	600	370	3	192...227	Ф + П
ВЧ 80	800	490	2	248...351	П
ВЧ 100	1000	700	2	270...360	Б
<i>Чугуны с вермикулярным графитом (ГОСТ 28384–89)</i>					
ЧВГ 30	300	240	3	130...180	Ф
ЧВГ 35	350	260	2	140...190	Ф + П
ЧВГ 40	400	320	1,5	170...220	Ф + П
ЧВГ 45	450	380	0,8	190...250	П
<i>Ковкие чугуны (ГОСТ 1215–79)</i>					
КЧ 30-6	300	–	6	100...163	Ф + до 10 % П
КЧ 35-8	350	–	8	100...163	
КЧ 37-12	370	–	12	110...163	
КЧ 45-7	450	–	7	150...207	
КЧ 60-3	600	–	3	200...269	П + до 20 % Ф
КЧ 80-1,5	800	–	1,5	270...320	

Графит по сравнению со сталью обладает низкими механическими свойствами, поэтому в первом приближении его можно рассматривать как пустоты, трещины. Отсюда следует, что чугун – это стальная основа, испещренная большим количеством пустот и трещин. Чем их больше в структуре, тем ниже механические свойства, так как они разобщают механическую основу.

Пластинчатые включения при растягивающих нагрузках в десятки раз концентрируют в вершинах нормальные напряжения. Поэтому графитные включения являются источниками разрушения нагруженного металла.

Если в вершинах включений действуют минимальные растягивающие усилия, не превышающие предела прочности при сжатии, то чугуны имеют достаточно высокие характеристики. Поэтому такие свойства как сопротивление отрыву, изгибу, кручению у чугуна много меньше, чем у стали (табл. 2).

2. Механические свойства серых чугунов

Марка чугуна	Предел прочности при растяжении, МПа (кгс/мм ²)	Предел прочности при изгибе, МПа (кгс/мм ²), не менее	Твердость, НВ
СЧ 25	245 (25)	450 (46)	180...250
СЧ 30	294 (30)	490 (50)	180...255
СЧ 35	342 (35)	490 (50)	197...269
СЧ 40	390 (40)	585 (60)	207...285
СЧ 45	440 (45)	635 (65)	229...289

Серые чугуны маркируются буквами «СЧ» (серый чугун) и двумя цифрами, которые характеризуют предел прочности (кг/мм²).

В высокопрочном чугуне, в котором графит находится в сферической форме, имеющей более благоприятную конфигурацию, предел прочности на разрыв выше (табл. 3).

3. Механические свойства высокопрочных чугунов при растяжении

Марка чугуна	σ_b , МПа (кгс/мм ²), не менее	σ_T , МПа (кгс/мм ²), не менее	δ , %, не менее	Твердость, НВ
ВЧ 45-5	441 (45)	323 (33)	5	160...220
ВЧ 50-2	490 (50)	343 (35)	2	180...250

ВЧ 60-2	588 (60)	393 (40)	2	200...280
ВЧ 70-2	686 (70)	441 (45)	2	229...300

В чугунах, где имеется вермикулярный графит: 40 % шаровидной формы и 60 % в виде тонких мелких прожилок. Они получаются комплексным легированием магнием и редкоземельными металлами. Свойства их почти такие же как у серого (чуть выше) и у высокопрочного (чуть ниже).

В ковких чугунах графитизация протекает в жесткой матрице, поэтому рост графитовых включений стеснен и они приобретают хлопьевидную форму (табл. 4).

4. Механические свойства ковкого чугуна

Марка чугуна	σ_b , МПа (кгс/мм ²), не менее	δ , %, не менее	Твердость НВ, не менее
<i>Черносердечный (ферритный)</i>			
КЧ 30-6	294 (30)	6	163
КЧ 33-8	322 (33)	8	149
КЧ 35-10	342 (35)	10	149
КЧ 37-12	360 (37)	12	149
КЧ 45-6	440 (45)	6	241
КЧ 50-4	490 (50)	4	241
КЧ 56-4	548 (56)	4	269
КЧ 60-3	585 (60)	3	269
КЧ 63-2	615 (63)	2	269

Маркируются такие чугуны буквами «КЧ» (ковкий чугун) и двумя цифрами: первая цифра показывает предел прочности, вторая – относительное удлинение. К этим чугунам применимы два термина: черносердечный чугун, имеющий структуру феррита и светлосердечный, у которого в поверхности происходит выгорание углерода.

5. ПРИМЕСИ В ЧУГУНЕ

Как в любых промышленных плавках в сталях и чугунах содержатся примеси: марганец, кремний, сера, фосфор. Только в чугунах их значительно больше, чем в сталях.

Кремний сильно влияет на структуру чугуна, усиливая процесс графитизации. Содержание его 0,3...5 %

Марганец способствует отбеливанию, препятствуя графитизации.

Сера также способствует отбеливанию чугуна, но одновременно ухудшает жидкотекучесть, литейные свойства. Ее содержание лимитируют 0,08 %.

Фосфор не влияет на графитизацию, но улучшает литейные свойства чугунов. Образуется легкоплавкая эвтектика Fe₃P – «стэдит» с температурой плавления 950 °С.

Легирующие элементы: Cr, Ni, Cu, Al, Ti могут придавать характерный оттенок отливкам, повышают антикоррозионные свойства, изменяют условия графитизации.

Л е к ц и я 8

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Технология металлов состоит из трех основных видов: металлургия – получение металлов заданного состава; механическая обработка – получение изделий заданной формы; термическая обработка – получение заданных свойств.

1. ТЕМПЕРАТУРА И ВРЕМЯ

Цель любого процесса термической обработки состоит в том, чтобы нагревом до определенной температуры и последующим охлаждением вызывать желаемые изменения строения металла (рис. 1).

Основные факторы воздействия при термической обработке является температура и время, поэтому режим любой термической обработки можно предоставить графически в координатах температуры t и время τ .

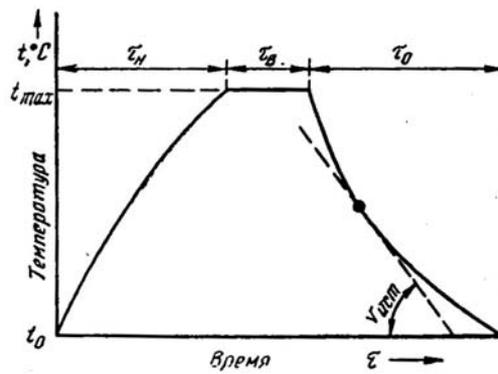


Рис. 1. График простой термической обработки

Режим термообработки охарактеризован параметрами: температура нагрева t_{max} – максимальная температура, до которой был нагрет сплав, время выдержки τ_n , скорость нагрева $v_n = \frac{dt}{d\tau_n}$, скорость охлаждения $v_o = \frac{dt}{d\tau_o}$

2. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

При термической обработке в сплаве должны произойти необратимые изменения структуры.

Все виды термообработки разделены на группы.

Первая группа – отжиг – термическая операция, заключающаяся в нагреве металла, находящегося в неравновесном состоянии и переводе его в более равновесное состояние.

Вторая группа – закалка – нагрев сплава до температуры выше фазовых превращений и последующим быстрым охлаждением с целью перевода в неравновесное состояние.

Третья группа – отпуск – термическая операция нагрева закаленной стали до температур ниже фазовых превращений для перевода его в более равновесное состояние.

Все эти превращения в группах связаны с диаграммами состояния, у которых есть превращения в твердом состоянии; полиморфные, эвтектоидные, ограниченная растворимость твердых фаз (см. диаграмму состояния Fe–Ц, рис. 3 на с. 46).

Для сталей эта часть диаграммы состояния Fe – Ц с концентрацией углерода до точки E (2,11 % C), называется «стальной» участок диаграммы (рис. 2).

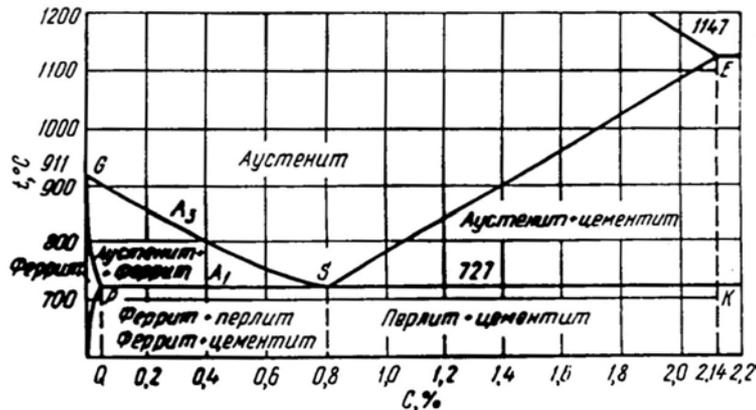


Рис. 2. «Стальной» участок диаграммы Fe-Ц

Приведем общепринятые обозначения на диаграмме. Температуры, точки, в которых происходят фазовые превращения, называются критическими. В теории термической обработки эти точки обозначаются буквой A.

Нижняя критическая точка, лежащая на линии PSK, обозначается буквой A₁ и соответствует превращению аустенит ↔ перлит. Верхняя критическая точка A₃ лежит на линии GSE и соответствует выпадению кристаллов феррита за счет полиморфного превращения в доэвтектоидной стали (GS) или цементита вторичного (SE) в заэвтектоидных сталях.

При охлаждении эти точки обозначают A_{r1}, при нагревании A_{c1} и A_{r3} и A_{c3} соответственно.

Отжиг – фазовая перекристаллизация, заключающаяся в нагреве выше A_{c3} с последующим медленным охлаждением. Если нагрев проводится в интервале температур A_{c1} – A_{c3}, такой отжиг называется неполным. При отжиге структура сталей – равновесная Ф + П, П, П + Ц (после охлаждения).

Если охлаждение сталей проводить на воздухе, то такая обработка будет называться нормализацией.

Закалка – нагрев выше температур A_{c3} с последующим быстрым охлаждением.

Нагрев в интервале температур A_{c1} + A_{c3} и последующее быстрое охлаждение называется неполной закалкой.

Отпуск – нагрев закаленной стали ниже A_{c1}.

Возможны также другие виды технической обработки – цементация, азотирование, а также термомеханическая обработка.

3. ЧЕТЫРЕ ОСНОВНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

Фазовые превращения в сталях происходят в связи с изменением свободной энергии.

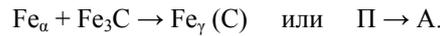
Для сталей характерны следующие структуры:

Аустенит (А) – твердый раствор углерода в γ -железе $Fe_\gamma(C)$;

Мартенсит (М) – пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе $Fe_\alpha(C)$;

Перлит (П) – эвтектоидная смесь из одновременно образующихся феррита и цементита из аустенита.

I. Превращение перлита в аустенит совершается выше температуры A_1 , когда аустенит имеет меньшую свободную энергию:



II. Превращение аустенита в перлит происходит ниже A_1 :

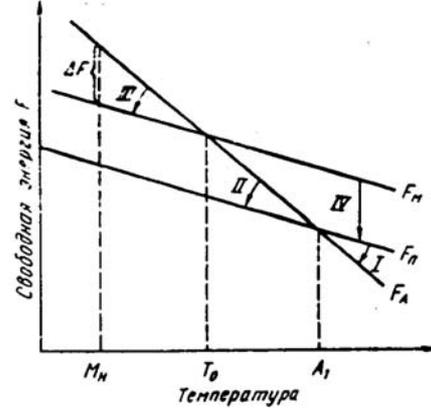
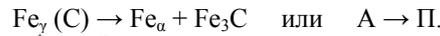
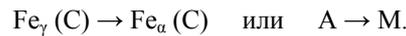
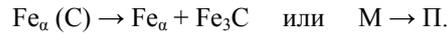


Рис. 3. Изменение свободных энергий аустенита (F_A), мартенсита (F_M), перлита (F_P) в зависимости от температуры

III. Превращение аустенита в мартенсит:



IV. Превращение мартенсита в перлит:



4. ПЕРВОЕ ОСНОВНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ, П → А ПРИБАГРЕВЕ

Под теорией термической обработки понимают описание процессов формирования структур как в равновесных, так и в неравновесных состояниях.

Для изучения превращений выбирают модельные стали эвтектоидного состава 0,8 % С с исходной структурой Ф–Ц.

Превращение П → А в полном соответствии с диаграммой состояния может происходить только при очень медленном нагревании.

Перенагретый перлит в зависимости от степени перегрева с различными скоростями превращается в аустенит (рис. 4).

Лучи V_1 и V_2 характеризуют скорости нагрева при превращении П → А.

При скорости нагрева V_2 (780 °С) превращение П → А пройдет за две минуты, а при V_1 (740 °С) превращение пройдет за восемь минут.

Точки a и b соответствуют началу и концу превращения.

Вывод: с уменьшением скорости нагревания превращение П → А смещается в области более низких температур (727 °С) и способств



Продолжительность нагрева

Рис. 4. Превращение перлита (П) в аустенит (А) при нагреве

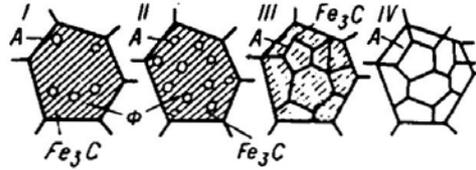


Рис. 5. Стадии формирования аустенитных зерен

Начало перлитно-аустенитного превращения сопровождается образованием зерен аустенита на границе раздела феррит–цементит – структурными составляющими перлита (в 1см^3 перлита – поверхности раздела несколько десятков квадратных метров).

Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита. На первых порах аустенит неоднороден по составу: больше углерода там, где были зерна цементита.

Постепенно, когда диффузионные процессы завершаются, состав аустенита выравнивается. Такая процедура называется гомогенизацией.

Дальнейший нагрев или выдержка вызывает рост аустенитного зерна (рис. 6).

В НКЗ сталях размер аустенитных зерен растет быстрее, чем в НМЗ.

Размер зерна аустенита играет определяющую роль в формировании механических свойств: у крупнозернистых аустенитов – крупные зерна перлита – плохие механические свойства (рис. 7).

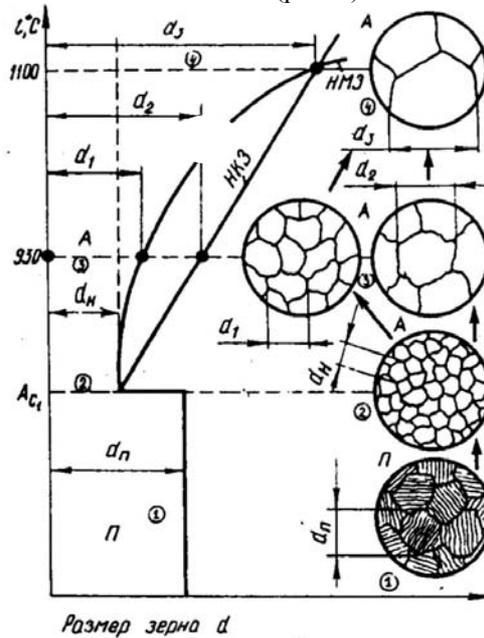


Рис. 6. Схема роста зерен аустенита:

- П – перлитные зерна; А – аустенитные; $d_{\text{П}}$ – размер зерна перлита;
- $d_{\text{н}}$ – начальные зерна аустенита; d_1, d_2, d_3 – размеры зерна аустенита;
- 1, 2, 3, 4 – стадии нагрева аустенита;
- НКЗ – наследственно крупнозернистая сталь;
- НМЗ – наследственно мелкозернистая сталь

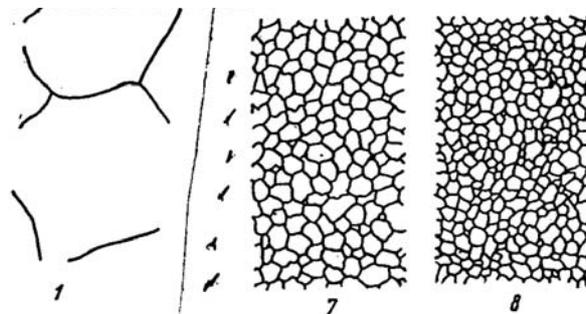


Рис. 7. Балльная оценка размеров зерна аустенита

Размеры зерен аустенита в соответствии с ГОСТом оцениваются по восьмибалльной шкале: чем меньше балл зерна, тем крупнее зерна аустенита (впоследствии – перлита).

5. ВТОРОЕ ОСНОВНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ (распад аустенита)

Превращение заключается в распаде твердого раствора углерода в γ -железе (аустенита) на α -железо (феррит) и на карбид железа (цементит).

Превращение начинается ниже точки A_1 (рис. 8), когда свободная энергия ($\Phi + \Psi$) смеси меньше, чем у аустенита.

С одной стороны, чем ниже температура, тем больше разности свободной энергии, тем больше стимул для скорости превращения аустенит \rightarrow перлит.

С другой стороны, превращение сопровождается образованием разных по составу фаз Φ - Ψ , которое сопровождается диффузией, на что требуется время.

Поэтому два этих фактора: термодинамический (ΔF) и кинетический (диффузия) вступают в противоречие и приводят к сложному характеру превращения.

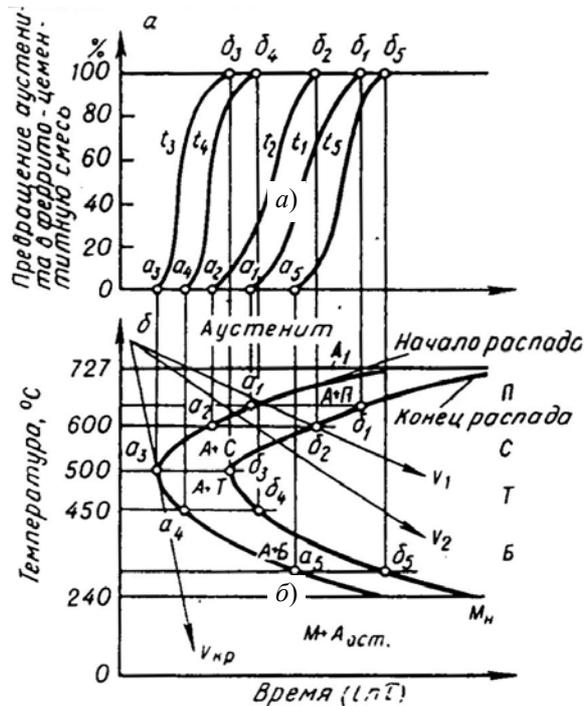


Рис. 8. Кинетика распада:

a – аустенита; b – С-образная кривая

На рис. 8, a точки $a_1 - a_5$ – точки начала распада аустенита при температурах изотермического превращения $t_1 - t_5$. Точки $\delta_1 - \delta_5$ – конец распада аустенита при тех же температурах. Эти точки, спроектированные на соответствующие температуры t (рис. 8, b), покажут начало и конец превращения аустенита в перлит.

Они напоминают форму буквы «С» и называется С-образными кривыми распада аустенита в изотермических условиях. Здесь же показаны лучи скоростей охлаждения $v_1, v_2, v_{кр}$. При различных переохлаждениях аустенита образуются различные по степени дисперсности феррито-карбидные смеси: П-перлит, С-сорбит, Т-троостит, Б-бейнит. При переохлаждении $v_{кр}$ аустенит испытывает превращение по бездиффузионному механизму, образуя мартенсит.

Диффузионное превращение $A \rightarrow П$ связано с образованием новых кристаллов феррита и цементита пластинчатой формы. Причем, чем выше степень переохлаждения, тем мельче кристаллы феррита и цементита: более крупные в перлите, самые мелкие в троостите.

Механизм роста перлитной колонны показан на схеме (рис. 9).

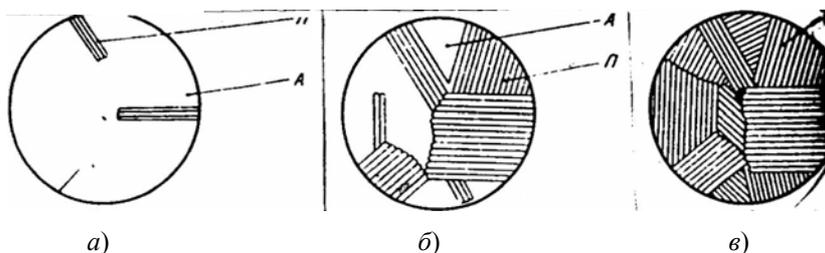


Рис. 9. Рост кристаллов феррита и цементита:

a – начало образования кристаллов феррита и цементита;

b – промежуточная стадия; v – конечная стадия; А – аустенит; П – перлит

Кристаллизационный характер превращения, когда диффузия «С» и «Fe» возможна (это происходит в районе температур 727...500 °С) приводит к образованию смесей ($\Phi + \Psi$) разной степени дисперсности (рис. 10). Наиболее крупные пластины

(Ф + Ц) в перлите, переохладение ≈ 700 °С, затем у сорбита более мелкие при переохладении ≈ 600 °С, самые мелкие кристаллы у троостита при переохладении ≈ 500 °С.

Размер Ф + Ц пластин, т.е. дисперсность смеси, влияет на твердость стали: у перлита НВ = 150, у сорбита НВ = 200, у троостита НВ = 250.

Таким переохладением пользуются при термической обработке для получения различных механических свойств в сталях одного и того же состава.

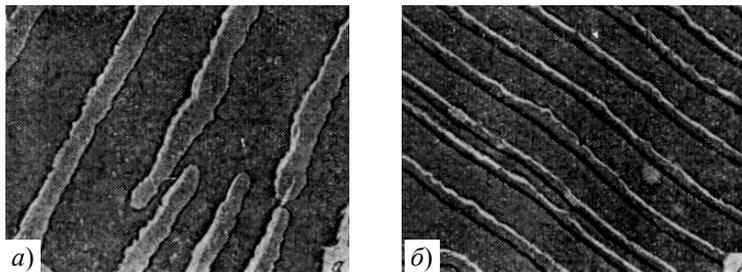


Рис. 10. Влияние степени переохладения на характер феррита цементитных смесей:
а – сорбит; б – троостит; увеличение в 10^4 раз электронный микроскоп

6. ТРЕТЬЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛЯХ (А → М) (мартенситное)

Если скорость охлаждения с температур выше A_{c3} превышает критическую, при этом подавляется диффузия, то превращение становится мартенситным. Мартенсит в углеродистой стали есть пересыщенный твердый раствор углерода в Fe_α . Его сейчас распространяют не только на углеродистые стали, но и на Ti, Fe, Co, Fe-Ni сплавы.

Можно выделить следующие характерные особенности мартенситного превращения.

1. Оно является бездиффузионным, так как концентрация углерода в (М) такая же, как в исходном (А).
2. Механизм А → М превращения носит сдвиговый характер, поэтому напряжения, возникающие при охлаждении являются определяющими для кинетики мартенситного превращения.
3. Несмотря на то, что в бездиффузионном превращении атомы смещаются на расстояние меньше одного параметра решетки, суммарные же значения перемещений в пределах объема металла принимают макроскопические размеры. Это приводит к образованию рельефа на полированной поверхности шлифа, как при пластической деформации.
4. Кристаллическая решетка мартенсита не кубическая, а тетрагональная, $c/a > 1$ (рис. 11).
5. Между кристаллическими решетками аустенита и мартенсита наблюдается определенное кристаллографическое соответствие.
6. Наиболее типичной формой мартенситного кристалла является линза или пластина с малым отношением толщины к другим линейным размерам (рис. 12).
7. Время образования одного кристалла мартенсита 10^{-7} с, а скорость роста близка к скорости звука.

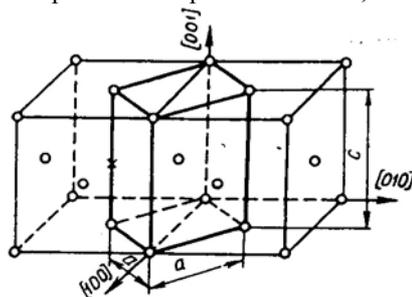


Рис. 11. Схема превращения А → М.
Светлые атомы – расположение атомов железа.
Тонкие линии – две кристаллические решетки аустенита; жирные линии – кристаллическая решетка мартенсита; × – атом углерода; а и с – параметры мартенсита; [010] – направление в решетке мартенсита



Рис. 12. Структура мартенсита 1000^x

8. Превращение А → М протекает в определенном температурном интервале: M_n – начало, M_k – конец. При данной температуре t образуется только определенное количество мартенсита.

9. Мартенситные точки зависят от химического состава стали (рис. 13).

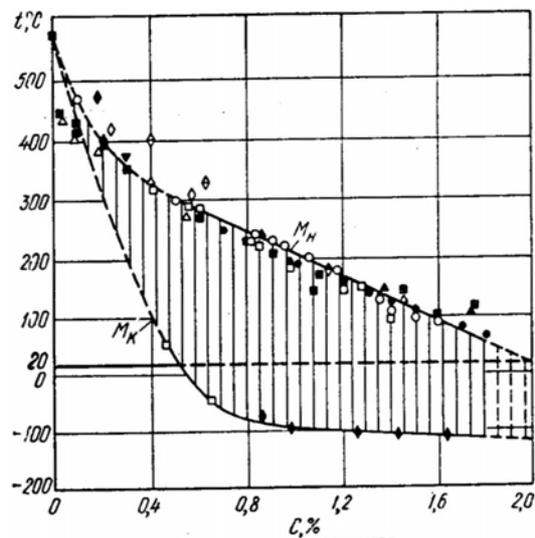


Рис. 13. Положение точек начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения от содержания углерода

10. Превращение не всегда идет до конца, остается неизрасходованным аустенит – остаточный.
 11. Приложение деформаций вызывает возобновление мартенситного превращения и приводит к снижению остаточного аустенита.
- Существует два основных типа мартенсита: пластинчатый (двойниковый) и реечный (дислокационный).

7. ПРОМЕЖУТОЧНОЕ БЕЙНИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Бейнитное превращение идет между температурами диффузионного перлитного ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$) и бездиффузионного мартенситного ($200\text{ }^{\circ}\text{C}$). При этих температурах диффузия атомов Fe уже не идет, а диффузия углерода еще не подавлена.

Обычно бейниты разделяют на верхний и нижний (рис. 14). На фотографии видны светлые участки цементита в темных кристаллах мартенсита верхнего бейнита.



Рис. 14. Строение бейнита; электронный микроскоп, $4000\times$

8. ЧЕТВЕРТОЕ ОСНОВНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ ($M \rightarrow P$)

Структуры закаленной стали – мартенсит и остаточный аустенит. Обе они неравновесные.

В результате нагревания закаленной стали до температуры $< A_1$ метастабильные структуры начинают последовательно распределяться на более равновесные фазы.

Целиком четвертое превращение условно разбивается на четыре температурных этапа: I, II, III, IV (рис. 15).

I этап четвертого превращения (нагрев до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$) сопровождается выделением избыточного углерода внутри мартенсита;

II этап четвертого превращения ($200\dots 300\text{ }^{\circ}\text{C}$) – распад остаточного аустенита. Продукт такого распада перенасыщенный α -раствор и карбидная фаза – ϵ ;

III этап четвертого превращения ($300\text{ }^{\circ}\text{C}$) снятие напряжений при окончательном переходе тетрагональной решетки мартенсита в равновесное α – Fe и образование Ц;

IV этап четвертого превращения – окончательное обособление карбидных частиц и их рост $> 400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

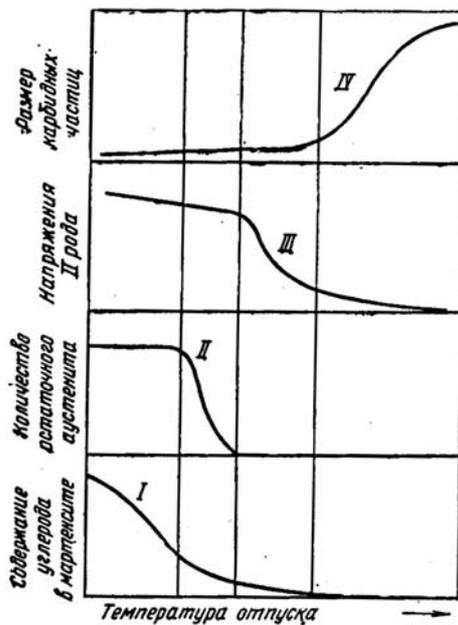


Рис. 15. Основные этапы распада мартенсита в четвертом основном превращении

Лекция 9

ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

1. КЛАССИФИКАЦИЯ ПРИМЕСЕЙ

Классификация примесей по Н.Т. Гудцову:

1. **Постоянные или обыкновенные примеси.** К этой группе относятся Mn, Si, Al, Ti. Введение их в стали необходимо при раскислении сталей (см. «Углеродистые стали»).
2. **Скрытые примеси** – O, H, N обнаруживаются специальными методами (см. «Углеродистые стали»).
3. **Случайные примеси.** К этой группе примесей относятся примеси, попадающие из разных материалов при переплавке металлов. As – мышьяк содержится в керчинских рудах, уральские руды содержат Cu – медь.
4. **Легирующие элементы.** Они специально вводятся в сталь в определенных количествах для изменения структуры и свойств. Такие стали, которые содержат легирующие элементы, называются легированными сталями (специальные стали). Первые три группы, скорее всего, технологические. Легированные стали содержат легирующие элементы даже в минимальных количествах ($V = 0,01\%$), самое главное, что вводятся специально.

2. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПОЛИМОРФИЗМ ЖЕЛЕЗА

Все элементы, которые растворяются в железе, сдвигают критические точки полиморфных превращений A_3 и A_4 по температурной шкале (рис. 1).

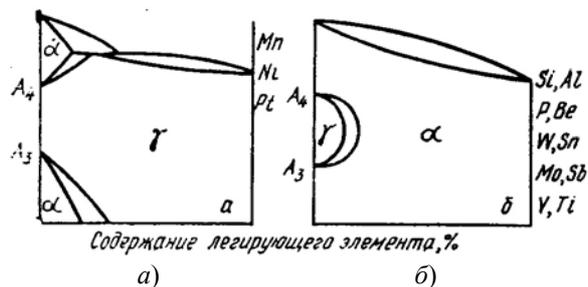


Рис. 1. Диаграммы состояния железо-легирующий элемент:
а – аустенитные стали; б – ферритные стали

Некоторые элементы повышают температуру A_4 и снижают температуру A_3 . Чаще всего это элементы, которые имеют ГЦК решетку, например Ni. Такие элементы приводят к возникновению устойчивых с ГЦК решеткой растворов, образуются устойчивые аустенитные области. Эти стали называются аустенитными (рис. 1, а).

Другие элементы понижают A_4 и повышают A_3 . Эти элементы имеют ОЦК решетку, например Mo, что приводит к образованию устойчивых α -растворов. Такие стали называются ферритными (рис. 1, б).

3. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТАЛИ

В легированных сталях, которые являются многокомпонентными, легирующие элементы могут находиться:

- а) в свободном состоянии;
- б) в форме интерметаллических соединений;
- в) в виде окислов, сульфидов и других неметаллических включений;
- г) в виде карбидов;
- д) в виде твердых растворов железа.

1. Свинец, серебро, медь не образуют с железом никаких соединений, не растворяются в железе. Поэтому они образуют металлические включения – свободное состояние.

2. В высоколегированных сталях образуются соединения между металлическим легирующим элементом и железом. Такие соединения, как правило, имеют символы химической формулы, например Cu_5Sn_2 , $MoFe_2$, образуются только между металлом и другим металлом.

3. Между легирующим элементом и кислородом, серой, фосфором образуются неметаллические включения: сульфиды, оксиды, нитриды (см. «Углеродистые стали»). Больше всего включений в кипящей стали, меньше всего их в электростали.

4. Растворяется в железе большинство легирующих элементов, кроме N, O, B.

5. Элементы, имеющие сродство к углероду, образуют карбидную фазу (см. «Карбиды в сталях»).

4. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФЕРРИТ

Растворение легирующих элементов происходит замещением в металлической решетке атомов Fe_α . Эти атомы отличаются от Fe размерами и строением электронных оболочек, поэтому создают в решетке напряжения, изменяющие их параметры. Атомы с радиусом меньше чем у Fe – уменьшают параметры, с большим – увеличивают. Ni – исключение (рис. 2). Изменение параметров решетки влечет за собой увеличение твердости, пластичность при этом падает.

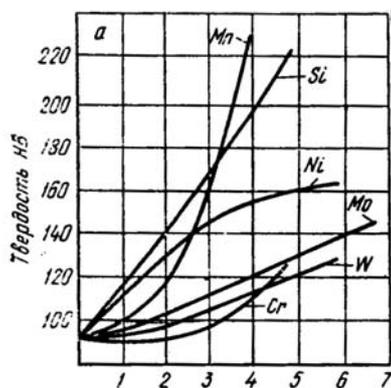


Рис. 2. Влияние легирующих элементов на твердость феррита (охлаждение медленное)

Важное значение имеет для служебных свойств порог хладноломкости – способность металла не разрушаться хрупко в области отрицательных температур (см. «Механические свойства»).

Очень интенсивно на эту характеристику влияет никель. Так, его количество в стали в размере 5 % увеличивает работоспособность в области отрицательных температур до $-196^\circ C$, в обычной стали $40 \approx +10^\circ C$.

5. КАРБИДНАЯ ФАЗА В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

В обычных углеродистых сталях карбид – обычный цементит – Fe_3C ($HV = 800$). Fe является переходным металлом, у которого d-электронная полоса не полностью построена (вместо 10 положенных электронов на этом уровне – 6).

При соединении с углеродом часть электронов углерода идет на заполнение недостающих электронов у Fe, а остальные поступают в коллективное пользование. Поэтому карбид железа (цементит) является устойчивым химическим соединением Fe_3C и обладает металлическими свойствами.

Все легирующие элементы, которые как и Fe, являются переходными, являются карбидообразователями.

I	1											2						
	H											He						
II	3	4	5	6											7	8	9	10
	Li	Be	B	C											N	O	F	Ne
III	11	12	13	14											15	16	17	18
	Na	Mg	Al	Si											P	S	Cl	Ar
IV	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36
	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr
V	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54
	Rd	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	J	Xe
VI	55	56	57	72	73	74	75	76	77	78	79	80	81	82	83	84	85	86
	Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	Rn	At
VII	87	88	89-102															
	Fr	Ra	Ac															
	IA	IIA	IIIA	IVA	VA	VI A	VII A	VIII A	IB	IIB	IIIB	IVB	VB	VIB	VII B	VIII B		

Рис. 3. Карбидообразующие элементы периодической системы

На этой схеме (рис. 3) карбидообразующие элементы выделены рамкой. Чем левее расположен элемент в периодической системе, тем менее построена d-электронная полоса, тем более сильный карбидообразователь.

Так Ti (22) – более сильный карбидообразователь, чем Fe (26), в свою очередь, цирконий (40) сильнее, чем Tc (43).

При этом также повышается устойчивость карбидной фазы при термической обработке. Если в сплаве присутствуют два карбидообразующих элемента Fe и Ti, то в первую очередь образуются карбиды Ti. В действительности два карбидообразующих элемента в сплаве образуют один общий карбид Fe_3W_3C ; Fe_3Mo_3C .

Карбидная фаза поэтому в сложных сплавах имеет в составе все карбидообразующие элементы (Cr, Mn, Fe) $_{23}C_6$, которые в них присутствуют.

Принято карбидные фазы обозначать суммарным знаком «М», где «М» обозначает все карбидообразующие элементы данного сплава, например $M_{23}C_6$ вместо (Cr, Mn, Fe) $_{23}C_6$.

Существуют следующие карбиды:

M_3C $M_{23}C_6$ M_7C_3 M_6C	I группа	MC M_2C	II группа
---	----------	----------------	-----------

Карбиды I группы имеют сложную кристаллическую структуру, например цементит.

Карбиды II группы имеют простую структуру, поэтому при нагревании они не растворяются в аустените, в отличие от карбидов I группы.

6. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ

1. Влияние на кинетику распада аустенита (2-е превращение). Элементы, которые только растворяются в аустените, не образуют карбидных фаз, оказывают лишь количественное влияние, как правило, увеличивают устойчивость аустенита.

На рис. 4 показана не вся С-образная кривая распада аустенитов, а лишь начало превращения $A \rightarrow P$. Смещение С-кривой вправо (рис. 4, а) свидетельствует о том, что в легированной стали аустенит более устойчив, т.е. при охлаждении с одинаковой скоростью (на воздухе) в углеродистой стали пройдет диффузионный распад аустенита на $\Phi + \Pi$, а в легированной стали пройдет закалка на мартенсит.

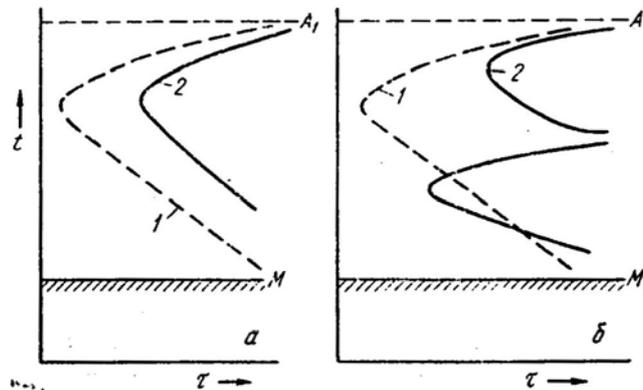


Рис. 4. Диаграмма изотермического распада аустенита:
 а – в углеродистой стали (1) и легированной некарбидообразующими
 элементами (2); б – в углеродистой стали (1) и легированной
 карбидообразующими элементами (2)

При легировании карбидообразователями (рис. 4, б) происходят не только количественные, но и качественные изменения. Появляются две отдельные С-кривые: верхняя для перлитных структур, нижняя для бейнитных структур.

2. Влияние легирующих элементов (3-е превращение) мартенситное превращение – на механизм никак не влияет, только сказывается на начале и на конце превращения (M_n и M_k).

3. Влияние на рост зерна аустенита (1-е превращение). Все легирующие элементы (кроме M_n и B) препятствуют росту аустенита, особенно карбидообразующие.

4. Влияние на превращения при отпуске. Все легирующие элементы замедляют распад мартенсита.

7. КЛАССИФИКАЦИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

1. Классификация по равновесной структуре:

а) доэвтектодные стали ($\Phi + \Pi$);

б) эвтектодные стали (Π);

в) заэвтектодные стали ($\Pi + \Pi''$);

г) ледебуртные стали – стали, где в структуре появляются карбиды, выпадающие из жидкой фазы. При этом происходит смещение критических точек (E), (S) влево по оси концентраций (при легировании W до 10 % E занимает позицию 1,0 % C). Поэтому в структуре появляется ледебурит.

2. Классификация по структуре после охлаждения на воздухе. Стали перлитного класса содержат незначительное количество легирующих элементов. Скорость охлаждения пересекает С-кривые.

У сталей мартенситного класса за счет большого количества легирующих элементов происходит смещение С-кривых вправо, увеличивая устойчивость аустенита. При охлаждении на воздухе образуется мартенсит (рис. 5, б).

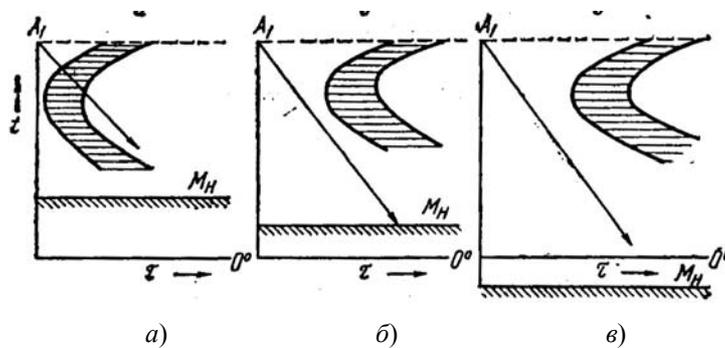


Рис. 5. Диаграмма изотермического распада для сталей перлитного (а), мартенситного (б), аустенитного классов (в)
 В сталях аустенитного класса мартенситная линия смещается в область отрицательных температур, поэтому при охлаждении до положительных температур образуется аустенит (рис. 5, в).

3. Классификация по составу: хромом – хромистые, никелем – никелевые, хромом и никелем – хромоникелевые.

4. Классификация по назначению. Конструкционная сталь идет на изготовление деталей машин, конструкций.

Инструментальные стали – для изготовления инструмента.

Стали с особыми свойствами обладают ярко выраженными характеристиками: нержавеющие, жаропрочные, электро-техническими, тепловыми и т.д.

8. МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Для обозначения марок сталей разработана система, принятая в ГОСТе. Обозначения состоят из числа цифр и букв, указывающих примерный состав стали.

Каждый легирующий элемент обозначают буквой: Н – никель, Х – хром, К – кобальт, М – молибден, Г – марганец, Ю – алюминий, Д – медь, Р – бор, Б – ниобий, Ц – цирконий, В – вольфрам, Т – титан, А – азот, Ф – ванадий, С – кремний.

Первые цифры в обозначении показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (в высокоуглеродистых сталях в десятых долях процента).

Цифры, идущие после буквы, показывают содержание легирующего элемента в процентах, если содержание элемента меньше одного процента, то цифра не ставится. Следовательно сталь состава 0,1...0,15 % С и 1,8...2,7 % Мп обозначается 12Г2; 0,28...0,35% С, 0,8...1,1 % Ст; 0,9...1,2 % Мп; 0,8...1,2 % Si обозначается 30ХГС.

Для того чтобы показать, что в сталях ограничено содержание Р, S (< 0,03 %), а также соблюдены условия металлургического производства для получения высококачественной стали в конце маркировки ставится буква А: 45ХНМА.

Опытные и исследовательские, а также пробные марки, не вошедшие в ГОСТ, обозначают буквой и порядковым номером: ЭИ179, ЭП202, У – углеродистые инструментальные, Ш – шарикоподшипниковые.

Лекция 10

ЦЕМЕНТУЕМЫЕ И АЗОТИРУЕМЫЕ СТАЛИ (ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА)

1. ТЕОРИЯ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Химико-термическая обработка (ХТО) относится к поверхностным способам упрочнения деталей. При такой обработке в готовой детали формируется твердая и прочная поверхность и сохраняется мягкая, вязкая сердцевина изделия.

Обычно при ХТО изделие помещают в среду с нужным элементом, нагревают до температуры, при которой в стали формируется слой толщиной несколько десятых долей миллиметра с богатым содержанием этого элемента. При этом происходят три элементарных процесса.

Первый процесс – диссоциация. Состоит он в распаде молекул и образовании активных атомов диффундирующего элемента, например $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$.

Второй процесс – абсорбция. Происходит он на границе раздела металл – активная среда, состоит в поглощении (растворении) активных атомов поверхностью металла.

Третий процесс – диффузия – проникновение элемента вглубь металла. В результате на поверхности металла образуется диффузионный слой с большой концентрацией насыщающего элемента, которая при удалении от поверхности убывает (рис. 1).

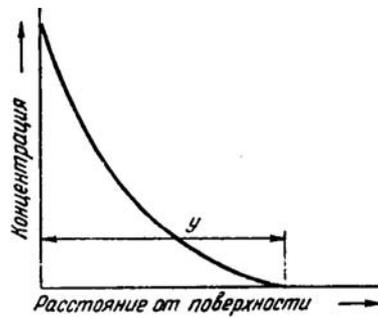


Рис. 1. Изменение концентрации диффундирующего элемента по глубине

Толщина слоя «y» представляет собой глубину проникновения элемента при ХТО.

Диффузионное перемещение атомов в металлах осуществляется двумя процессами: самодиффузией и гетеродиффузией. В первом случае отдельные атомы основного металла за счет хаотического перемещения могут меняться местами. Этот процесс не изменяет концентрации. Во втором случае перемещение инородных атомов происходит в направлении от мест с высокой концентрацией к местам с низкой концентрацией диффундирующего элемента. Количественно процесс диффузии характеризуется коэффициентом диффузии D , который численно равен количеству вещества, прошедшего через площадку 1 см^2 в течение одной секунды при перепаде концентрации по обе стороны площадки, равном единице (0 – с одной стороны, 100% – с другой), и имеют размерность $\text{см}^2/\text{с}$.

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$$

где A – коэффициент, зависящий от кристаллической решетки; Q – энергия активации; e – основание натурального логарифма; R – газовая постоянная; T – температура.

Так, для γ -железа $Q = 30 \text{ ккал/г-атом}$, $D = 6 \cdot 10^{-11}$ углерода при толщине слоя «y» при постоянной температуре подчиняется параболическому закону (рис. 2).

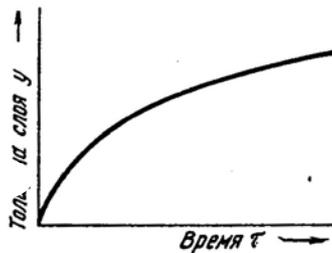


Рис. 2. Влияние на глубину слоя продолжительности диффузионного насыщения

2. ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ

Процесс цементации стали известен много веков, когда наши предки научились получать сталь из железа с помощью сквозной цементации.

При цементации происходит поверхностное насыщение малоуглеродистой стали углеродом, в результате чего получают высокоуглеродистый поверхностный слой. Сердцевина при этом сохраняет низкое содержание углерода. После термической обработки (закалка) в таком изделии получают твердую поверхность и вязкую сердцевину.

Различают твердую и газовую цементацию. Процесс твердой цементации – продолжительная операция, занимающая, в зависимости от глубины цементованного слоя, не один десяток часов (рис. 3).

Продолжительность процесса связана с длительностью прогрева ящика 4 с карбюризатором 2, в котором размещены цементуемые детали 1 и контрольные образцы 3.

Продолжительность цементации зависит от температуры (рис. 4) и глубины нужного слоя.

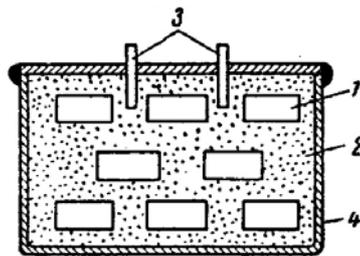


Рис. 3. Схема твердой цементации

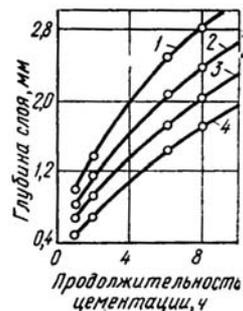


Рис. 4. Продолжительность цементации в зависимости от температуры

Практически цементацию ведут при температурах выше A_3 , так как при этих температурах можно довести растворение углерода в аустените до максимального содержания на линии SE диаграммы состояния Fe – Ц. Таким образом, при цементации появляется выгодное распределение углерода в поверхности до 1,7 % С и сохраняется такое же содержание углерода как в исходной стали (0,2 % С) (рис. 5).

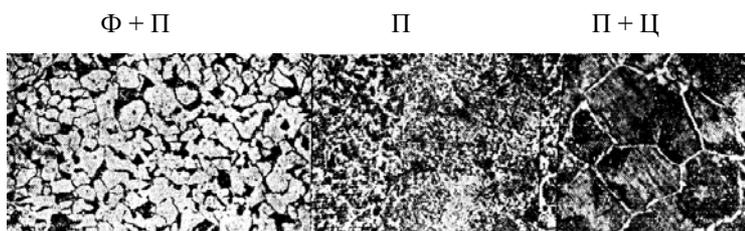


Рис. 5. Строение цементованной зоны

В цементованной структуре можно наблюдать следующие зоны: заэвтектоидную зону со структурой перлита и вторичного цементита вблизи поверхности; эвтектоидную зону со структурой перлита; доэвтектоидную зону со структурой феррита и перлита; внутреннюю зону с исходной структурой стали.

Окончательно формируются свойства цементованного изделия только после термической обработки (рис. 6).

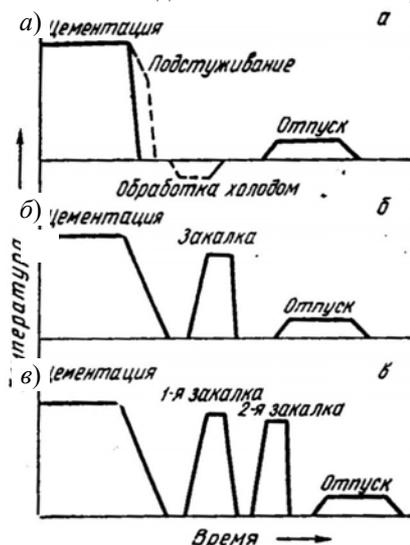


Рис. 6. Различные режимы термической обработки цементованных деталей

Наиболее экономичный режим (рис. 6, а), когда с температур цементации производится подстуживание до отрицательных температур. Но при этом формируются крупнозернистые структуры, так как при продолжительной цементации зерно аустенита становится крупным. Поэтому, если к цементованным деталям предъявляются повышенные механические свойства, проводят более сложную термическую обработку (рис. 6, б, в).

Смысл ее заключается в том, что сталь при повторном нагреве под закалку испытывает фазовую перекристаллизацию, зерно аустенита измельчается, механические свойства становятся заметно выше (рис. 7).

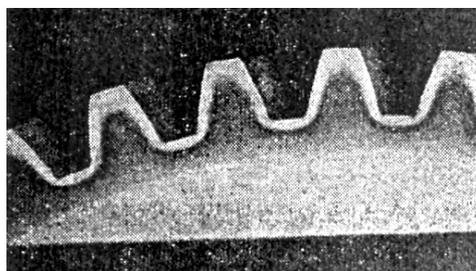


Рис. 7. Макроструктура после цементации и закалки шестерни (светлый слой – цементованный, более темный – закаленный)

После закалки во всех случаях стали подвергают отпуску. Сталь после этого приобретает следующие свойства: на поверхности

HRC = 58...62, внутри HRC = 25...30.

Составы углеродистых и легированных сталей приведены в табл. 1. Чем больше в стали легирующих элементов, тем большая прокаливаемость у данной марки.

Свойства некоторых сталей после термической обработки представлены в табл. 2.

1. Состав углеродистых и легированных сталей

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn
10	0,07...0,13	–	–	–
20	0,17...0,24	–	–	–
15X	0,12...0,18	0,8...1,0	–	–
20X	0,17...0,23	0,7...1,0	–	–
15XP	0,12...0,18	0,7...1,0	–	–
20XH	0,17...0,23	0,45...0,75	1,0...1,4	–
20XГР	0,18...0,24	0,7...1,1	–	0,7...1,0
20XНР	0,16...0,23	0,7...1,1	0,8...1,1	–
18ХГТ	0,17...0,23	1,0...1,3	–	0,8...1,1
30ХГТ	0,24...0,32	1,0...1,3	0,6...0,9	–
18ХНМФА	0,16...0,21	0,6...0,9	–	0,8...1,1
12ХН3	0,09...0,16	0,6...0,9	2,75...3,15	–
12Х2Н4	0,09...0,16	1,25...1,65	3,25...3,65	–
20Х2Н4	0,16...0,22	1,22...1,65	3,25...3,65	–
18Х2Н4В	0,14...0,20	1,35...1,65	4,0...4,4	–

2. Свойства сталей после термической обработки

Марка стали	σ_b , кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	$a_{НП}$, кгс · см/см ²
15X	75	65	15	55	10
20X	85	70	15	55	12
15XP	75	65	15	55	12
20XH	85	70	15	55	12

Глубинные слои этих малолегированных сталей упрочняются незначительно.

Более интенсивно упрочняются сложно легированные стали, которые называются высокопрочными цементируемыми сталями (табл. 3).

3. Свойства высокопрочных цементируемых сталей

Марка стали	σ_b , кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	$a_{НП}$, кгс · м/см ²
20XГР	130	110	12	50	8
20XНР	130	110	14	60	9
18ХГТ	130	110	12	50	8
30ХГТ	160	140	10	40	7
18ХНМФ	120	100	15	55	16
12ХН3	120	100	15	60	10
12Х2Н4	120	110	15	60	10
18Х2Н4В	130	110	14	55	10

3. АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛИ

Азотированием называют процесс насыщения поверхности сталей азотом. Преимущество перед цементацией в том, что проводят этот процесс на готовых деталях, прошедших термическую обработку и шлифовку до точных размеров.

Азотирование проводят при температурах 500...600 °С, это ниже температуры A_1 . В герметичной печи, куда из баллона подают аммиак, он диссоциирует по схеме: $NH_3 \rightarrow 3H + N$.

Атомарный азот осаждается на поверхности азотируемой детали и диффундирует в поверхность. По диаграмме состояния Fe–N можно судить о фазах, которые появляются в азотируемом изделии (рис. 8).

Азотистый феррит – α -фаза – содержит в решетке железа 0,1 % азота при 591 °С и всего 0,01 % при комнатной температуре (рис. 8).

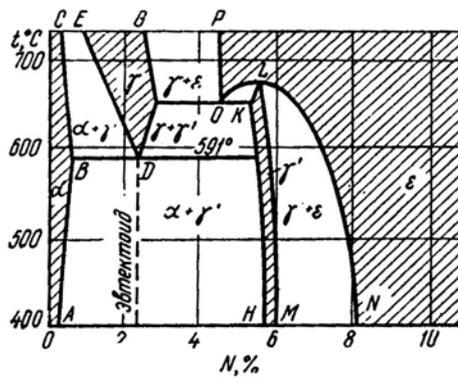


Рис. 8. Диаграмма состояния железо-азот (Fe-N)

Азотистый аустенит – γ -фаза, существующая выше эвтектоидной температуры 591 °С.

Нитрид Fe_4N – γ -фаза внедрения с решеткой гранецентрированного куба.

Нитрид Fe_2N – ϵ -фаза внедрения с широкой областью гомогенности, имеющая гексагональную решетку.

Если в сталях имеются легирующие элементы, азот с ними образует химические соединения – нитриды (CrN , Cr_2N , TiN и т.д.)

При температурах азотирования 500 °С (рис. 8) азотированный слой состоит из трех фаз: ϵ , γ' , α .

При температурах 650 °С в сечении могут существовать четыре фазы: ϵ , γ' , γ , α .

При охлаждении ниже эвтектоидной температуры (591 °С) азотистый аустенит распадается на эвтектоид $\alpha + \gamma'$ (темный слой), который называется браунит (рис. 9).

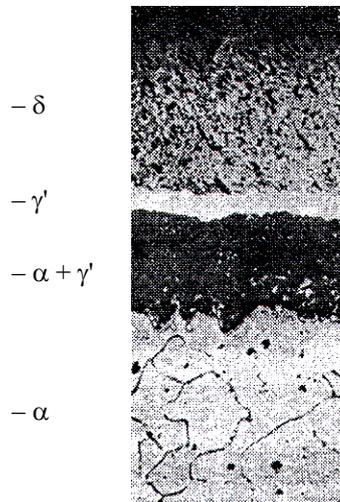


Рис. 9. Фазы азотированного слоя

Глубина и поверхностная твердость азотированного слоя зависят от температуры, продолжительности и состава азотируемой стали.

Твердость азотируемого слоя 1200 HV, у цементованного HV = 800. Толщина слоя максимальная – 0,8 мм. Применяют легированные стали, содержащие Al, Cr, Mo, которые называются ниталоями. Азотирование применяют для повышения твердости, износоустойчивости, усталостной прочности и коррозионной стойкости (рис. 10).

Наилучшие свойства получают на специально подобранной азотируемой стали 35ХМЮА (рис. 11).

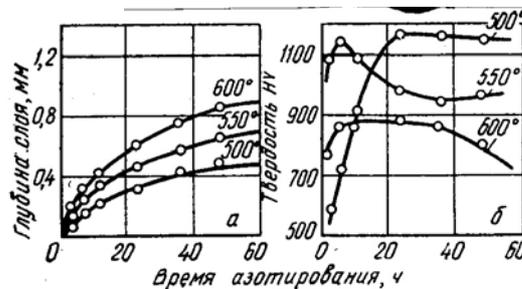


Рис. 10. Поверхностная твердость азотированных деталей в зависимости от температуры

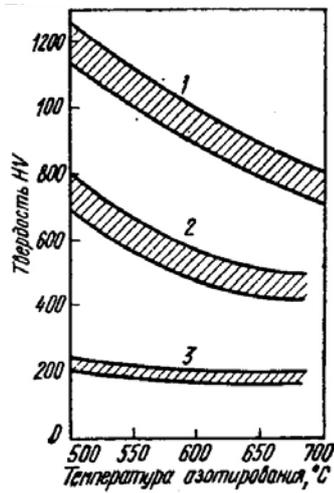


Рис. 11. Сравнительная твердость после азотирования различных по составу сталей:
1 – для стали 35XMOA; 2 – легированные стали типа 40X;
3 – углеродистые стали

Лекция 11

УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Основная продукция черной металлургии – сталь, причем 90 % всего производства – углеродистая, лишь 10 % – легированные стали.

В состав промышленных марок углеродистых сталей, кроме основного компонента Fe (97...99 %), входят компоненты «С» (Si, Mn, P, S), обусловленные особенностью современных технологий плавки. Но основной элемент «С» вводится в сталь специально.

Существует много способов производства стали, от которых зависит содержание примесей (конверторный, мартеновский и др.).

Углерод сильно влияет на свойства стали даже в минимальных количествах. Такие стали называются углеродистыми. Особенно сильно влияет углерод на свойства сталей после термической обработки. Это стали повышенного качества.

Сегодня рассматриваем стали в «сыром» состоянии, без термической обработки.

1. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА СВОЙСТВА СТАЛИ

С изменением содержания «С» изменяется структура стали: $\Phi + \Pi$, Π , $\Pi + \text{Ц}^{\text{II}}$ (см. диаграмму состояния, рис. 3, с. 46). В структуру перлита входит фаза Ц – твердая составляющая Fe_3C (НВ = 800, у феррита НВ = 80). Поэтому с увеличением содержания углерода увеличивается количество Ц , возрастает НВ. Предел прочности в пределах до 0,8 % С тоже возрастает. Дальше происходит падение прочности в связи с тем, что разрушается хрупкая оболочка (прослойка) Ц^{II} по границе перлита (лекция 6, рис. 2). Снижаются показатели пластичности δ %, ψ %. Ударная вязкость падает (рис. 1).

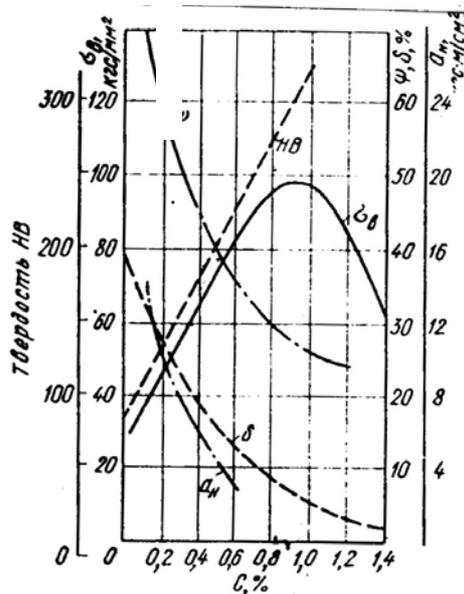


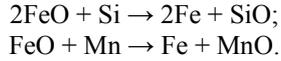
Рис. 1. Влияние углерода на механические свойства

2. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Постоянными примесями считаются Mn, Si, P, S, O, N, H – без них технология плавки невозможна или примеси невозможно вывести. Содержание этих примесей ограничено верхними пределами:

Mn – 0,8 %; S – 0,05 %;
Si – 0,5 %; P – 0,05 %.

1. Mn, Si – раскислители, вводятся в процессе плавки для удаления вредной FeO (окиси железа):



2. Растворимость «P» в Fe при комнатной температуре составляет 0,02 %. Растворяясь в α -Fe, фосфор охрупчивает сталь с понижением температуры. Это явление называется хладноломкостью. При этом облегчается обработка резанием (стружка становится ломкой).

3. Сера – нерастворима в Fe, образуя сернистое соединение FeS (сульфид железа). Образуется легкоплавкая эвтектика ($T_{\text{пл}} = 988^\circ\text{C}$) (рис. 2).

Сталь при этом разрушается, так как по границе зерна эвтектика оплавляется – явление называется красноломкость.

Сульфиды Mn пластичны, при температурах горячей обработки деформируются – вытягиваются в направлении прокатки (рис. 3).

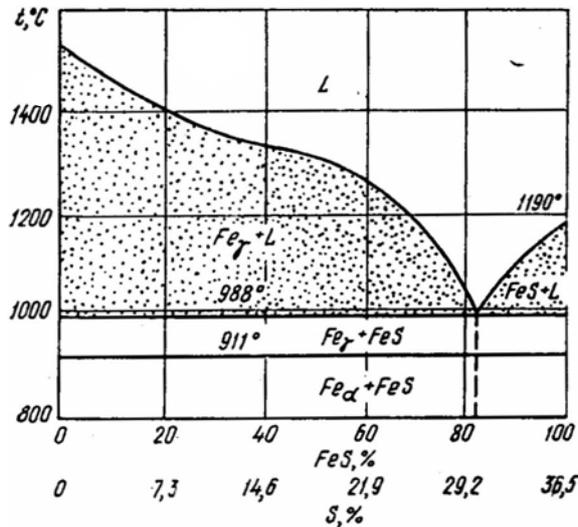
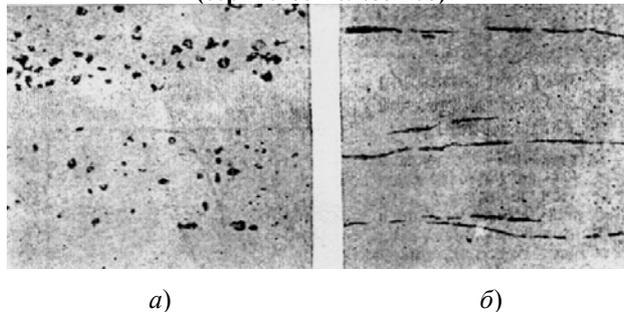


Рис. 2. Диаграмма состояния между железом и серой
(сернистое железо FeS)



а)

б)

Рис. 3. Неметаллические включения MnS в углеродистой стали
при увеличении 100 \times :

а – до деформации; б – после деформации (прокатки)

При этом механические свойства снижаются, если нагружение ведется перпендикулярно вытянутым включениям (рис. 4).

Повышенное содержание серы влияет на качество поверхности излома: он становится волокнистым (рис. 5, б) и приводит к снижению ударной вязкости (рис. 5, а).

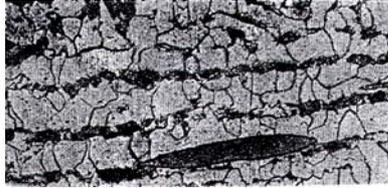


Рис. 4. Крупное сернистое MnS неметаллическое включение, вызывающее разрушение

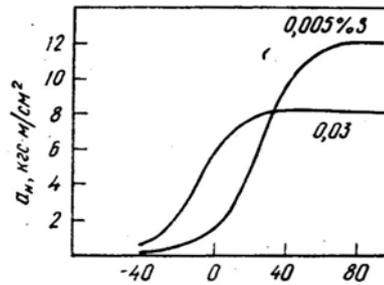


Рис. 5. Влияние серы на ударную вязкость

3. КАЧЕСТВО УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ. СТАЛИ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

Методы производства сталей подразделяются:

- бессемеровский;
- кислородноконверторный;
- мартеновский;
- электростали.

1. Сравнение сталей, раскисленных разными способами

Сталь	Раскисление	Выход годного, %	Обычное содержание кремния, %	Порядок	
				по качеству	по стоимости
Спокойная	Mn + Si + Al	85...90	0,15...0,30	3	3
Полуспокойная	Mn + Al	90...95	0,05...0,10	2	2
Кипящая	Mn	95...100	< 0,05	1	1

В каждом методе можно получать стали разного качества (табл. 1, в последнем столбце чем выше цифра, тем качественнее сталь). При этом получаются различные затраты на производство стали (лучшая, более качественная спокойная).

Горячекатанная сталь поступает с металлургических заводов на машиностроительные в виде балок, листов, прутков, труб и т.д. Она должна удовлетворять требованиям ГОСТа. В соответствии с ГОСТами углеродистые стали общего назначения выпускаются металлургическими заводами следующих наименований.

Стали группы А с гарантированными механическими свойствами (табл. 2).

2. Стали общего назначения, у которых гарантируются механические свойства

Марка стали	σ_b , кгс/мм ²	σ_t , кгс/мм ² (не менее)	δ_5 , % (не менее)
Ст0	32	—	22
Ст1	32...40	—	33
Ст2	34...42	22	31
Ст3	38...47	24	21...27
Ст4	42...52	26	25
Ст5	50...62	28	15...21
Ст6	60...72	31	11...16

Эти стали маркируются Ст0 – Ст6. Чем больше номер, тем больше σ_b . Ставится также степень раскисления:

СП – сталь спокойная;

КП – сталь кипящая;

ПС – сталь полуспокойная.

Стали группы Б – это стали с гарантированным химическим составом (табл. 3).

3. Состав сталей группы Б

Марка стали	С	Mn	S	P
			не более	
МСт0	$\leq 0,23$	—	0,070	0,060
МСт1, КСт1	0,06...0,12	0,25...0,50	0,045	0,055

КСт2	МСт2,	0,09...0,15	0,25...0,50	0,045	0,055
КСт3	МСт3,	0,14...0,22	0,30...0,60	0,045	0,055
	МСт3	0,14...0,22	0,40...0,65	0,045	0,055
КСт4	МСт4,	0,18...0,27	0,40...0,70	0,045	0,055
	МСт4	0,18...0,27	0,40...0,70	0,045	0,055
	МСт5	0,28...0,37	0,50...0,80	0,045	0,055
	МСт6	0,38...0,49	0,50...0,80	0,045	0,055
	МСт7	0,50...0,62	0,50...0,80	0,045	0,055

Главным здесь является углерод, от которого зависят режимы термической обработки.

Стали группы В – это стали, у которых гарантируют и химический состав и механические свойства. Из них готовят сварные конструкции. Отсутствие склонности сталей к хрупкому разрушению при пониженных температурах является важным показателем качества этой группы (рис. 6).

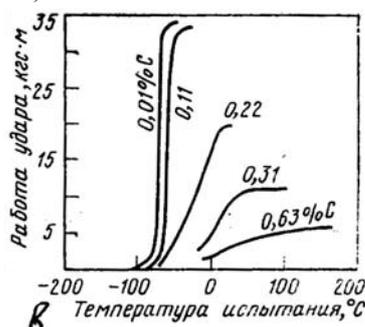


Рис. 6. Влияние содержания углерода на ударную вязкость

4. НАГАРТОВАННЫЕ СТАЛИ

Широкое применение нашли в хозяйстве проволока, тонкие листы. Эти виды изделий получают в металлургии прокаткой, волочением в холодном состоянии. В результате такой обработки металл упрочняется за счет явления, которое называется наклеп. За счет комнатной температуры упрочнение не снимается. Такой вид обработки называется нагартовкой.

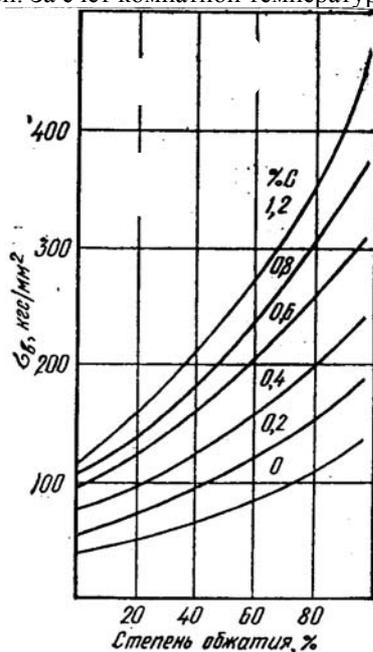


Рис. 7. Влияние степени обжатия проволоки с различным содержанием углерода

Нагартовка стали сильно зависит от степени наклепа и от содержания углерода (рис. 7).

Рекордные значения σ_b получены для обжатия до 90 % в стали 1,2 % С при \varnothing проволоки 0,1 мм.

Нагартованную проволоку используют в производстве канатов, тросов.

Проволока должна иметь структуру тонкопластинчатого перлита – патентирование. Патентирование – это одна из разновидностей изотермической закалки. Для этого получают тонкопластинчатый перлит обработкой в расплавленных свинцовых ваннах.

5. ЛИСТОВАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ХОЛОДНОЙ ШТАМПОВКИ

Особую значимость в народном хозяйстве имеет производство тонкого листа для кузовов автомобилей. Изделия подвергаются глубокой вытяжке при штамповке (пластической деформации). Она сопровождается образованием грубых линий скольжения – полосы Людерса-Чернова, поэтому в местах сложных переходов возможно образование расслоений, надрывов металла, что сказывается на внешнем виде готового изделия.

Рекомендуемая сталь должна хорошо деформироваться, иметь низкое содержание углерода – сталь 08 КП: 0,08 % С; 0,03 % Мп; 0,03 % Si; 0,02 % S, P. Лучше использовать сталь не КП, а полуспокойную 08Ю, раскисленную алюминием. Она легко сохраняет заданную дислокационную структуру при дрессировке, пропуская через систему 20 – 30 валков при знакопеременном деформировании.

6. АВТОМАТНЫЕ СТАЛИ

Стали, используемые при изготовлении деталей резанием на машиностроительных заводах, должны обладать:

- хорошей поверхностью резания;
- ломкой стружкой;
- хорошей теплопроводностью;
- малой прочностью (НВ).

Такие стали называются автоматными. Они используются на автоматизированных линиях, где смена резцов и сверл происходит без участия человека. В состав таких сталей вводят элементы: S, P, Si, Mn, Se, Te (табл. 4).

4. Химический состав автоматных сталей

стали	Марка	C	Mn	Si	S	P
	A12	0,08...0,16	0,7...1,0	0,15...0,35	0,08...0,20	0,08...0,15
	A20	0,17...0,24	0,7...1,0	0,15...0,35	0,08...0,15	< 0,06
	A30	0,27...0,35	0,7...1,0	0,15...0,35	0,08...0,15	< 0,06
	A40Г	0,37...0,45	1,20...1,55	0,15...0,35	0,08...0,30	< 0,50

Эти элементы улучшают обработку резанием при комплексном легировании, снижается при этом расход инструмента (в 2 – 3 раза), сверл, резцов.

Маркируются стали буквой «А» – автоматные и цифрами, показывающими содержание углерода (A20 – 0,2 % С).

Л е к ц и я 12

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Конструкционными называются стали, из которых изготавливают детали машин, фермы мостов, рельсы и прочие конструкции. Для их изготовления используются листы различной толщины, прокат, балки.

1. СТРОИТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ

Строительные стали – это стали, которые идут на изготовление свариваемых конструкций, газо- и нефтепроводы (трубы) (табл. 1).

В этой таблице приведен состав некоторых марок сталей этой группы, а также свойства после завершающей термической обработки. Все стали имеют разное содержание углерода и структуру $\Phi + \Pi$. Важнейшие показатели этих сталей после химического состава – свариваемость и порог хладноломкости (рис. 1).

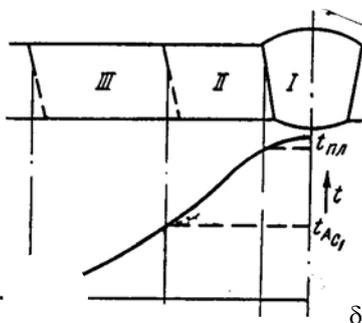


Рис. 1. Схема строения сварного шва и распределения около него температур:

I, II, III – зоны сварного шва;
 $t_{пл}$, A_{c1} – критические температуры диаграммы состояния железо–цементит;
по горизонтальной оси – расстояние от центра шва

Строение зон: *I* шов, имеющий литую структуру; *II* – околосшовная зона, нагретая при сварке выше критических температур; *III* – околосшовная зона, нагретая ниже критических точек. Градиент температур может привести к возникновению горячих и холодных трещин. Задача сварки – получение равнопрочного соединения между свариваемым металлом и сварным швом. Для этого пользуются подбором различных электродов, их обмазкой, термической обработкой при различных температурах (табл. 2).

В табл. 2 показано влияние способов раскисления сталей при выплавке и режимов тепловой обработки в процессе прокатки. Видно, что самый высокий порог хладноломкости у сталей, прошедших улучшение равен $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Отдельный класс составляют арматурные стали (табл. 3).

Стали выпускаются в виде проволоки, гладких и периодических профилей и используются для армирования железобетонных конструкций.

1. Состав и механические свойства строительных (низколегированных) сталей

Группа стали	Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства				
		C	Si	Mn	Nb, V	N	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/мм ²	$\sigma_{\text{т}}$, кгс/мм ²	δ , %	$a_{\text{НIV}}^{-40\text{ }^{\circ}\text{C}}$, кгс-м/см ²	T_{50} , $^{\circ}\text{C}$
Углеродистые горячекатаные	Ст3	0,2	0,2	0,5	–	–	45	25	30	1	0
	Ст3пс	0,2	0,1	0,5	–	–	45	25	30	0,5	+10
	Ст3кп	0,2	0,05	0,5	–	–	45	25	30	0,5	+40
Низколегированные:											
горячекатаные	17ГС	0,2	0,5	1,2	–	–	55	35	25	0,5	-10
нормализованные	17ГС	0,2	0,5	1,2	–	–	55	40	25	1,5	-30
	16Г2АФ	0,18	0,5	1,5	0,1 V	0,01	60	45	23	1,0	-20
термически упрочненные	17ГС	0,2	0,5	1,2	–	–	60	45	25	3	-70
после контролируемой прокатки	17ГСБ	0,18	0,5	1,2	0,04Nb	0,01	60	45	20	2	-40
	08Г2СФБ	0,08	0,4	1,4	0,03V	0,007	55	40	28	4	-70

2. Влияние способов раскисления сталей при выплавке

Сталь	Порог хладноломкости T_{50} , $^{\circ}\text{C}$	Ст3сп	Порог хладноломкости T_{50} , $^{\circ}\text{C}$
Спокойная	0	Горячекатаная	0
Полуспокойная	10	Нормализованная	-20
Кипящая	20	Улучшенная	-40

3. Арматурные классы сталей

Класс стали	Свойства (не менее)		
	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/мм ²	$\sigma_{\text{т(0,2)}}$, кгс/мм ²	δ_5 , %
A-I	38	24	25
A-II	50	30	19
A-III	60	40	14
A-IV	90	60	6
A-V	105	80	6
A-VI	120	100	5
A-	140	120	5
VII			
A-	160	140	4
VIII			

В ненапряженных конструкциях используют обычные углеродистые стали Ст3, Ст5 (это классы А I, II, III, IV). В предварительно напряженных конструкциях используют легированные стали (это классы А-IV – А-VIII).

Предварительное напряжение создают растягиванием арматуры периодического профиля, перед бетонированием. После затвердевания бетона снимают растягивающие нагрузки, бетон сжимается. Для этих целей используют стали, подвергнутые термической обработке (35 ГС, 45 ГС).

2. ПРУЖИННАЯ СТАЛЬ

Работа пружин, рессор характеризуется тем, что в них используют только упругие свойства стали (рис. 2).

Поскольку в таких изделиях возникновение пластической деформации не допускается, то от стали не требуется высокой ударной вязкости и высокого предела текучести. Это достигается закалкой с последующим отпуском при температурах 300...400 °С. При таких температурах достигается высокое значение предела упругости σ_y . Низкое значение ударной вязкости для данных изделий не влияет.

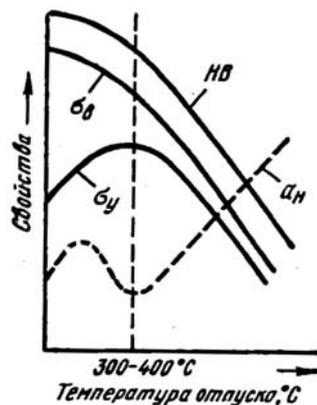


Рис. 2. Изменение механических свойств стали в зависимости от температуры отпуска

Для изготовления упругих элементов используют стали, содержащие 0,5...0,7 % С, это меньше чем в инструментальных сталях. Введение в сталь легирующих элементов кремния, ванадия увеличивают упругие характеристики (табл. 4).

Наиболее часто для изготовления пружин и рессор используют стали, например, 50ХФА, после отпуска 390 °С и имеющие твердость 480 НВ (рис. 3).

4. Режимы термической обработки рессор и пружин

Марка стали	Закалка		Отпуск, °С	Твердость НВ
	t, °С	среда		
50С2	870	Масло или вода	460	365...410
60С2	870	Масло	460	390...480
50ХФА	850	—"	520	390...480
60С2ХА	870	—"	420	420...475



Рис. 3. Микроструктура стали для изготовления пружин (серебрянка)

Сталь «серебрянка» готовится из шлифованной холоднотянутой проволоки. Наклеп от холодной протяжки создают высокую твердость и упругость. Обычно для этих целей используют стали инструментального класса У7, У8А, У9А, У10А. При такой обработке в структуре формируется перлит с направленной ориентировкой перлита вдоль направления вытяжки.

3. ШАРИКОПОДШИПНИКОВАЯ СТАЛЬ

Шарикоподшипниковая сталь прежде всего должна обладать высокой твердостью, поэтому применяют высокоуглеродистые стали типа инструментальной, чтобы сталь легко принимала закалку (т.е. имела низкую критическую скорость закалки) вводят легирующие элементы, обычно применяют хром (табл. 5).

5. Состав шарикоподшипниковой стали

Стали	C	Cr	Mn	Si
ШХ6	1,05...1,15	0,4...0,7	0,20...0,40	0,17...0,37
ШХ9	1,05...1,10	0,9...1,2	0,20...0,40	0,17...0,37
ШХ15	0,95...1,05	1,3...1,65	0,20...0,40	0,17...0,37
ШХ15СГ	0,95...1,05	1,3...1,65	0,90...1,20	0,40...0,65

Обозначение в маркировке: Ш – шарикоподшипниковая, Х – хромистая. Цифра показывает примерное содержание хрома в десятых долях процента: ШХ15, 15 – 1,5 % хрома.

Особенно чувствительны эти стали к наличию неметаллических включений, так как они, попадая в зоны контакта, вызывают выкрашивание металла и преждевременный выход подшипника из строя (рис. 4).

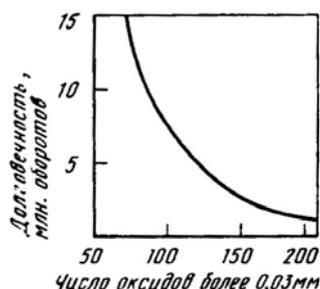


Рис. 4. Влияние неметаллических включений (оксидов) на долговечность подшипников

Чем чище сталь по составу неметаллических включений, тем более долговечны подшипники. Термическая обработка сталей проводится закалкой в масле, отпуском при 150 °С в течение двух часов. Твердость изделия 62 HRC.

Для очень крупных подшипников диаметром до двух метров применяют сложнелегированную малоуглеродистую сталь 20X2H4A, которую затем подвергают цементации на глубину 5...6 мм.

Подшипниковые стали, работающие при температуре около 500 °С рекомендуют использовать теплостойкую инструментальную сталь Р9 (см. «Быстрорежущие стали»).

Для подшипников, работающих в агрессивных средах, применяют коррозионностойкую сталь 95X18 (0,95 % С, 18 % Cr).

4. УЛУЧШАЕМЫЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Улучшаемые стали содержат в среднем 0,3...0,4 % С и легирующих элементов до 5 % в сумме (хром, молибден, кремний, вольфрам, марганец, ванадий).

Обычная термическая обработка заключается в закалке в масле и высокотемпературном отпуске 650 °С. Чем больше суммарное количество легирующих элементов, тем выше прокаливаемость (глубина проникновения закаленной зоны, критический диаметр при закалке). Сложные по конфигурации детали рекомендуют изготавливать из стали, содержащей никель.

В зависимости от количества легирующих элементов и их наименования, стали разделяют на пять групп (в обозначении I – V – римские цифры).

I – самые дешевые стали углеродистые (сталь 40). Их недостаток – малая прокаливаемость (до 10 мм), поэтому из них готовят детали небольшого сечения.

II – стали, легированные хромом (40X), имеют большую прокаливаемость (до 25 мм) – дешевые, боятся динамических нагрузок.

III – хромомарганцевые стали после закалки сохраняют большое количество остаточного аустенита, хорошо штампуются. Особую пластичность приобретают стали, легированные дополнительно кремнием (35ХГСА) – хромансилы.

IV – хромоникелевые стали (40ХН, 40ХНМ) прокаливаются на глубину 40 мм, имеют высокий комплекс механических свойств, особенно ударную вязкость.

V – хромоникельмолибденвольфрамовые стали (38ХНЗМВФ) относятся к глубокопрокаливаемым сталям (> 100 мм), склонны к отпускной хрупкости. Относятся к сталям мартенситного класса.

В табл. 6 приведена только часть марок сталей. Например, в III группе сталей насчитывают около 40 марок (30ХС, 35ХГС, 40ХГС, 35ХГСА, 30ХГСА и т.д.).

6. Составы конструкционных сталей

Группа	Сталь	Содержание элементов, %						Критический диаметр, мм	Температура полухрупкости T_{50} , °С
		C	Mn	Si	Cr	Ni	другие		
I	40	0,37...0,44	–	–	–	–	–	10	–20

	45	0,42...0,49	–	–	–	–	–	12	–20
II	40X	0,36...0,44	–	–	0,8...1,1	–	–	15	–50
	40XP	0,37...0,45	–	–	0,8...1,1	–	0,002...0,005 B	20	–30
III	30XM	0,26...0,34	–	–	0,8...1,1	–	0,15...0,25 Mo	20	–60
	40XГР	0,37...0,45	0,7...1,0	–	0,8...1,1	–	0,002...0,005 B	30	–20
	30XГТ	0,24...0,32	0,8...1,1	–	1,0...1,3	–	0,06...0,12 Ti	20	–20
	30XГС	0,28...0,35	0,8...1,1	0,9...1,2	0,8...1,1	–	–	25	–20
IV	40ХН	0,36...0,44	–	0,17...0,37	0,45...0,75	1,0...1,4	–	25	–60
	40ХНР	0,35...0,42	0,6...0,9	0,17...0,37	0,6...0,9	0,4...0,8	0,002...0,005 B	35	–40
	40ХНМ	0,37...0,44	–	0,17...0,37	0,6...0,9	1,2...1,6	0,15...0,25 Mo	40	–80
	42ХМФ	0,40...0,45	0,5...0,8	0,17...0,37	0,8...1,1	–	0,20...0,30 Mo 0,08...0,14 V	40	–60
V	30ХНЗ	0,27...0,34	–	–	0,6...1,9	2,75...3,15	–	50	–100
	30ХН2ВФ	0,27...0,34	–	–	0,6...0,9	2,0...2,4	0,5...0,8 W 0,15...0,30 V	100	–80
	38ХН3МФ	0,30...0,42	–	–	1,2...1,5	3,0...3,4	0,35...0,45 Mo 0,1...0,2 V	100	–100

5. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

В предыдущих разделах были рассмотрены стали, имеющие максимальную прочность $\sigma_B = 120...130 \text{ кг/мм}^2$ и структуру низкоотпущенного мартенсита. При такой структуре стали не обладают достаточно высокой ударной вязкостью.

Однако новейшая техника требует материалов, где сочетаются и высокая прочность и высокая ударная вязкость. Специально подобранные стали с пределом прочности выше 150 кг/мм^2 называются высокопрочными.

Есть несколько вариантов достижения этой величины. Во-первых, это стали обычного состава, но высококочистые и очень мелкозернистые. Закалка на мартенсит и низкотемпературный отпуск $200 \text{ }^\circ\text{C}$ приводит к пределу прочности $\sigma_B = 180 \text{ кг/мм}^2$. Например, сталь, содержащая $0,4 \%$ С, может иметь $\sigma_B = 240 \text{ кг/мм}^2$, но они очень хрупкие.

В самолетостроении широко применяют сталь 30ХГСНА (хромансил). Ее используют для сварных конструкций деталей фюзеляжа, шасси, броневой защиты самолетов-штурмовиков. Впервые она была применена в годы Второй мировой войны на знаменитых «ИЛ». Во-вторых, это среднеуглеродистые стали, подвергнутые упрочняющей термомеханической обработке (рис. 5).

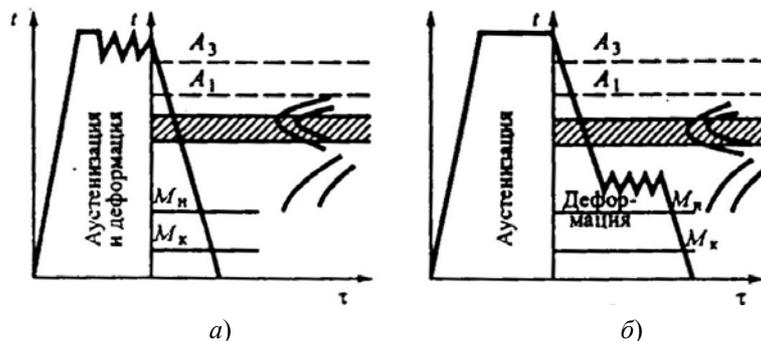


Рис. 5. Схемы термомеханической обработки стали:
а – ВТМО; б – НТМО (заштрихованная зона – интервал температур рекристаллизации)

В зависимости от температуры аустенизации (температура деформации аустенита), которая может проводиться выше температуры рекристаллизации, различают:

- высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО);
- ниже температур рекристаллизации – низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

При ВТМО стали 40ХН2МА деформируют при температуре выше A_3 и сразу закалывают, чтобы избежать рекристалляционных процессов ($\sigma_B = 240 \text{ кг/мм}^2$).

При НТМО деформация осуществляется в области повышенной устойчивости аустенита ($600 \text{ }^\circ\text{C}$), рекристаллизация не происходит ($\sigma_B = 280 \text{ кг/мм}^2$).

Высокое упрочнение при ТМО достигается наклепом при деформировании и закалкой.

В-третьих, достигается высокая прочность $\sigma_B = 220 \text{ кг/мм}^2$ и выше подбором высоколегированных сталей, сочетающих в себе несколько вариантов упрочнения. Такие стали называются мартенситно-старееющими. Это особый класс сталей, превосходящий по конструктивной прочности и технологичности рассмотренные выше стали. Их основа – безуглеродистые сплавы железа с 25% никеля, легированные Со, Мо, Ti, Al, Сг и другими элементами.

Высокая прочность достигается совмещением четырех механизмов упрочнения: при легировании, при закалке, при пластическом деформировании, при старении.

При легировании элементы искажают кристаллическую решетку железа, наводят в ней внутренние напряжения, что упрочняет металл.

Мартенситно-стареющие стали под закалку нагревают до 860 °С, затем калят на воздухе. При этом легирующие элементы Al, Cu, Mo, обладающие ограниченной и переменной растворимостью в Fe_α, переходят γ-раствор (аустенит) и при охлаждении не выделяются.

Закалка фиксирует железоникелевый мартенсит. Такой мартенсит (безуглеродистый) обладает высокой пластичностью при прочности свыше $\sigma_b \geq 100 \text{ кг/мм}^2$ (рис. 6).

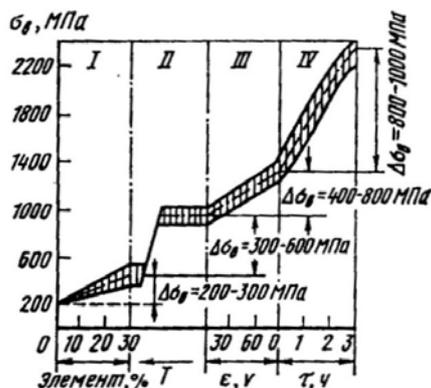


Рис. 6. Изменение прочности высокопрочной стали Н18К8М5Т на разных этапах обработки:
 I – при легировании; II – при закалке;
 III – после пластической деформации; IV – после старения

При холодной пластической деформации сталь получает явление наклепа.

Заключительная стадия обработки, где металл получает наивысшее упрочнение – старение. Оно проводится нагревом до 520 °С, где из мартенсита выделяются мелкодисперсные упрочняющие фазы (Ni₃Ti, Fe₂Mo, Ni₃Mo и т.д.) когерентно-связанные с матрицей. Для мартенситно-стареющих сталей характерно сочетание высокой прочности $\sigma_b \geq 220 \text{ кг/мм}^2$, предела упругости, низкий порог хладноломкости.

Кроме этого стали технологичны: хорошо штампуются, свариваются, обрабатываются резанием. Их применяют: в самолетостроении – изготавливают ответственные узлы шасси; в подводных аппаратах (батискафы с глубиной погружения до 9000 км), в ракетной и космической технике при работе в абсолютном вакууме; как пружинный материал в приборостроении. Недостаток сплавов – их высокая стоимость.

Лекция 13

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Стали, предназначенные для изготовления инструмента (сверла, метчики, резцы, фрезы и др.) относятся к инструментальным. Они должны быть твердыми (HRC > 60), прочными, износостойкими, теплостойкими, сопротивляться сменам температур. Для этого стали должны иметь высокое содержание углерода, для многих инструментов иметь в составе большое количество легирующих элементов.

По главному показателю – теплостойкости – инструментальные стали подразделяются на группы: углеродистые и низколегированные (до 200 °С), высоколегированные быстрорежущие (до 600...640 °С), твердые сплавы (до 800...1000 °С), сверхтвердые сплавы (до 1200 °С).

1. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Углеродистые стали выпускаются в соответствии с ГОСТ 1435–90 качественными У8, У9 – У13 и высококачественными У8А, У9А – У13А. В марке указывается, что сталь углеродистая, а число показывает среднее содержание углерода в десятых долях процента. Они поставляются для изготовления инструмента после отжига на структуру зернистого перлита с твердостью до 220 НВ. В таком состоянии они хорошо деформируются, обрабатываются резанием, что позволяет применять накатку, насечки и другие операции. Все стали этой группы обладают низкой прокаливаемостью (рис. 1).

Прокаливаемость оценивается глубиной проникновения мартенсита закалки при термической обработке в мм, характеризуется пятибалльной шкалой (рис. 1).



Рис. 1. Прокаливаемость углеродистой стали У12

1. Температура отпуска углеродистых сталей при изготовлении инструмента

Виды инструмента	Сталь	Температура отпуска, °С	Приемочная твердость рабочей части HRC
Метчики	У10 – У12	180...200	60...62
Развертки	У10 – У12	160...180	62...64
Зубила	У7	280...300	56...58
Матрицы для холодной штамповки	У8 – У10	200...220	60...62
Плашки	У10	220...240	59...61

Для изготовления инструментов, подвергаемых в процессе эксплуатации ударным нагрузкам (молотки, зубила, топоры) рекомендуют использовать сталь У7, У8, если же нагрузка прикладывается плавно (напильники) – из стали У13.

2. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Низколегированные инструментальные стали содержат до 5 % легирующих элементов, которые вводятся в стали для повышения прокаливаемости, уменьшения деформаций, растрескивания при термической обработке. Этому способствует хром, кремний, марганец, вольфрам (табл. 2).

В табл. 2 приведены некоторые марки легированных инструментальных сталей, режимы термической обработки, свойства готового инструмента.

Легирующие элементы, такие как вольфрам, в стали ХВ5 увеличивают твердость и износостойкость, хром в стали 9ХС способствует повышению прокаливаемости, кремний улучшает окислительную стойкость. Стали этой группы относятся к заэвтектоидным, поэтому температура закалки 730...790 °С, в масле.

Сложнолегированные стали типа ХГСВФ применяют для изделий сложной конфигурации (сверла, протяжки) сечением до 100 мм. Высокая твердость сталей, которые содержат вольфрам объясняется образованием карбидов, легированного цементита.

2. Свойства низколегированных инструментальных сталей

Марка стали	Отжиг		Закалка			Отпуск	
	температура, °С	твердость НВ	температура, °С	среда охлаждения	твердость HRC (не менее)	температура, °С	твердость HRC
Х	770...790	225...207	830...860	Масло	62	150...200	64...61
9ХС	790...810	255...207	820...860	–	62	140...160	65...62
						160...180	63...61
ХГСВФ	790...810	228...196	820...850	–	–	140...160	63...61
			840...860	–	62	160...180	61...59
ХГ	780...800	241...197	800...830	–	61	150...200	64...61
ХВГ	770...790	255...207	800...830	–	62	140...160	65...62
						170...200	62...60
В1	780...800	229...187	800...850	Вода	62	150...200	64...62
ХВ5	730...750	321...255	800...820	–	65	100...120	66...64
						120...160	65...61

3. БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

К быстрорежущим сталям относятся высоколегированные стали, предназначенные для инструментов высокой производительности (рис. 2).

В зоне резания, за счет трения инструмента, сходящей стружкой и дета-

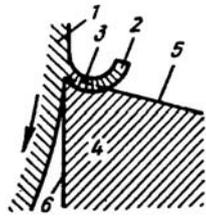


Рис. 2. Схема резания быстрорежущими сталями

люсь возникает высокая температура (до 700 °С).

Основное свойство этих сталей – высокая теплостойкость, которая обеспечивается введением большого количества вольфрама совместно с другими карбидообразующими элементами – молибденом, хромом, ванадием. Маркируются стали буквой Р (рэпид –

скорость) и цифрами, которые обозначают содержание этого легирующего элемента (табл. 3).

Структура быстрорежущих сталей P9, P18 определяется диаграммой состояния Fe–W–C (вертикальным резцом) (рис. 3).

3. Состав быстрорежущих сталей и количество карбидов

Марка стали	Количество, %	Состав	Карбид	C	W
P18	29	M_6C	M_6C	2	65
P12	24	$M_6C + MC$			
P9	18	$M_6C + MC$	MC	12	42
P6M3	19	$M_6C + MC$			
P6M5	21	$M_6C + MC$	$M_{23}C_6$	5	10

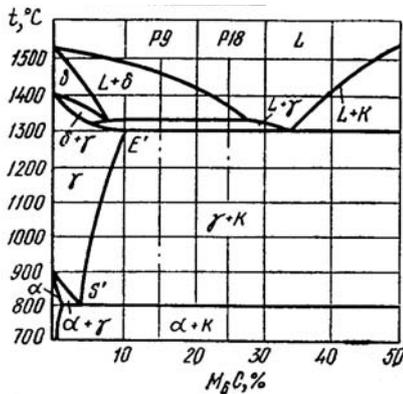


Рис. 3. Диаграмма состояния вольфрамовых сталей:
α, γ – легированные феррит и аустенит;
k – легированные карбиды

Стали на первом этапе получают литьем (рис. 4). В структуре видна скелетообразная ледебуритная эвтектика, а также перитектические крупные кристаллы.

Следующая ответственная операция – ковка (рис. 5). В результатековки карбидная фаза дробится: в структуре стали наблюдаются крупные первичные кристаллы карбидной фазы и мелкие кристаллы раздробленной эвтектики. Общее количество карбидов в стали P18 (Fe_3W_3C) $\approx 28\%$.

Высокая твердость и теплостойкость формируются в результате трехкратного отпуска (рис. 6).

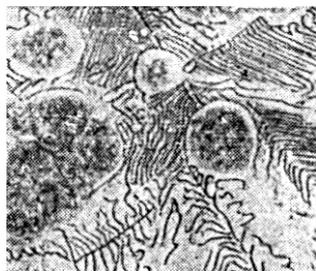


Рис. 4. Структура литой быстрорежущей стали P18

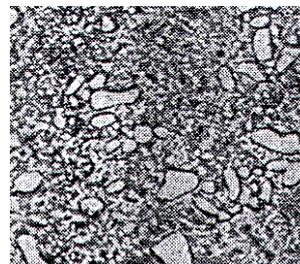


Рис. 5. Структура быстрорежущей стали после отжига

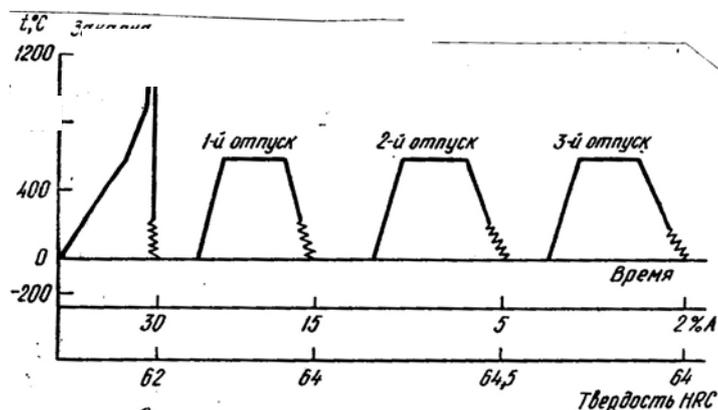


Рис. 6. Режим термической обработки быстрорежущей стали

В результате отпуска количество остаточного аустенита снижается. После закалки его 30 %, после первого отпуска – 15 %, после третьего – 2 %.

Для сталей характерна высокая температура нагрева под закалку ≈ 1200 °С. Это приводит к значительному растворению карбидной фазы в аустените, способствует повышению содержания вольфрама и углерода в нем. Из-за низкой теплопроводности стали ее нагревают под закалку медленно, применяя соляные ванны.

4. ПОРОШКОВЫЕ ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

К порошковым твердым сплавам относятся сплавы, состоящие из высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой. Изготавливают их порошковой технологией. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, выполняющего роль связки, прессуют и спекают при 1500 °С. При спекании кобальт растворяет часть карбидов и плавится.

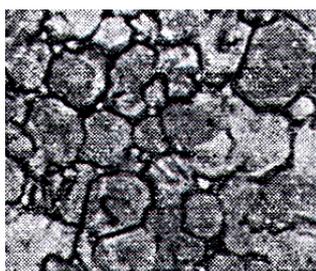


Рис. 7. Структура сплава Т30К4

В результате получается плотный материал, у которого структура состоит на 95 % из карбидных частиц (рис. 7).

Твердые сплавы готовят в виде пластин и оснащают ими резцы, сверла, фрезы и т.д. Твердость их 92 HRA (76 HRC). Теплостойкость до 1000 °С. Выпускают сплавы трех групп (табл. 4).

1. Сплавы на основе карбидов вольфрама типа ВК6, ВК8, ВК25. В маркировке К – содержание кобальта, %; остальное до 100 % – карбиды вольфрама.

4. Свойства некоторых твердых сплавов (гарантируемые)

Группа сплава	Марка сплава	Состав, %			Сопротивление изгибу, мм ²	Плотность, г/см ³	Твердость HRA
		WC	TiC	Co			
ВК	ВК2	98	–	2	1000	15,0...15,4	90
	ВК3	97	–	3	1000	14,9...15,3	89
	ВК6	94	–	6	1200	14,6...15,0	88
	ВК8	92	–	8	1300	14,4...14,8	87,5
ВТК	T5K10	85	5	10	1150	12,3...13,2	88,5
	T14K8	78	14	8	1150	11,2...12,0	89,5
	T15K6	79	15	6	1100	11,0...11,7	90
ТК	T30K6	66	30	4	900	9,5...9,8	92
	T60K6	36	60	6	750	6,5...7,0	90

2. Вторую группу – титанвольфрамовую – образуют сплавы системы TiC–WC–Co. Их маркируют: буквой Т, показывающей содержание карбида титана, %; буквой К, показывающей содержание кобальта, %; остальное – до 100 % – карбид вольфрама. Например Т30К4 содержит: 30 % карбида титана, 4 % – кобальта и 66 % – карбидов вольфрама.

3. Третью группу представляют титанвольфрамтанталовые сплавы системы TiC–TaC–WC–Co: ТТ7К12 (ТТ – суммарное количество карбидов тантала и титана).

Лекция 14

КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ (НЕРЖАВЕЮЩИЕ) СТАЛИ И СПЛАВЫ

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется коррозией. Чистое железо и углеродистые стали не образуют на поверхности плотной защитной пленки окислов, не изолирует металл от агрессивной среды. В отличие от благородных металлов (золота, серебра, меди), которые могут находиться тысячи лет в условиях земной атмосферы (рис. 1).

Вместе с железом некоторые элементы, например хром, создают сплавы, которые могут продолжительное время работать в некоторых агрессивных средах. При введении таких элементов в сталь происходит не постепенное, а скачкообразное повышение коррозионной стойкости (рис. 2).

Введение в сплав свыше 12 % хрома повышает значение потенциала до положительных значений и делает его стойким во многих атмосферных и промышленных средах. Такие сплавы, содержащие более 12 % хрома, могут вести себя как благородные и называются коррозионностойкими или нержавеющей.



Рис. 1. Золотая статуэтка, пролежавшая в скифском кургане 2,5 тыс. лет

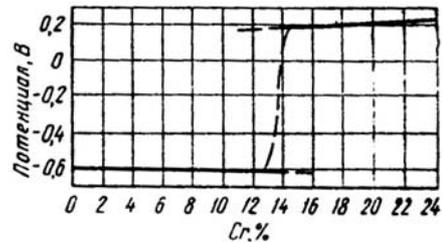


Рис. 2. Потенциал железохромистых сплавов

1. ХРОМИСТЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СПЛАВЫ (СТАЛИ)

Хромистые стали применяются трех типов: с 13, 17 и 27 % хрома (табл. 1). Они могут содержать различное количество углерода (0,1...0,4 % С) и других элементов титана и никеля. Это приводит к получению различных классов сталей (рис. 3).

1. Химический состав хромистых нержавеющей сталей и область их применения

Марка стали	Химический состав, %					Назначение
	C	Si	Mn	Cr	Ti	
0X13	< 0,08	< 0,60	< 0,60	11,0...13,0	–	Для работы в слабоагрессивных средах при температурах меньше 30 °С
0X14	< 0,15	< 0,70	< 0,70	13,0...15,0	–	
X17	< 0,17	< 0,80	< 0,70	16,0...18,0	–	Для работы в средах средней агрессивности
0X17T	< 0,08	< 0,80	< 0,70	16,0...18,0	5С – 0,80	
X25T	< 0,15	< 1,00	< 0,80	24,0...27,0	5С – 0,80	
X28	< 0,15	< 1,00	< 0,80	27,0...30,0	–	

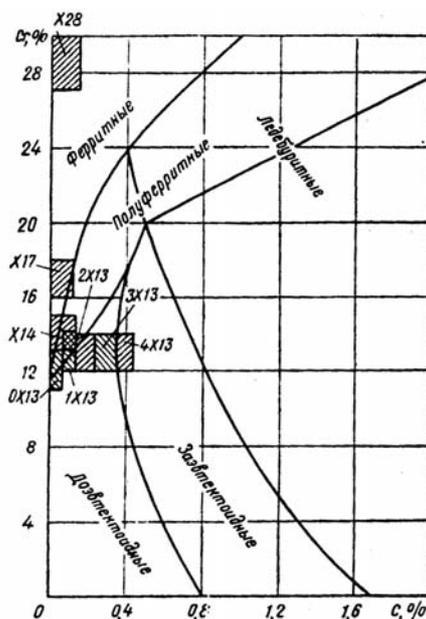


Рис. 3. Система Fe–C–Cr и положение в ней промышленных хромистых нержавеющей сталей

Это равновесные сплавы, структуры которых формируются в соответствии с этой тройной системой. Заштрихованные прямоугольники показывают положение сталей.

Стали X28 и X27 относятся к сталям ферритного класса, их структура – легированный феррит во всем интервале температур, у них нет превращений в твердом состоянии (рис. 4).

Иное положение у сталей с 12...14 % хрома. Любые незначительные отклонения от состава вызывают у них $\alpha - \gamma$ -переход, они могут быть полуферритными. В сталях с высоким содержанием углерода 20X13, 30X13, 40X13 при охлаждении на воздухе (приобретают неравновесное состояние) протекает мартенситное превращение. Коррозионная стойкость сталей зависит от содержания элементов и определяет область применения.



Рис. 4. Структура нержавеющей ферритной стали X25T

Стали с низким содержанием углерода (0X13) пластичны, хорошо штампуются, из них готовят нержавеющую бытовую посуду, емкости. Стали 40X13, имеющие высокую твердость, после закалки используются в медицине для изготовления хирургических инструментов. Стали X17 используются как жаростойкие при работе до 900 °С, не окисляются. Сталь X17H2 является высокопрочной из сталей с 25...28 % хрома готовят реторты, муфели, чехлы термопар, работающих до температур 1150 °С.

2. ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Введение в хромистые стали большого количества никеля делает стали с устойчивой аустенитной структурой, которая делает сталь более коррозионностойкой, улучшает механические свойства, уменьшает склонность к росту зерна. Строение таких сталей рассматривают в тройной системе Fe–Cr–Ni (рис. 5).

Однофазные области α , γ разделены двухфазной $\alpha + \gamma$. При содержании хрома более 20 % появляется σ -фаза; двойная фазовая область – $\sigma + \gamma$; тройная область – $\sigma + \gamma + \alpha$.

Сплав X18H9, который на этой системе изображен точкой, представляет собой γ -фазу – это легированный хромом и никелем аустенит.

По свойствам аустенитная сталь строгого состава X18H9 имеет высокую пластичность, хорошо обрабатывается давлением; из нее готовят на прокатных станах листовую сталь разной толщины, вплоть до фольги. Термическая обработка простая: нагрев до 1100 °С и быстрое охлаждение фиксируют состояние пересыщенного раствора (табл. 2).

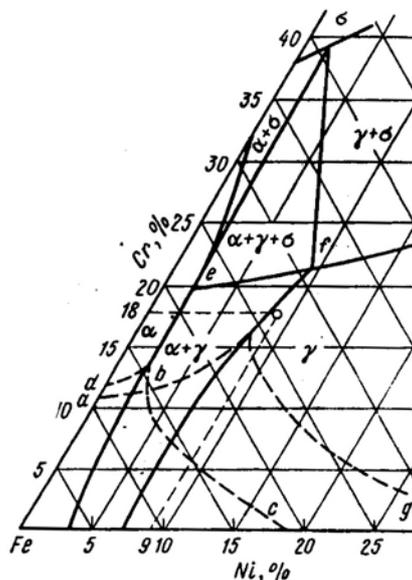


Рис. 5. Горизонтальный разрез тройного сплава Fe–Cr–Ni при 650 °С.

Фазы α , γ – твердые растворы Cr, Ni в железе–феррит и аустенит

2. Механические свойства хромоникелевых сталей

Марка стали	σ_b , МН/м ²	σ_s , МН/м ²	δ , %	ψ , %
00X18H10	450	180	40	60
0X18H10	480	200	40	55

X18H10T	500	200	40	55
2X18H9	580	220	40	50
X14Г14НЗТ	600	250	35	50
X17Г9АН4	650	300	35	50
X17АГ14	800	400	30	45

Здесь указаны некоторые аустенитные стали и их механические свойства. Недостаток аустенитных сталей заключается в том, что они подвержены явлению межкристаллитной коррозии (МКК). Хром является карбидообразующим элементом, образуя специальный карбид $M_{23}C_6$. Их количество зависит от содержания углерода. При неправильно проведенной термической обработке эти карбиды $(FeCr)_{23}C_6$ выделяются по границам зерна, при этом большая часть хрома из приграничной зоны идет на образование этих карбидов (рис. 6).

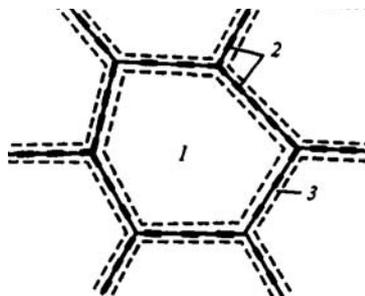


Рис. 6. Схема межкристаллитной коррозии:

1 – зерно аустенита Cr–Ni стали;

2 – граница зерна аустенита с карбидными частицами (темные участки);

3 – обедненная хромом зона (пунктирные линии)

Приграничная зона обедняется хромом, становится обычной некоррозионноустойчивой сталью. Здесь и происходит межкристаллитное разрушение (рис. 7).

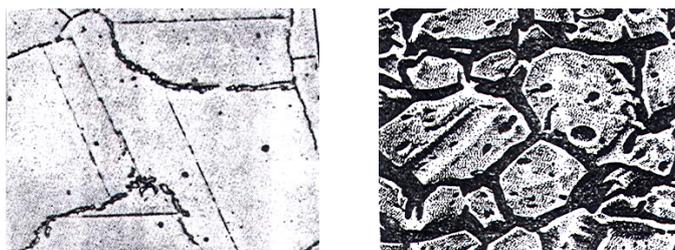


Рис. 7. Следы межкристаллитной коррозии в нержавеющей стали

Для того чтобы она не протекала, изменяют состав этой стали:

1. Снижают до минимума содержание углерода 04X18H10 (0,04 % C); 00X18H10 – безуглеродистый сплав. Карбиды в этом случае вообще не образуются.
2. Вводят в состав более энергичные карбидообразователи, чем хром, например титан. Хром тогда остается в составе твердого раствора. Состав стали – 12X18H9T.

3. НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ, АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫЕ

Нержавеющие стали аустенитно-мартенситные и аустенитно-ферритные – это стали переходных классов, у которых термическая обработка более сложная. Химический состав А + Ф, А + М сталей:

а) аустенитно-мартенситный: 09X15H8Ю (ЭИ904), 09X17H7Ю (ЭИ973);

б) аустенитно-ферритный: 08X22H6Т (ЭП53), 12X22H5Т (ЭИ811), 08X21H6M2Т (ЭП54), 08X18Г8Н2Т (КОЗ).

После закалки структура на 100 % аустенитная, аустенит неустойчив. Поэтому подвергается дальнейшему отпуску при отрицательных температурах (-70 °С). При этом образуется структура, содержащая 60 % аустенита и 40 % мартенсита. Окончательные свойства формируются при старении (500 °С) – состаренный мартенсит.

4. КРИОГЕННЫЕ И КИСЛОТОСТОЙКИЕ СТАЛИ

Криогенными называются нержавеющие стали аустенитного класса, работающие при температурах жидкого азота ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$), неона ($-247\text{ }^{\circ}\text{C}$), гелия ($-269\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Для производства синтетических материалов (стекловолокно, пластмассы) требуются установки, выполненные из нержавеющей сталей с высоким содержанием элементов Mo, Ni, Cr-Ni и др. Такие сплавы высокой коррозионной стойкости называются кислотостойкими. Для них разработана допустимая скорость коррозии, мм/год (рис. 8).

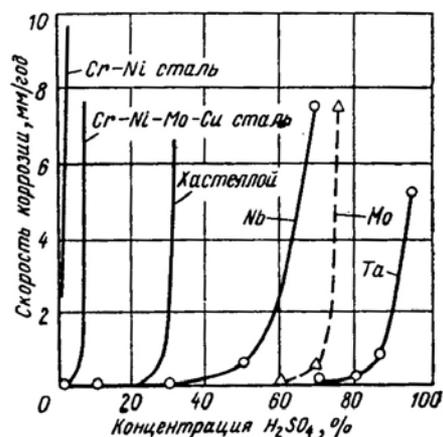


Рис. 8. Склонность к коррозии различных кислотостойких материалов в кипящей серной кислоте

По мере достижения допустимых значений по толщине материала установки подлежат замене. Широко применимы марки сталей: X18H9, 2X18H9, X18H9T, 00X18H10, 0X18H10, 0X18H10T, 018H10T, 0X18H11, 0X18H12T, X18H12T, 0X18H12Б, X14Г14Н, X14Г14НЗТ, X17Г9АН4, X17АГ14, X17Н13М2Т, X17Н13М3Т, X16Н15МЗБ, 0X23Н28МЗДЗ.

Лекция 15

ЛЕГКИЕ СПЛАВЫ

1. СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ

Алюминий — металл серебристо-белого цвета. Он не имеет полиморфных превращений, кристаллизуется в решетке ГЦК с периодом $a = 0,4041\text{ нм}$. Плотность алюминия $\rho = 2,7\text{ г/см}^3$, он обладает высокой пластичностью, коррозионной стойкостью.

В зависимости от содержания примесей (Fe, Si, Cu, Zn, Ti) алюминий подразделяют на три класса: особо чистый А999 ($\leq 0,001\%$ примесей), высокой чистоты А995, А99, А95 ($0,005\text{...}0,05\%$ примесей), технической чистоты А85, А8 (до $0,1\%$ примесей).

Ввиду низкой прочности алюминий применяют для ненагруженных деталей, когда от конструкции требуется легкость, свариваемость, пластичность. Из него изготавливают фольгу, посуду, емкости. Следует отметить высокую отражательную способность алюминия — его используют в прожекторах, рефлекторах, экранах телевизоров.

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ Al-Cu

Упрочняющая термическая обработка сплавов на основе алюминия и меди основана на изменении растворимости соединения CuAl_2 в алюминии (рис. 1).

Видно, что предельная растворимость меди в алюминии при эвтектической температуре равна $5,7\%$, при комнатной температуре — $0,2\%$. При быстром охлаждении (закалке) фиксируется состояние пересыщенного твердого раствора. Это неустойчивое состояние приводит к изменениям в структуре за счет выделения вторичной фазы CuAl_2 . Этот процесс, происходящий при комнатной температуре, называется естественным старением, при повышенных температурах — искусственным старением. Таким образом, весь процесс термической обработки заключается в закалке и старении. Структурные изменения можно проследить на рис. 2.

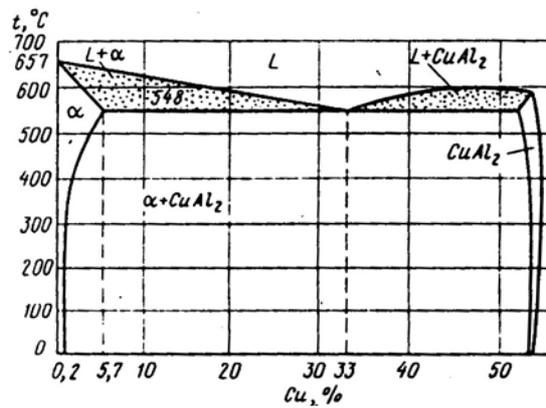


Рис. 1. Диаграмма состояния алюминий-медь

После старения прочность увеличивается с $\sigma_B = 20 \text{ кг/мм}^2$ до $\sigma_B = 40 \text{ кг/мм}^2$. Нарастание прочности происходит постепенно (рис. 3).

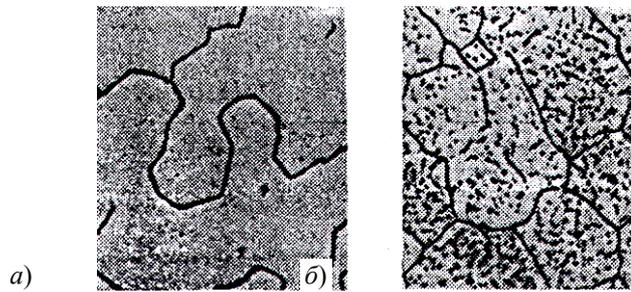


Рис. 2. Микроструктура алюминий-медных сплавов:
а – после закалки; б – после старения



Рис. 3. Изменение прочности при естественном старении сплавов алюминия

Начальный период старения называется инкубационным периодом. Здесь в течение двух-трех часов не происходит значительного нарастания прочности, поэтому это время можно использовать для проведения различных технологических операций (ковка, штамповка, гибка).

В течение инкубационного периода в пересыщенном твердом растворе атомы меди, расположенные случайно, начинают собираться в определенных участках кристаллической решетки, образуя зоны Гинье-Престона (зона Г.П.).

Зоны Г.П. представляют собой тонкие, пластинчатые, дискообразные образования толщиной несколько атомных слоев, диаметром несколько десятков атомных слоев. На этой стадии зоны Г.П. еще не соответствуют формуле CuAl_2 . В дальнейшем зоны Г.П. увеличиваются в размере до диаметра 20...30 нм и плотностью соответствуют стехиометрии CuAl_2 . Их принято называть зонами Г.П.-1, а более крупные – зонами Г.П.-2.

3. КЛАССИФИКАЦИЯ АЛЮМИЕВЫХ СПЛАВОВ

Технические алюминиевые сплавы подразделяются на две группы: деформируемые и литейные.

1. **Деформируемые сплавы, не упрочняемые Т.О.** Такие сплавы характеризуются невысокой прочностью и коррозионной стойкостью. К ним относятся сплавы, легированные марганцем и магнием (АМЦ и АМГ). Сплавы поставляются в виде листов, проката в отожженном (М), нагартованном (Н) и полунгартованном (П) состоянии (табл. 1).

1. Состав алюминиевых сплавов

Марка сплава	Основные компоненты				Примеси (не более)	
	Mg	Si	Mn	Cu	Fe	$\Sigma_{\text{прим}}$
АЛ2	–	10...13	–	–	0,8...1,5	2,2...2,8
АЛ4	0,17...0,30	8,0...10,5	0,25...0,50	–	0,6...1,2	1,1...1,7

АЛ9	0,2...0,4	6,0...8,0	–	–	0,3...1,0	1,0...1,9
АЛ3	0,2...0,8	4,0...6,0	0,2...0,8	1,5...3,5	1,0...1,5	1,3...1,8
АЛ5	0,35...0,60	4,5...5,5	–	1,0...1,5	0,6...1,5	1,0...1,7
АЛ6	–	4,5...6,0	–	2,0...3,0	1,1...1,4	1,8...2,0
АЛ11	0,1...0,3	6,0...8,0	–	–	0,8...1,2	1,8...2,0
АЛ7	–	–	–	4...5	< 1,0	< 2,2
АЛ12	–	–	–	9...11	1,0...1,2	2,8...3,0
АЛ8	9,2...11,5	–	–	–	< 0,3	< 1,1

2. **Деформируемые сплавы, упрочняемые Т.О.** Наиболее типичный представитель этой группы – дюралюминий. Он содержит 4 % меди, 0,5 % магния, марганец, железо.

Детали из этой группы сплавов подвергаются закалке с 500 °С в воде с последующим естественным старением. Изделия могут использоваться по назначению спустя 5 – 7 суток после закалки (табл. 2).

3. **Сплавы для фасонного литья.** Сплавы этой группы называются силуминами (рис. 4).

2. Свойства дюралюминов

Марка	Состояние, полуфабрикат	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	
Д1	Отжиг	210	110	18	
	Закалка + старение:	прутки	490	320	14
		лист	410	240	20
Д16	Отжиг	220	110	18	
	Закалка + старение:	прутки	540	400	11
		лист	440	330	18

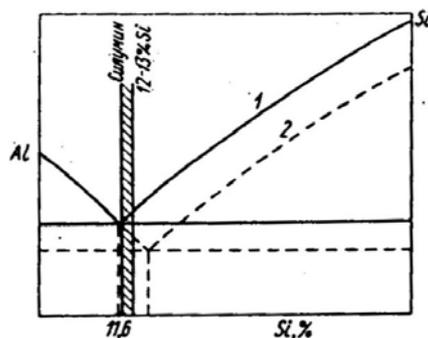


Рис. 4. Диаграмма состояния алюминий-кремний

Для получения плотной отливки применяют сплавы с узким интервалом кристаллизации (эвтектические сплавы). У этих сплавов высокие литейные свойства (рис. 5).

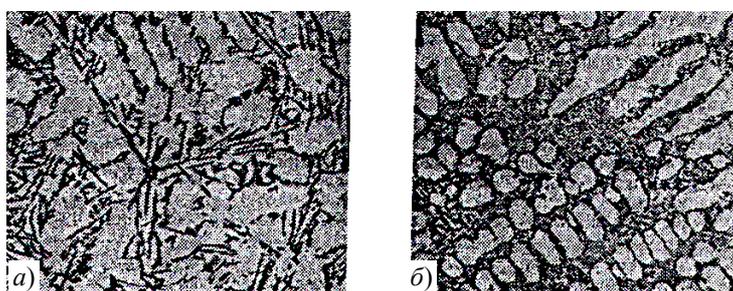


Рис. 5. Микроструктура литейных алюминиевых сплавов:

а – немодифицированный; *б* – модифицированный

Для повышения литейных свойств сплавы подвергаются модифицированию, например натрием.

4. СВОЙСТВА ТИТАНА

Отличительная особенность титана – малая плотность, высокая прочность, высокая коррозионная стойкость. Применяется сравнительно недавно: в 1948 г. получено всего 2 т титана, в 1955 г. уже 2002 т, в 1965 г. – 22 000 т. Используется титан благодаря высокой удельной прочности (отношение σ_b к плотности) в авиастроении, ракетостроении, судостроении.

Титан – металл серебристо-белого цвета, имеет температуру плавления 1672 °С, существует в двух аллотропических модификациях: α – низкотемпературная модификация, имеет гексагональную плотноупакованную решетку ($a = 0,29$ нм, $c = 0,467$ нм); β – высокотемпературная модификация, имеет объемноцентрированную кубическую решетку ($a = 0,331$ нм). Температура полиморфного перехода $\alpha \leftrightarrow \beta = 882$ °С.

Металлургические заводы производят титановую губку (ТГ), на машиностроительных заводах проводят переплавку в плотный технический титан. Технический титан – технологичный: хорошо куется, штампуется, сваривается.

5. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА

Все элементы, которые с титаном образуют твердые растворы, подразделяются на две группы: А – элементы неограниченно растворимые в титане; В – ограниченно растворимые (рис. 6). Кроме того, элементы, которые повышают температуру полиморфного перехода в I группе, понижают эту температуру во II группе (рис. 6).

Элементы, которые изоморфны α -титану, расширяют α -область и называются α -стабилизаторы, те, которые расширяют β -область, называются β -стабилизаторы.

Полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ превращение может иметь два механизма. При малом переохлаждении превращение идет обычным диффузионным путем, а при большом переохлаждении, когда подвижность атомов мала – по мартенситному механизму (рис. 7). В первом случае образуется полуждрическая структура, во втором – игольчатая.

Как и в железоуглеродистых сплавах, в титановых сплавах превращения описываются диаграммами изотермического превращения (рис. 8). На диаграмме можно определить температуру мартенситного превращения, когда начинается бездиффузионное мартенситное превращение.

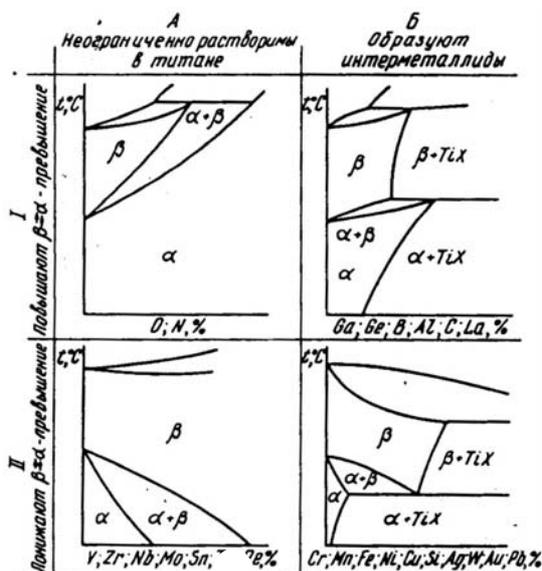


Рис. 6. Диаграммы состояния титановых сплавов



Рис. 7. Структуры титановых сплавов, полученных при малом (а) и при большом (б) переохлаждении

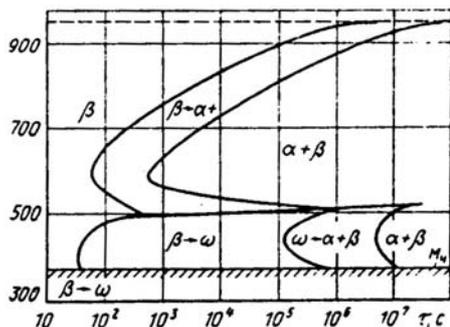


Рис. 8. Диаграмма изотермического превращения β -фазы в сплавах титана

6. ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ И ИХ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

По технологии производства титановые сплавы подразделяют на деформируемые и литейные; по механическим свойствам – на сплавы нормальной прочности, высокопрочные и жаропрочные; по способности упрочняться с помощью термической обработки – на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой; по структуре в отожженном состоянии – на α , псевдо α , $\alpha + \beta$, β , псевдо β сплавы.

К сплавам с α -структурой относятся сплавы титана с алюминием (BT5). Они характеризуются средней прочностью при 20 °С; при криогенных температурах прочность сварного шва составляет 90 % от основного металла. Недостаток – неупрочняемость термической обработкой.

Псевдо α -сплавы (BT20) обладают высокой технологической пластичностью. Недостаток этих сплавов – склонность к водородной хрупкости.

Двухфазные $\alpha + \beta$ сплавы обладают лучшим сочетанием технологических и механических характеристик (BT6). Они упрочняются с помощью термической обработки – закалки и старения.

Псевдо β -сплавы (BT15) высоколегированные молибденом, ванадием, хромом. Их структура после закалки – β' -фаза. В этом состоянии они обладают хорошей пластичностью.

Титановые сплавы, в основном, подвергаются отжигу, закалке и старению, химико-термической обработке. Отжиг проводят для снятия наклепа при температуре рекристаллизации ($T_p = 400...600$ °С), но не выше температуры $\alpha \leftrightarrow \beta$ перехода, чтобы избежать роста зерна. Время отжига – до трех часов.

Упрочняющая термическая обработка (закалка и старение) применима только к сплавам с $\alpha + \beta$ структурой. Закалку проводят из области $\alpha + \beta$ с концентрацией легирующих элементов (см. рис. 7, б) при охлаждении в воде. В результате образуется игольчатый мартенсит – пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане (рис. 7, б). Фаза α' обладает более высокой твердостью, чем стабильная α -фаза. При старении из α' -фазы выделяется β -фаза различной дисперсности.

3. Состав, структура и механические свойства титановых сплавов

Сплав	Содержание элементов (остальное Ti), %				Структура	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	KCU, МДж/м ²
	Al	V	Mo	Прочие					
BT5	4,5...6,2	1,2	0,9	0,3 Zr	α -сплавы	700...950	660...850	10...15	0,3...0,5
BT5-1	4,3...6	1,0	–	2...3 Sn		750...950	650...850	10...15	0,45
OT4-1	1,5...2,5	–	–	0,7...2 Mn	Псевдо- α -сплавы	600...750	470...650	20...40	0,5
OT4	3,5...5,0	–	–	0,8...2 Mn		700...900	550...650	12...20	0,5
BT20	5,5...7,0	0,8...2,5	0,5...2,0	1,5...2,5 Zr		950...1150	850...1000	8	0,4...0,5
BT6	5,3...6,8	3,5...5,3	–	–	$(\alpha + \beta)$ -сплавы	1100...1150	1000...1050	14...16	0,3
BT14	3,5...6,3	0,9...1,9	2,5...3,5	0,3 Zr		1150...1400	1080...1300	6...10	–
BT16	1,6...3,8	4,0...5,0	4,5...5,5	–		1250...1450	1100...1200	4...6	0,4...0,6
BT22	4,4...5,7	4,0...5,5	4,0...5,5	0,8...1,2 Cr 0,8...1,2 Fe		1100...1250	–	9	0,4

Лекция 16

МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

1. СВОЙСТВА МЕДИ

Медь – металл красновато-розового цвета, имеющий ГЦК-решетку с периодом $a = 0,3608$ нм, без полиморфных превращений. Медь менее тугоплавка, чем железо ($t_{пл} = 1083$ °С), но имеет большую плотность ($\rho = 8,9$ г/см³). Медь очень технологична: легко прокатывается в тонкие листы и ленты, из нее вытягивают тонкую проволоку, хорошо сваривается и паяется, хорошо полируется. Примеси O₂, H, Bi, Pb ухудшают свариваемость. У меди высокие теплопроводность и электропроводность, у нее хорошая антикоррозионная стойкость (рис. 1).

Растворимые в меди элементы Al, Fe, Ni и другие повышают твердость и прочность и используются для легирования сплавов меди. Нерастворимые элементы Pb, Bi образуют легкоплавкие эвтектики по границам зерна и вызывают явления краснотомкости, как у сталей (см. «Углеродистые стали»).

Холодная пластическая деформация упрочняет медь, но снижает электропроводность меди (рис. 2).

В промышленности применяется медь техническая и чистая следующих марок (табл. 1).

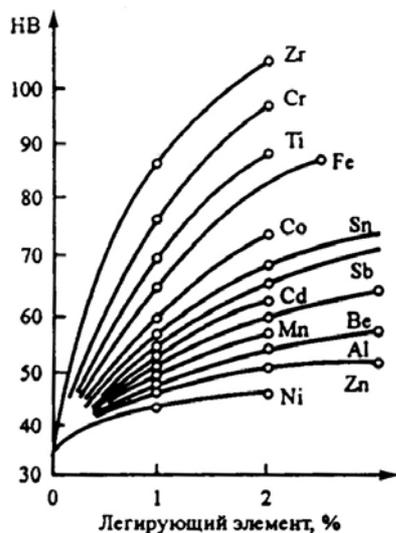


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на твердость меди

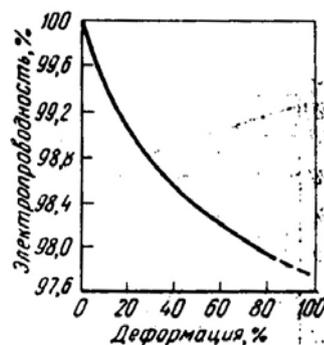


Рис. 2. Влияние наклепа на электропроводность меди

1. Состав технической меди

Марка	Cu	Примеси (не более)			Марка	Cu	Примеси (не более)		
		Bi	Pb	$\Sigma_{прим}$			Bi	Pb	$\Sigma_{прим}$
M000	99,99	0,0005	0,001	0,01	M2	99,7	0,002	0,01	0,3
M1	99,9	0,001	0,1	0,1	M3	99,5	0,003	0,05	0,5

В табл. 1 приведен состав технической меди. Буква М в маркировке показывает «медь», числа 1, 2, 3 – показывают степень чистоты.

2. СПЛАВЫ МЕДИ С ЦИНКОМ (ЛАТУНИ)

Практическое применение имеют медные сплавы с цинком до 45 %, которые называются латунями. Диаграмма состояния представлена на рис. 3.

Медь с цинком образуют твердый раствор α с предельной концентрацией 39 % цинка. При большей концентрации образуется электронное соединение Cu–Zn – β -фаза с кристаллической решеткой ОЦК. При 454...468 °С наступает упорядочение β' -фазы. Эти изменения в структуре повышают твердость и хрупкость фазы β' . Если она появляется в сплаве, то изменяются свойства сплава (рис. 4).

Сплавы с большим содержанием цинка отличаются высокой хрупкостью.

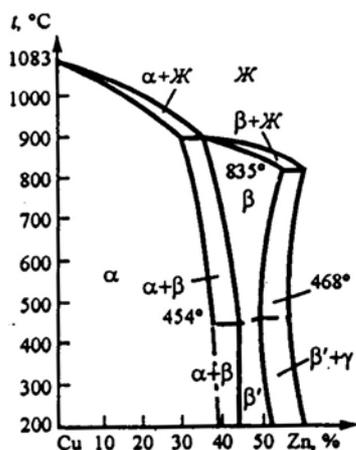


Рис. 3. Диаграмма состояния медь-цинк (латунь)

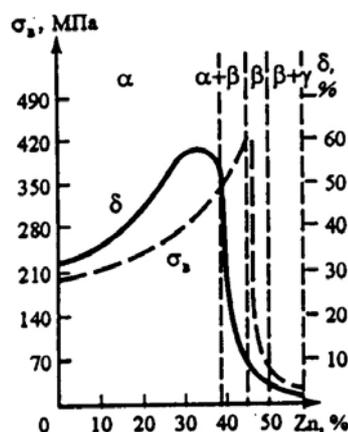


Рис. 4. Влияние цинка на механические свойства латуни

Латуни подразделяются на:

- однофазные со структурой α-твердого раствора;
- двухфазные со структурой α + β-фаз.

Однофазные латуни хорошо деформируются в холодном состоянии, что значительно повышает твердость. Маркируют латуни буквой «Л», за которой следует цифра, указывающая содержание цинка. В сложных латунях указывают легирующие элементы: С – свинец, Мц – марганец, Ж – железо (табл. 2).

2. Состав и свойства двойных латуней

Марка латуни	Содержание, ¹ %		Механические свойства	
	Cu	примесей	σ _в , МПа	δ, %
ЛЦ40С	57...60	2,0	215 (22)	12...20
ЛЦ40Мц1,5	57...60	2,0	372...390 (38...40)	20...30
ЛЦ40Мц3А	55...58	1,5	440 (45)	15
ЛЦ38Мц2С2	57...60	2,4	245...343 (25...35)	10...15
ЛЦ30А3	66...68	2,6	294...392 (30...40)	12...15
ЛЦ23А6ЖЗМц2	64...68	1,8	686...705 (70...72)	7
Л96	95...97	0,2	240	52
Л90	88...91	0,2	260	44
Л85	84...86	0,3	280	43
Л80	79...81	0,3	310	52

¹ Остальное – цинк.

3. СПЛАВЫ МЕДИ И ОЛОВА (ОЛОВЯНИСТЫЕ БРОНЗЫ)

Из диаграммы состояния медь-олово следует, что предельная растворимость олова в меди соответствует 15,8 % (рис. 5). Сплавы этой системы характеризует склонность к неравновесной кристаллизации, в результате чего в реальных условиях охлаждения значительно сужается область существования α-раствора.

При содержании олова около 6 % в структуре сплава появляются продукты распада эвтектоида $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$. Фаза δ представляет собой электронное соединение $Cu_{31}Sn_8$, обладающее высокой твердостью и хрупкостью. Появление δ-фазы вызывает резкое снижение вязкости и пластичности (рис. 6).

Легирующие элементы Zn, Pb, Ni, P способствуют повышению механических свойств бронз, улучшается жидкотекучесть, плотность отливок; способствуют качественной сварке и пайке, обработке резанием.

Маркируются бронзы следующим образом: Бр03Ц12С5, где Бр – бронза; 03 – 3 % олова; Ц12 – 12 % цинка; С5 – 5 % свинца.

3. Состав и свойства некоторых оловянистых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		Основное назначение
	Sn	Zn	Pb	Ni	P	σ _в , МПа	δ, %	
БрО10	9...11	–	–	–	–	250	5	Сложное литье, подшипники, шестерни

БрО10-1	9...11	—	—	—	0,8...1,2	250	5	То же
БрОЦСН 3-7-5-1	2,5...4	6...9,5	3...6	0,5...2	—	200	10	Водяная и паровая арматура, шестерни
БрОЦС 5-5-5	4...6	4...6	4...6	—	—	170	8	То же
Бр-1	4...7	5...8	1,4	—	—	—	—	Художественное литье
БрОФ 4-0,25	3,5...4	—	—	—	0,1...0,25	350	50	Лист, лента, проволока (обрабатывается давлением)
БрОЦ 4-3	3,5...4	2,7...3,3	—	—	—	320	40	То же

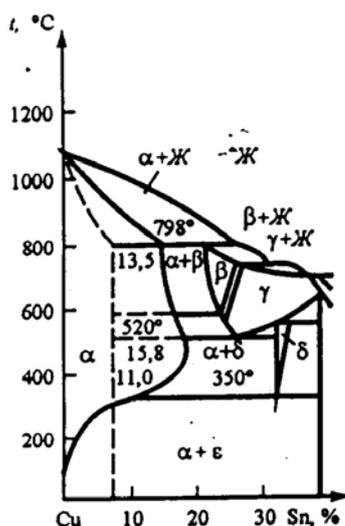


Рис. 5. Диаграмма состояния медь-олово

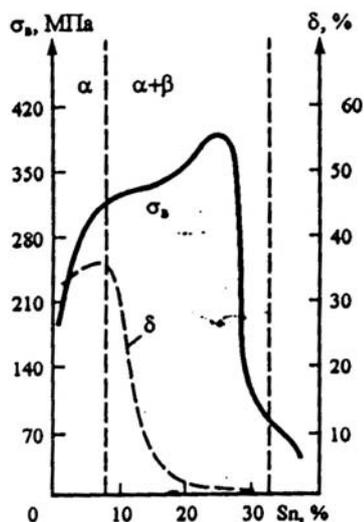


Рис. 6. Влияние олова на пластичность бронз

Лекция 17

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Композиционными называют сложные материалы, в состав которых входят сильно отличающиеся по свойствам неразтворимые или малорастворимые друг в друге компоненты, разделенные в материале ярко выраженной границей.

Композиционные материалы (КМ) по удельной прочности, жесткости, прочности при высокой температуре, сопротивлению усталостному разрушению и другим свойствам значительно превосходят многие металлические сплавы. Их преимущество заключается в том, что уровень свойств заранее проектируется и реализуется в процессе изготовления, при этом КМ придают форму готовой детали (изделия).

Принцип создания КМ заимствован у природы: стволы деревьев, растений, кости человека.

Свойства КМ зависят от свойств компонентов и прочности связи между ними. Основой КМ служат металлы и сплавы, углеродные, керамические материалы – это матрица (рис. 1).

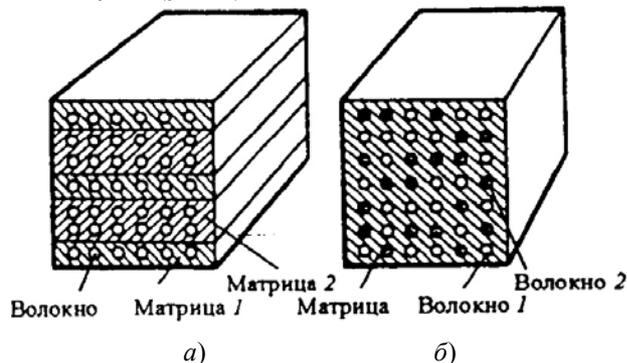


Рис. 1. Схемы полиматричного (а) и полиармированного (б) КМ

Наполнители – равномерно распределенные в матрице компоненты – их называют упрочнителями. По прочности, твердости, модулю упругости они должны превосходить свойства матрицы. Свойства КМ зависят от формы, размера, количества и характера распределения наполнителя (схема армирования). Наполнители разделяют на три группы: нуль-мерные (1), одномерные (2), двумерные (3) (рис. 2).

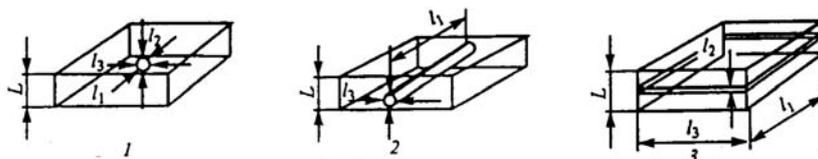


Рис. 2. Три схемы наполнителей

Нуль-мерными называются наполнители, имеющие в трех измерениях малые размеры (частицы). Одномерные наполнители имеют малые размеры в двух направлениях и значительно превосходят их размер в третьем измерении (волокна). У двумерных наполнителей два размера соизмеримы с размером КМ и значительно превосходят третий (пластины, ткань).

По форме наполнителя КМ разделяют на: дисперсионно-упрочненные с нуль-мерными частицами; волокнистые; слоистые.

По схеме армирования КМ подразделяют на три группы: с одноосным, двuosным, трехосным армированием (рис. 3, 4, 5).

Для одноосного (линейного) армирования используют нуль-мерные, одномерные наполнители; их количество до 5 % (рис. 3).

При двuosном (плоском) армировании используют нуль-мерные, одномерные, двумерные наполнители; их количество до 15 % (рис. 4).

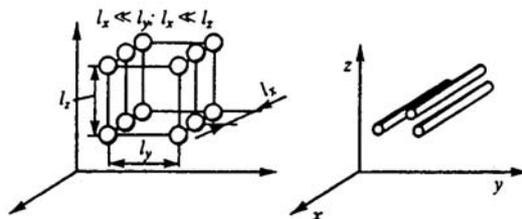


Рис. 3. Линейное армирование

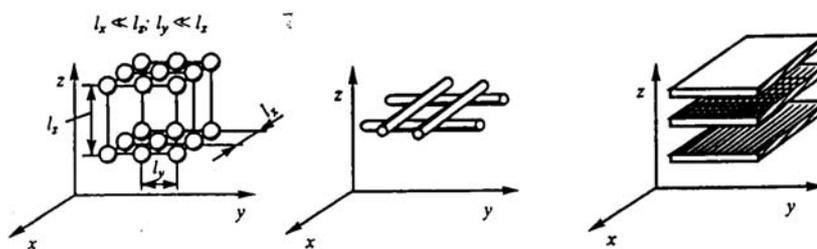


Рис. 4. Плоское армирование

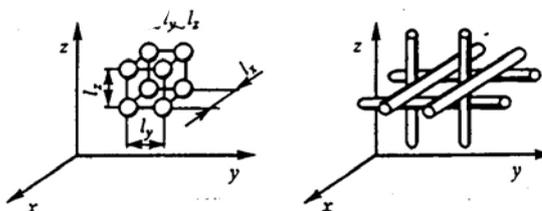


Рис. 5. Объемное армирование

При трехосном (объемном) армировании нет преимущественного направления в распределении наполнителя. Используют нуль-мерные и одномерные наполнители. Общее их количество 15 %. Одномерные наполнители располагают в пересекающихся плоскостях (рис. 5).

КМ применяют во многих отраслях промышленности. Например, лопасти вертолетов, корпуса камер сгорания реактивных двигателей. Кроме того, КМ находят применение в энергетическом машиностроении (лопатки турбин), автомобилестроении (детали двигателей, кузова), в химическом машиностроении (цистерны, емкости) (рис. 6).

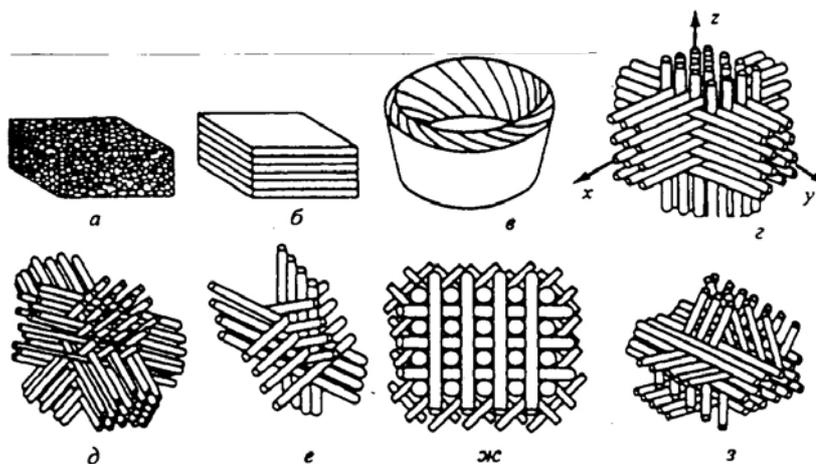


Рис. 6. Схемы армирования:
a – хаотическая (для кузовов автомобилей); *б* – слоистая (для емкостей);
в – розеточная (электротехника); *г-з* – ортогональные (лопасти вертолетов)

2. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Наполнителями в этой группе материалов служат дисперсные частицы тугоплавких фаз оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3 , SiO_2 , BN, SiC и др.). Их достоинства: распространенность в природе, низкая стоимость, малая плотность, высокий модуль упругости, пассивность ко многим средам. Получают их порошковой технологией. В КМ основную нагрузку воспринимает матрица, а дисперсные частицы уплотнителя оказывают сопротивление перемещению дислокаций, мешают развитию пластической деформации.

Преимущественное распространение получили КМ на основе спеченной алюминиевой пудры (САП). САП состоит из алюминия и его оксидов (табл. 1). Получают его последовательным брикетированием, спеканием и прессованием.

1. Механические свойства САП

Материал	Содержание Al_2O_3 , %	σ_B , МПа	$\sigma_B/(\rho g)$, км	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	E , ГПа	$E/(\rho g) \cdot 10^{-3}$, км
САП-1	6...8	300	11	220	7	67	2,1
САП-2	9...12	350	13	280	5	71	2,6
САП-3	13...17	400	15	320	3	76	2,8
САП-4	18...22	450	17	370	1,5	80	2,9

Цифры 1, 2, 3, 4 показывают количество (%) частиц наполнителя: 6...8 % в САП-1, до 20 % в САП-2.

Структура САП – алюминиевая основа с равномерно распределенными включениями Al_2O_3 , повышающими прочность, твердость, жаропрочность (рис. 7).

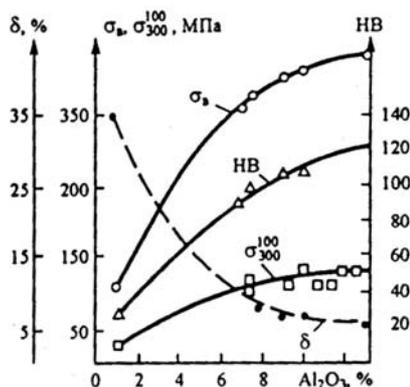


Рис. 7. Зависимость механических свойств САП от содержания Al_2O_3

3. ВОЛОКНИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

В этой группе композиционных материалов упрочнителями служат волокна или нитевидные кристаллы чистых элементов, а также проволока из молибдена, вольфрама и высокопрочная сталь. При упрочнении волокнами конечной длины нагрузка на них передается через матрицу с помощью касательных напряжений без проскальзывания. Механические свойства КМ, упрочненных волокнами представлены в табл. 2.

В маркировке указаны: В – волокнистые; К – композиционные; А – алюминиевая матрица, М – магниевая матрица.

Между волокнами и матрицей возможны различные типы связей, определяющие конечные свойства КМ (механическая связь; связь за счет сил поверхностного натяжения; реакционная связь, обеспеченная химическим взаимодействием материалов волокна и матрицы).

4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С АЛЮМИНИЕВОЙ ОСНОВОЙ (матрицей)

В качестве матрицы используют технический алюминий (АК-1) и сплавы алюминия (В95, АМГ-6). В сплаве В95 упрочнение достигается термообработкой (закалка + старение) и наполнителем. Так в КМ ВКА-1 цифровые значения временного сопротивления – 1000 МПа (рис. 8).

Сплав ВК-1 содержит 50 % непрерывных высокопрочных и высокомолекулярных волокон бора (рис. 9).

2. Механические свойства композиционных материалов, упрочненных волокнами

КМ	Матрица	Наполнитель		ρ , т/м ³	$\sigma_B/(\rho g)$, км	E, ГПа	$E/(\rho g) \cdot 10^{-3}$, км	σ_B , МПа (20 °С)	σ_{-1} , МПа (на базе 10^7 циклов)
		Материал	Количество, % (об.)						
ВКА-1	Алюминий	Борное волокно	50	2,65	45	240	9	1200	600
ВКУ-1	—"	Углеродное волокно	30...40	2,2...2,3	42	270	12	900...1000	200
КАС-1	—"	Стальная проволока	40	4,8	33	120	2	1600	350
ВКМ-3	Магний	Борное волокно	45	2,2	57	200	9	1250	—

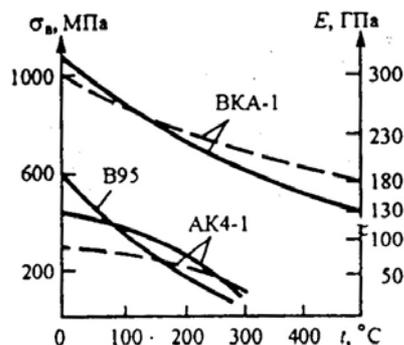


Рис. 8. Зависимость временного сопротивления (сплошные линии) и модуля упругости (штриховые линии) ВКА-1, В95 и АК-1 от температуры испытания

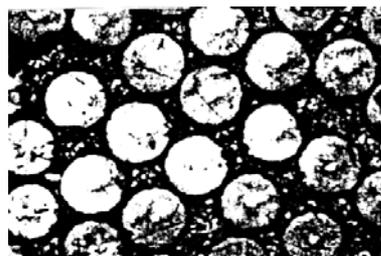


Рис. 9. Микроструктура КМ ВКА-1 с алюминиевой матрицей, армированной 50 % волокнами бора

5. ПЛАСТМАССЫ

Пластическими массами, или пластмассами, называют материалы, изготовленные на основе полимеров. Они бывают простыми (без добавок) и сложными (с добавками пластификаторов, стабилизаторов, наполнителей).

Наполнители – это органические и неорганические вещества в виде порошков (сажа, древесная мука, графит, TiO_2 , SiO_2 и т.д.), волокон (ткани, стеклоткани и т.д.), листы (шпон, бумага). Количество их до 70 % для повышения механической прочности.

Стабилизаторы – вводятся в количестве нескольких процентов для сохранения структуры полимеров. Кроме этого, они способствуют возникновению поперечных связей в макромолекулах полимеров, предотвращают старение.

Пластификаторы – уменьшают силы межмолекулярного взаимодействия, снижают тем самым хрупкость изделий, улучшают формуемость материала. Количество их до 20 %.

Отвердители (несколько процентов) – способствуют ускоренному затвердеванию пластмасс за счет возникновения связей в макромолекулах встраивании их в общую сетку.

Специальные добавки, например, красители, смазочные вещества, которые служат для избирательного усиления каких-либо свойств.

Применение пластмасс как конструкционных материалов резко снижает трудоемкость изготовления готовых изделий.

Отличительная особенность – малая плотность (1...2 г/см³), у пенопластов – 0,015 г/см³, хорошие электроизоляционные свойства и т.д.

Термопластичные пластмассы (термопласты) нашли более широкое применение, чем терморезистивные.

Под нагрузкой полимеры ведут себя как вязкоупругие вещества, а их деформация складывается из трех составляющих: упругой, высокоэластичной и деформации вязкого течения.

Стеклообразные термопласты при растяжении, как правило, сильно вытягиваются (рис. 10).

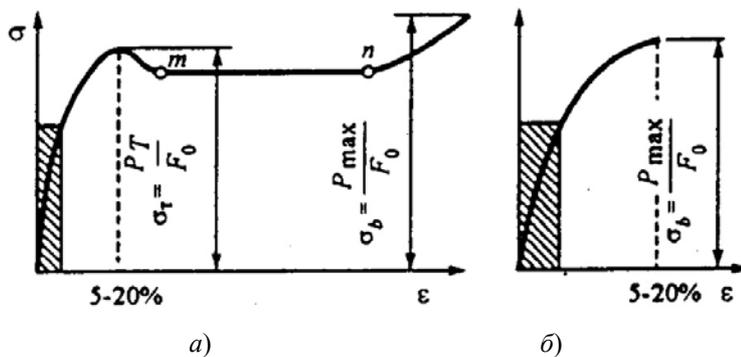


Рис. 10. Диаграммы растяжения пластмасс:
a – вязкие аморфные и кристаллические термопласты;
b – хрупкие термопласты;
 заштрихованные области – допустимые нагрузки и удлинения

При разрыве остаточная деформация составляет десятки и сотни процентов. Эта деформация называется вынужденной высокоэластичной, за счет скручивания макромолекул под нагрузкой. Материал начинает течь, появляется «шейка». Сходная картина наблюдается при растяжении кристаллических полимеров (фторопласты). При пластическом течении исходная структура заменяется новой, в которой кристаллы имеют другую форму. Этот процесс называется рекристаллизацией.

Термопластичные пластмассы с ориентированной молекулярной структурой при растяжении вдоль направления ориентации не обнаруживают пластического течения (рис. 11). При температурах ниже 25 °С прочность пластмасс повышается, но при этом снижается ударная вязкость.

Свойства термопластичных пластмасс показаны в табл. 3.

Терморезистивные пластмассы (реактопласты) получают на основе эпоксидных, фенолформальдегидных полимеров. При отвержении они получают устойчивую сетчатую структуру, поэтому при нагревании не плавятся, устойчивы против старения (табл. 4).

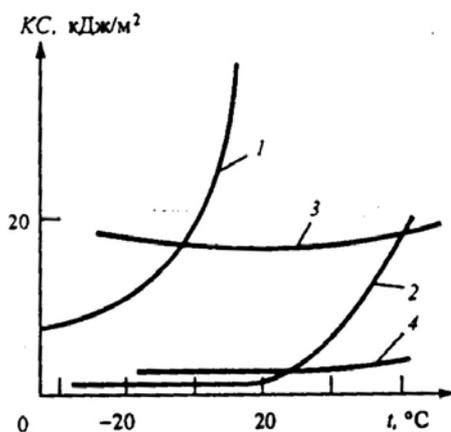


Рис. 11. Зависимость ударной вязкости от температуры и остроты надреза:
 1 – поливинилхлорид, $r = 2$ мм; 2 – поливинилхлорид, $r = 0,25$ мм;
 3 – органическое стекло без надреза; 4 – то же, $r = 0,25$ мм.

3. Свойства термопластических пластмасс

Материал	МПа σ_b	δ , %	KC^* , кДж/м ²	Максимальная температура эксплуатации (без нагрузки), °С
Полиэтилен:				

низкой плотности ($< 0,94 \text{ т/м}^3$)	10...18	300...1000	Не ломается	60...75
высокой плотности ($< 0,94 \text{ т/м}^3$)	18...32	100...600	5...20	70...80
Полипропилен	26...38	700...800	3...15	100
Полистирол	40...60	3...4	2	50...70
Ацетобутиратстирол	30...55	15...30	8...40	75...85
Поливинилхлорид: жесткий	50...65	20...50	2...4	65...85
пластикат	10...40	50...350	Не ломается	50...55
Фторопласт-4	20...40	250...500	16	250
Фторопласт-3	37	160...190	8...10	150
Органическое стек- ло	80	5...6	2	65...90

4. Свойства термореактивных полимеров

Материал	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	KC , кДж/м ²	Максимальная температура эксплуата- ции (без нагрузки), °С
Термореактивные полимеры				
Без наполнителей:				
феноло- формальдегидные	15...35	1...5	< 1	200
полиэфирные	42...70	2	< 1	95...120
эпоксидные	28...70	3...6	< 1	150...175
кремнийорганические	22...42	5...10	< 1	350
Порошковые пластмас- сы	30...60	1...3	0,5...5	100...200
Волокниты	30...90	1...3	10...20	120...140
Гетинаксы	60...70	–	4...5	125
Текстолиты	65...100	1...3	20...35	90...105
Стеклотекстолиты	200...600	1...3	50...200	200...400
Пористые пластмассы	0,5...2,5	–	~ 1	–

Если не использовать наполнители, то полимеры имеют низкую ударную вязкость.

Волокниты – пластмассы с волокнистыми наполнителями (асбест). Используют при изготовлении тормозных колодок.

Слоистые полимеры – текстолиты (наполнитель – хлопчатобумажная ткань), гетинаксы (наполнитель – бумага). Содержание наполнителя – до 50 %. Используют в электротехнике, при облицовке помещений, салонов самолетов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Материаловедение : учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макаров, Г.Г. Мухин [и др.] ; под общ ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 5-е изд., стереотип. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 648 с. : ил.
2. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1978.
3. Лахтин, Ю.М. Материаловедение : учебник для машиностроительных вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1980. – 493 с. : ил.
4. Геллер, Ю.А. Материаловедение. Методы анализа, лабораторные работы и задачи / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт. – М. : Metallurgia, 1983. – 384 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Лекция 1 КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	3
Лекция 2 КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ	11
Лекция 3 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ	18
Лекция 4 ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ	26
Лекция 5 ДИАГРАММА ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ	33
Лекция 6 ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ	44
Лекция 7 ЧУГУНЫ	53
Лекция 8 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	61
Лекция 9 ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ	72
Лекция 10 ЦЕМЕНТУЕМЫЕ И АЗОТИРУЕМЫЕ СТАЛИ (ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА)	79
Лекция 11 УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ	86
Лекция 12 КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ	93
Лекция 13 ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ	103
Лекция 14 КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ (НЕРЖАВЕЮЩИЕ) СТАЛИ И СПЛАВЫ	109
Лекция 15 ЛЕГКИЕ СПЛАВЫ	115
Лекция 16 МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ	123
Лекция 17 КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	127
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	137

