

Б.А. Потехин

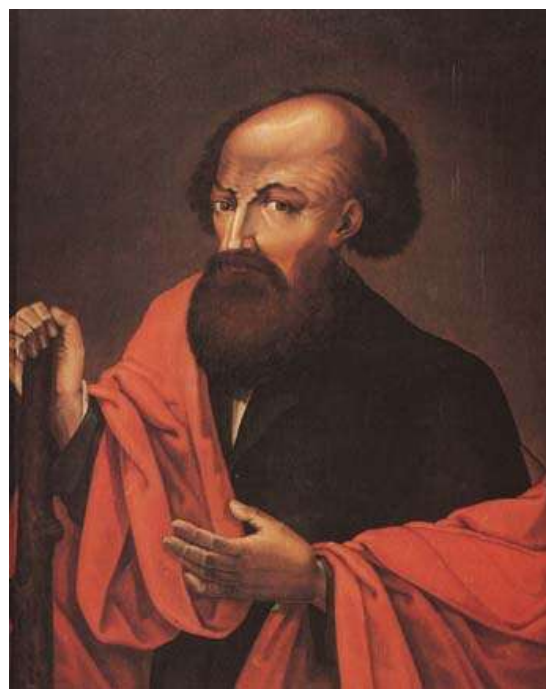
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ



Никита Демидов 1656–1725

В 1702 году Н. Демидову, тульскому оружейнику, были переданы Верхотурские железные заводы. С этого началась эра подъема металлургии на Урале. Никитой Демидовым построены Невьянский, Верхнетагильский, Нижнетагильский, Быньговский и другие заводы.

В 1720 году Урал производил 2/3 металла России. С 1716 года пошел экспорт чугуна и стали с клеймом «Соболь». Вклад Никиты Демидова, его сыновей и внуков в становление Урала, Екатеринбурга (1723 г.) неоценим.



Александр Павлович Гуляев (Грин) 1908–1998

Классик металловедения, мэтр, его учебник «Металловедение» переведен на все основные европейские языки. Главный редактор журнала «МиТОМ» с 1956 года. Известен своими фундаментальными научными трудами (около 400 работ).

Международный арбитр (1956 г.). Многократный чемпион СССР (1947-1976 гг.) и Международный гроссмейстер (ФИДЕ) по шахматным композициям (1988 г.).

«Шахматы – это модель жизни и борьбы, в которой каждый ход (шаг) слона и даже пешки влияет и определяет конечный результат».

А.П. Гуляев



Электронный архив УГЛТУ

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования

«Уральский государственный лесотехнический университет»
(УГЛТУ)

Б.А. Потехин

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Екатеринбург
2019

УДК 620.18(075.8)

ББК 342я73

П64

Рецензенты:

кафедра металловедения Института новых материалов и технологий УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина д-р техн. наук М.А. Филиппов;

доктор технических наук, профессор ФГАОУ ФГППУ Б.Н. Гузанов

Потехин, Б.А.

П64 Металловедение: учебное пособие / Б.А. Потехин. – Екатеринбург: Урал. гос. лесотехн. ун-т, 2019. – 99 с.

ISBN 978-5-94984-707-7

«Металловедение» – основной и самый многообразный раздел «Материаловедения» и предназначен для обучающихся всех специальностей, где это предусмотрено учебными планами и рабочими программами.

Магистрам и аспирантам знания по металловедению будут необходимы при работе с оборудованием, инструментами, специальными сталями и сплавами.

Научно обоснованный, рациональный выбор металлических материалов часто позволяет решать задачи и в деревообработке, химической переработке древесины, производстве пластмасс, композитов.

Для специалистов – механиков этот курс является специальным предметом.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Уральского государственного лесотехнического университета

УДК 620.18(075.8)

ББК 342я73

ISBN 978-5-94984-707-7

© ФГБОУ ВО «Уральский государственный лесотехнический университет», 2019

© Потехин Б.А., 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	6
1.1. Кристаллическое строение металлов	6
1.2. Дефекты кристаллического строения	7
1.3. Зерно и границы зерен	9
2. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	10
2.1. Понятия и способы определений деформации	10
2.2. Физические основы упрочнения металлов при пластической деформации	13
3. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	18
3.1. Приготовление металлографических шлифов-микрошлифов	19
3.2. Определение величины зерна	21
3.3. Определение объемной доли фазы в сплаве	22
3.4. Измерение абсолютной удельной поверхности методом случайных секущих для пространства и для плоскости С.А. Салтыкова (1945 г.)	24
3.5. Статистическая характеристика (оценка) параметров микроструктуры	25
4. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	27
4.1. Методы определения твердости	27
4.1.1. Измерение твердости по Бринеллю	27
4.1.2. Измерение твердости по Роквеллу	28
4.1.3. Измерение твердости по Виккерсу	29
4.2. Задания к лабораторным и практическим работам	31
5. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ	32
5.1. Диаграмма состояния первого типа	33
5.2. Диаграмма состояния второго типа	36
5.3. Диаграмма состояния третьего типа	37
6. МИКРОСТРУКТУРА МЕДЛЕННО ОХЛАЖДЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	39
6.1. Превращения в сталях при медленном охлаждении	42

7. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ	44
7.1. Структура и свойства белых чугунов	45
7.2. Структура и свойства серых чугунов	46
7.3. Высокопрочный чугун	48
7.4. Ковкий чугун	48
7.5. Легированные чугуны	49
7.6. Задания к лабораторным и практическим работам	50
8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	51
8.1. Отжиг сталей	52
8.2. Нормализация	53
8.3. Закалка сталей	54
8.4. Отпуск закаленной стали	59
9. СОВРЕМЕННЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ	60
9.1. Вакуумная закалка в масле, обезмасливание и отпуск за один цикл	61
9.2. Термомеханическая обработка стали и сплавов	65
9.3. Поверхностное упрочнение наноструктурированием	67
10. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ – ХТО	68
11. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	70
11.1. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей	71
11.2. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита	72
11.3. Образование легирующими элементами самостоятель- ных фаз	73
11.4. Маркировка и классификация легированных сталей	74
11.5. Режимы термической обработки легированных сталей	75
11.6. Задания к лабораторным и практическим работам	83
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	86
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	87

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение – наука, изучающая строение и свойства металлов и их сплавов, устанавливающая связь между их составом, строением и свойствами и разрабатывающая пути воздействия на эти свойства.

В задачи металловедения входит создание новых сплавов и технологических процессов их обработки, обеспечивающих особо высокие механические, физические и служебные свойства в соответствующих изделиях и конструкциях.

Металловедение является основной составной частью науки о материалах – **материаловедение** [1–10].

Металлы по их свойствам можно разделить на несколько групп.

1. Черные: Fe, Ni, Co (обладают магнетизмом), Mn.
2. Цветные: Cu, Al, Sn и др.
3. Легкие: Mg, Be, Al, Ga.
4. Тугоплавкие ($T_{пл} \geq 1541$ °C, Fe): Mo, W, Ta.
5. Легкоплавкие: Hg, Sn, Pb, Zn.
6. Тяжелые: Pt, W, Os.
7. благородные (слабо реагируют с внешней средой): Ag, Au, Pt, Pd, Os.

Некоторые важные свойства, определяющие во многом применение металлов в технике, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Физические свойства технически важных металлов

Металл	Химический символ	Температура плавления, °C	Плотность, г/см ³	Электропроводность, м/Ом•мм ²	Модуль упругости, ГПа
Алюминий	Al	660	2,7	37,6	70,8
Бериллий	Be	1280	1,82	16,9	287,2
Ванадий	V	1735	6,0	3,84	147,0
Висмут	Bi	271,3	9,80	0,94	34,0
Вольфрам	W	3410	19,3	18,2	407,4
Галлий	Ga	29,8	5,91	1,87	9,8
Железо	Fe	1541	7,87	10,3	211,4
Золото	Au	1063	19,32	45,7	77,5
Иридий	Ir	2454	22,42	18,9	528,0
Кадмий	Cd	321	8,65	14,6	62,3
Кобальт	Co	1495	8,9	16,1	208,0
Литий	Li	186	0,53	11,8	11,7
Магний	Mg	650	1,74	22,2	44,3
Марганец	Mn	1245	7,43	0,54	197,8
Медь	Cu	1083	8,96	60,1	122,6
Молибден	Mo	2625	10,2	19,4	559,0

Металл	Химический символ	Температура плавления, °С	Плотность, г/см ³	Электропроводность, м/Ом•мм ²	Модуль упругости, ГПа
Мышььяк	As	814	5,73	2,86	-
Натрий	Na	97,7	0,97	23,8	8,9
Никель	Ni	1455	8,90	14,6	193,3
Олово	Sn	231,9	7,3	0,16	54,0
Осмий	Os	2700	22,48	10,4	559,0
Палладий	Pd	1554	12,0	9,26	121,2
Платина	Pt	1773,3	21,45	10,2	177,0
Рений	Re	3170	20,5	5,05	520,0
Ртуть	Hg	- 38,86	13,55	1,06	-
Рутений	Ru	2370	12,43	22,2	380,0
Свинец	Pb	327,4	11,34	4,82	15,7
Серебро	Ag	960,5	10,49	63,0	80,0
Сурьма	Sb	630,5	6,62	5,4	55,9
Тантал	Ta	3030	16,65	8,1	185,0
Титан	Ti	1730	4,54	1,25	118,0
Хром	Cr	1890	7,19	6,7	186,4
Цинк	Zn	419,5	7,14	16,9	92,2
Цирконий	Zr	2350	6,5	2,44	68,4

1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. Кристаллическое строение металлов

Для распространенных и широко применяемых металлов характерны три типа кристаллических решеток (рис. 1).

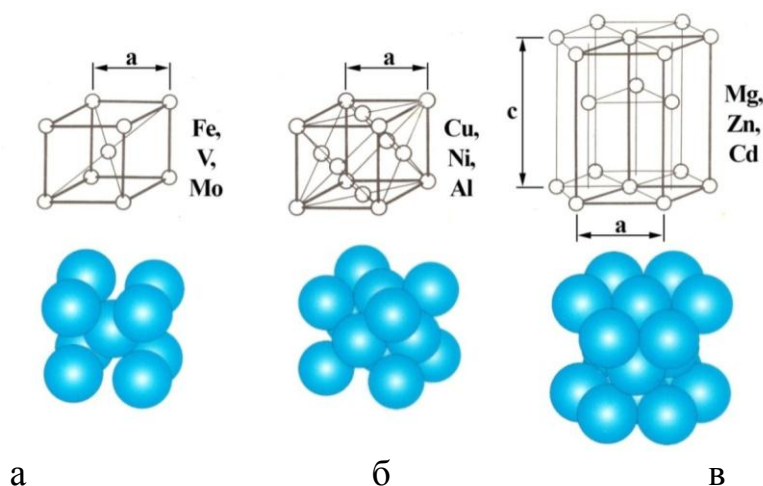


Рис. 1. Элементарные ячейки трех наиболее типичных для металлов кристаллических решеток: а – кубическая объемно-центрированная (ОЦК); б – кубическая гранецентрированная (ГЦК); в – гексагональная (ГПУ)

Параметр элементарной ячейки «a» (Fe – 0,286 нм, Cu – 0,361 нм) позволяет рассчитать всё остальное: расстояние между атомами, атомными плоскостями, количество атомов в элементарной ячейке (компактность) и др. Макрообъем металла формируется трансляцией элементарной ячейки по трем пространственным направлениям (X, Y, Z).

Поместив элементарную кубическую решетку в координатах X, Y, Z, как показано на рис. 2, любую атомную плоскость можно обозначить определенными индексами, например, плоскость (100) на рис. 2, а отсекает на оси X отрезок «a», равный параметру кристаллической решетки, с осями Y и Z эта плоскость не пересекается, т. е. (X Y Z)→(100). Другая плоскость (рис. 2, б) отсекает отрезки «a» на осях X и Y, поэтому (X Y Z)→(110).

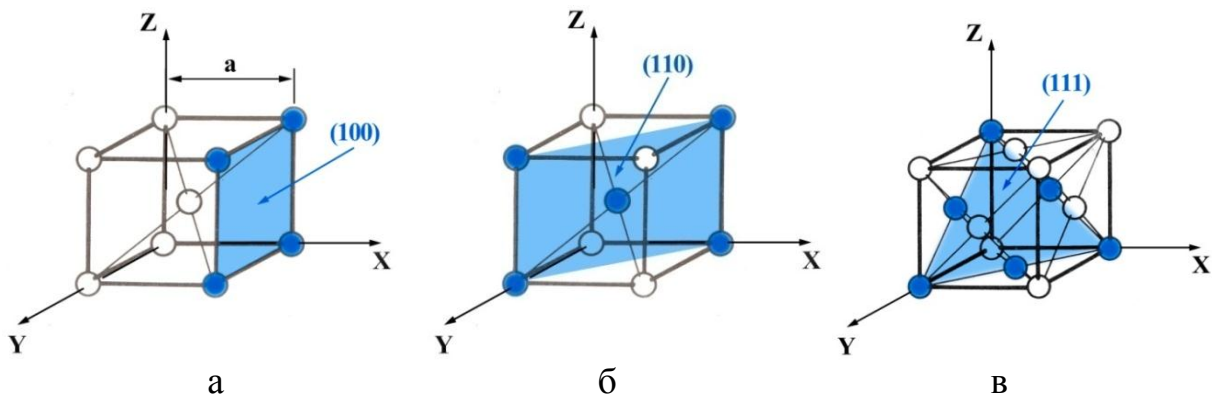


Рис. 2. Обозначение атомных плоскостей в ОЦК (а, б) и ГЦК (в) кристаллических решетках

Для ГЦК решетки (рис. 2, в) наиболее плотно упакованную плоскость обозначают индексами (111), т. е. от оси X, Y и Z эта плоскость «отсекает» одинаковые величины, равные: $X = 1a$, $Y = 1a$ и $Z = 1a$.

Так как расстояния между атомами в разных плоскостях и направлениях различаются, то соответственно и свойства в разных направлениях сильно отличаются. Это явление называется **анизотропией**.

1.2. Дефекты кристаллического строения

Однако в макрообъемах любого металла есть отклонения (дефекты) от идеального строения, в частности, *вакансии* и *дислоцированные атомы* (рис. 3).

Вакансия – отсутствие атома в любом узле элементарной ячейки, например атома, центрирующего ОЦК ячейку Fe, а **дислоцированный атом**, наоборот, наличие лишнего атома в этой ОЦК ячейке.

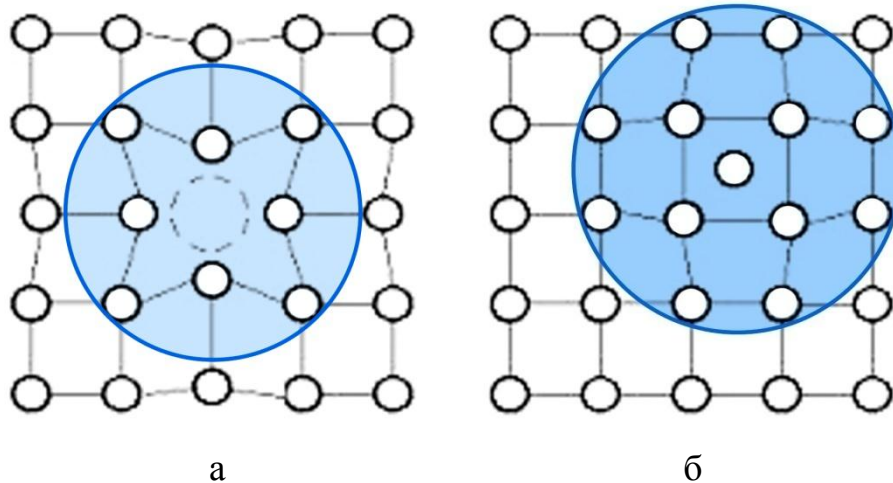


Рис. 3. Точечные (одномерные) дефекты кристаллического строения:
а – вакансия; б – дислоцированный атом

Эти точечные дефекты влияют на свойства и процессы, протекающие в металлах при внешних воздействиях (температура, давление), так как искажают, деформируют кристаллическую решетку.

Другим дефектом кристаллического строения являются *дислокации*. Дело в том, что объем металла, например 1 мм^3 , можно в идеале представить себе как блокнот, в котором каждый лист представляет собой атомную плоскость (рис. 4), а один лист – «плоскость В» – неполный.

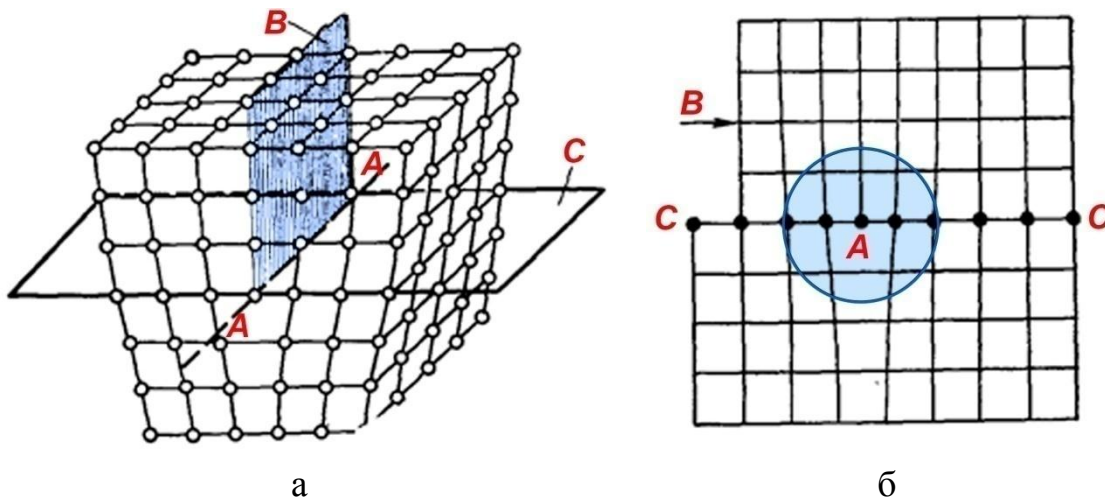


Рис. 4. Кристалл с неполной атомной плоскостью В: .
а – объемное изображение; б – плоское изображение (фасад), сечение дислокаций, «дислокационные трубки»

Неполная плоскость (*экстарплоскость*) В заканчивается внутри кристалла (линия А-А) и вдоль этой линии атомы смещены от равновесного состояния. Это и есть *линейная дислокация* – двумерный дефект кристаллического строения. При этом следует отметить, что дислокация не есть что-то материальное, а это есть зона смещения атомов от их регулярного положения. *Плотность ρ* – количество этих дислокаций,

пересекающих 1 см^2 в любой части кристалла, может колебаться от 0 (идеальный монокристалл) до 10^{12} в сильно деформированном металле. Этот вид дефекта определяет формирование многих свойств металлов и их сплавов.

При этом, чем выше плотность дислокаций в промышленных сталях, сплавах, тем выше их прочность.

1.3. Зерно и границы зерен

Реальные металлы состоят из зерен. *Зерно* представляет собой область размером 50–500 мкм, например, отделенную от подобных соседних областей границей раздела (рис. 5). В каждой из этих областей-зерен атомные плоскости расположены строго регулярно, но в соседних зернах эти же плоскости расположены под разными углами α (рис. 5, б), а граница зерна (А-А) есть зона сопряжения двух соседних зерен.

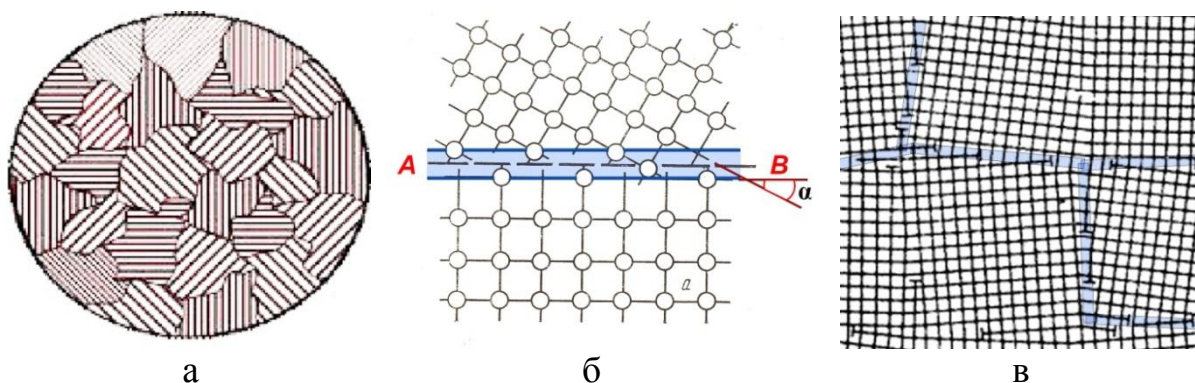


Рис 5. Строение *поликристаллического* металла (а); граница (А-В), определяющая каждое зерно (б) и дислокационное строение границ зерен (в) – схема

Граница зерна формируется дислокациями и другими дефектами кристаллического строения, является *поверхностным дефектом* кристаллического строения. Размер зерна у металлов весьма существенно влияет на физические, механические и др. свойства металлов, особенно сплавов. *Сплавы* – это соединения двух или нескольких металлов и неметаллов.

Например, для обеспечения максимальной магнитопроницаемости электротехнических сталей необходимо зерно размером 10-20 мкм, а для обеспечения высокой прочности и твердости зерно не превышает 5-10 нм (*наноструктура*).

Плотность дислокаций ρ в *наноструктурированных* металлах и сплавах может быть выше 10^{16} , а прочность и твердость может превышать таковые для закаленной высокопрочной стали.

2. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

2.1. Понятия и способы определений деформации

Деформации металлов есть процесс формоизменения образца или изделия или относительного смещения одних атомных слоев относительно других под влиянием внешних сил (напряжений). Представим себе, например, сжатие на прессе цилиндрического образца (рис. 6) высотой h_0 .

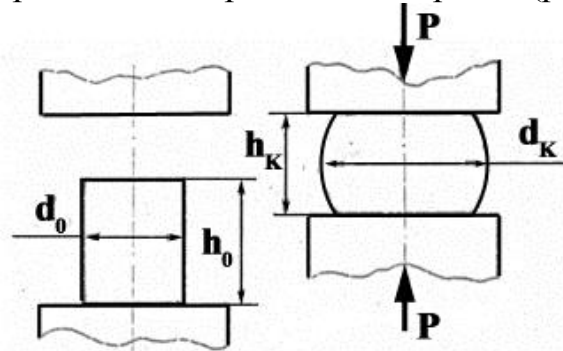


Рис. 6. Изменение высоты и формы образца в процессе сдавливания его на прессе: а – до сдавливания его высота была h_0 ; б – после сдавливания и разгрузки – h_k

Степень деформации \mathcal{E} определяется очень просто:

$\mathcal{E} = (h_0 - h_k) / h_0 = \Delta h / h_0$ – это остаточная относительная деформация;

$e = \ln (\Delta h / h_0)$ – это остаточная истинная деформация.

Часто степень деформации определяют в процентах, например:

$$\mathcal{E} = (h_0 - h_k) / h_0 \cdot 100\%; \quad e = \ln (\Delta h / h_0) \cdot 100 \%$$

При определении механических свойств металлов часто производят испытания цилиндрических образцов растяжением на разрывных машинах (рис. 7).

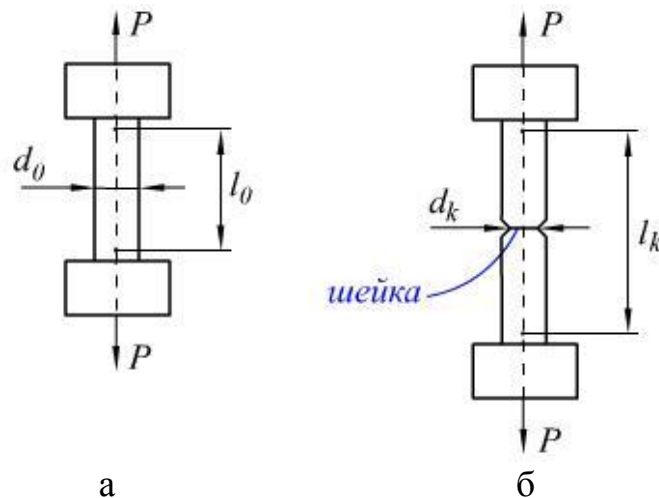


Рис. 7. Изменение формы образца в процессе растяжения вплоть до разрушения: а – исходный образец: $l_0 = 5d_0$; $l_0 = 10d_0$ - пятикратный или десятикратный разрывные образцы; б – растянутый (разрушенный) образец

Следует отметить, что механические испытания – *весьма информативный метод* получения полезных и важных сведений о металлах и сплавах. Механические свойства являются наиважнейшими характеристиками металлов и сплавов, ответственными за работоспособность, долговечность и другие качества приборов, механизмов, машин.

Измеряя l и d до и после разрушения, определяют способность металлов к деформации, определяя относительное удлинение

$$\delta = [(l_k - l_0)/l_0] \cdot 100\% = (\Delta l/l_0) \cdot 100 \%;$$

и поперечное сужение

$$\psi = (S_0 - S_k)/S_0 \cdot 100 \%$$

где S_0 и S_k , - площади сечения образца до и после деформации соответственно.

Кроме того, в процессе растяжения строится диаграмма $P - \Delta L$, т. е. усилие деформации - изменение длины образца (рис. 8).

На этой диаграмме имеется прямолинейный участок $0 - P_y$. Он характеризует величину обратимой или упругой деформации. Например, если к образцу приложить усилие P_m , то образец удлинится на величину ΔL_m , но если нагрузку снизить до 0, то удлинение ΔL_m исчезнет. Мы имеем дело с упругой (обратимой) деформацией.

Наклон начального участка диаграммы растяжения от 0 до P_y , характеризуется углом наклона α , а $\text{tg } \alpha = dP/dL = E$ называется *модулем нормальной упругости (модулем Юнга)* и характеризует силу межатомных связей.

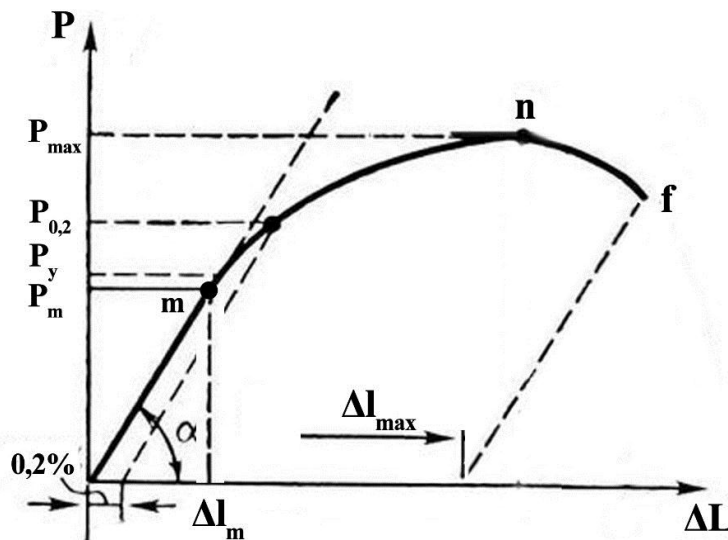


Рис. 8. Диаграмма растяжения

Величину E можно вычислить:

$$E = (\Delta P/\Delta L) \text{ или } E = (\sigma/\epsilon)$$

или $\sigma = E\epsilon$ (выражение представляет собой закон Гука),

где: σ – действующее напряжение, МПа; ε – деформация, вызванная действием напряжения (при малых удлинениях $\varepsilon = \delta$).

Отношение R_u/F_0 характеризует предел упругости (F_0 – площадь сечения образца).

$\sigma_{0,2}$ – это то максимальное напряжение, до которого деформация является обратимой ($\sigma_{0,2}$ измеряется в МПа).

Основной расчетной технической характеристикой является предел текучести σ_{mk} – это то напряжение, при котором величина остаточной деформации $\varepsilon = 0,2\%$. В литературе, как правило, предел текучести обозначается $\sigma_{0,2}$, реже σ_T , и измеряется в МПа.

Из диаграммы растяжения (см. рис. 8) можно также вычислить условный предел прочности σ_B . Предел прочности (условный) определяется как отношение максимальной нагрузки R_{max} к первоначальной площади сечения испытуемого образца, т.е. R_{max}/F_0 и измеряется в МПа.

При кручении испытуемый цилиндрический образец скручивают, как показано на рис. 9, крутящим моментом M_k . Форма образца при этом не изменяется, как это имеет место при растяжении или сжатии.

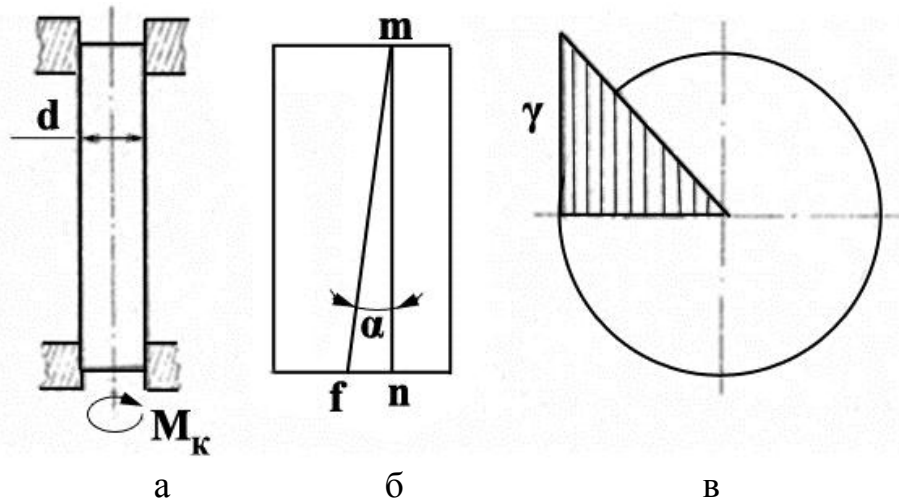


Рис. 9. Схема испытания металлов на кручение (а); развертка поверхности образца (б); распределение деформации по сечению образца (в).

Из представленных схем видно, что какая-либо образующая образца цилиндра mn (до испытания) перемещается в положение mf в результате деформации кручением. Степень деформации γ определяется отношением длин mf/mn , другими словами: $\gamma = \operatorname{tg} \alpha \cdot 100\%$ иногда вместо γ пишут τ).

Надо заметить, что в процессе кручения форма образца (в отличие от сжатия или растяжения), по существу, не изменяется). **Кручение** – самый мягкий, а одноосное растяжение – самый жесткий вид деформации.

Предел текучести при кручении определяется так же, как и при растяжении, и обозначается $\tau_{0,2}$, а модуль сдвига – G , определяют так же, как и модуль Юнга E , т. е., $G = \tau/\gamma$ или $\tau = G \gamma$.

2.2. Физические основы упрочнения металлов при пластической деформации

Кристаллическая решетка металлов, сплавов не является идеально правильной. Металлы состоят из зерен, а границы зерен сами по себе являются нарушением кристаллического строения (рис. 5). Зерна отличаются друг от друга формой, размерами и взаимным расположением атомных плоскостей.

Под влиянием напряжений, например, при сжатии, кручении или растяжении металлического образца, дислокация может перемещаться в плоскости скольжения mn следующим образом (рис. 10).

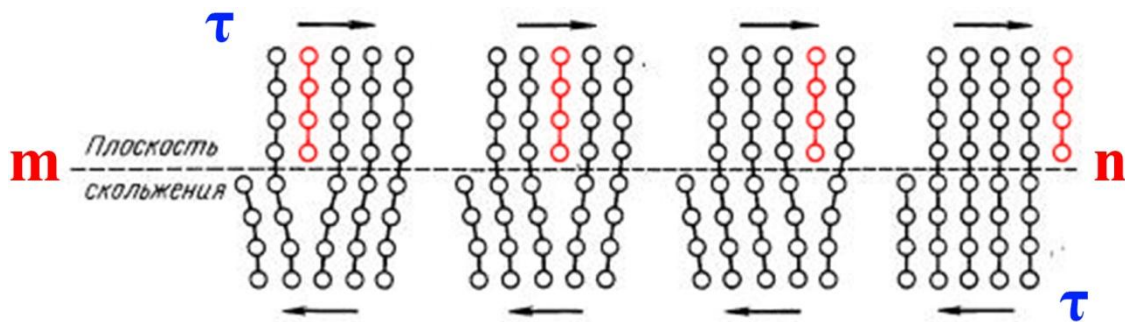


Рис. 10. Движение линейной дислокации под действием напряжения τ

Плотность (концентрация) дислокаций измеряется количеством их пересечений площади в 1 см^2 и составляет $10^4 \dots 10^{12} \text{ 1/см}^2$. Например, 10^6 означает, что площадку в 1 см^2 пересекает 1 млн линейных дислокаций, а 10^9 - 1 млрд дислокаций.

Дислокации могут под влиянием пластической деформации размножаться, т.е. образуются новые. Если в отожженном техническом металле их концентрация 10^4 1/см^2 , то в сильно деформированном - $10^9 \dots 10^{12} \text{ 1/см}^2$.

Дислокации (\perp) образуются и могут перемещаться при пластической деформации в разных, в том числе и во взаимно пересекающихся плоскостях (рис. 11).

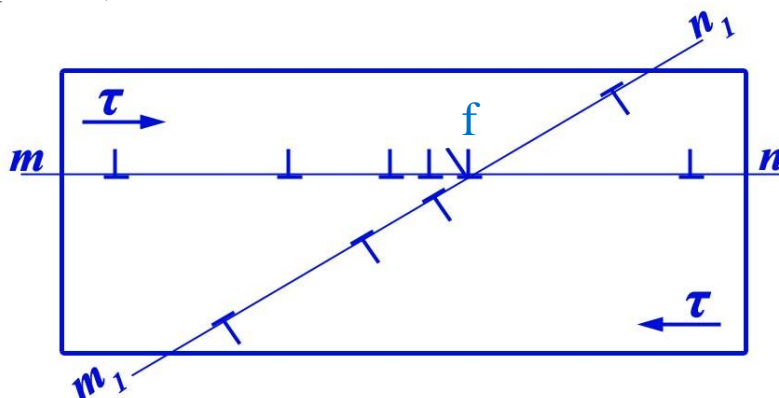


Рис. 11. Взаимодействие дислокации во взаимно пересекающихся плоскостях mn и m_1n_1 . Точка f – пересечение атомных плоскостей

В точке f две дислокации образуют неподвижный дислокационный барьер, который тормозит дальнейшее движение дислокаций как в плоскости mn , так и в плоскости m_1n_1 . Дислокации скапливаются перед этим барьером (см. рис. 11, плоскость mn) и прекращают движение в направлении действия напряжения τ .

Металл все больше упрочняется, т.е. требуются все большие напряжения, что приводит в дальнейшем к образованию трещин.

Барьерами на пути движения дислокаций являются и точечные дефекты, дисперсные частицы второй фазы, например карбиды железа (цементит) в сталях, также являются препятствием на пути движения дислокаций и поэтому упрочняют металл.

Деформация есть процесс движения дислокаций под действием напряжений, а процесс упрочнения металлов при деформации обусловлен образованием дислокационных барьеров, наличием точечных дефектов и частиц второй фазы, например, дисперсных, твердых карбидов.

Границы зерен также являются препятствиями на пути движения дислокаций, и чем больше этих границ, т.е. чем мельче зерно, тем труднее идет процесс движения (скольжения) дислокации, тем выше величина упрочнения (твердость, прочность) металла. ϵ

Так как плотность дислокаций возрастает с увеличением степени пластической деформации, соответственно возрастают твердость и прочность металлов и сплавов (рис. 12).

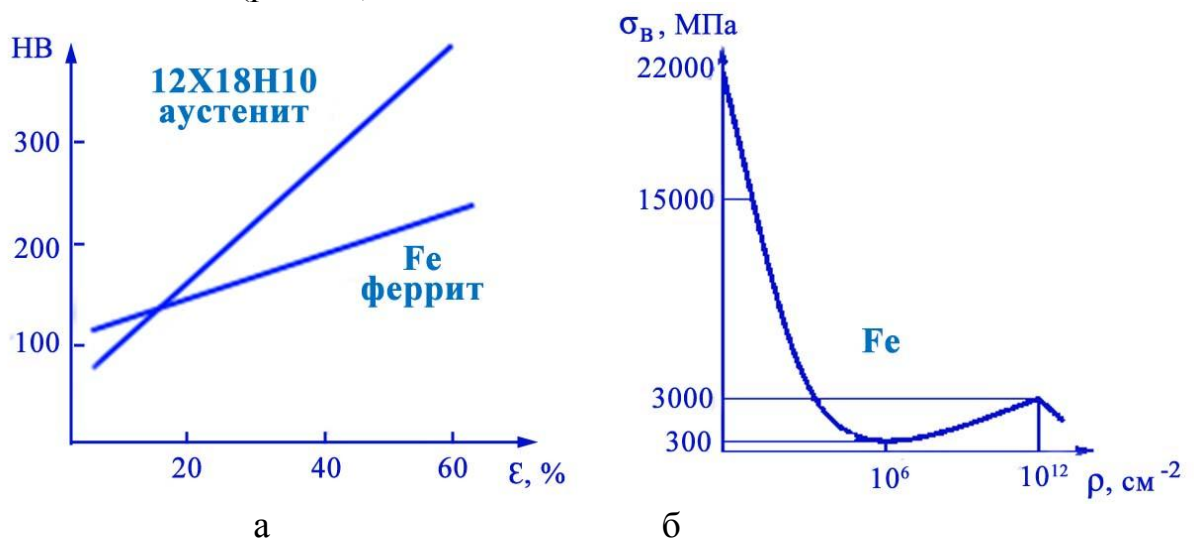


Рис. 12. Увеличение твердости Fe и стали 12X18H10 в зависимости от степени пластической деформации сжатием (а) и зависимость прочности от плотности дислокаций (б)

Таким образом, отметим еще раз, что деформация есть процесс перемещения (движения) и взаимодействия дислокаций между собой, с точечными дефектами, границами зерен, твердыми включениями и др. Если дислокаций в металле мало ($< 10 \text{ 1/см}^2$ – монокристалл), то и деформация затруднена, прочность Fe тогда превышает 22000 МПа (рис. 12,б).

Кроме рассмотренных выше факторов, обуславливающих упрочнение металлов (дислокации, точечные дефекты, границы зёрен, твердые дисперсные частицы), на упрочнение оказывает большое влияние тип кристаллической решетки, наличие атомов внедрения и замещения, которые вносят упругие искажения в кристаллическую решетку основного металла (рис. 13) Да.

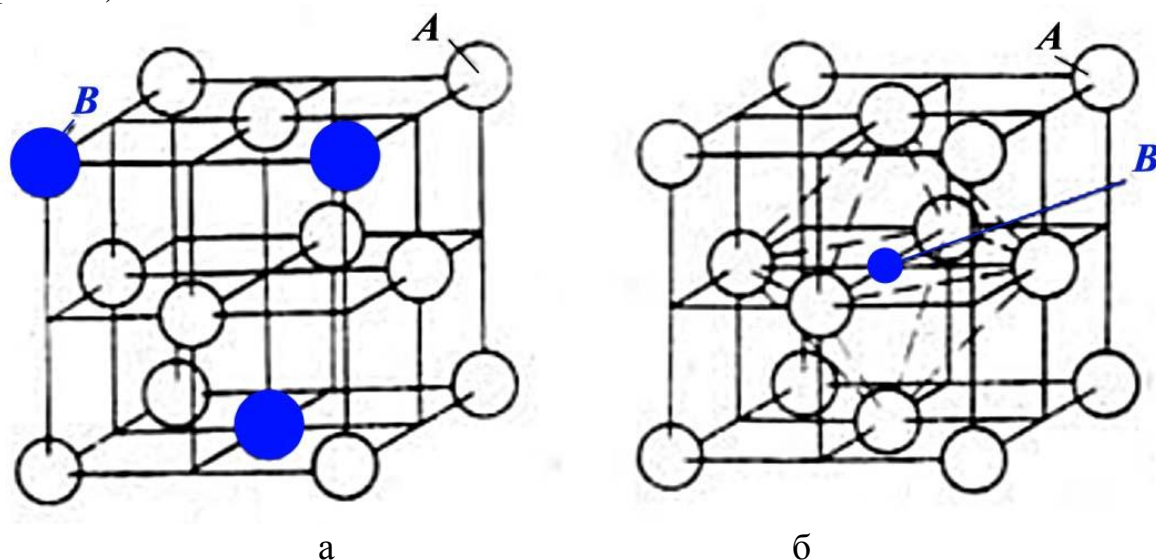


Рис. 13. Твердые растворы замещения типа Fe-V (а) и внедрения типа Fe-C(б); А – атомы основного элемента, В – атомы растворенного элемента

Эти упругие искажения в металлических твердых растворах создают препятствия на пути движения дислокации и поэтому упрочняют сплавы в большей степени, чем упрочняются при деформации чистые металлы.

Это широко используется в практике, а именно: в качестве конструкционных материалов используют не чистые металлы, например, Fe, Cu, Al, а сплавы типа Fe-C, Cu-Al и другие, которые во много раз прочнее, чем чистые металлы. Так, если медь имеет прочность < 200 МПа, то сплав Cu - 10% Sn (твердый раствор замещения – бронза БрО10) имеет прочность около 450 МПа, т. е., искажения кристаллической решетки препятствуют движению дислокаций.

Следует, однако, заметить, что искажения в кристаллической решетке (дефекты), увеличивая упрочнение при пластической деформации, снижают пластичность металлов и сплавов, поэтому для конструкционных материалов требуется баланс прочности и пластичности. Например, сильно деформированный металл, сплав прочен, но хрупок, и поэтому применяться не может.

Деформированные металлы характеризуются неравновесностью состояния, так как все дефекты кристаллического строения повышают свободную энергию кристаллической решетки. Однако при комнатной температуре это неравновесное состояние, как правило, устойчиво, так как подвижность атомов незначительна.

При нагревании деформированного металла с повышенной концентрацией дислокаций, точечных дефектов амплитуда тепловых колебаний атомов возрастает, соответственно возрастает их диффузионная подвижность. Атомы металла стремятся занять равновесное состояние, т.е. расположиться в узлах кристаллической решетки. Искажения решетки при этом уменьшаются, *дислоцированные атомы и вакансии аннигилируют (взаимоуничтожаются), дислокации также могут взаимоуничтожаться (аннигилировать) или выстраиваться в стенки (полигонизация)* (рис. 14).

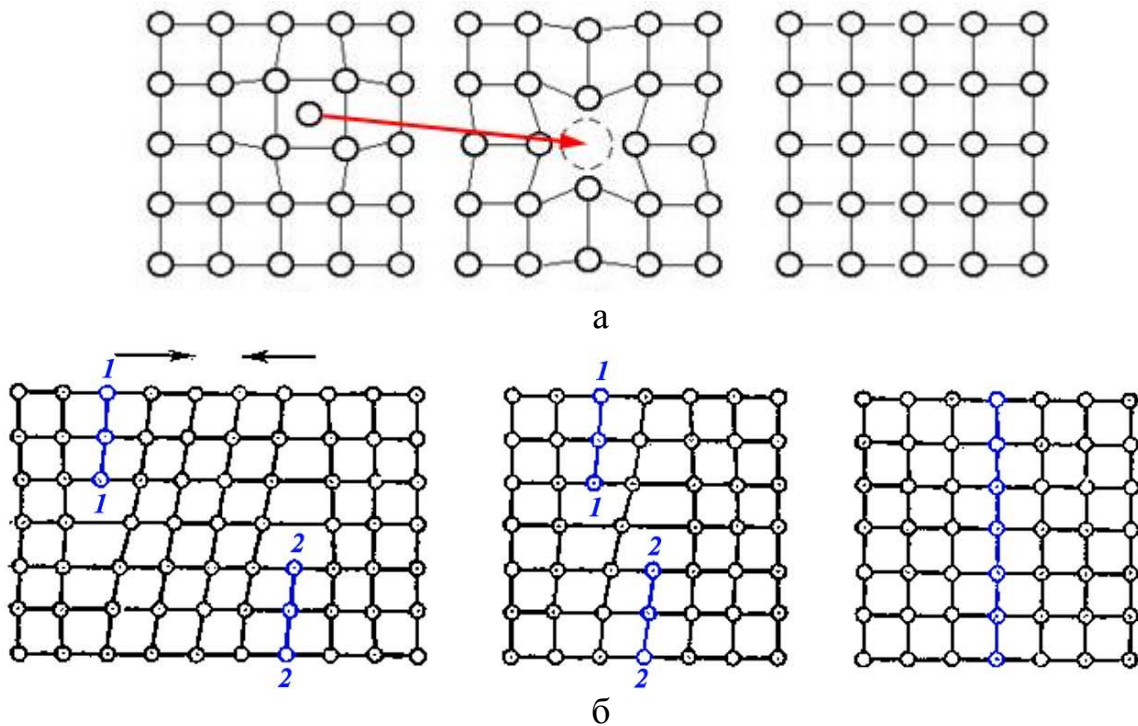


Рис. 14. Аннигиляция точечных дефектов (а) и дислокаций (б)

Таким образом, при нагревании дислоцированный атом (д.а.) перемещается на место вакансии (см. рис. 14, а) и два точечных дефекта исчезают, а при встречном движении дислокаций 1 и 2 (см. рис. 14, б) две экстраплоскости 1-1 и 2-2 воссоединяются, образуя полную плоскость, т. е. фрагмент идеальной структуры. Две дислокации исчезли - аннигилировали.

Эти процессы аннигиляции протекают тем интенсивнее и полнее, чем выше температура и продолжительность нагрева.

Поэтому даже в сильно деформированном металле, содержащем $10^8 \dots 10^{12}$ 1/см² дислокаций, например в железе, после нагрева на 600 °С плотность дислокации уменьшается до $10^5 \dots 10^7$ 1/см². Соответственно (см. рис. 12, б) прочность железа уменьшается с 22000 до 300 МПа.

Таким образом, наклеп, возникший при пластической деформации, снимается. *Это явление называется «отдых» деформированного металла.*

Одновременно с этим часть дислокаций выстраивается в стенки (рис. 15, б). Явление, при котором образуются внутри зерен металла субграницы и соответственно субзерна, называется *полигонизацией*. Субграницы от границ отличаются малым углом разориентировки (рис. 15, в).

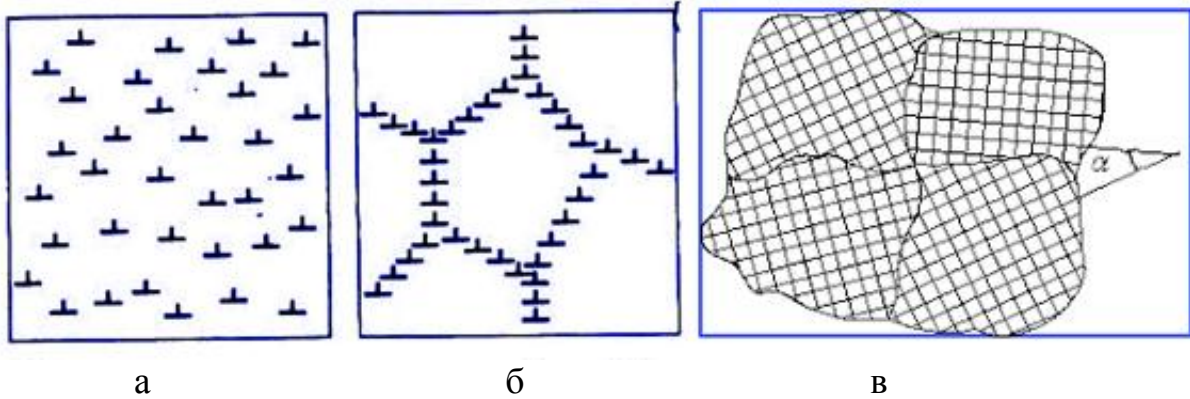


Рис. 15. Перераспределение дислокаций в деформированном металле (а) в дислокационные стенки (б) в процессе нагрева, например до 600 °С для железа; субграницы с малой (до 2°) разориентировкой, образовавшиеся в процессе отжига при 600 °С деформированного сжатием железа (в)

Таким образом, в процессе нагрева (полигонизации) структурные превращения изменяют и механические свойства.

Таким образом отжиг железа или малоуглеродистой стали при 600 °С приводит к уменьшению плотности дислокаций, к образованию субграниц и соответственно к снижению прочности, но к повышению пластичности деформированной стали (рис. 15, в).

При повышенных температурах нагрева деформированных металлов, а именно при температурах $(0,35...0,40) \cdot T_{пл.}$, дополнительно к вышесказанному развивается процесс образования новых зерен путем их зарождения в наиболее деформированных зонах образца, детали и последующего роста. Этот процесс называется *рекристаллизацией обработки*. На рис. 16 схематически показан этот процесс.

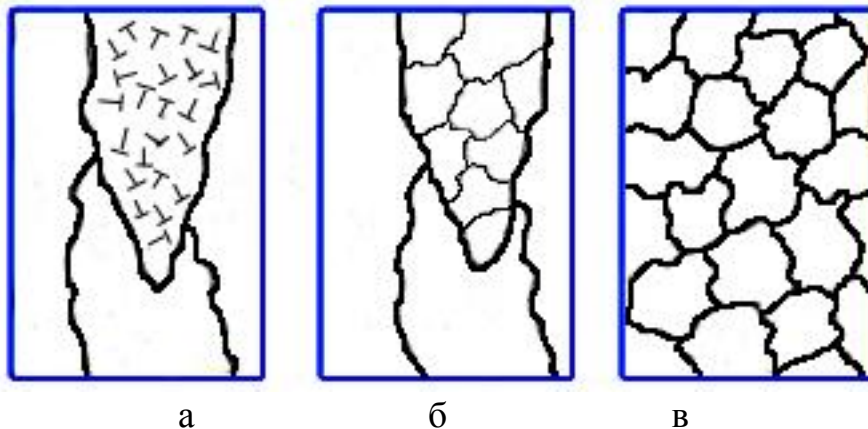


Рис. 16. Изменение структуры холоднодеформированного прокаткой железа (а), нагретом на 600 °С (б – полигонизация) и после нагрева до 850 °С (в – рекристаллизация)

Следует отметить следующее: чем мельче зерно, тем лучше сочетание прочностных и пластических свойств металлов, а также сталей и сплавов.

При дальнейшем повышении температуры нагрева наблюдается рост величины зерна, несколько зерен объединяются в одно и при 850...900 °С для железа величина зерна может быть уже и в 100 и более раз больше, чем на рис. 16, в.

3. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Микроструктурным анализом (микроанализом) называют метод исследования металлов и сплавов с помощью оптических металлографических микроскопов, позволяющих наблюдать поверхность объекта при увеличениях до 3000 раз.

Структура металлов, наблюдаемая с помощью оптического микроскопа, называется *микроструктурой*.

С помощью микроанализа изучают следующие параметры микроструктуры: форму, размер и строение зерен металлов и сплавов, протяженность границ зерен и других поверхностей, фазовый состав сплавов (качественно и количественно), глубину покрытий, распределение неметаллических включений и т.д.

По микроструктуре можно судить не только о строении, но и способах изготовления и обработки металлических изделий, об их качестве.

Микроструктурный (металлографический) метод весьма информативен, надежен и прост и широко распространен в практике. Его легко осваивают (в определенной степени) студенты при выполнении лабораторных и исследовательских работ.

Визуальное изучение строения, формы объектов без увеличительных средств или с помощью только лупы называют *макроанализом*, наблюдаемая при этом структура называется *макроструктурой*. Этот метод эффективен и прост при анализе строения отливок, сварных соединений, изломов образцов и деталей и др.

В практике макроструктурного анализа по характеру неровностей на поверхности специально приготовленного образца – металлографического шлифа (иногда излома) судят о структуре стали, сплава и др.

В тех случаях, когда требуется определить абсолютный размер структурной составляющей (часть сплава, которая в микроскоп наблюдается как однородный участок), размер зерна, ширину царапины и др., используют окуляры с вкладышами, на которых нанесена шкала (окулярный микрометр, окулярная сетка или окулярная линейка), и объект – микрометр, который представляет собой пластину со стеклянной вставкой, на которой нанесена шкала.

3.1. Приготовление металлографических шлифов-микрошлифов

Микрошлиф – это небольшой образец, отрезанный от исследуемого металла, детали и имеющий подготовленную поверхность для изучения микроструктуры.

Место вырезки образца выбирают в зависимости от цели исследования и формы исследуемой детали. Выбранную поверхность шлифуют наждачным кругом или ручным способом на наждачной шкурке. При шлифовке вручную шкурку располагают на стекле или ровной плите и образец перемещают по этой шкурке "вперед-назад", слегка к ней прижимая. Шлифование следует проводить сначала только в одном направлении, при переходе на более мелкую шкурку (с № 100, 120...220 на № 240, 280, 320) обработку (перемещение образца) производят в направлении, перпендикулярном к рискам, оставшимся после шлифования на предыдущей шкурке, пока эти риски от предыдущей обработки не будут устранены, т.е. шлиф надо поворачивать на 90°.

Шлифовкой на все более тонкой наждачной бумаге стремятся достигнуть минимальной глубины рисок. Для полного удаления этих рисок образец полируют на специальном **полировальном** станке, вращающемся в горизонтальной плоскости, диск которого обтянут сериалом (фетр, бархат, тонкое сукно).

При этом круг периодически поливают водой с абразивным веществом (окись алюминия, окись хрома, паста ГОИ и т.д.). Полирование считается законченным, когда поверхность образца приобретает зеркальный блеск и на ней даже под микроскопом не видны риски и царапины.

Для приготовления металлографических шлифов малых размеров заготовки этих образцов предварительно монтируют в оправки (рис. 17, а), струбцины (рис. 17, б) и в таких сборках их шлифуют и полируют.

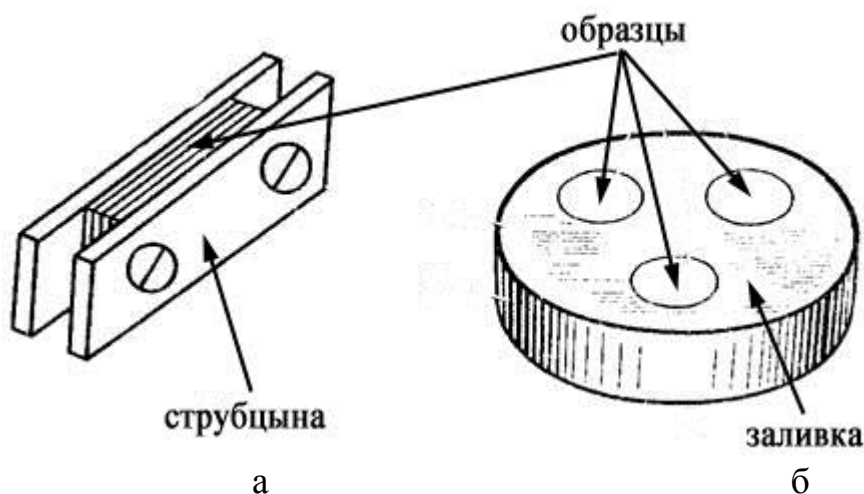


Рис. 17. Монтаж образцов: а – в цилиндрической трубчатой оправке заливкой их в серу, акр или легкоплавкий сплав; б – монтаж плоских образцов в струбцине

Объект-микрометр устанавливают на предметный столик микроскопа, совмещением шкал объект-микрометра и окуляр-микрометра определяют цену деления окулярного микрометра (окулярной линейки). Далее совмещением шкалы окулярного микрометра с интересующей структурной составляющей (исследуемого образца) определяют ее размер.

Как правило, металлы промышленного производства - тела поликристаллические, т. е. они состоят из множества зерен, каждый кристаллит (зерно) представляет собой совокупность большого числа плотно упакованных и имеющих определенную ориентировку кристаллических плоскостей в пространстве (рис. 18).



Рис. 18. Схематическое увеличенное изображение поверхности:
 а – неполированного образца б – микрошлифа после травления;
 MN – плоскость шлифа, выше которой был снят слой металла полировкой

При травлении границы зерен растворяются в реактиве (табл. 2) в большей степени, чем тело зерна и на их месте формируются канавки, рассеивающие падающий свет. Эти канавки при наблюдении в микроскоп выглядят темными и указывают местоположение в форму сечения зерна, попавшего в плоскость шлифа (рис. 18, б).

Таблица 2

Электролиты для химического травления металлографических шлифов

№	Состав растворов	Сплавы, стали	Эффект, время травления
1	FeCl ₃ (10 гр) + этиловый спирт (100 мл)	Углеродистые, медные	10-30 с
2	5 %-ный HNO ₃ в этиловом спирте	Углеродистые	Цветное травление
3	CrO ₃ (10 гр) + HCl (1 мл) + H ₂ O (100 мл)	Нержавеющие высоколегированные	10-60 с, тампон

По строению одного или несколько сечений металлографических шлифов можно представить объемное строение металла или сплава (рис. 19).

Сплавы могут быть **однофазными** – все зерна имеют один тип и параметры кристаллической решетки, одинаковый химический состав (рис. 19, а); **двухфазными** – состоят из двух типов зерен (структурных составляющих) и каждый тип имеет характерную кристаллическую решетку, может различаться химическим составом (рис. 19, б). Двухфазные сплавы могут иметь оболочковое строение (рис. 19, в), например, сталь У13 состоит из перлитных зерен, окруженных цементитной (Fe_3C) оболочкой, *такая структура называется оболочковой*.

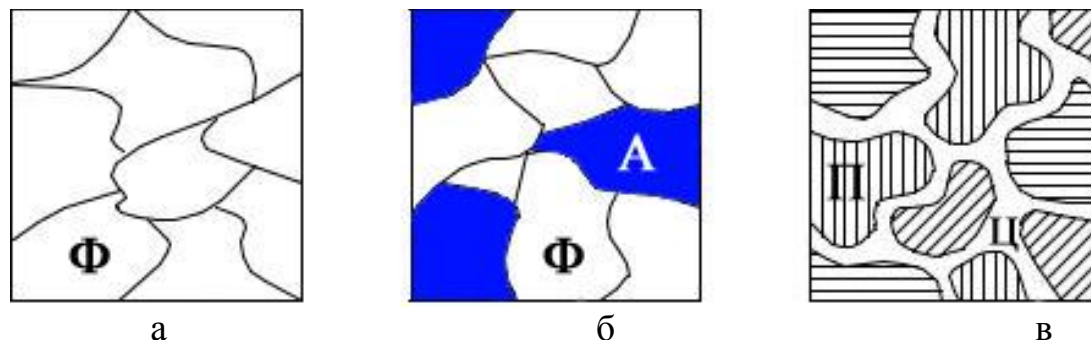


Рис. 19. Разновидности строения сплавов:
а – однофазные (Fe); б – двухфазные (аустенито-ферритная сталь);
в – двухфазные с оболочковой структурой (сталь У10)

3.2. Определение величины зерна

Из нескольких методов определения величины зерна (средней величины сечения зерна, наблюдаемой в оптический микроскоп) простотой и надежностью отличается метод *С.А. Салтыкова*.

Этот метод устанавливает связь количества узловых точек M на выделенной площади ($S_{уч}$), которая определяется с помощью окуляра с квадратной сеткой и объект-микрометра (за выделенную площадь можно принять площадь всего поля зрения - круга) с количеством зерен N , приходящихся на эту площадь. Далее следует на выделенном участке площадью $S_{уч}$ сосчитать количество узловых точек, как показано на рис. 20, а полученные результаты измерений и вычислений занести в табл. 3.

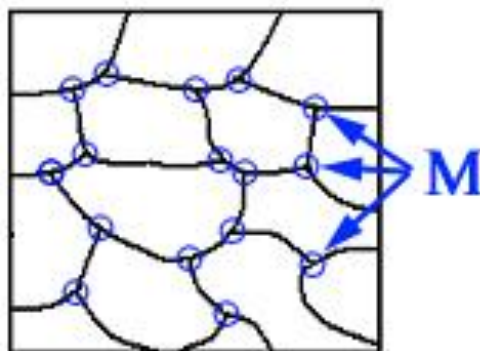


Рис. 20. Узловые точки M на выделенном участке шлифа

Величина зерна весьма важная характеристика металлов, сплавов. Рассматриваемые методы широко используются в научных исследованиях.

Таблица 3

Методика определения среднего размера зерна, определением количества узловых точек М (а) и прямым измерением количества зерен N (б)

а					б			
№	$S_{уц},$ мм ²	М	$S_3,$ мм ²	$D_{ср},$ мм	$S_{уц},$ мм ²	N	$S_3,$ мм ²	$D_{ср},$ мм
1								
2								
...					...			
5-10	ср. зн.	М	S_3	D	ср. зн.	N	S_3	D

Примечания:

1. Средняя площадь зерна $S_3 = 2 S_{уц}/M$.
2. Количество зерен $N = Z + 0,5Y$,
где Z – количество зерен внутри выделенного участка,
Y – количество зерен, рассеянных контуром выделенного участка $S_{уц}$.
3. Средний диаметр зерна определяется как:

$$D_{ср} = 1,6 \sqrt{S_{уц}/M} \text{ или } 1,13 \sqrt{S_3}.$$

3.3. Определение объемной доли фазы в сплаве

Для определения объемной доли фазы или структурной составляющей в сплаве на изучаемый участок металлографического шлифа последовательно "наносят" несколько секущих линий АВ с помощью окулярной линейки (окуляр-микрометра), как показано на рис. 21.

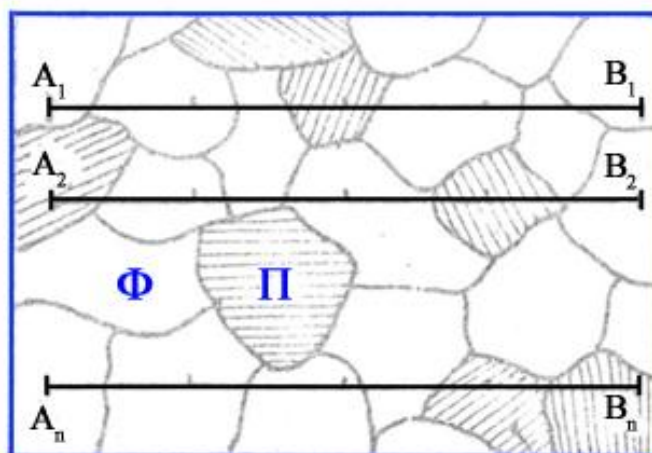


Рис. 21. Микроструктура стали с ферритно-перлитной структурой, наблюдаемая в оптический микроскоп с окулярной линейкой

Феррит (светлые зерна) и перлит (темные, иногда «полосатые» зерна) – наиболее распространенные структурные составляющие в сталях.

Вдоль секущей A_1B_1 , в мм (абсолютных) или в относительных единицах, измеряют длину линии, проходящую по ферриту (L_{Φ}), и длину линии, проходящую по перлиту (L_{Π}).

После первого измерения передвигают предметный столик микроскопа, так, чтобы повторить измерение вдоль следующей секущей A_2B_2 и т.д.

Обычно проводят 5–10 измерений и полученные данные заносят в табл. 4. Этот метод определения фазового состава прост и надежен.

Таблица 4

Металлографические способы определения объемной доли перлита (Π) и феррита (Φ) в углеродистой стали

Метод секущих А. Розинваля					Точечный метод А. Глаголева				
	L_{Π}	L_{Φ}	% Π	% Φ		n_{Π}	n_{Φ}	% Π	% Φ
A_1B_1					n_1				
...					...				
A_5B_5					n_1				
ср. значения					ср. значения				

Объем фаз подсчитывают по формуле (А. Розинваля),

$$\% \Pi = \frac{\sum_1^n L_{\Pi}}{nL_{AB}} 100 \% ; \quad \% \Phi = \frac{\sum_1^n L_{\Phi}}{nL_{AB}} 100 \%$$

Объем фазы может быть определен также точечным методом (А.А. Глаголева) путем «нанесения» на исследуемую структуру достаточно большого количества точек со статистически равномерным их распределением на площади шлифа (с помощью квадратной окулярной сетки, перекрестия сетки и есть «нанесенные» точки). Далее подсчитывают количество точек (перекрестий) n , попавших на перлит и феррит. Данные измерений n_{Π} , n_{Φ} и др. заносят в таблицу, аналогичную табл. 3.

Объем фаз в сплаве вычисляют по формулам:

$$\% \Pi = \frac{n_{\Pi}}{n} 100 ; \quad \% \Phi = \frac{n_{\Phi}}{n} 100.$$

где n – общее число точек, из них n_{Φ} , n_{Π} – попали на феррит и перлит соответственно.

3.4. Измерение абсолютной удельной поверхности методом случайных секущих для пространства и для плоскости С.А. Салтыкова (1945 г.)

Этот метод является математически строгим, выведенным без каких-либо произвольных допущений и ограничений по форме, расположению и ориентации поверхностей в пространстве. Он является универсальным и позволяет с любой необходимой точностью определить суммарную площадь поверхностей зерен, фаз или структурных составляющих (ΣS).

Основная формула метода случайных секущих для пространства позволяет по среднему числу пересечений на единице длины случайных секущих « m » (рис. 21) определить **величину абсолютной удельной поверхности всех зерен**, $\text{мм}^2/\text{мм}^3$, в анализируемом образце (ΣS)

$$\Sigma S = 2m.$$

Количество пересечений секущей АВ (рис. 21) с границами зерен или с границами феррит-перлит; сурьма-эвтектика подсчитывается на наблюдаемом поле микрошлифа с помощью окулярной линейки (цена деления ее должна быть известна или определяется предварительно с помощью объект-микрометра), обозначается « m ».

Для плоской системы (плоскость микрошлифа) метод случайных секущих позволяет измерять удельную протяженность линий любой системы (ΣP). Суммарная протяженность линий системы (ΣP) на единице площади определяется по формуле, $\text{мм}/\text{мм}^2$,

$$\Sigma P = 1,571 m.$$

где m – число пересечений, например линий АВ (рис. 21), с границами зерен, ΣP – **удельная длина линий границ зерен**, попавших в сечение микрошлифа.

Экспериментальное определение показателей ΣS или ΣP (например для границ зерен) сводится к определению числа m для 5–10 секущих (для получения повышенной точности иногда требуется проанализировать значение m для 20–50 секущих, проведенных на 5–10 разных микрошлифах). Результаты заносятся в табл. 5, далее проводятся все необходимые расчеты.

Таблица 5

Определение удельной длины границ

№	L_{AB}	m_{AB}	$m = m_{AB}/L_{AB}$	$P = 1,571m$	$S = 2m$
1					
			...		
n					
средн.					

Примечание: L_{AB} – длина секущей (см. рис. 21);

m_{AB} – количество пересечений секущей с границами на ее длине L_{AB} ;

m – плотность пересечений.

3.5. Статистическая характеристика (оценка) параметров микроструктуры

При измерении таких параметров структуры, как размер зерна или частицы, целесообразно пользоваться статистическими методами обработки полученных результатов.

Определение величины зерна, например, требует нахождения *среднеарифметического показателя*:

$$\bar{\alpha} = \frac{1}{n} (\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 + \dots + \alpha_n),$$

где: α – среднеарифметическое значение измеряемой величины;

$\alpha_1; \alpha_2$ – величины конкретных замеров;

n – число замеров.

Однако средняя арифметическая величина не дает полной характеристики анализируемого параметра, поскольку она не оценивает степень его неоднородности. Ведь зерна могут существенно отличаться от усредненного размера.

Поэтому вторым важным показателем, дополняющим среднюю арифметическую величину, характеризующим однородность измеряемого параметра по величине, является **среднее квадратическое отклонение** параметра $\sigma(\alpha)$, которое рассчитывается по тем же исходным данным, по которым рассчитывают среднюю арифметическую величину параметра:

$$\sigma(\alpha) = k \sqrt{\frac{\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + \dots + \alpha_n^2}{n}}.$$

Поправочный коэффициент K зависит от количества измерений:

$$K = \sqrt{n(n-1)}.$$

Значения K для разных чисел независимых измерений n приведены ниже

n	5	7	10	16	25	35	50	100	200
K	1,118	1,080	1,054	1,033	1,021	1,014	1,010	1,005	1,002

В тех случаях, когда количество измерений велико, поправкой K можно пренебречь, т. е. принять $K = 1$.

Пример. Допустим, что в двух образцах средний диаметр зерен составляет 40 и 80 мкм, а среднее квадратичное отклонение одинаково – 20 мкм. Тем не менее, зерно второго образца 80 ± 20 мкм более равномерно, чем первого 40 ± 20 мкм.

Наиболее полное представление о каком-либо параметре структуры дает кривая частот. Для получения такой кривой все величины (например, измеренные в отдельности диаметры зерен) подразделяют на ряд групп или интервалов, как показано ниже (пример).

$d_{\text{ЗЕРЕН}}$	1 – 5	5,1 – 10	10,1 – 15	...	35,1 – 40	40,1 – 45
число зерен N	76	528	264	...	3	1

По вышеприведенным данным строят графическую частотную кривую в координатах: размер зерна – частота (повторяемость) (рис. 22).

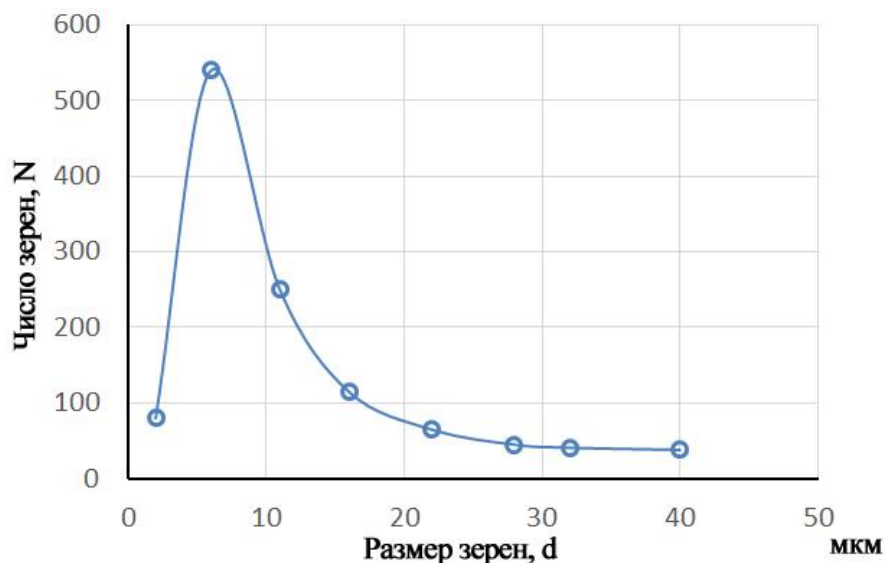


Рис. 22. Зависимость количества зерен от их размера (частотная кривая)

В металлических сплавах соотношение параметров микроструктуры описывается чаще всего нормальным распределением Гаусса:

$$\varphi(\alpha) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{(\alpha - \bar{\alpha})^2}{2\sigma^2}\right],$$

где α – измеренная величина параметра;

$\bar{\alpha}$ – средняя арифметическая величина параметра;

σ – среднее квадратичное отклонение параметра α .

Достоинство такого способа представления результатов – наглядность, посмотрев проницательно на такую зависимость, можно увидеть и оценить многое.

Таким образом, при достаточном количестве измерений, вычислив параметры α , $\bar{\alpha}$, σ (α), можно построить такую же частотную кривую, как на рис. 22, не только для случая «размер зерна – число зерен», но и для таких соотношений, как «размер включений – число включений» (карбидов) в стали; «твердость (микротвердость) – число измерений»; «число двойников в зерне – число обследованных зерен» и т. д.

4. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

4.1. Методы определения твердости

Твердостью называется способность тела сопротивляться вдавлению в него другого тела.

Твердость – самая распространенная механическая характеристика металлов и сплавов. Контроль твердости на разных стадиях передела проходит практически вся ответственная металлопродукция из стали, чугуна и цветных металлов: металлопрокат и отливки, сварные соединения и поковки, большая часть деталей автомобиля, трактора, бумагоделательной машины, металлорежущий и деревообрабатывающий инструмент и т.д.

Дело в том, что, во-первых, твердость коррелирует со многими свойствами металлов и сплавов, а также с технологическими и эксплуатационными характеристиками изделий из них. Во-вторых, методы определения твердости очень просты.

Прямые методы испытания на твердость состоят в том, что в образец или деталь вдавливают с определенной нагрузкой *специальный твердый наконечник – индентор*. После снятия нагрузки остается отпечаток, площадь или глубина которого характеризует твердость испытываемого материала. Во многих случаях измерение твердости производится непосредственно на готовой детали, изделии, не нарушая их, т. е. **метод испытания на твердость является неразрушающим**.

4.1.1. Измерение твердости по Бринеллю

Пресс Бринелля, на котором осуществляется измерение твердости, представляет собой электромеханический прибор, позволяющий вдавливать в испытуемый образец (деталь) стальной закаленный шарик (индентор). Диаметр этого шарика (D) может быть 10; 5 мм, а прикладываемые усилия (P) – 3000, 750 кгс, соответственно. После снятия нагрузки, действующей в течение 10–30 с, на поверхности образца остается отпечаток. Чем тверже металл, тем меньше величина отпечатка (рис. 23).

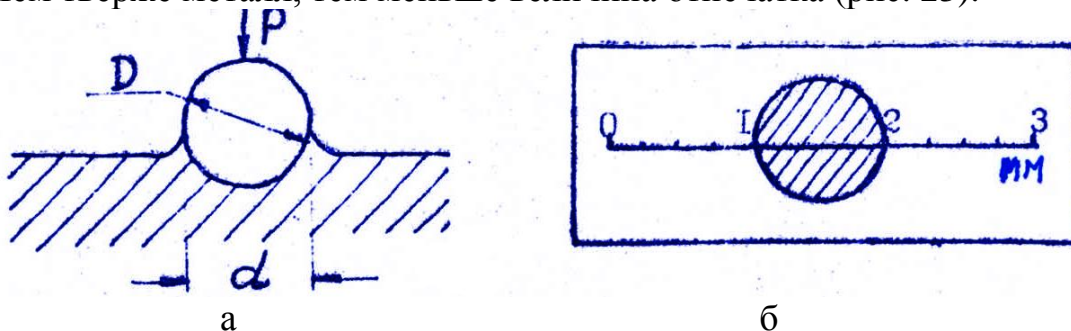


Рис. 23. Схема вдавливания шарика (а) и измерение диаметра отпечатка (б) с помощью специальной лупы или оптического микроскопа

Число твердости (НВ) выражается в кгс/мм² и определяется из соотношения:

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

На практике чаще пользуются стандартными таблицами, связывающими диаметр отпечатка при соответствующей нагрузке с числом твердости **НВ** (ГОСТ 9012-59). Числа твердости обозначаются как: **НВ 450**.

Метод Бринелля применяется для определения твердости материалов с малой и средней (не тверже НВ 450) твердостью, например, отожженная сталь, серый чугун, алюминиевые и медные сплавы.

4.1.2. Измерение твердости по Роквеллу

При измерении твердости металлов по Роквеллу наконечник стандартного типа (алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной шарик диаметром 1,588 мм) вдавливается в испытуемый образец (изделие) под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок - предварительной P_0 и общей P , последняя равна сумме предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок (рис. 24).

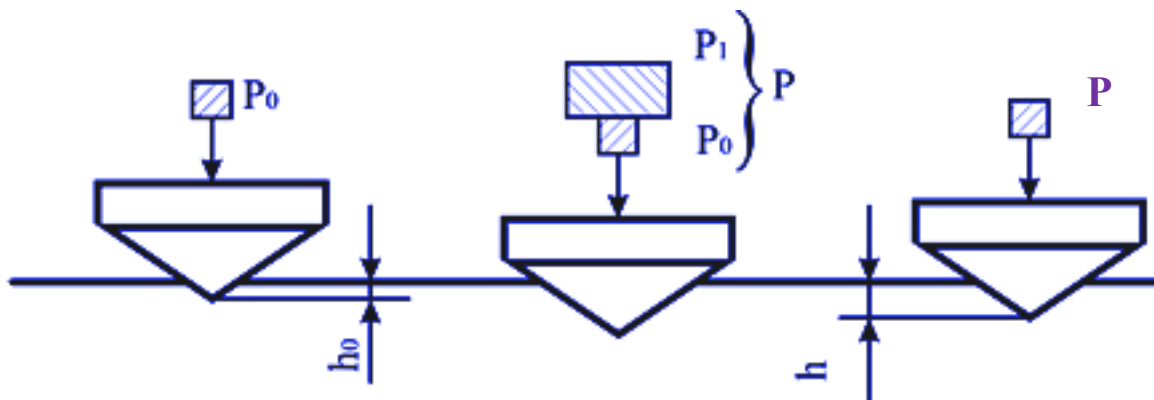


Рис. 24. Схема, иллюстрирующая измерение твердости по Роквеллу

Твердость по Роквеллу оценивается в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм.

Для определения числа твердости по Роквеллу (HR) не требуется каких-либо расчетов, так как механическая система автоматически выводит на шкалу прибора показатель твердости, рассчитываемый по формуле:

$$HR = 100 - \frac{h - h_0}{0,002}$$

Значение 0,002 – глубина проникновения индентора в испытуемый металл – принято за единицу твердости HRс.

Среди всех методов наиболее распространено в производстве измерение твердости по шкале С (HRс).

4.1.3. Измерение твердости по Виккерсу

Данный метод отличается от определения твердости по Бринеллю, по существу, только формой индентора. Пресс Виккерса (ТП-7-1) оснащен алмазной четырехгранной пирамидкой (рис. 25) и оптической системой измерения отпечатка.

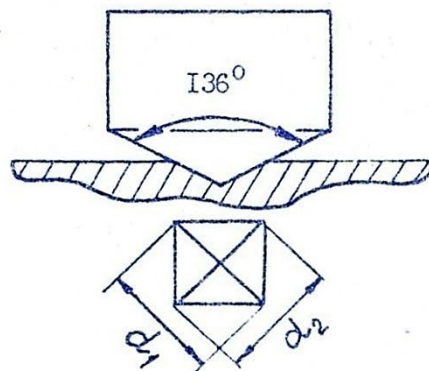


Рис. 25. Алмазная пирамидка - индентор и отпечаток на испытуемой поверхности

Величина нагрузки на вдавливаемый индентор может изменяться от 1 до 100 кгс; для черных металлов она равна 30 кгс.

Твердость по Виккерсу HV вычисляют по формуле:

$$HV = \frac{2P \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2}; \quad d = \frac{d_1 + d_2}{2},$$

где: P - нагрузка, кгс; α - угол между противоположными гранями пирамиды при вершине, равный 136° ; d - среднее арифметическое значение обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.

Если испытания проводятся в стандартных условиях, то вычисления по формуле не проводят, а пользуются таблицами в соответствии с ГОСТ 2999-75, в которых приведена твердость в зависимости от длины диагонали отпечатка при различной нагрузке.

Метод Виккерса при небольшой нагрузке на индентор применяют в тех случаях, когда необходимо иметь сведения о твердости тонких поверхностных слоев, например, для оценки твердости цементованной и азотированной поверхности стальных изделий и др.

Твердость коррелирует со многими свойствами сталей и цветных сплавов, в частности, с механическими (предел упругости, предел текучести, предел прочности, характеристики пластичности), с технологическими (обрабатываемость резанием, деформируемость) и служебными свойствами (износостойкость). Например, чем выше твердость стали, тем ниже пластичность и обрабатываемость резанием, но выше прочность и износостойкость.

При измерениях твердости одного и того же образца методом Бринелля и Роквелла полученные значения **НВ** приблизительно в 10 раз выше, чем значения **HRc** (табл. 6), т. е. **1 ед. HRc \approx 10 ед. НВ**.

Таблица 6

Зависимость числа твердости по Бринеллю от диаметра отпечатка к твердости по Роквеллу

Диаметр отпечатка, d, мм	НВ, ед.	HRc	Диаметр отпечатка, d, мм	НВ, ед.	HRc
2,4	653	64	3,9	241	23
2,5	601	60	4,0	229	20
2,6	555	56	4,1	217	17
2,7	514	52	4,2	207	14
2,8	477	49	4,3	197	12
2,9	444	46	4,4	187	9
3,0	415	43	4,5	179	7
3,1	388	41	4,6	170	4
3,2	363	39	4,7	163	2
3,3	341	36	4,8	156	0
3,4	321	33	4,9	149	
3,5	302	31	5,0	143	
3,6	285	29	5,1	137	
3,7	269	27	5,2	131	
3,8	255	25	5,3	126	

Твердость и предел прочности коррелируют между собой согласно эмпирической зависимости **$\sigma_B \approx 33 HRc \approx 3,3 НВ$** , что позволяет по твердости оценивать прочность стали, сплава, не проводя соответствующих трудоемких испытаний на растяжение.

4.2. Задания к лабораторным и практическим работам

**Лабораторные и практические работы по теме:
Кристаллические структуры, структурный и фазовый состав,
твердость металлов и сплавов**

Практическая работа 1

**Кристаллические решетки металла и дефекты
кристаллического строения**

1. Рассмотреть типы кристаллических решеток металлов, индексацию плоскостей и направлений. Определить (вычислить) количество атомов, формирующих элементарную ячейку в ОЦК, ГЦК и ГПУ решетках, определить диаметр атома, используя параметр «а».
2. Изучить строение точечных, линейных и поверхностных дефектов (вакансий, дислокаций, границ зерен).
3. Освоить новые термины, понятия.
4. В отчет занести эскизы, соответствующие определения, особенно выделенные курсивом.

Лабораторная работа 2

Экспериментальное определение параметров зерна

1. Определить размер зерна D_3 и суммарную поверхность S_3 в единице объема.
2. Определить зависимость величин D_3 , S_3 на образцах железа от температуры нагрева.
3. Построить графические зависимости: $D_3 = f(t_H)$ и $S_3 = f(t_H)$.
4. Сделать выводы, объяснить полученные результаты.

Лабораторная работа 3

**Экспериментальное освоение методики определения
фазового состава предложенных сплавов**

1. Определить фазовый состав 2-3 сплавов, например, сталь 20, 45, У13 и построить зависимость: % феррита, перлита = $f(\% C)$.
2. Освоить определение марки углеродистой стали, определив её структурный состав металлографическим способом.
3. Экспериментальное освоение методики определения фазового состава предложенных сплавов.
4. Сделать развернутые выводы.

Лабораторная работа 4

Определение твердости металлов и сплавов

1. Изучить и освоить теоретическую часть.
2. Познакомиться с методикой измерения твердости.
3. Измерить твердость металлического образца одним или несколькими методами.
4. Проанализировать зависимость твердости от какого-либо фактора. Результаты представить в графическом виде, составить отчет.

Лабораторная работа 5

Изменение свойств сталей в результате деформации и последующего нагрева

1. Изучить теоретическую часть работы.
2. Определить твердость заданных образцов металлов, сталей или сплавов в зависимости от степени их предварительной холодной пластической деформации: $\varepsilon = 0$; 10...15; 20...25; 35...45.
3. Нагреть образцы данного сплава, предварительно продеформированные на $\varepsilon = 20...25\%$, на заданные температуры t_1 , t_2 , t_3 °С и определить твердость каждого.
4. Полученные результаты занести в таблицу и построить графические зависимости: $\text{HRc (HB)} = f(\varepsilon, \%)$; $\text{HRc (HB)} = f(t^\circ\text{C})$.
5. Объяснить полученные результаты и сделать выводы по работе.

5. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Диаграмма состояния в графическом изображении описывает фазовый состав любого сплава данной системы в равновесном состоянии в зависимости от температуры и химического состава.

Диаграмма состояния строится экспериментально, например, термическим методом. Дело в том, что любые превращения, происходящие в металле или сплаве, в том числе такие, как плавление при нагревании, кристаллизация при охлаждении, изменение кристаллического строения в твердом состоянии, сопровождаются тепловым эффектом – выделением тепла при охлаждении или поглощением его при нагревании.

Методика термического анализа заключается в том, что чистый металл (например, свинец Pb), а также данный металл с добавлением увеличивающейся доли второго металла изучаемой системы (свинец с добавлением последовательно 5, 10, 15, 20 и т.д. процентов сурьмы Sb), расплавляют и затем охлаждают, контролируя через постоянные промежутки

времени (τ) температуру образцов. Таким образом получают термические кривые охлаждения (рис. 26).

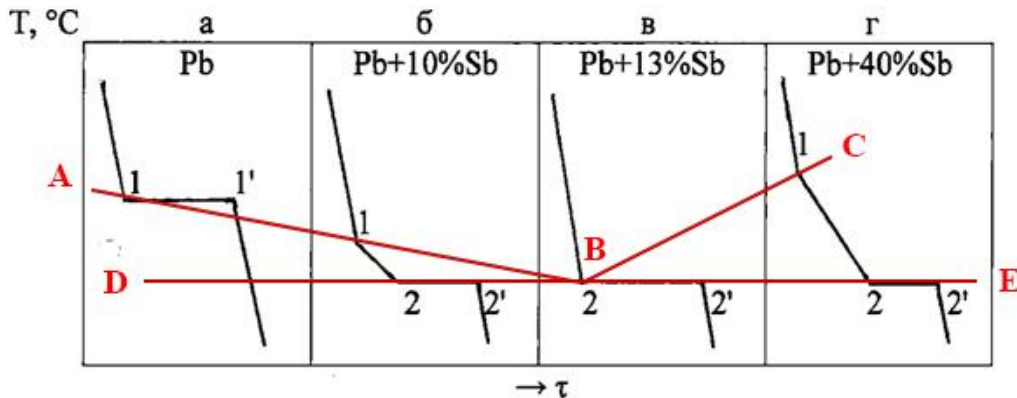


Рис. 26. Термические кривые охлаждения сплавов системы Pb – Sb

Остановка (горизонтальный участок) на кривой охлаждения или замедление скорости охлаждения свидетельствуют о протекании в сплаве фазового превращения того или иного типа. Точки на кривых охлаждения соответствующие остановке, а также началу и концу замедления изменения температуры сплава, называют *критическими точками*, а соответствующие температуры – *критическими температурами*.

На рис. 26, а точка 1 соответствует началу кристаллизации, а 1' – окончанию кристаллизации Pb, которая и случае чистого металла идет при постоянной температуре. В сплавах ряда составов (рис. 26, б, г) кристаллизация происходит в интервале температур (1-2), а последующая остановка (1 -2') свидетельствует о протекании фазового превращения при постоянной температуре.

5.1. Диаграмма состояния первого типа

Диаграммы состояния первого типа характеризуют случаи, когда компоненты, образующие сплав, неограниченно взаимно растворены в жидком состоянии и практически не растворимы в твердом состоянии.

Систему этого типа образуют, например, свинец и сурьма (рис. 27).

Рассмотрим термическую кривую охлаждения сплава состава «а» (Pb + 10 % Sb) (см. рис. 27, а). При температуре a_1 начинается процесс кристаллизации: из расплава (L) выделяются кристаллы свинца. При этом выделяется тепло и охлаждение сплава замедляется (уменьшается наклон кривой – участок 1-2 на рис. 26, б). В точке a_2 (252 °C) из жидкости (расплава), к тому времени изменившей состав до 13 % Sb, начинают выделяться одновременно кристаллы свинца и сурьмы в виде однородной механической смеси (эвтектики). Образование эвтектики (Э), заканчивающее процесс кристаллизации сплава, происходит при постоянной температуре. Сплав (Pb+13 %Sb) кристаллизуется с образованием только эвтектики и

этот процесс проходит также при постоянной температуре, чему соответствует горизонтальный участок 2-2' на рис. 26, в.

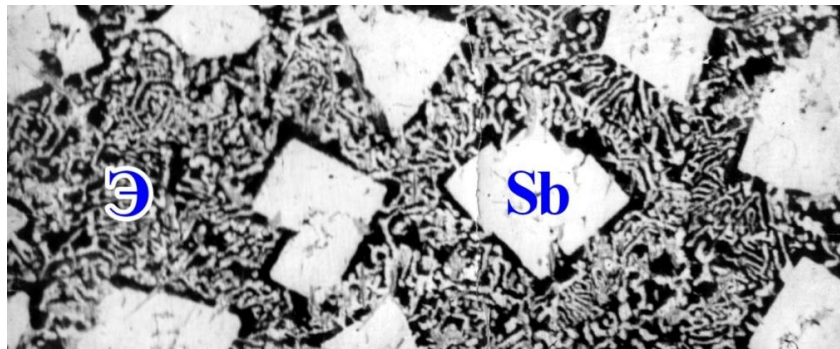
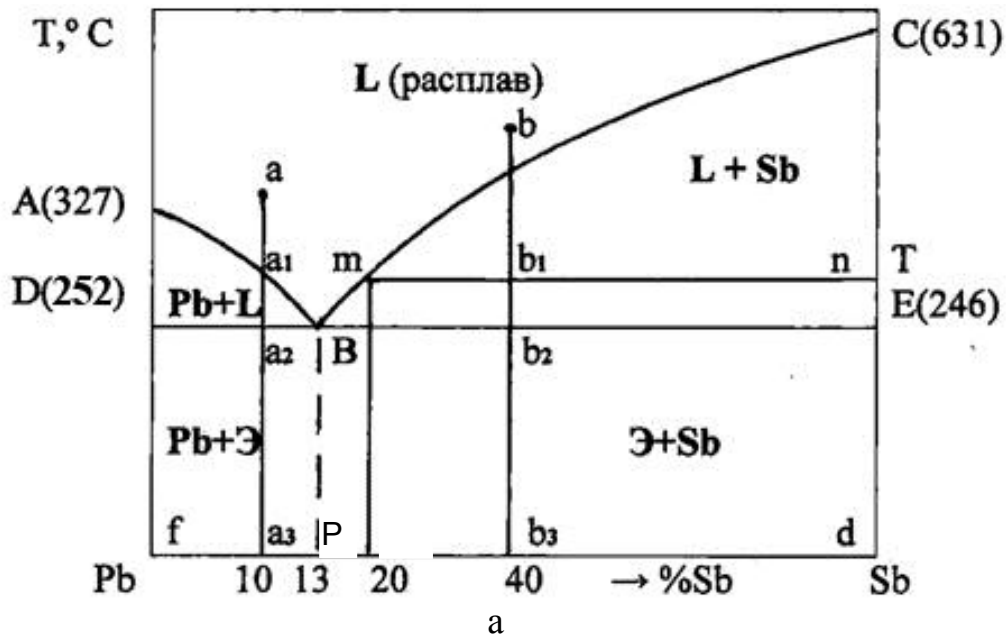


Рис. 27. Диаграмма состояния Pb – Sb – (а); микроструктура сплава Pb + 40% Sb – (б)

Кристаллизация сплава состава «b» (см. рис. 26, г) протекает по той же схеме, что и сплава «а», с той лишь разницей, что из жидкости с температурой ниже температуры ликвидуса (точка b_1) начинают выделяться кристаллы сурьмы, а не свинца, и расплав по мере охлаждения до начала эвтектического превращения не обогащается сурьмой, а обедняется до 13 % Sb.

Точки начала кристаллизации сплавов данной системы (точки 1 на рис. 26) образуют линию *ликвидус* (ABC на рис. 27). Точки завершения кристаллизации (точки 2) формируют линию *солидус* (DBE на рис. 27, а).

Точка В, соответствующая минимальной температуре кристаллизации сплава, называется *эвтектикой* (от греческого слова «легкоплавкий»), а сплав с 13 % Sb – *эвтектическим*. Его структура в твердом состоянии представляет собой однородную механическую смесь кристаллов свинца и сурьмы.

Сплавы системы Pb – Sb подразделяют на три группы: *доэвтектические* (Sb менее 13 %), которые ниже температуры солидус состоят кристаллов свинца и эвтектики; *эвтектические* (13 % Sb) и *заэвтектические* (более 13 % Sb), которые состоят из кристаллов сурьмы и эвтектики.

Правило отрезков. Пользуясь диаграммой состояния (рис. 27, а) для любого сплава данной системы, при любой температуре можно определить: *фазовый состав; химический состав фаз; процентное соотношение фаз.*

Фаза – это *однородная часть системы*, отделенная от других частей системы поверхностью раздела, имеющая определенную структуру, химический состав, а при переходе через эту поверхность структура и/или состав *изменяются скачкообразно.*

Рассмотрим в качестве примера сплав состава «b» (Pb + 40 %Sb). Через точку b_1 , соответствующую интересующей температуре (Т), проведем параллельную оси концентраций линию до пересечения с основными линиями диаграммы в точках m и n. Эти точки указывают фазовый состав сплава в точке b_1 – жидкость и сурьма (L + Sb). Если из точек m и n опустить перпендикуляры на ось концентраций, то получим возможность определить химический состав жидкости – 20 % Sb. Количественное соотношение фаз определим из соотношений длин отрезков:

$$\%L = (b_1 n / m n) 100; \quad \%Sb = (m b_1 / m n) 100.$$

Из формулы видно, что объемная доля расплава (L) по мере охлаждения уменьшается (увеличивается длина отрезка mn), достигая минимальной величины в точке В и превращаясь в эвтектику. Объемная доля кристаллов сурьмы при этом увеличивается (увеличивается длина отрезка mb_1) от нуля до максимального на линии эвтектического превращения.

При комнатной температуре (точка b_3) сплав состоит из двух фаз – Pb и Sb, а количество структурных составляющих (эвтектики и сурьмы) определяется из соотношения длин отрезков:

$$\%Э = (b_3 d / p d) 100; \quad \%Sb = (p b_3 / p d) 100.$$

Ликвация. При некоторых условиях кристаллизации и охлаждения отливки из сплавов системы Pb – Sb могут получаться неоднородными. *Неоднородность по химическому составу называется ликвацией.*

Ликвация проявляется в том, что при очень медленном охлаждении доэвтектических сплавов кристаллы свинца оседают на дно, так как они тяжелее расплава, а в заэвтектических сплавах выделяющиеся при кристаллизации кристаллы сурьмы, напротив, будут всплывать. Неоднородность сплавов данного типа называется *ликвацией по удельному весу.*

5.2. Диаграмма состояния второго типа

Диаграммы состояния второго типа характеризуют случаи, когда компоненты, образующие сплав, взаимно растворены неограниченно как в жидком, так и в твердом состоянии.

Такую систему, например, образуют медь и никель (рис. 28, 29).

Чистые металлы как медь, так и никель, имеют кубическую гранецентрированную кристаллическую решетку (ГЦК). Сплавы системы Cu–Ni имеют ту же кристаллическую решетку, но в узлах решетки сплава находятся и атомы (ионы) меди, и атомы никеля. То есть атомы растворяемого металла частично замещают атомы металла-растворителя, образуя так называемый *твердый раствор замещения* (в нашем случае это α -фаза).

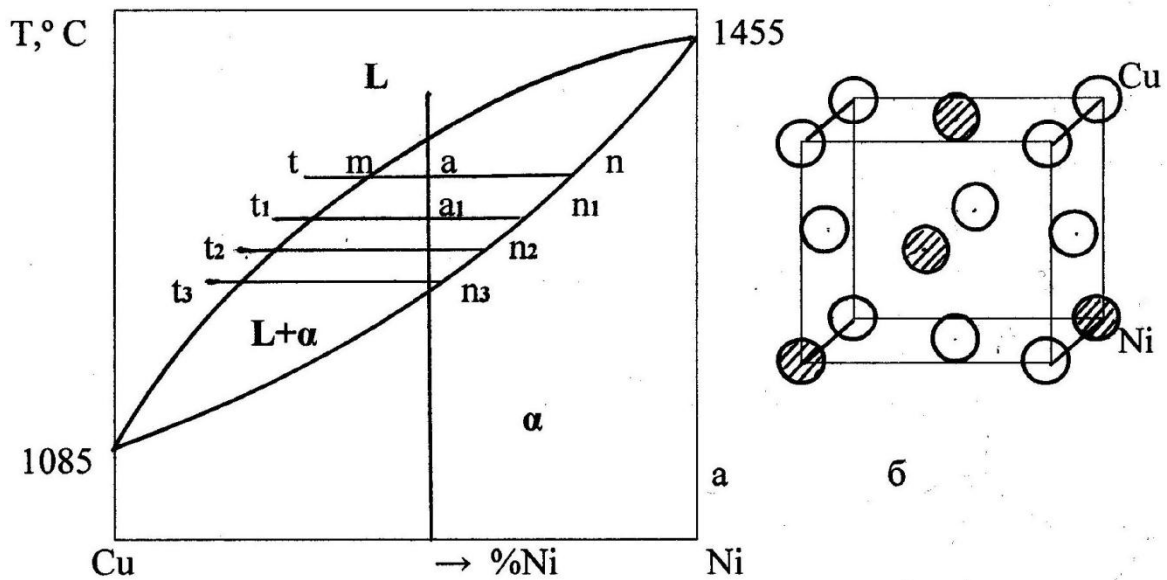


Рис. 28. Диаграмма состояния Cu – Ni (а) и элементарная ячейка сплава (твердый раствор замещения, ГЦК) (б)

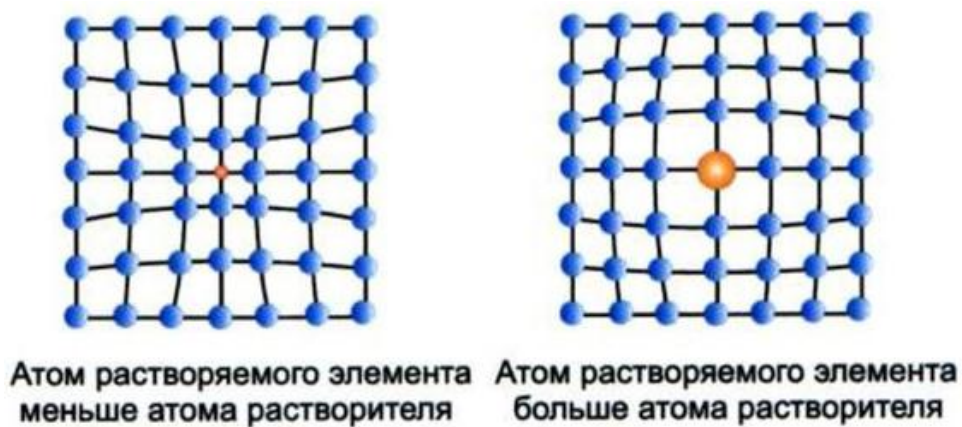


Рис.29. Искажение кристаллической решетки в твердых растворах замещения

Химический состав расплава (L) и α -фазы при температуре t соответствует проекциям точек m и n , соответственно, на ось концентраций. Правило отрезков позволяет найти процентное содержание фаз в точке «а» из соотношения отрезков:

$$\%L = (a n / m n) 100; \quad \% \alpha = (a m / m n) 100.$$

По мере понижения температуры доля расплава (L) уменьшается (длина отрезка «ан» сокращается), а доля α -фазы увеличивается (длина отрезка «ам» растет).

Ликвация в сплавах данного типа имеет иной характер.

Рассмотрим процесс кристаллизации сплава состава «а». В точке a образуется устойчивый зародыш α -фазы, имеющий химический состав n_1 . Этот зародыш растет при понижении температуры от t_1 до t_2 так, что поверхностные слои его будут иметь химический состав n_2 . *Неоднородность образующегося кристалла по химическому составу называется **внутрикристаллитной ликвацией**.*

Кристалл, образовавшийся при температуре t_2 , будет иметь на поверхности состав n_2 , а кристалл, образовавшийся при температуре t_3 , будет иметь состав n_3 ($n_3 < n_2$). *Такая неоднородность структуры по химическому составу называется **межкристаллитной ликвацией**.*

Реальные сплавы системы Cu – Ni нашли широкое применение. Например, сплав «мельхиор» (Ni + 20 % Cu) применяется для изготовления монет, художественных изделий. При добавке в мельхиор 5–10 % Sn получают сплав «нейзильбер», широко используется для изготовления столовых приборов, блестит как серебро.

5.3. Диаграмма состояния третьего типа

Диаграммы состояния третьего типа отличаются тем, что оба компонента образуют твердые растворы замещения с ограниченной растворимостью (α - и β -фазы).

На рис. 30 представлена левая часть диаграммы состояния Al – Cu. Точка D характеризует максимальную растворимость (5,7 %) меди в алюминии, которая наблюдается при температуре 548 °С. При комнатной температуре в равновесных условиях алюминий может растворить медь в количестве только 0,5 % (точка F).

Любой сплав, содержащий до 5,7 % Cu, соответствующим нагревом можно перевести в однофазное состояние – α -твердый раствор замещения меди в алюминии с ГЦК решеткой. Это состояние можно зафиксировать быстрым охлаждением. Например, если сплав, содержащий 3 % Cu, нагреть до температуры 550 °С (точка Q на рис. 30), а затем резко охладить, то вся медь останется в решетке – α -твердого раствора. Такой

твердый раствор называется *переохлажденным* или *пересыщенным*. Полученное состояние неустойчиво, поэтому в твердом растворе идут изменения, приводящие к выделению из α - фазы частиц CuAl_2 (интерметаллидное соединение). Этот процесс в сплавах Al – Cu идет при комнатной температуре и называется *естественным старением*. Повышение температуры активизирует процесс выделения интерметаллидных частиц, что составляет суть *искусственного старения*, при 200 °С, например, приводящий к увеличению прочности алюминия в 2 – 4 раза.

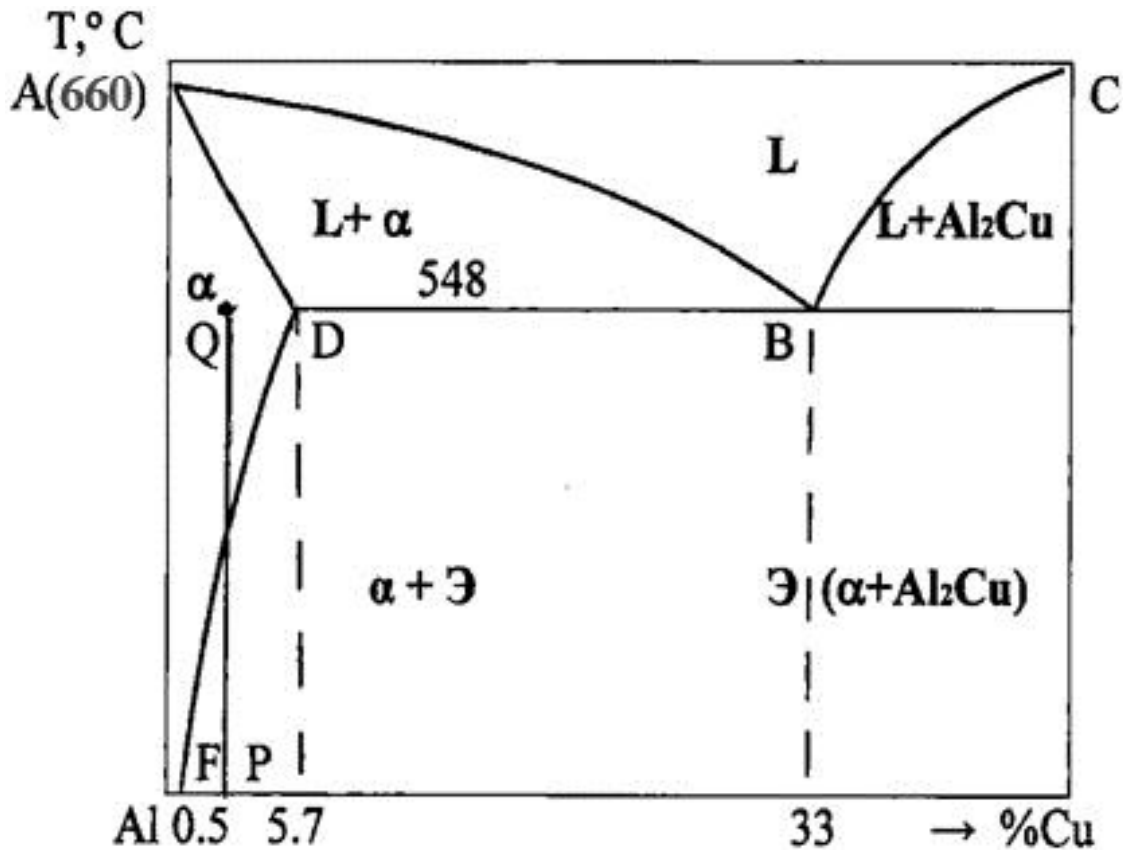


Рис. 30. Диаграмма состояния Al – Cu

Сплавы на основе алюминия с 4 % Cu и добавкой Mg называются дюралюминием, «твердым алюминием», и эти сплавы из-за их легкости и прочности еще называют «крылатым металлом» и используют для обшивки фюзеляжей и крыльев всех гражданских, да и военных самолетов и вертолетов.

Правило отрезков в полной мере применимо к диаграммам данного типа по аналогии с предыдущими случаями.

6. МИКРОСТРУКТУРА МЕДЛЕННО ОХЛАЖДЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сплавы железа с углеродом до 2,14 % называются сталями

Кроме углерода в сталях присутствуют другие элементы в виде примесей или специальных присадок (легирующие элементы). Примеси попадают в сталь в процессе ее производства. Некоторые примеси, в первую очередь сера и фосфор, ухудшают свойства стали и называются «вредными»; их содержание определяет качество стали. Легирующие элементы (кремний и марганец в количестве более 0,3%, хром, никель и др.) вводят целенаправленно для изменения свойств стали.

Стали, не содержащие легирующих элементов, называют *углеродистыми*.

Углерод сильно влияет на структуру и свойства сталей: с увеличением его содержания повышается их твердость и прочность.

Фазовый состав и структура сталей в равновесном (медленно охлажденном) состоянии зависит от содержания углерода и определяется диаграммой Fe – C (рис. 31).

Левый нижний угол этой диаграммы построил в 1916 году Д.К. Чернов. В построении этой диаграммы участвовали металлурги: Аустен, Ледебур, Сорби, Бейн. В их честь были названы и увековечены фазы и структуры: *аустенит, ледебурит, сорбит, бейнит*, соответственно.

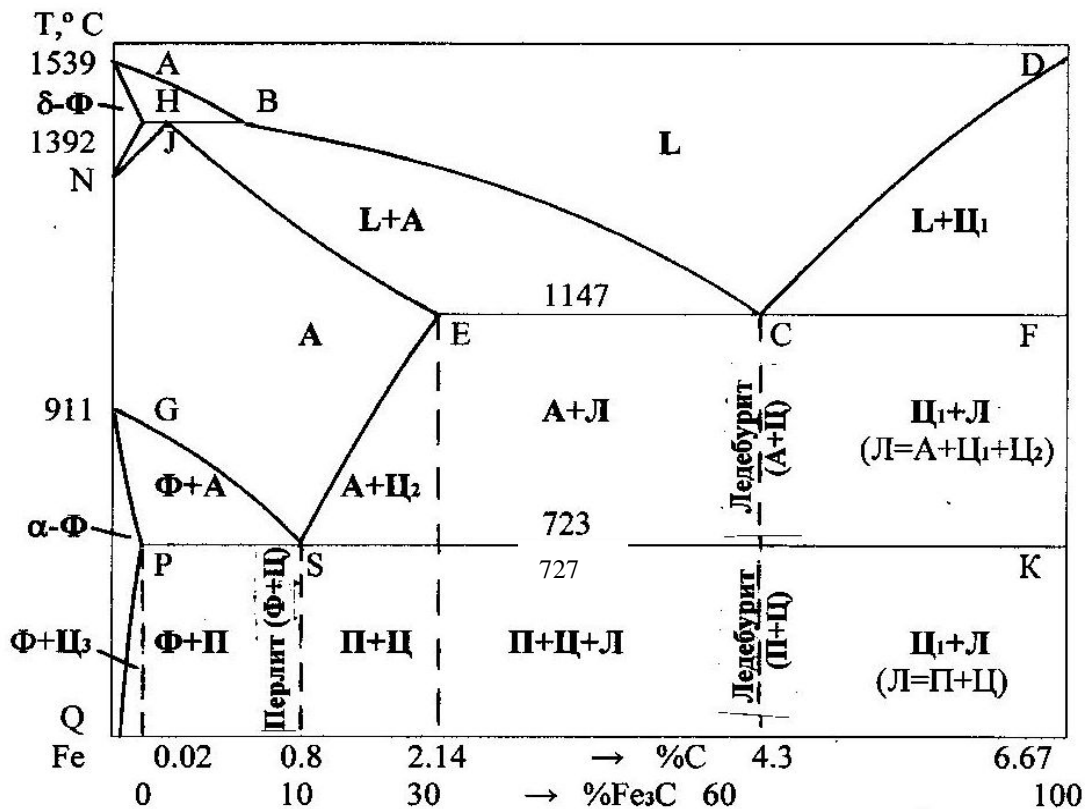
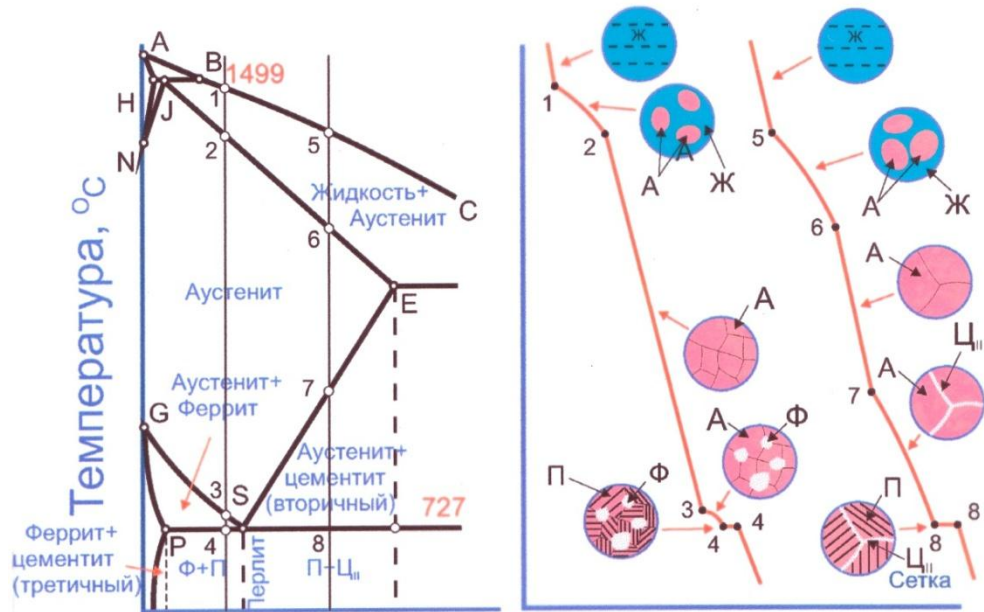


Рис. 31. Диаграмма состояния сплавов железа с углеродом (цементитом)

Данная диаграмма построена путем термического анализа, что подробно иллюстрирует рис. 32.



Эвтектоидное превращение

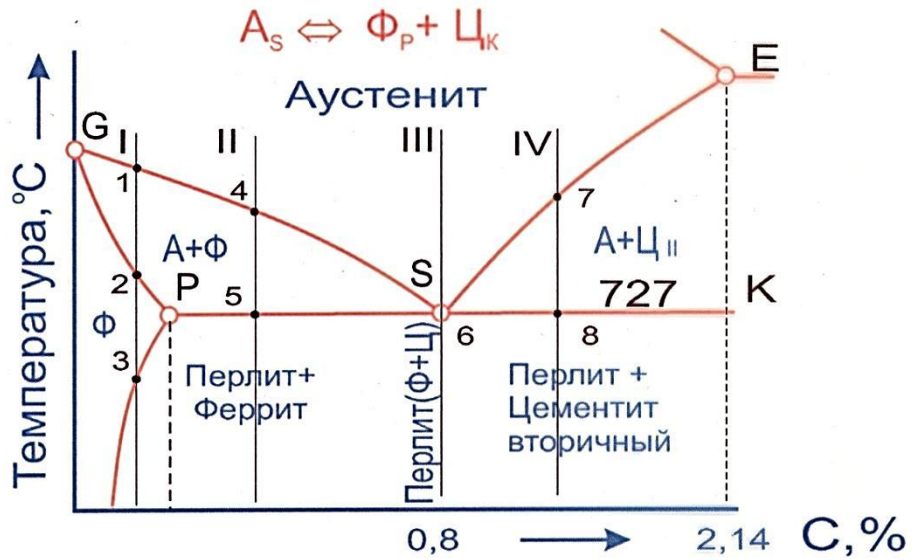


Рис. 32. Термические кривые охлаждения, на основании которых построена диаграмма железо-углерод, позволяют рассмотреть изменения фазового состава в процессе кристаллизации (линии ликвидус) и перекристаллизации в твердом состоянии при эвтектоидной температуре (линия PSK)

По диаграмме на рис. 31 для любого сплава можно определить:

- температуру начала и температурный интервал кристаллизации;
- температуры вторичных превращений;
- фазовый состав и характер структуры сплавов в зависимости от их химического состава;
- химический состав сплава по соотношению фазовых и структурных составляющих.

Все буквенные обозначения на диаграмме Fe–C постоянны.

Например: линия ABCD – ликвидус; линия ANJECF – солидус.

Диаграммы, представленные на рис. 32, иллюстрируют то, как определяются критические температуры (ликвидус, солидус, эвтектика и эвтектоид) термическим методом, как изменяются структура, фазовый состав разных сталей в процессе охлаждения. Это дополняет диаграмму состояния Fe–C и может быть освоено самостоятельно на базе других типов диаграмм.

Фазами диаграммы состояния Fe–C являются: δ -феррит (высокотемпературная фаза), α -феррит, аустенит и цементит (рис. 33).

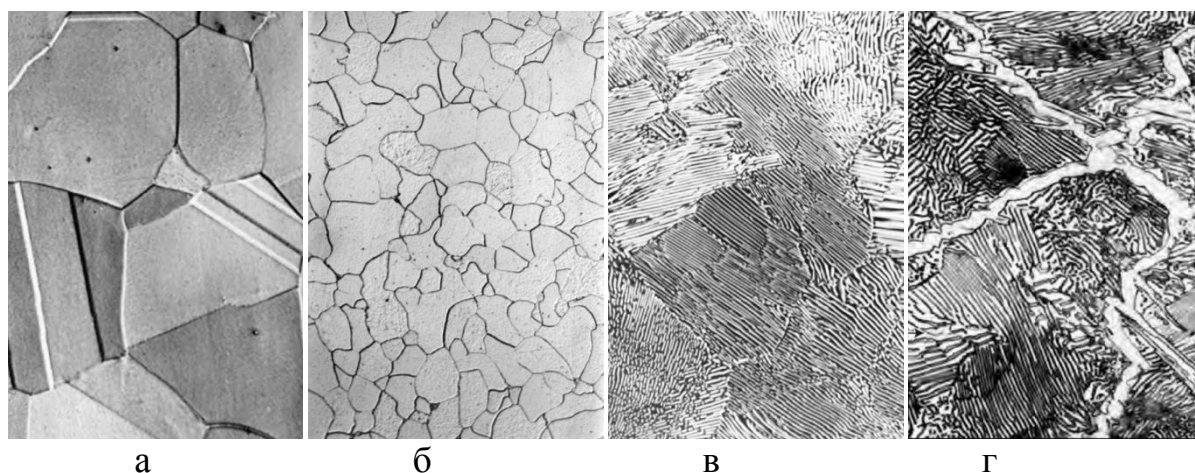


Рис.33. Металлографические структуры: а – аустенит; б – феррит; в – перлит (0,8 % C); г – оболочковая структура перлит + цементит (1,3 % C)

α -феррит (в дальнейшем феррит) – *твердый раствор внедрения углерода в α -железе* – имеет ОЦК решетку. Максимальное содержание углерода в феррите достигается при температуре 727 °С и составляет 0,02% (точка P на рис. 31). Феррит мягок и пластичен: HB 80, $\delta = 30\%$.

Аустенит – *твердый раствор внедрения в γ -железе* – имеет ГЦК решетку. Максимальное содержание углерода в аустените достигается при температуре 1147 °С и составляет 2,14% (точка E на рис. 31), твердость аустенита находится на уровне HB 170.

Цементит представляет собой *химическое соединение железа с углеродом (Fe_3C)*, образование которого наблюдается при 6,67% C. Цементит хрупок и тверд: HB 800. Цементит, образовавшийся в процессе первичной

кристаллизации из расплава, называется **первичным** – Ц₁. Цементит, выделяющийся в процессе охлаждения из аустенита, называется **вторичным** – Ц₂; из феррита – **третичным** – Ц₃.

При температуре 727 °С во всех сплавах системы Fe – С, содержащих более 0,02% С, (линия PSK) происходит эвтектоидное превращение: аустенит, содержащий 0,8% С (точка S), превращается в эвтектоид стали – **перлит**.

Перлит – однородная механическая смесь феррита и цементита. Перлит бывает пластинчатым или зернистым, в зависимости от формы кристаллов цементита. Пластинчатый перлит имеет твердость HB 240, зернистый – HB 160.

6.1. Превращения в сталях при медленном охлаждении

Если нагреть сталь выше температуры GSE, то получим аустенитную структуру. При последующем охлаждении, например стали 60 (0,6 0% С), обозначенной на рис. 34 вертикальной линией 1 – 1', до линии GS никаких фазовых превращений происходить не будет. Ниже линии GS (точка «а») аустенит начинает превращаться в феррит. Так как образующийся феррит содержит мало углерода, то непревращенный аустенит при охлаждении обогащается углеродом в соответствии с положением линии GS. При температуре 727 °С феррит содержит 0,02 % С (точка P), а аустенит 0,8 % С (точка S). Аустенит этого состава при температуре 727 °С превращается в перлит.

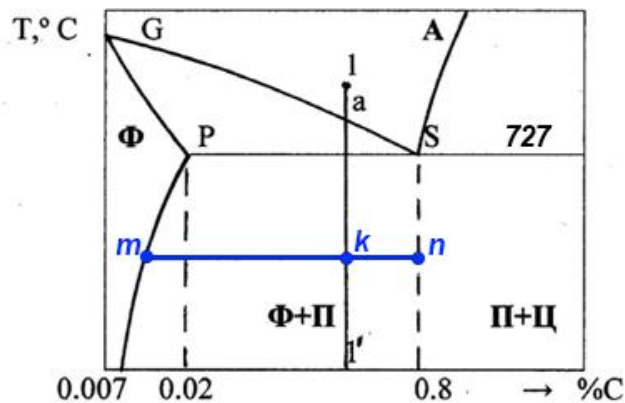


Рис. 34. Схема определения фазового и структурного состава доэвтектоидной стали

Таким образом, сталь с 0,6 % С после охлаждения до комнатной температуры в качестве структурных составляющих имеет феррит и перлит.

Для стали любого состава по правилу отрезков можно определить:
фазовый и структурный состав;

химический состав структурных составляющих;

процентное соотношение структурных составляющих. Для примера выберем сталь состава точки k (рис. 34).

Через точку «к» проведем линию, параллельную оси концентраций, до пересечения с основными линиями диаграммы в точках m и n. Эти точки указывают нам структурные составляющие стали - феррит и перлит (фазовый состав – феррит и цементит). Если из точек m и n опустить перпендикуляры на ось концентраций, то получим химический состав этих структур: феррит содержит 0,007% С, перлит – 0,8% С.

Объемную долю феррита и перлита определим из соотношения длин отрезков:

$$\% \text{ П} = (k m / m n) 100; \quad \% \text{ Ф} = (k n / m n) 100.$$

По соотношению структурных составляющих, оцененных по микрошлифу, можно определить химический состав стали (марку стали). Например, сталь содержит 75% перлита и 25% феррита. Составляем пропорцию:

$$\begin{aligned} 100\% \text{ П} - 0,8 \% \text{ С} \\ 75\% \text{ П} - X \% \text{ С} \end{aligned}$$

Из пропорции получаем: $X = (75 \cdot 0,8) / 100 = 0,60 (\% \text{ С})$.

Марка стали – сталь 60.

В зависимости от содержания углерода стали называют: техническим железом или армко-железом (менее 0,03 %); малоуглеродистыми (0,03...0,30 %); среднеуглеродистыми (0,3...0,7 %); высокоуглеродистыми (более 0,7 %).

В зависимости от характера структуры стали называются *доэвтектоидными* (структурные составляющие – феррит и перлит; содержание углерода менее 0,8 % С); *эвтектоидными* (перлит; 0,8 % С); *заэвтектоидными* (перлит и цементит; более 0,8 % С).

По назначению углеродистые стали классифицируются следующим образом:

1. **Конструкционные стали** (содержание углерода до 0,7 %), подразделяющиеся:

– на *обыкновенного качества* (ГОСТ 380-88) – маркировка: Ст 0 ... Ст 6 (содержание углерода по ГОСТу);

– *качественные стали* (ГОСТ 1050-88) – маркировка: сталь 45, сталь 60 (содержание углерода указывается в сотых долях процента, т. е. сталь 45 содержит 0,45 % С).

2. **Инструментальные стали** (содержание углерода более 0,7% С, ГОСТ 1435-90) подразделяются на:

– *качественные стали* (содержание серы и фосфора менее 0,03 %) – маркировка: У7, У10...У13 (содержание углерода указывается в десятых долях процента, т.е. сталь У12 содержит 1,2 % С);

– *высококачественные стали* (содержание серы и фосфора менее 0,01 %) – маркировка: У7А...У13А.

7. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ

Чугун – сплав железа с углеродом (обычно 2,14–6,67 %), содержащий примеси, в первую очередь фосфор и серу в несколько больших количествах, чем содержит сталь.

Чугуны делят на две основные группы: белые и серые чугуны.

В белых чугунах весь углерод находится в связанном состоянии, в виде химического соединения – цементита (карбид железа – Fe_3C). Это твердая и хрупкая фаза, поэтому белые чугуны обладают высокой износостойкостью, плохо обрабатываются режущим инструментом, хрупки. Микроструктура белых чугунов, в зависимости от содержания углерода и температуры, определяется диаграммой состояния Fe – C (рис. 35).

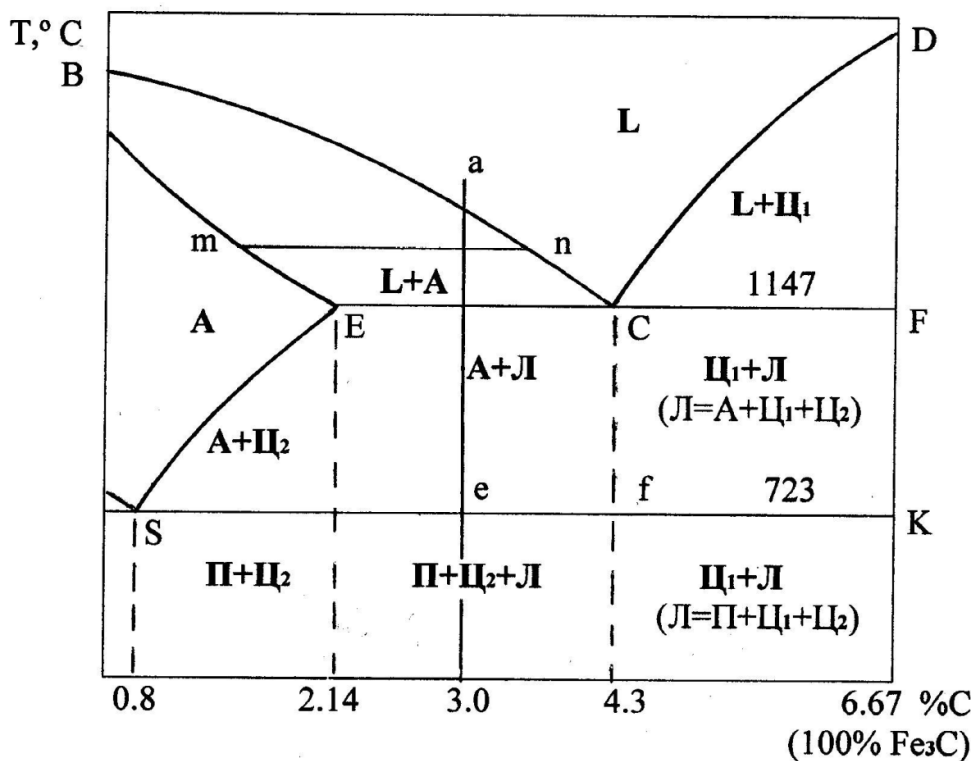


Рис. 35. Правая часть диаграммы состояния

В серых чугунах основная часть углерода находится в свободном состоянии – в виде графита. Излом серых чугунов имеет серый цвет – результат малой отражательной способности черных графитовых включений.

Часто применяют половинчатые чугуны, в которых часть углерода находится в форме цементита, а часть в форме графита.

Как видно из диаграммы состояния системы Fe – C (рис. 35), чугуны имеют более низкую температуру плавления, чем стали, поэтому имеют хорошие литейные свойства.

7.1. Структура и свойства белых чугунов

Чугун, содержащий 4,3 % углерода, называется *эвтектическим* (легкоплавким). Соответственно чугуны с содержанием углерода от 2,14 до 4,3 % C называются *доэвтектическими*, а с содержанием от 4,3 до 6,67 % C – *заэвтектическими* (рис. 36).

Рассмотрим образование структуры белого эвтектического чугуна при кристаллизации и изменение структуры при последующем охлаждении.

Чугун, содержащий 4,3 % C, при температуре выше 1147 °C (точка C), представляет собой расплав (жидкость). При температуре 1147 °C начинается кристаллизация с образованием одновременно двух твердых фаз: аустенита, содержащего 2,14 % C (точка E), и первичного цементита (6,67 % C; точка f). Эти фазы формируют однородную механическую смесь – эвтектику, называемую *ледебуритом*.

При дальнейшем охлаждении из аустенита выделяется *вторичный цементит*, так как растворимость углерода в аустените уменьшается с понижением температуры в соответствии с линией ES. При достижении точки f (727 °C) в аустените ледебурита содержится 0,8 % C. Этот аустенит при данной температуре претерпевает эвтектоидное превращение с образованием перлита (механическая смесь феррита и цементита).

Таким образом, при 727 °C ледебурит представляет собой однородную механическую смесь феррита и цементита (первичного и вторичного).

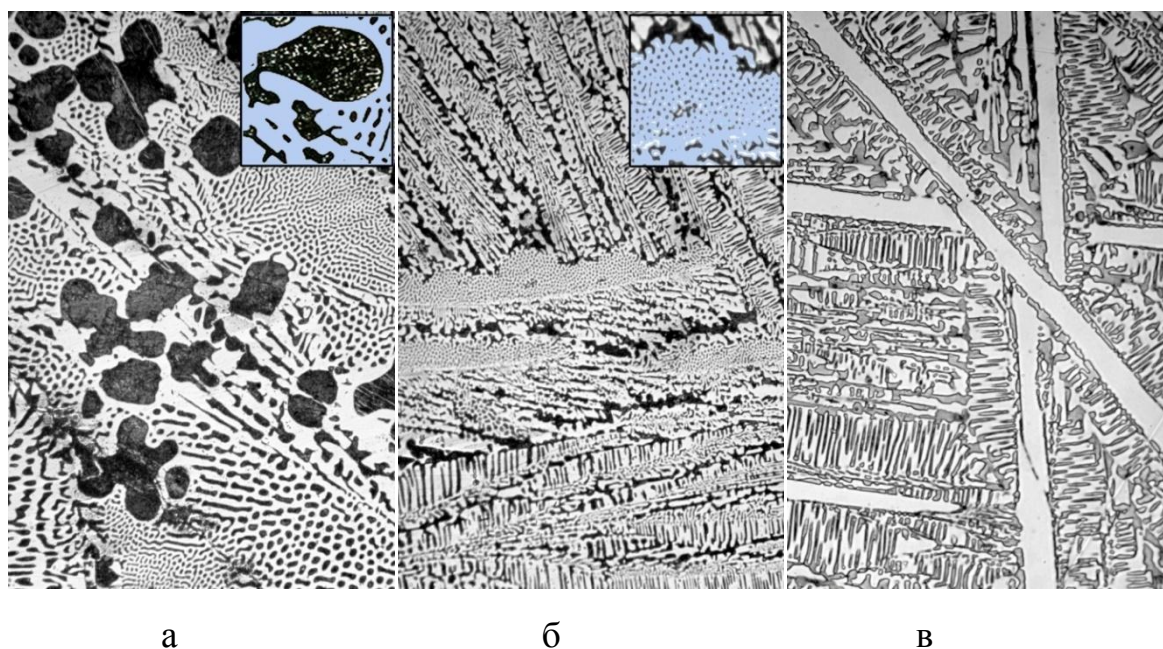
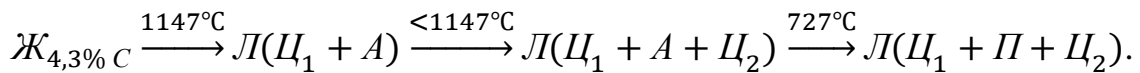
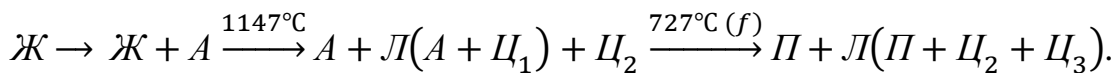


Рис. 36. Микроструктура белых чугунов:
 а – доэвтектический (3,5 % C); б – эвтектический (4,3 % C);
 в – заэвтектический (5,4 % C)

Рассмотренный процесс можно описать следующей реакцией:



В отличие от эвтектического, доэвтектический и заэвтектический чугуны кристаллизуются в интервале температур (BC – EC) и (CD – CF) соответственно. Например, в доэвтектическом чугуне с 3% углерода при охлаждении ниже ликвидуса (точка а) из расплава выделяются кристаллы аустенита, содержащие менее 2,14 % С и достигающие этого состава к концу кристаллизации. Расплав, не претерпевающий превращения, по мере протекания кристаллизации сплава постепенно обогащается углеродом в соответствии с линией BC, достигая максимального уровня 4,3 % при температуре 1147 °С (точка С) и превращаясь при этом в ледебурит. При дальнейшем охлаждении доэвтектического чугуна аустенит и ледебурит претерпевают изменения по аналогии с чугуном эвтектического состава. В целом превращения при охлаждении доэвтектического чугуна можно представить следующей реакцией:



Следует обратить внимание еще раз на то, что фазовый состав любого чугуна при эвтектическом превращении (1147 °С, ECF) изменяется согласно: $L \rightarrow A + Ц_2$, а при эвтектоидном превращении (727 °С, СК) реализуется процесс: $A \rightarrow \Phi + Ц_3$.

Свойства белых чугунов во многом определяются содержанием в них углерода. Чем больше этого элемента в составе чугуна, тем выше его твердость.

В общем случае белые чугуны обладают высокой твердостью, прочностью на сжатие. По этой причине они используются для изготовления направляющих металлорежущих и деревообрабатывающих станков; в бумагоделательном машиностроении – для изготовления каландровых валов, крыльчаток насосов и др.

Обладая хорошими литейными свойствами, эти чугуны с трудом поддаются механической обработке (кроме шлифования), горячая обработка их давлением затруднена, поэтому изделия из белых чугунов изготавливаются главным образом методом литья.

7.2. Структура и свойства серых чугунов

Цементит (Fe_3C) является нестабильным соединением, поэтому при определенных условиях он распадается с образованием графита (одна из модификаций свободного углерода).

Образованию графита способствует наличие в составе чугуна некоторых дополнительных элементов, в первую очередь кремния. При содержании в чугуне 2% кремния распад цементита с образованием графита происходит уже в процессе охлаждения отливки. Легирующие элементы, способствующие образованию графита, называются *графитизаторами*. Кроме кремния, графитизаторами являются Ni, Co, Al, Cu.

Серые чугуны различаются по форме графита. Чугун с пластинчатой формой графита называют просто серым чугуном (рис. 37, а). Если в чугун при выплавке добавить так называемые модификаторы (например, силико-кальций, церий), то пластинки графита существенно уменьшают свои размеры, формируя структуру серого чугуна с *мелкопластинчатым графитом*, такой чугун имеет повышенную прочность.

Пластины графита, являясь своеобразными «трещинами», а, следовательно, концентраторами напряжений, уменьшают прочность и пластичность чугунов.

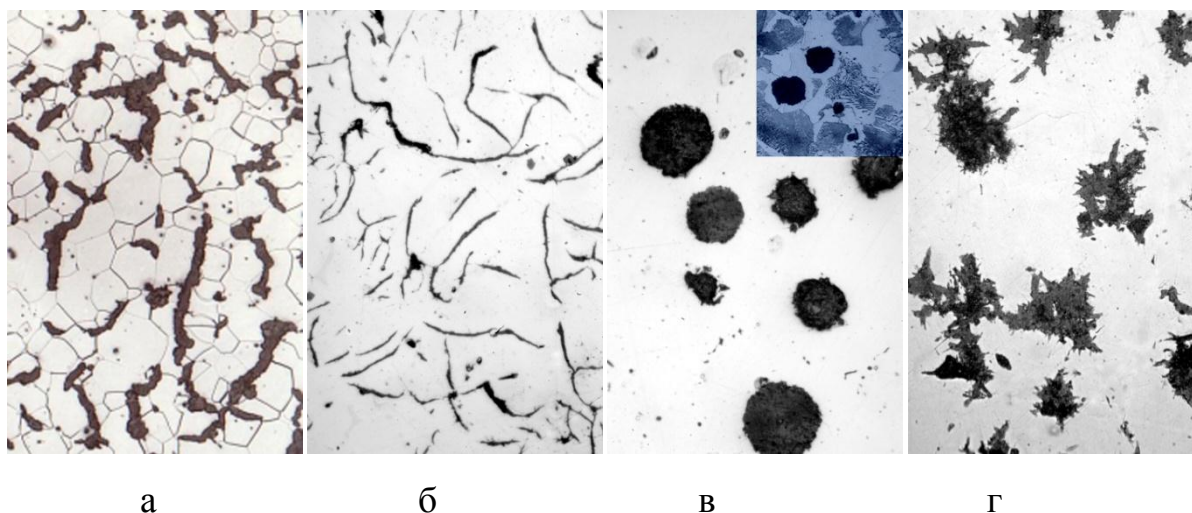


Рис. 37. Структура чугунов:
 а – серый чугун с крупнопластинчатым графитом; б – модифицированный серый чугун с мелкопластинчатым графитом; в – высокопрочный феррито-перлитный чугун с шаровидным графитом (модифицирован магнием); г – ковкий ферритный чугун с хлопьевидным графитом

Маркируются чугуны буквами и цифрами, например, СЧ 25, что означает: серый чугун с временным сопротивлением разрыву (предел прочности – σ_B) 250 МПа (25 кгс/мм²).

Серые чугуны как с грубопластинчатым, так и с мелкопластинчатым графитом, обладают хорошими литейными свойствами, хорошо обрабатываются, гасят вибрацию, имеют высокие антифрикционные свойства (пониженный коэффициент трения).

7.3. Высокопрочный чугун

При добавлении в расплавленный чугун магния и церия (активные модификаторы) **графит приобретает глобулярную форму** (рис. 37, в). Шаровидная форма графита благоприятнее пластинчатой, так как не является концентратором напряжений. Чугун с такой структурой значительно прочнее серого чугуна, поэтому его называют **высокопрочным**. Высокопрочный чугун при сравнительно высокой прочности обладает неплохой пластичностью и вязкостью.

Маркируется высокопрочный чугун следующим образом: ВЧ 45 (ВЧ – высокопрочный чугун, 45 – предел прочности на разрыв в кгс/мм² (450 МПа). Химический состав такого чугуна соответствует: С – 3,0-4,0%; Si – 2,5-3,8%; Mn – 0,2-0,7%; Mg – 0,02-0,08%; S < 0,02%; P < 0,1%. Высокопрочный чугун используется при изготовлении сложных и ответственных деталей (например, коленчатых валов, шестерен автомобильных, тракторных и судовых двигателей). Это относительно дешевый и технологичный конструкционный материал.

7.4. Ковкий чугун

Производство ковкого чугуна начинается с производства отливок из белого чугуна. Далее производят одно- или двухстадийный отжиг по схеме представленной на рис. 38.

КОВКИЕ ЧУГУНЫ

Включения графита имеют хлопьевидную форму

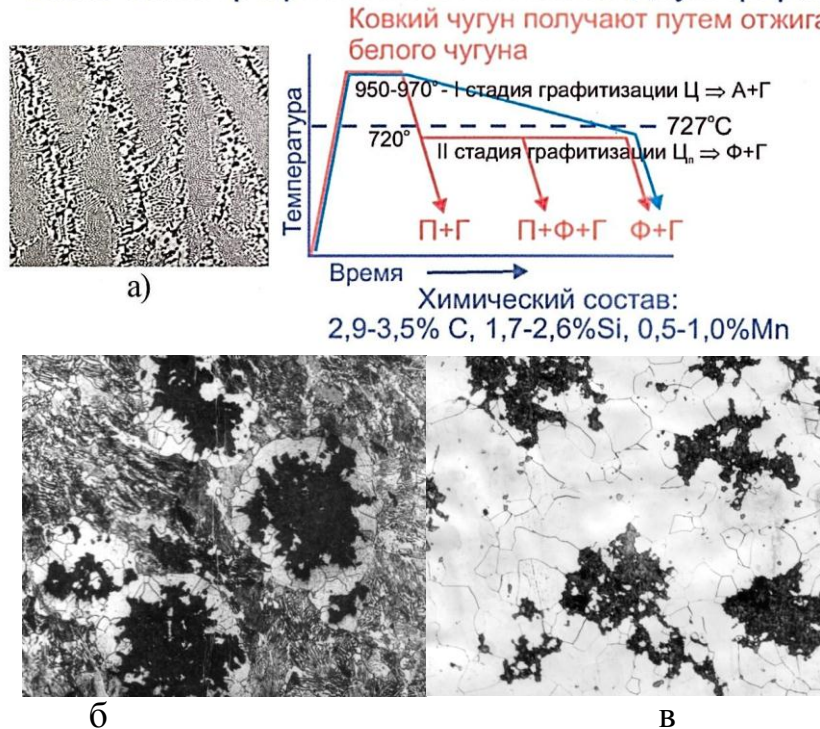


Рис. 38. Режимы графитизирующего отжига белого чугуна:
 а – эвтектический белый чугун; б – перлитно-ферритный ковкий чугун;
 в – ферритный ковкий чугун

Представленная графическая зависимость наглядно иллюстрирует способы получения с различной структурой *матрицы – основы*.

Ковкие чугуны маркируются следующим образом: КЧ 50-6 (КЧ – ковкий чугун, 50 – предел прочности на разрыв в кгс/мм² (500 МПа), 6 – относительное удлинение в %).

Из ковких чугунов изготавливают следующие детали: шестерни, червячные колеса, поршневые кольца, подшипники скольжения и т.п. Ковкий чугун имеет более высокий уровень пластических характеристик, чем высокопрочный чугун (отсюда название – ковкий), поэтому нередко при изготовлении изделий им успешно заменяют сталь.

7.5. Легированные чугуны

Для улучшения эксплуатационных свойств в чугуны при их производстве вводят легирующие элементы – хром, никель, марганец, кремний и др.

Для повышения *износостойкости* белых чугунов вводят хром, который способствует повышению прочности карбидной фазы. При 5...8 % Cr образуется карбид цементитного типа $(Fe,Cr)_3C$, а при содержании более 10 % Cr образуются сложные и твердые карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ и $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Кроме хрома в белые чугуны вводят в небольших количествах другие карбидообразующие элементы: марганец, молибден и др. Для придания чугуну большей вязкости в его состав вводят никель и медь.

Износостойкие чугуны обозначают буквами ИЧ. Кроме этого в марке указываются буквами (Х – хром, Н – никель, М – молибден, Г – марганец, Д – медь, Т – титан и т.п.) основные легирующие элементы и их содержание в процентах. Чугуны марок ИЧХ4Г7Д, ИЧХ12Г3М, ИЧХ15М3, ИЧХ28Н2 применяют для изготовления шаров и броневых плит мельниц, элементов конструкций пневмотранспорта, деталей пескометов, лопастей шнеков и др.

Антифрикционные чугуны получают на основе серых, ковких и высокопрочных чугунов. Эта группа чугунов в маркировке имеет букву А. Различные марки отличаются вариантом легирования и уровнем прочности контртела (сталь).

Серые антифрикционные чугуны: АСЧ-1 (с добавками хрома и никеля) и АСЧ-2 (с добавками хрома, никеля, титана и меди) предназначены для работы с термически обработанным (закалка, нормализация) контртелом; АСЧ-3 (с титаном и медью) предназначен для работы с незакаленным контртелом.

Антифрикционные легированные чугуны АКЧ-1(ковкий) и АВЧ-1 (высокопрочный) предназначены для работы с закаленным контртелом, а АКЧ-2 и АВЧ-2 – с незакаленным.

Жаростойкие чугуны (стойкие к окислению), содержащие в качестве основного легирующего элемента хром, а также кремний и алюминий, в маркировке имеют букву Ж. Хромистые чугуны, например, ЖЧХ-1,5, ЖЧХ-2,5, применяют для элементов конструкций, работающих до 650 °С, а высокохромистые чугуны, например: ЖЧХ-30 (28...30 % Cr), применяют для изготовления горелок, фурм, колосниковых решеток, работающих до 900°С.

7.6. Задания к лабораторным и практическим работам

Лабораторная работа 1

1. Изучить теоретическую часть: построение диаграмм состояния, правило отрезков, фазовые превращения при охлаждении.
2. Оценить микроструктуру заданных образцов сплавов Pb-Sb, зарисовать, подписать.
3. Рассмотреть явление ликвации в системе Pb-Sb (по удельному весу) и Cu-Ni (межкристаллитная и внутрикристаллитная).
4. Оформить отчет. Сформулировать название работы. Сделать выводы.

Лабораторная работа 2

1. Изучить и освоить теоретическую часть.
2. Познакомиться со структурой углеродистых сталей по диаграмме железо – углерод.
3. Зарисовать структуру различных марок сталей в зависимости от содержания углерода.
4. По экспериментально найденному соотношению структурных составляющих определить марку конструкционной стали.
5. Оформить отчет. Сформулировать название работы. Сделать выводы.

Лабораторная работа 3

1. Изучить и освоить теоретическую часть.
2. Познакомиться со структурой белых и серых чугунов по диаграмме железо – углерод.
3. Зарисовать структуру белых и серых чугунов, обозначив структурные составляющие.
4. Изучить марки серых чугунов, способы их получения и области применения.
5. Оформить отчет. Сформулировать название работы. Сделать выводы.

8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Термической обработкой называется комплекс операций нагрева, выдержки при нужной температуре и контролируемом охлаждении сталей и сплавов с целью получения требуемого уровня свойств за счет изменения их структуры.

Любой вид термической обработки задается режимом, который можно описать графически в координатах «температура – время» (рис. 39).

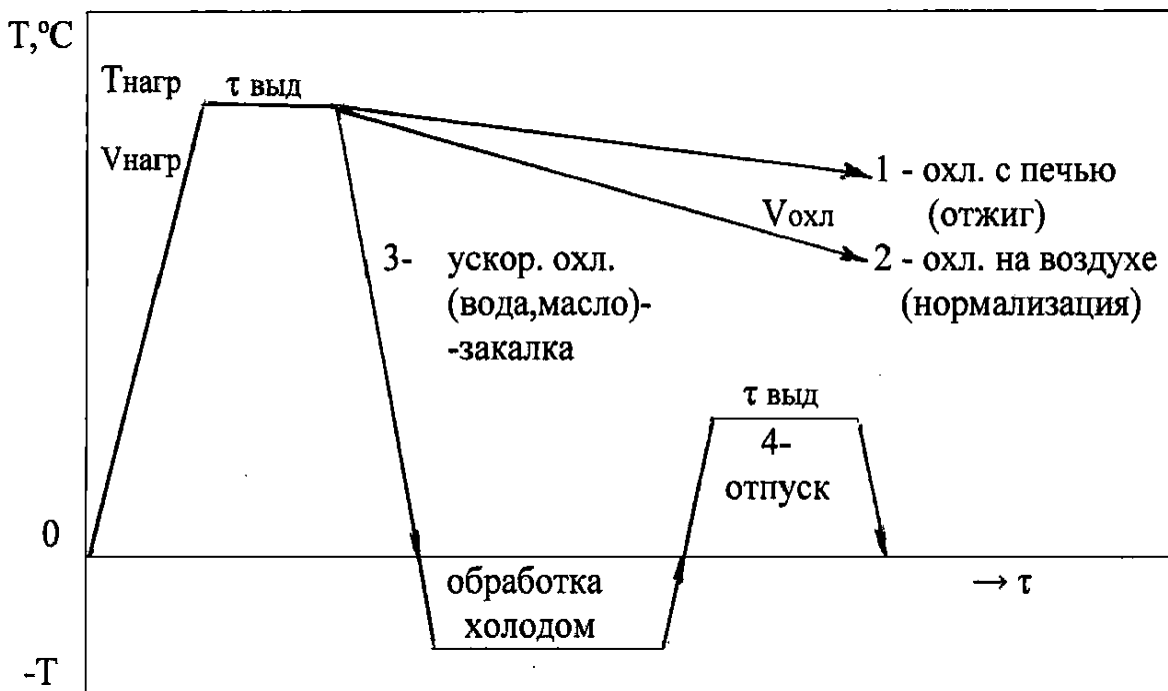


Рис. 39. Элементы режима термической обработки и ее виды

Выделяют четыре основных элемента режима термообработки:

- скорость нагрева;
- температура нагрева;
- время выдержки при заданной температуре нагрева;
- скорость охлаждения (охлаждающая среда).

Соблюдение этих параметров строго регламентируется технической документацией.

Температура нагрева и скорость охлаждения определяются видами термической обработки, основными из которых являются **отжиг**, **нормализация**, **закалка** и **отпуск**. Иногда применяют обработку холодом (см. рис. 39), пластическую деформацию.

8.1. Отжиг сталей

Отжиг – это вид термической обработки, который заключается в нагреве, обеспечивающем полную (полный отжиг) или частичную (неполный отжиг) перекристаллизацию (образование аустенита), выдержке и последующем медленном охлаждении, как правило, вместе с печью (рис. 40).

Целью отжига является снижение твердости и повышение пластичности для улучшения обрабатываемости резанием или давлением.

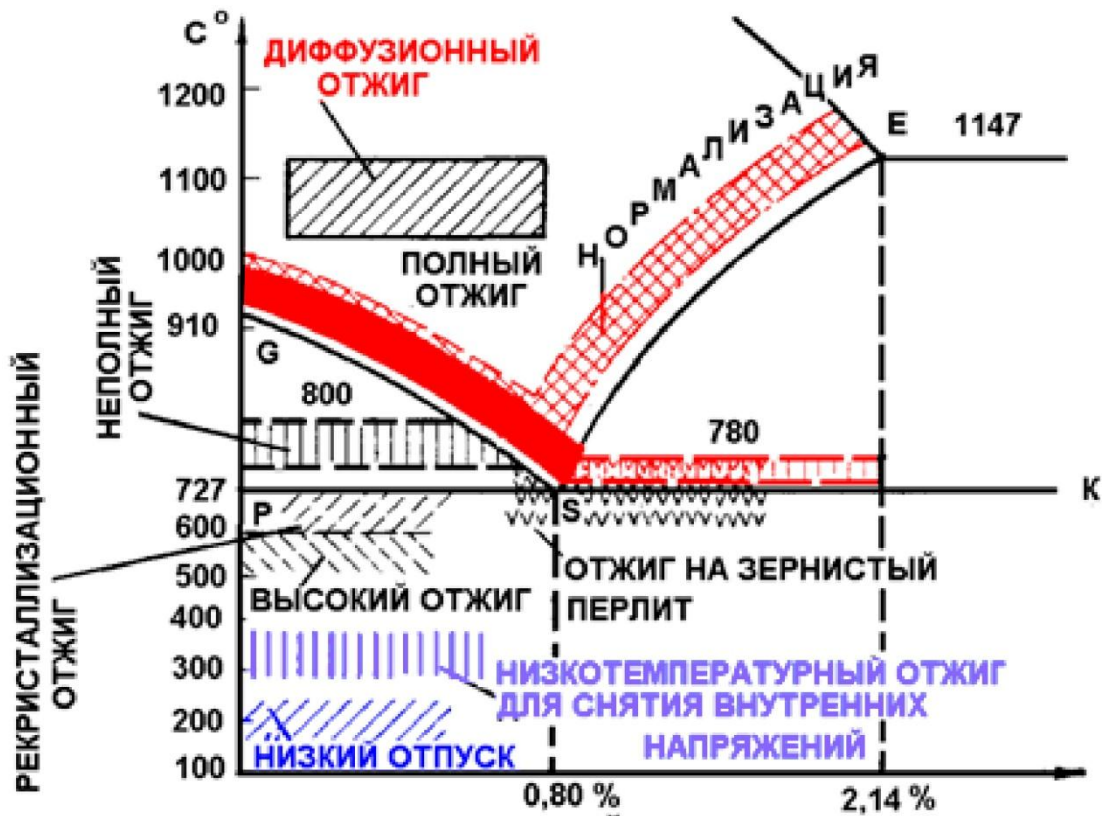


Рис. 40. Выбор температуры нагрева при термических обработках стали

Для доэвтектоидных конструкционных сталей применяют полный отжиг, при котором температура нагрева на 30...50 °С выше линии полного аустенитного превращения (линия GS, критическая температура A_3 (см. рис. 34).

Заэвтектоидные инструментальные стали подвергают неполному отжигу, при этом температура нагрева на 30...50 °С выше линии эвтектоидного превращения (линия SK, критическая температура A_1 , рис. 34). Такой режим отжига предотвращает образование цементитной сетки, охрупчивающей сталь.

Структура после отжига в наибольшей степени соответствует диаграмме железо - углерод: в доэвтектоидных сталях – феррит и перлит, в эвтектоидных – перлит, в заэвтектоидных – перлит и цементит.

Для улучшения обрабатываемости инструментальной стали применяют также отжиг на зернистый перлит. При этом сталь подвергают «маятниковому» нагреву в области температуры эвтектоидного превращения (рис. 34), с амплитудой 50 °С и кратностью 2–3 раза. Такой режим нагрева способствует превращению пластинчатого перлита в зернистый, более пластичный перлит.

8.2. Нормализация

Нормализация – это вид термической обработки, который заключается в нагреве до температуры, обеспечивающей полную аустенитизацию, выдержке и охлаждении на воздухе.

Цель нормализации доэвтектоидных сталей заключается в некотором повышении твердости за счет получения по сравнению с отжигом более мелкозернистой и дисперсной структуры. Нормализацию заэвтектоидных сталей проводят с целью устранения охрупчивающей цементитной сетки и подготовки структуры для последующей термообработки – закалки.

При нормализации для всех сталей независимо от содержания углерода температура нагрева должна быть на 30...50 °С выше линии полного аустенитного превращения, т. е. линии GSE на диаграмме состояния Fe-C.

Структура стали после нормализации в целом соответствует диаграмме состояния Fe-C, но, благодаря более ускоренному охлаждению по сравнению с отжигом, она характеризуется меньшим размером зерен феррита и большей дисперсностью перлита.

На рис. 41 представлены диаграммы распада переохлажденного аустенита, которые используют для описания характера структуры углеродистых сталей после того или иного вида термообработки.

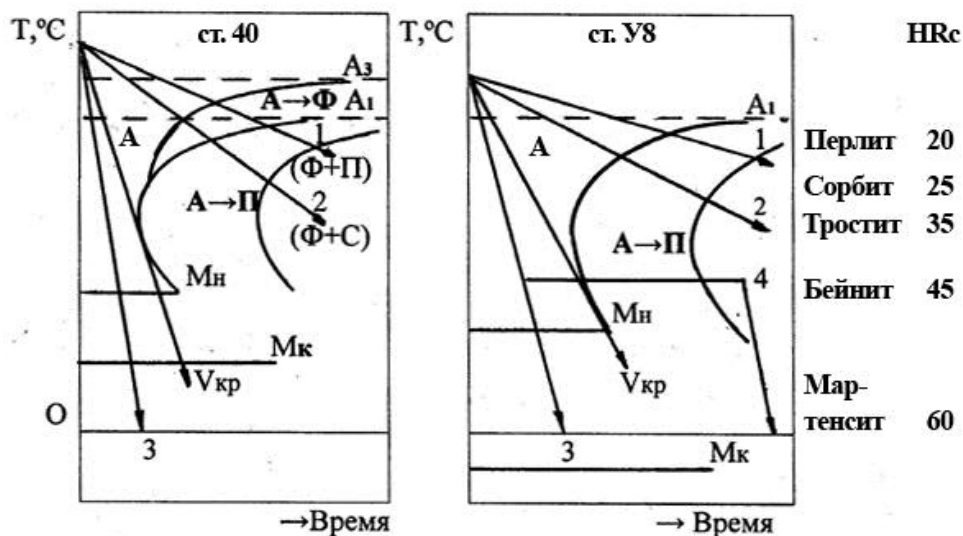


Рис. 41. Диаграмма-схема распада переохлажденного аустенита стали 40 и стали У8: 1 – отжиг; 2 – нормализация; 3 – закалка; 4 – изотермическая закалка

Видно, что при охлаждении с печью (отжиг) или на воздухе (нормализация) аустенитное превращение начинается после определенного инкубационного периода – промежутка времени, необходимого для предварительного перераспределения диффузионным путем углерода в решетке аустенита. Чем выше скорость охлаждения, тем при более низкой температуре начинается и заканчивается аустенитное превращение, что, в свою очередь, определяет дисперсность феррито-цементитной смеси. Мелкую феррито-цементитную смесь (перлит), получаемую в результате нормализации, называют *сорбитом*. Сорбит имеет более высокую твердость, чем перлит (рис. 41).

8.3. Закалка сталей

Закалка – это вид термической обработки, который заключается в нагреве до температуры, обеспечивающей полную (доэвтектоидные стали) или частичную (заэвтектоидные стали) аустенитизацию; выдержке и охлаждении со скоростью, необходимой для получения мартенситной структуры.

Целью закалки является существенное повышение прочности (твердости), а также, в сочетании с отпуском, повышение ударной вязкости конструкционных сталей, износостойкости и режущих свойств инструментальных сталей.

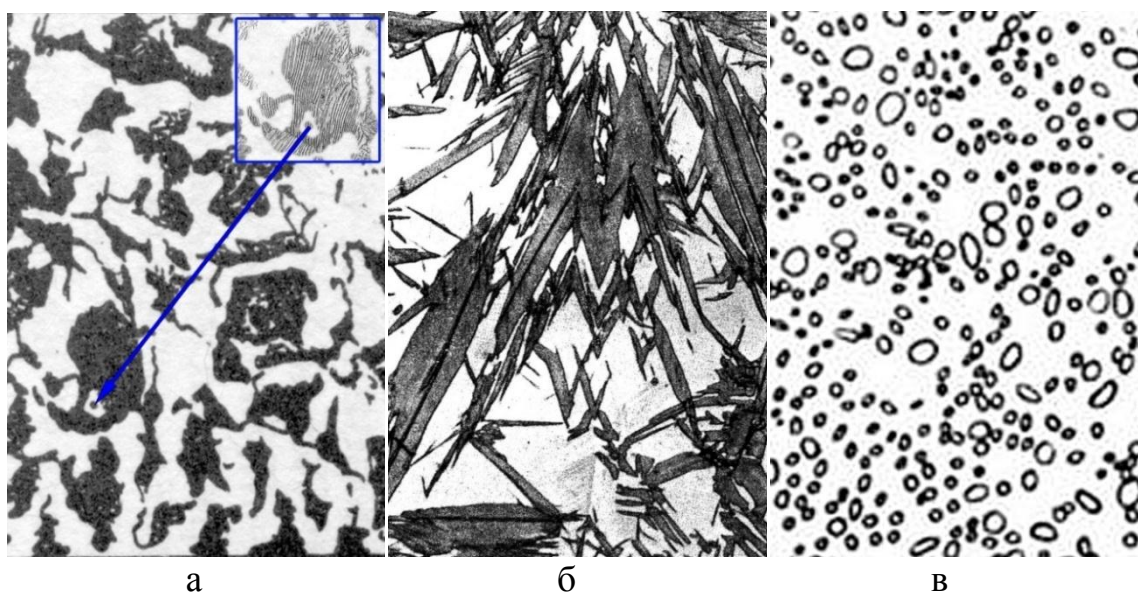
Стали под закалку нагревают так же, как при отжиге (рис. 40), на 30...50 °С выше линии полного аустенитного превращения для конструкционных сталей; на 30...50 °С выше температуры эвтектоидного превращения для инструментальных сталей (см. рис. 40).

При достижении скорости охлаждения некоторой критической величины ($V_{кр}$, рис. 41) перемещение углерода в решетке аустенита становится невозможным, поэтому фазовое превращение происходит бездиффузионным, сдвиговым путем. Продукт такого превращения называется мартенситом.

Перестройка кристаллической решетки из гранцентрированной в объемно-центрированную в локальном месте происходит практически мгновенно. Углерод при этом остается полностью во вновь образующейся решетке, формируя её тетрагональные искажения. Поэтому мартенсит, в отличие от феррита, имеет не ОЦК решетку, а объемно-центрированную тетрагональную, вытянутую вдоль одной из осей (рис. 42).

Минимальная скорость охлаждения, при которой наблюдается образование полностью мартенситной структуры, называется *критической скоростью закалки ($V_{кр}$)*. Вне зависимости от скоростей охлаждения, превышающих $V_{кр}$, мартенсит начинает образовываться при одной температуре, называемой *температурой начала мартенситного превращения (M_n)*.

Заканчивается мартенситное превращение при *температуре конца мартенситного превращения (Мк)*, $\Delta t \text{ } ^\circ\text{C} = M_n - M_k$ называется интервалом мартенситного превращения.



а б в
 Рис. 42. Сталь 40 после разных термических обработок:
 а – после отжига (феррит-перлит); б – после закалки (мартенсит);
 в – после закалки и среднего отпуска (зернистый перлит)

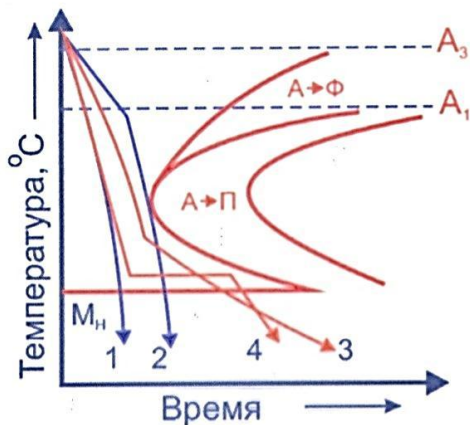
Повышение содержания углерода в стали приводит к смещению интервала мартенситного превращения в область более низких температур. Так, из рис. 41 видно, что в инструментальной стали по сравнению с конструкционной M_n имеет меньшую величину, а M_k оказывается в области отрицательных температур. То есть мартенситное превращение при охлаждении до комнатной температуры не заканчивается, поэтому в структуре инструментальных сталей присутствует остаточный аустенит, для устранения которого часто применяют обработку холодом.

Таким образом, *мартенсит углеродистых сталей – это продукт бездиффузионного превращения аустенита, представляющий собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе.*

Углерод в α -железе, формируя пересыщенный твердый раствор внедрения, искажает кубическую решетку (ОЦК), трансформируя ее в тетрагональную (ГЦТ), что обеспечивает мартенситной структуре высокую твердость и, одновременно, повышенную хрупкость.

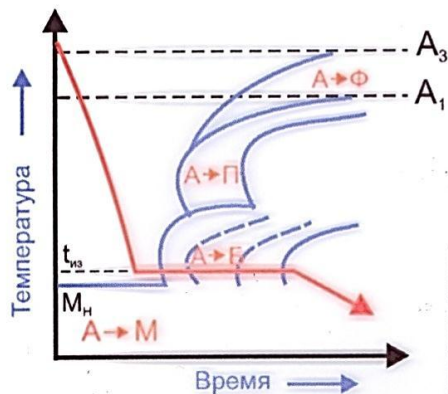
Охлаждение углеродистых сталей при закалке производят, как правило, в воде. Для повышения охлаждающей способности воды при закалке среднеуглеродистых сталей добавляют в неё 10 % NaCl. Инструментальные стали во избежание коробления или образования трещин часто подвергают закалке в двух охладителях (сначала инструмент охлаждают в воде, а затем переносят в масло), а также изотермической закалке (закалка на бейнит; 4 на рис. 43).

Способы закалки стали



- 1 - непрерывная закалка
- 2 - закалка с подстуживанием
- 3 - закалка в двух средах
- 4 - ступенчатая закалка

Изотермическая закалка



Изотермическая закалка обеспечивает формирование структуры нижнего бейнита.
 $T_{из} = M_n + (20-40^\circ C)$

Свойства стали 40ХСНМА

Обработка	σ_{02} МПа	σ_B МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Закалка в масле + отпуск 550°C, 2ч	1230	1320	12	45	0,53
Изотермическая закалка (325°C, 1ч)	1200	1400	19	55	0,92

Рис. 43. Диаграммы, позволяющие на базе вышеизложенного материала судить о структурах, формирующихся при разных видах закалки, качественно оценивать уровень остаточных напряжений в закаленных изделиях и др.

При выборе сталей под закалку необходимо иметь сведения о двух важных характеристиках:

1. **Закаливаемость** – способность стали повышать твердость в результате закалки на мартенсит; характеризуется твердостью закаленной стали. При этом, чем выше содержание углерода в стали, тем выше твердость её после закалки, т.е. выше закаливаемость.

Выше были описаны объемные способы закалки, однако возможна **поверхностная закалка** токами высокой частоты, лазерным лучём и др. (рис. 44).

Это целесообразно, например, для шестерен коробки передач, редукторов и др., когда для шестерни требуется высокая износостойкость, твердость поверхности и вязкая сердцевина шестерени, обеспечивающая ее стойкость при ударных нагрузках. Внимательный просмотр рис. 44 позволяет хорошо представить себе технологию поверхностной закалки.

Поверхностная закалка

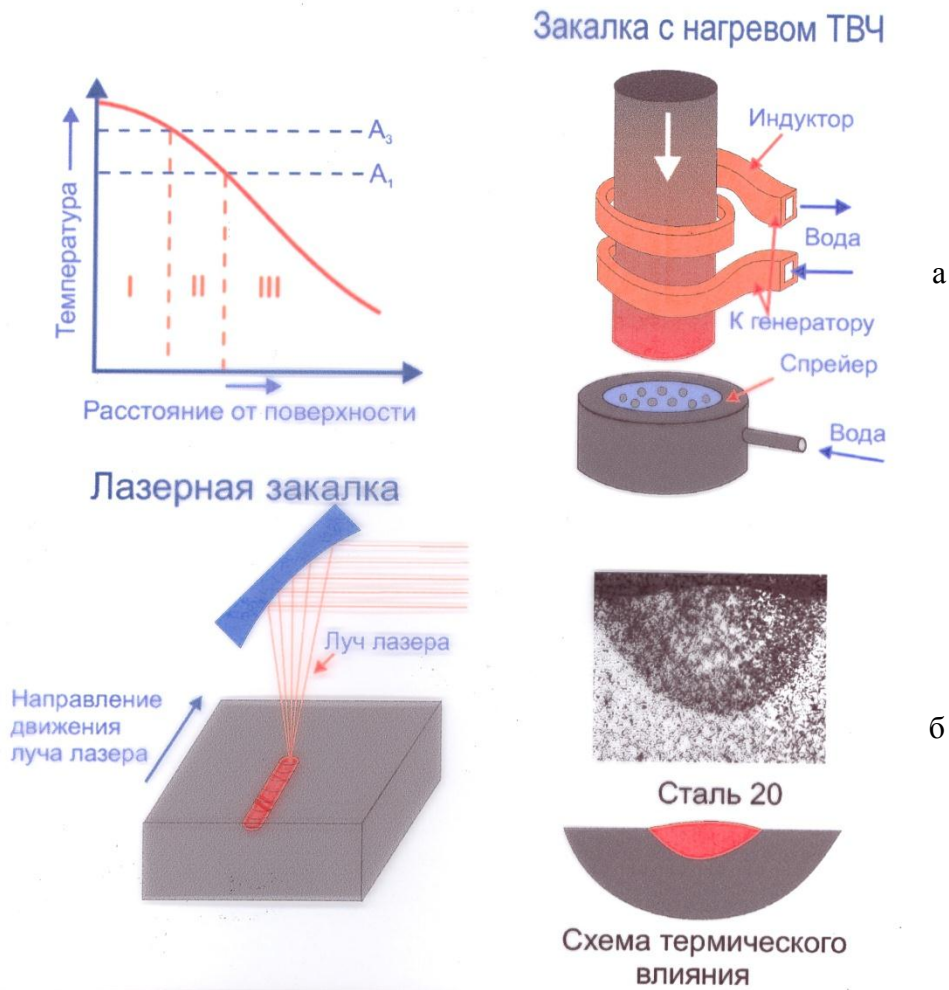


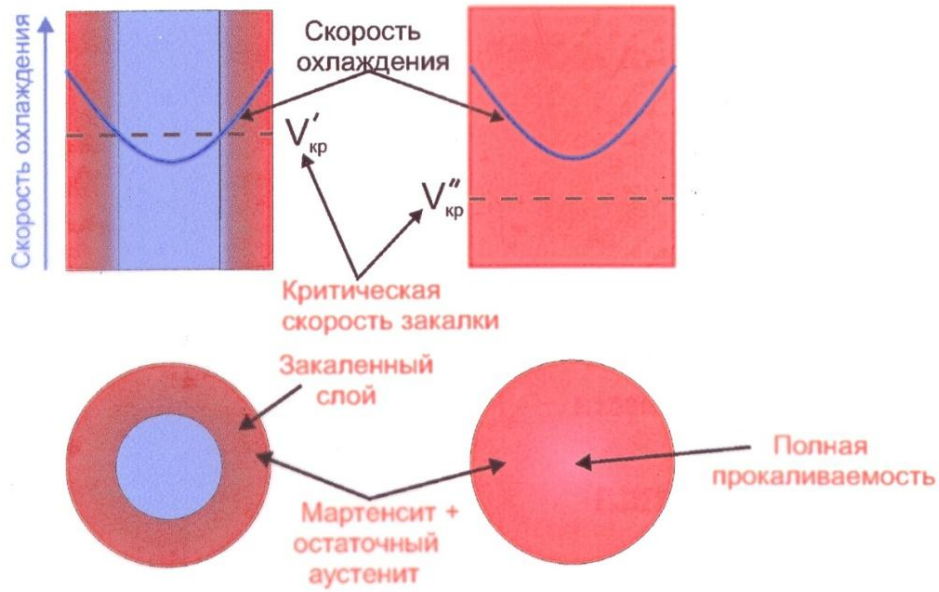
Рис. 44. Поверхностная закалка стали, токами высокой частоты (а), и сканированием поверхности лазерным лучом соответствующей мощности (б)

Следует обратить внимание на то, что после быстрого нагрева обрабатываемой поверхности лазером следует быстрое охлаждение со скоростью, достаточной для закалки ($V \geq V_{кр}$), так как теплоемкость стали высока.

Лазерная закалка важна и полезна еще и тем, что она может быть местной, что другими способами не всегда удастся сделать.

2. Прокаливаемость – способность стали закаливаться на определенную глубину; характеризуется расстоянием мартенситной или полумартенситной зоны. Другими словами, прокаливаемость – это глубина проникновения закаленной зоны в результате правильно выполненной закалки.

Рис. 45, в иллюстрациях показывает частичную и полную прокаливаемость, методику определения прокаливаемости, внимательное рассмотрение данных схем позволяет понять и оценить это явление.



Определение прокаливаемости методом торцевой заковки

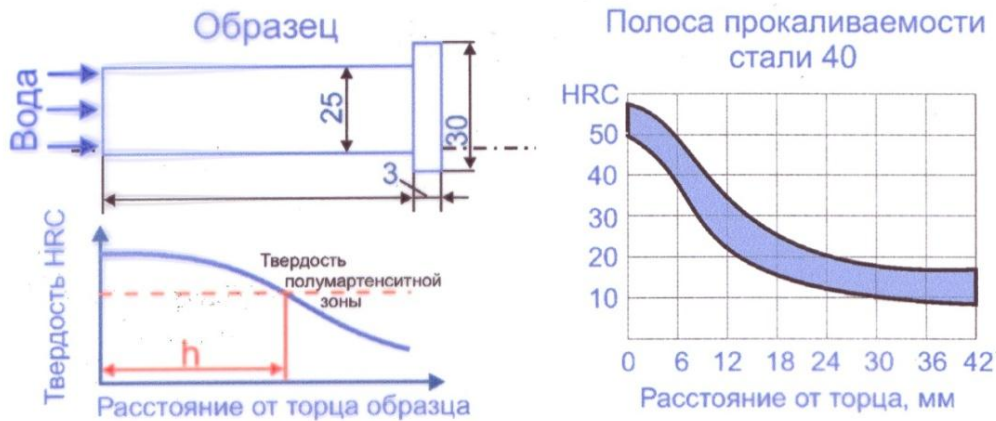


Рис. 45. Прокаливаемость стали

Из рис. 45 следует, что прокаливаемость стали 40 мала, < 6 мм при торцевой заковке. Существует другой способ оценки прокаливаемости: выявление путем заковки прутков разного диаметра, того максимального диаметра, который прокален насквозь, т. е. определение *критического диаметра* прокаливаемости ($d_{кр}$), для стали 40 это – 12 мм, для стали 38ХСА $d_{кр} = 32$ мм.

Если требуется закалить вал коробки передач диаметром 30 мм, то сталь 40 для этого случая не подходит. Надо выбрать сталь с пониженной критической скоростью заковки, например, сталь 38ХСА.

Дело в том, что критическая скорость заковки, которую можно вычислить по диаграммам, для стали 38ХСА значительно ниже, чем в стали У8, и в этом случае вышеупомянутый вал коробки передач будет полностью закален (прокален во всем сечении).

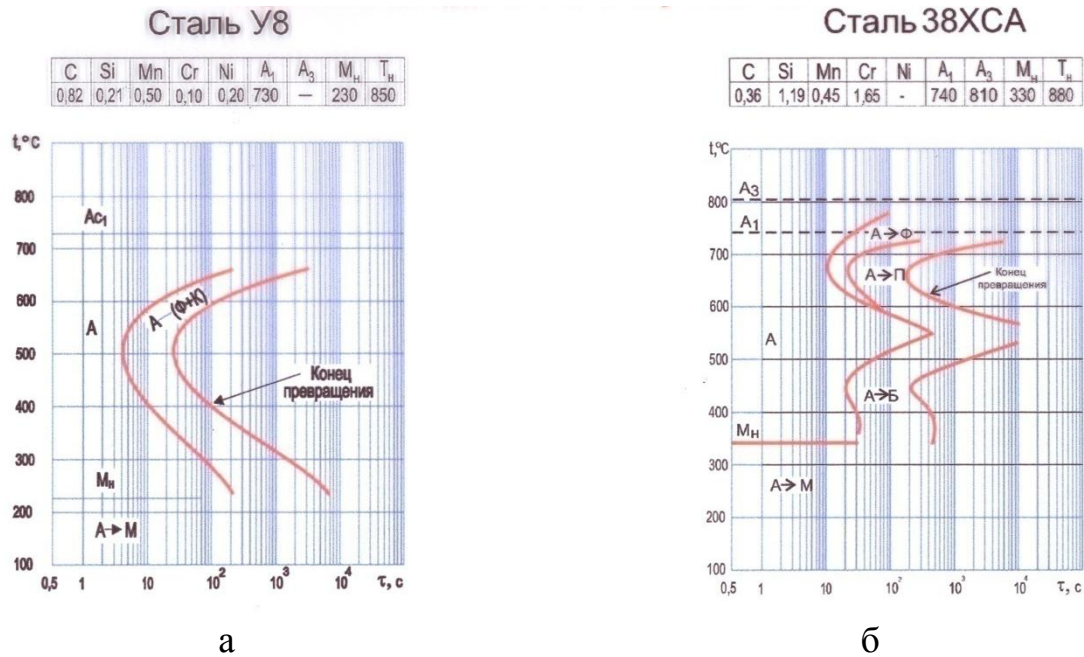


Рис. 46. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита стали У8 (а) и 38ХСА (б)

8.4. Отпуск закаленной стали

Сталь после закалки обладает высокой хрупкостью. Использовать закаленные детали практически невозможно, поэтому после закалки проводят отпуск.

Отпуск – это нагрев закаленной стали до температур в интервале 150...650 °С с последующим охлаждением в воде или на воздухе.

Целью отпуска является повышение пластичности и вязкости закаленной стали при некотором снижении прочности (твердости).

Изменение свойств закаленной стали при отпуске происходит за счет изменения напряженного состояния и распада неравновесной фазы – мартенсита, который в итоге превращается в равновесные фазы – феррит и цементит.

Характер и полнота превращения мартенсита определяет три вида отпуска.

Низкий отпуск (150...250 °С) приводит в основном к снятию внутренних напряжений. Видимых изменений структура стали после такого отпуска по сравнению с закалкой не претерпевает и носит название отпущенный мартенсит. Низкий отпуск применяется для металлорежущего инструмента.

При **среднем отпуске** (300...500 °С) происходит полный распад мартенсита, а также остаточного аустенита с образованием дисперсной феррито-цементитной смеси, называемой троостит отпуска. Пластичность стали возрастает, а прочность понижается, оставаясь на довольно высоком

уровне. Средний отпуск применяется для пружин, рессор, деревообрабатывающего инструмента и т.п.

Высокий отпуск (500...650 °С) способствует укрупнению фазовых составляющих и формирует структуру, называемую сорбит отпуска. Сталь с такой структурой характеризуется высокой ударной вязкостью. Высокому отпуску подвергаются детали конструкций, работающие при динамических нагрузках.

На рис. 47 представлено влияние нагрева закаленной стали (отпуска) на основные механические свойства сталей.

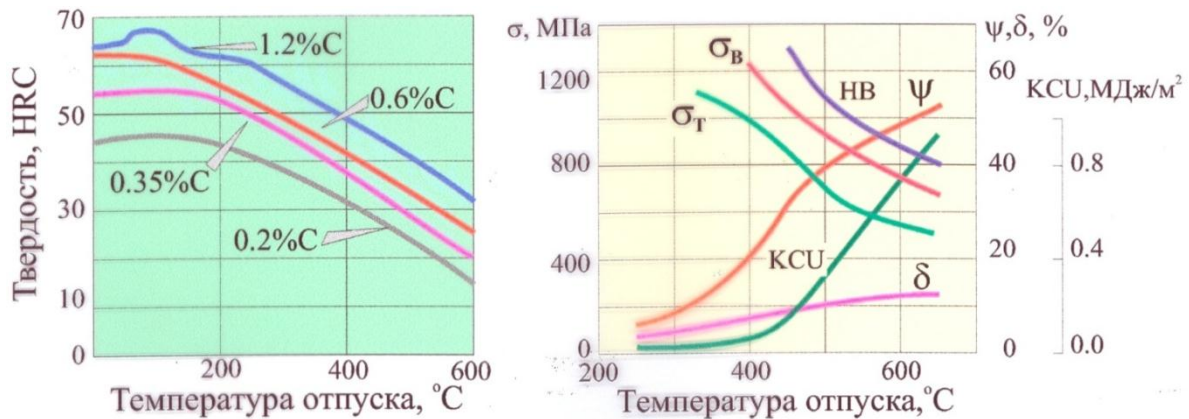


Рис. 47. Изменение механических свойств при отпуске в зависимости от % С в стали

9. СОВРЕМЕННЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ

Впервые в России по идеологии и под научно-техническим руководством канд. физ-мат. наук Шулаева Валерия Михайловича создан полностью компьютеризированный новый класс вакуумных элеваторных печей четвертого поколения, предназначенных для безокислительной, бездеформационной термической обработки, включающей: отжиг, закалку, нормализацию, отпуск (обезмасливание деталей без разгерметизации вакуумной электропечи во время всего технологического процесса).

Рисунки и схемы при их внимательном изучении позволяют оценить достоинства этих печей, проконсультироваться с изготовителем и принять решение о приобретении одной из 15 выпускаемых моделей.

Правильно и ответственно выбирать оборудование для совершенствования своего производства – это одна из важнейших задач инженера.

9.1. Вакуумная закалка в масле, обезмасливание и отпуск за один цикл

Методы вакуумной масляной закалки непрерывно совершенствуются. Это связано с общеизвестными преимуществами вакуумных электропечей. Они герметичны, безокислительны, в них не идет процесс обезуглероживания. Именно в связи с этим операция термической обработки в вакуумных печах может быть заключительной операцией, а это весьма эффективно для машиностроительной продукции, так как не требуются припуски на обрабатываемых деталях.

электропечь модели **СЭВФ-5.5/11,5-ИЗМ-НИТТИН**



Технические характеристики

Наименование параметра	Норма параметра	
	номинальная	допустимая
Максимальная температура, °С	1150	1200
Предельное остаточное давление (после дегазации), Па (мм.рт.ст.), не более	0,133 (1×10 ⁻³)	
Габариты рабочей камеры, мм,		
диаметр	500	
высота	500	
Объем масляной ванны, м ³	2,4	
Габаритные размеры Электропечи, мм		
ширина	3920	
длина	6190	
высота	5010	
Установленная мощность, кВт, не более	130	
в т.ч. нагревателей камеры, не более	110	
Равномерность температуры в рабочем пространстве в установившемся режиме в пределах температур 500–1150°С, не более	±5	
Количество независимых зон нагрева	1	
Масса садки, кг, не более	-	200
Масса электропечи, кг, не более	10700	
Расход охлаждающей воды, м ³ /ч, не более	2,5...8,0	
Время вакуумирования, мин, не более		45

Флагман российского вакуумного машиностроения

НИТТИН

nittin.ru@gmail.com

Россия, 308013, г. Белгород, ул. Макаренко, д.27
www.nittin.ru тел.: 8(4722)777-8-44

Расшифровка буквенно-цифрового обозначения модели печи:

С – вид нагрева – сопротивлением; **Э** – основной конструктивный признак – элеваторная; **В** – среда в рабочем пространстве – вакуум; **Ф** – теплоизоляция – футеровка из корунда, замочного типа; **5** – диаметр рабочего пространства, дм; **5** – высота рабочего пространства, дм; **11,5** – номинальная температура, °С, условно уменьшенная в 100 раз; **ИЗМ** – типополнение – закалка в вакуумном масле.

Краткое описание конструкции

Электропечь состоит из вертикальной вакуумной камеры и эстакады, которая расположена вокруг вакуумной камеры. Под эстакадой размещены вакуумное оборудование, система водяного охлаждения, шкаф электропитания и управления, а также понижающий печной трансформатор. Кроме того, эстакада выполняет функции площадки для обслуживания токовводов, короткой силовой части и верхней термопары.

Вакуумная камера представляет собой двухстеночный водоохлаждаемый кожух из листовой конструкционной стали. В камере имеется три зоны: верхняя, средняя и нижняя. В верхней зоне смонтирован футерованный нагревательный модуль. Его мощность — 110 кВт. В средней зоне находится загрузочный люк. В нижней зоне — закалочном баке — происходит охлаждение садки.

Электропечь СЭВФ-5.5/11,5-ИЗМ является экологически чистой. В ней отсутствует выброс химически активных газов в атмосферу помещения, что обеспечивает ее взрыво- и пожаробезопасность в процессе эксплуатации. Отсутствует окисление закалочного масла атмосферным кислородом и его последующая деградация. Она может применяться в авиационной, электротехнической, машиностроительной и других отраслях промышленности. Работа электропечи, включая проведение термических процессов и управление вакуумной системой, осуществляется по программе с помощью системы автоматического управления на базе микропроцессорных устройств. Нагрев и управление элементами вакуумной системы электропечи осуществляются автоматически. Также в автоматическом режиме происходит закалка и последующий немедленный отпуск непосредственно в рабочем пространстве электропечи без ее разгерметизации в рамках одного технологического цикла. Детали обезжириваются от масла в вакуумной электропечи. *Отсутствует необходимость в моечной машине.* Самое главное преимущество этой электропечи — термическая обработка является финишной операцией. После извлечения закаленных деталей из печи они не требуют дополнительной обработки: все они получаются чистыми и сухими.

В термическом цехе (участке), оснащенном вакуумными электропечами, можно работать в белых халатах и дышать чистым воздухом.

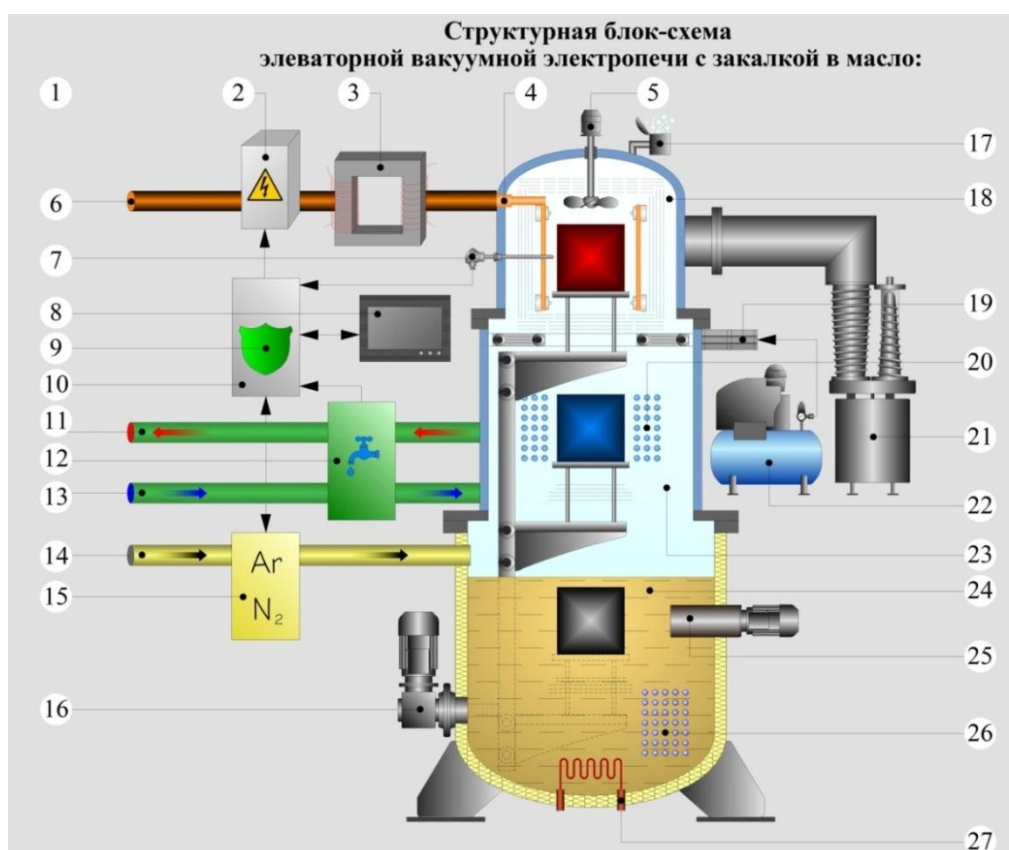
Особенности закалки в масле

Механизм действия закалочной среды, например, вакуумного масла, следующий. После нагрева деталей до температуры закалки в момент погружения стального изделия в закалочную среду вокруг него образуется плёнка перегретого масляного пара, охлаждение происходит через слой этой паровой рубашки, т. е. относительно медленно. При последующем охлаждении паровая рубашка разрывается и закалочная среда начинает кипеть на поверхности детали и охлаждение происходит быстро.

Первый этап относительно медленного кипения называется *стадией плёночного кипения*, второй этап быстрого охлаждения — стадией *пузырькового кипения*. Когда температура поверхности металла становится ниже температуры кипения жидкости, жидкость уже не может кипеть, и охлаждение замедляется. Этот этап носит название *конвективного теплообмена*.

Следующий после закалки отпуск окончательно формирует структуру и свойства улучшаемых и инструментальных сталей, *может применяться для снятия остаточных напряжений* в изделиях, в том числе и напряжений в изделиях после механической обработки и сварных соединениях.

Ниже представлена структурная блок-схема:



1	Несущая монтажная рама	10	Система управления	19	Раздвижные отражательные перегородки
2	Система электропитания	11	Коллектор отвода воды	20	Система газового охлаждения садки инертными газами
3	Печной трансформатор	12	Система водяного охлаждения	21	Вакуумная система
4	Модуль нагрева	13	Коллектор подвода воды	22	Автономная пневмосистема
5	Вентилятор	14	Подвод сетевого инертного газа или из баллона	23	Средняя секция технологической камеры
6	Подвод электропитания	15	Система газовая по напуску инертных газов	24	Нижняя секция технологической камеры
7	Термопара	16	Система перемещения садки	25	Система нагнетания масла в зону закалки
8	Панель оператора	17	Клапан сброса избыточного давления	26	Система охлаждения масла
9	Система безопасности	18	Верхняя секция технологической камеры	27	Система подогрева масла

Новые преимущества вакуумных элеваторных электропечей четвертого поколения

1. Впервые операция по упрочнению легированных сталей вакуумной закалкой в масле стала финишной в термической обработке. Получаются чистые, светлые, сухие детали с требуемыми свойствами при минимальных деформациях и отсутствии трещин, окисленного слоя и обезуглероживания. Термическое производство стало гибким и оперативным.

2. Микроструктура и свойства высоколегированных сталей после отпуска практически идентичны как в случае закалки газом высокого давления, так и вакуумной закалки в масле. Отпадает необходимость в сосудах высокого давления для вакуумных камер электропечей с высоконапорным газовым охлаждением. Большая экономия чистых газов для охлаждения по причине отказа от них. По этой причине вакуумные электропечи с закалкой в масле существенно дешевле вакуумных печей с газовым охлаждением.

3. Исключается подстуживание нагретых мелких деталей типа специального крепежа во время переноса из горячей зоны в закалочную ванну, так как это время не превышает 8 с.

4. Инновационные вакуумные элеваторные электропечи торговой марки «НИТТИН» без каких-либо ограничений интегрируются во все существующие производственные линии термической обработки российских промышленных предприятий.

5. Инновационная НИТТИН-технология вакуумной закалки сталей в масле поставляется вместе с инновационной вакуумной электропечью. Исключено применение дополнительного оборудования. Обеспечивается самая высокая культура термического производства.

6. Обеспечено самое большее трудосбережение за счет сокращения производственного персонала, а также исключение целого ряда технологических процедур, таких как дорогостоящая промывка и очистка поверхности деталей от остатков масла, с последующей утилизацией моечных растворов.

7. Ресурсосберегающий эффект проявляется в увеличении эксплуатационного ресурса закалочного масла, превышающего 10 000 часов. Исключена деградация закалочного масла по причине загрязнения и старения в результате окисления, увеличения вязкости и снижения охлаждающей способности.

8. Технология и оборудование обеспечивают наивысшую экологическую (зеленое производство) и пожарную безопасность по причине отсутствия задымленности и загазованности рабочих мест, а также исключения задымленных вентиляционных выбросов в воздушную атмосферу.

9. Минимальные закупочные цены на вакуумные элеваторные электропечи четвертого поколения при максимальных производственных преимуществах и экономических выгодах.

10. Особо низкие эксплуатационные расходы в сравнении со всеми известными технологиями термообработки с закалкой сталей в масле.

9.2. Термомеханическая обработка стали и сплавов

Процесс рекристаллизации в сталях протекает во времени, так как обусловлен диффузией атомов и дефектов при повышенной температуре. Если температура, до которой нагревается деформированный металл, высока, например 900 °С, а время значительно, например 2 ч, то зерно вырастает до 1-5 мм, что снижает как прочность, так и пластичность сталей.

Поэтому на Урале в 1952 г. (В. Садовский, Е. Соколов) разработан способ термомеханической обработки, предотвращающий образование крупного зерна (рис. 48, 49).

Смысл данных обработок заключается в том, что при 900°С (рис. 48) или при 400...600°С (рис. 49) осуществляется пластическая деформация, при этом зерна измельчаются за счет рекристаллизации обработки, а ускоренное охлаждение не позволяет зерну вырасти вследствие собирательной рекристаллизации.

Таким образом, формируется мелкозернистая структура, что благоприятно влияет на механические свойства стали.

Данный способ обработки сталей и сплавов применяется для получения особо высоких показателей механических свойств. Существуют разновидности способов, ВТМО и НТМО, однако суть этих способов подобна (см. рис. 48, 49).

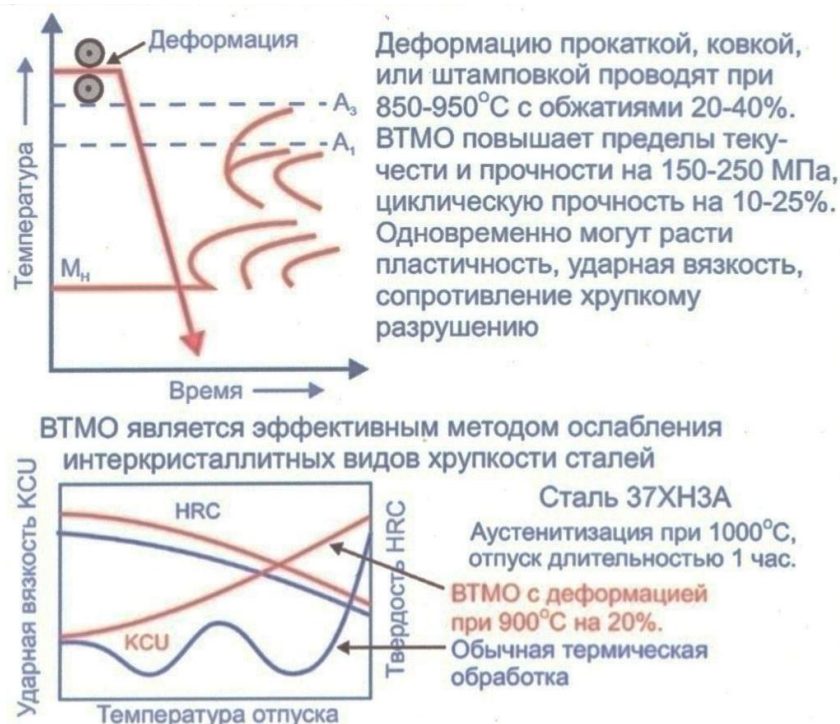


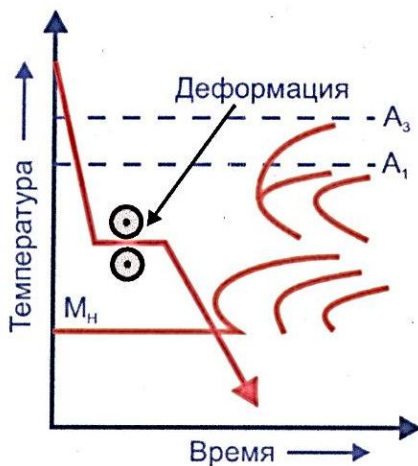
Рис. 48. Схема высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и влияние ее на свойства стали 37ХНЗА

ВТМО заключается в совмещении горячей деформации, осуществляемой в *аустенитном состоянии*, с последующей закалкой на мартенсит и окончательном отпуске. При проведении ВТМО рекристаллизация горячедеформированного аустенита должна быть исключена.

НТМО заключается в интенсивной пластической деформации *переохлажденного аустенита в температурном интервале его высокой устойчивости*, с последующей закалкой на мартенсит.

При низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) механические свойства существенно выше, чем после обычной, типовой обработки (рис. 49), например, $\sigma_{0,2}$ для стали 37ХН3А, 40ХН5С повышен с 1300 до 2600 МПа, т. е. в 2 раза.

Эти обработки широко используются в мировом машиностроении, в металлургии. Весь автолист производится только с использованием НТМО и его разновидностей.



Деформацию прокаткой, экструзией или волочением проводят при 600-400°C с обжатиями 70-95%. Для легированных сталей НТМО позволяет получить высокий уровень прочностных свойств.

Свойства сталей после отпуска при 220°C

Марка стали	Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
37ХН3А	Обычная термообработка	1300	1900	6
	НТМО с деформацией при 525°C на 70% прокаткой	2600	2800	5
40ХН5С	Обычная термообработка	1300	1900	—
	НТМО с деформацией при 525°C на 70% прокаткой	2600	3300	6

Рис. 49. Схема низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) и влияние ее на свойства сталей

Наряду с рассмотренными обработками используется механико-термическая обработка-МТО. На рис. 50 показана последовательность операций при МТО, например для бериллиевой бронзы.

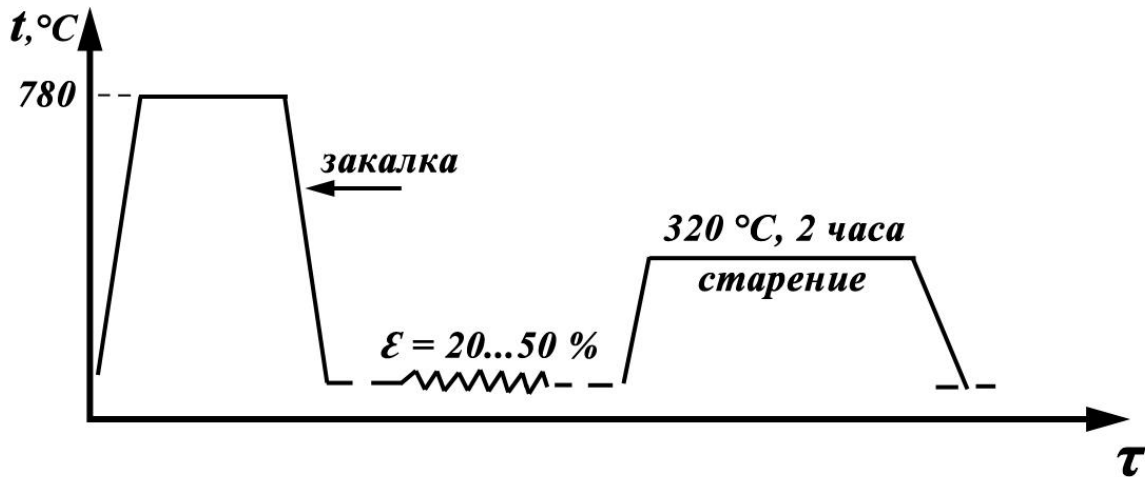


Рисунок 50. МТО пластинчатых пружин из БрБ2, БрБНТ

После закалки этих бронз получается однородный твердый раствор замещения бериллия в меди (ГЦК), последующая деформация прокаткой на 20...50 % вносит большие искажения (растет плотность дислокаций), при последующем старении (320 °С, 2 ч) из меди выделяются соединения бериллия (обогащенные бериллием зоны) в наиболее искаженных частях структуры и весьма дисперсные, что сильно упрочняет эту бронзу. Так, после закалки $\sigma_B = 500$ МПа, после деформации $\sigma_B = 800$ МПа, а после дополнительного старения $\sigma_B = 1600$ МПа. Бериллиевые бронзы – наиболее прочные среди всех цветных сплавов, широко используются для упругих, токопроводящих элементов, безискрового инструмента в шахтах.

9.3. Поверхностное упрочнение наноструктурированием

Весьма ярким и эффективным способом упрочнения сталей и сплавов является «наноструктурирование» поверхностных слоев путем «скоростного выглаживания» (рис. 51).

Данный процесс заключается в том, что обрабатываемая цилиндрическая деталь деформируется индентором со сферической поверхностью при скорости 50 м/мин по всей рабочей длине изделия. При этом на стали 20Х13 микротвердость поверхности достигает 1500 НV_{0,5} при шероховатости Ra = 0,2.

Высокая микротвердость в данном случае обусловлена ультрамелким зерном (≤ 20 нм) и, соответственно, очень высокой плотностью дислокаций ($\geq 10^{16}$ 1/см²), а глубина такого слоя составляет 4,4 мкм.

Такая поверхность обладает износостойкостью в три раза выше, чем эти же стали после типовой термической обработки (закалка + отпуск).

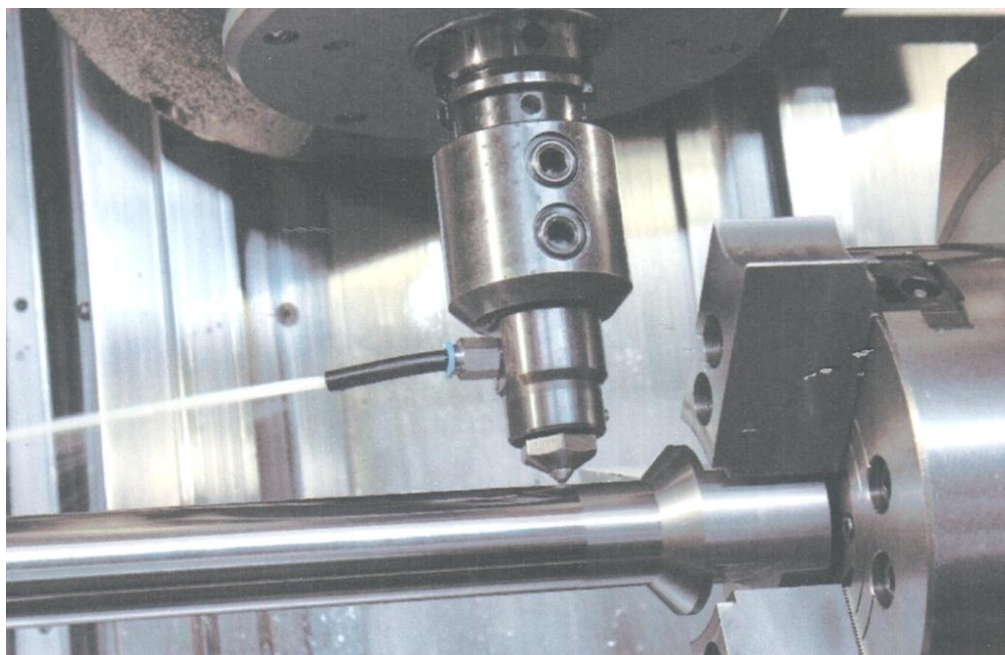


Рис. 51. Процесс наноструктурирования скоростным выглаживанием

Эта технология разработана и используется на курганском заводе «Сенсор» (Sensor-Tool) для изготовления тяжело нагруженных узлов нефтяного оборудования. Авторы этой работы *д-р техн. наук В.П. Кузнецов и А.С. Скоробогатов* (2018 г.).

10. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ – ХТО

ХТО – процесс насыщения поверхности стали: углеродом – цементация; азотом – азотирование; хромом – хромирование и др.

Цель – изменить поверхностный химический состав стали для повышения служебных свойств непосредственно после ХТО (азотирование, хромирование или после соответствующей термической обработки (цементация)).

Цементация проводится для тяжело нагруженных деталей, например, для шестерен редукторов, коробок передач, от которых требуется высокая поверхностная твердость и повышенная пластичность сердцевины.

Цементация проводится в шахтных печах, в которые при 930 °С подают керосин, бензол ($C_6H_6 \rightarrow 6C + 3H_2$), метан ($CH_4 \rightarrow C + 2H_2$), распадающиеся с образованием атомарного углерода, который активно внедряется в поверхность шестерни со скоростью 0,12 мм/ч. Для шестерен требуется слой толщиной около 2 мм – он формируется за 16 ч.

Цементация стали 20 (0,2% С), например, обеспечивает на поверхности слой, соответствующий сталям У10-У12 (содержащим 1,0–1,2 % С).

Далее проводится термическая обработка цементованных шестерен по режимам, указанным на рис. 52.

В результате получаем шестерню с твердостью на поверхности 56-62 НRс (твердую, износостойкую), а вся остальная часть шестерни (сталь 20) не закаливается (так как содержание углерода < 0,3%), остается вязкой и пластичной.

Все это обеспечивает высокую надежность и долговечность шестерни и, соответственно, коробки передач, редуктора и др.

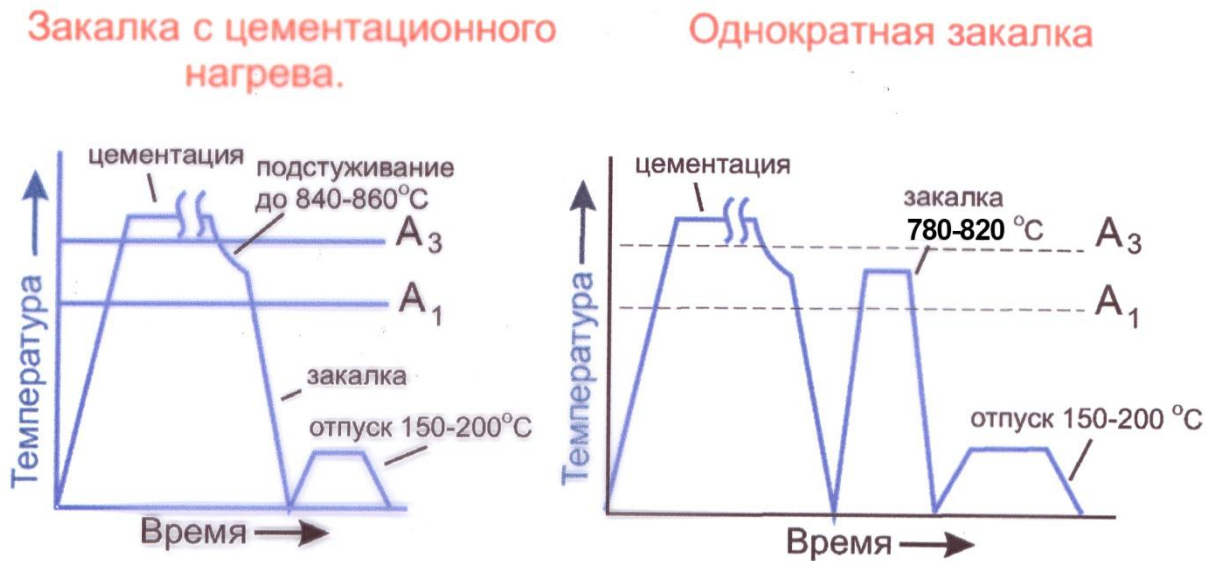


Рис. 52. Режимы термической обработки цементованной стали 20

Азотирование проводится при 510 °С в атмосфере атомарного азота со скоростью 0,015 мм/ч. Атомарный азот образуется в рабочем пространстве шахтной печи при распаде аммиака ($2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$). После азотирования не требуется дополнительная термическая обработка, так как поверхность упрочняется в результате образования очень твердых нитридов: Fe_2N , а также AlN , Cr_2N , твердость азотированной поверхности достигает 70 НRс. Азотированию подвергаются особо тяжелонагруженные узлы, например, гильзы цилиндров ДВС (двигателей внутреннего сгорания), для чего требуется получить слой, толщиной 0,7-0,8 мм и на это требуется 50 ч (рис. 53).

Хромирование (диффузионное) – насыщение поверхности чугуна, хромом, при котором рабочая поверхность поршневых колец, например, упрочняется в результате образования очень твердых и износостойких карбидов ($\text{C} + 4\text{Cr} \rightarrow \text{Cr}_4\text{C}$).

Азотирование - процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стальных деталей азотом.

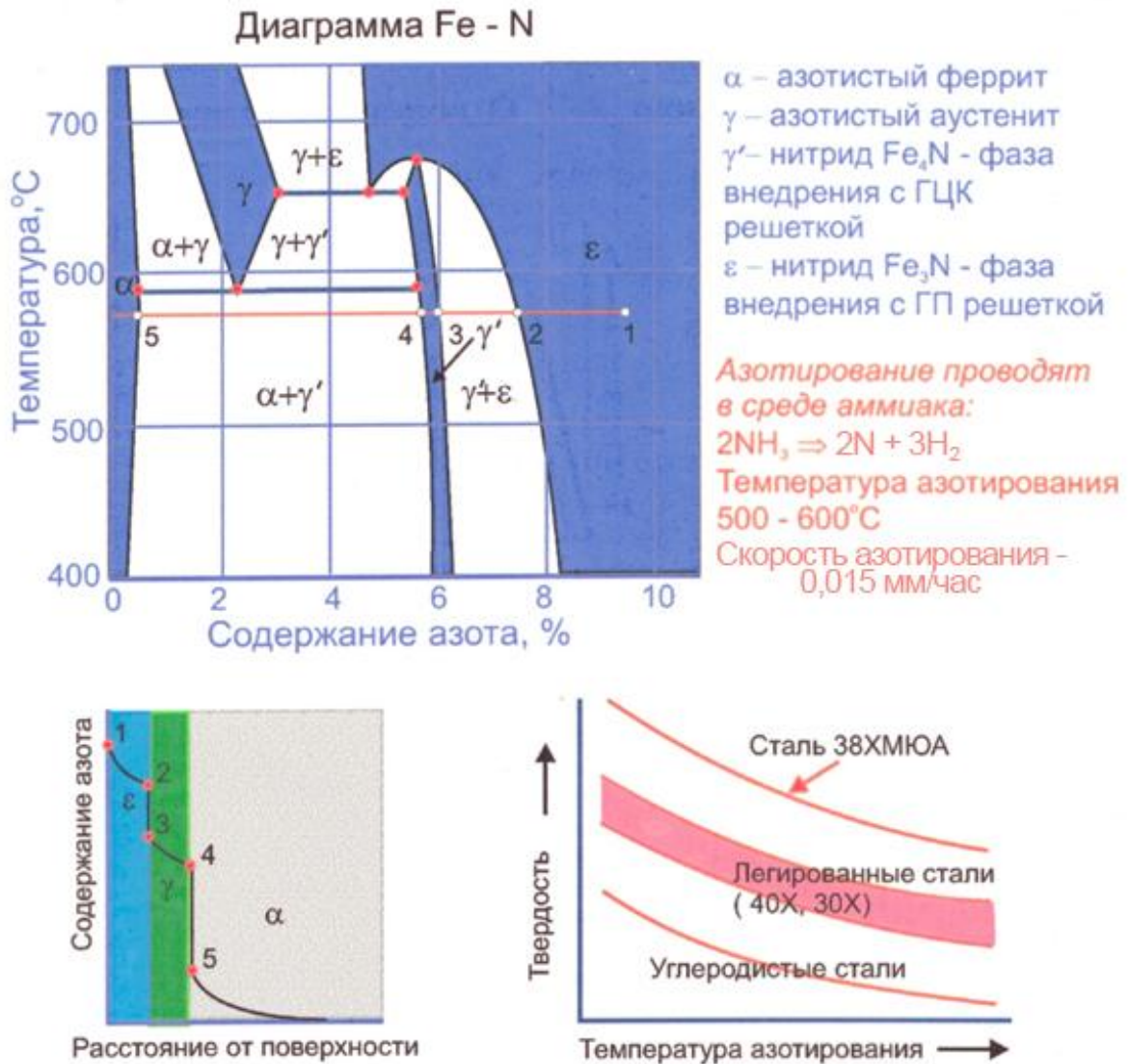


Рис. 53. Формирование структур при азотировании железа-стали

И так, азотированная рабочая поверхность гильзы цилиндров ДВС в паре с хромированным поршневым кольцом создают очень надежную и износостойкую пару трения.

11. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Наилучший комплекс механических и физических свойств или особо высокий уровень одного из них (износостойкость, коррозионную стойкость, жаростойкость и др.) можно получить, используя легированные стали.

Легированными (специальными) сталями называют стали, в которые для получения требуемых свойств вводят специальные добавки (чаще всего ферросплавы), содержащие необходимые химические элементы. Эти химические элементы, вводимые в сталь в определенных количествах с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими элементами*.

Наиболее распространенными легирующими элементами являются: кремний (более 0,4 %), марганец (более 0,7 %), хром и никель. Легированные конструкционные стали реже содержат вольфрам, молибден, титан, ванадий, ниобий и др, инструментальные же стали содержат повышенное содержание карбидообразующих элементов (вольфрам, молибден, титан, ванадий).

11.1. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей

Влияние элементов на полиморфизм железа. Все элементы, которые растворяются в железе, сдвигают критические точки A_3 и A_4 по температурной шкале, приводя к расширению области существования γ -модификации (в сталях – аустенита, рис. 54, а) или к ее сужению вплоть до «выклинивания» (рис. 54, б). В первом случае свыше определенного содержания легирующего элемента (никель, марганец) образуются *аустенитные* сплавы (стали), во втором (хром, кремний) – *ферритные*.

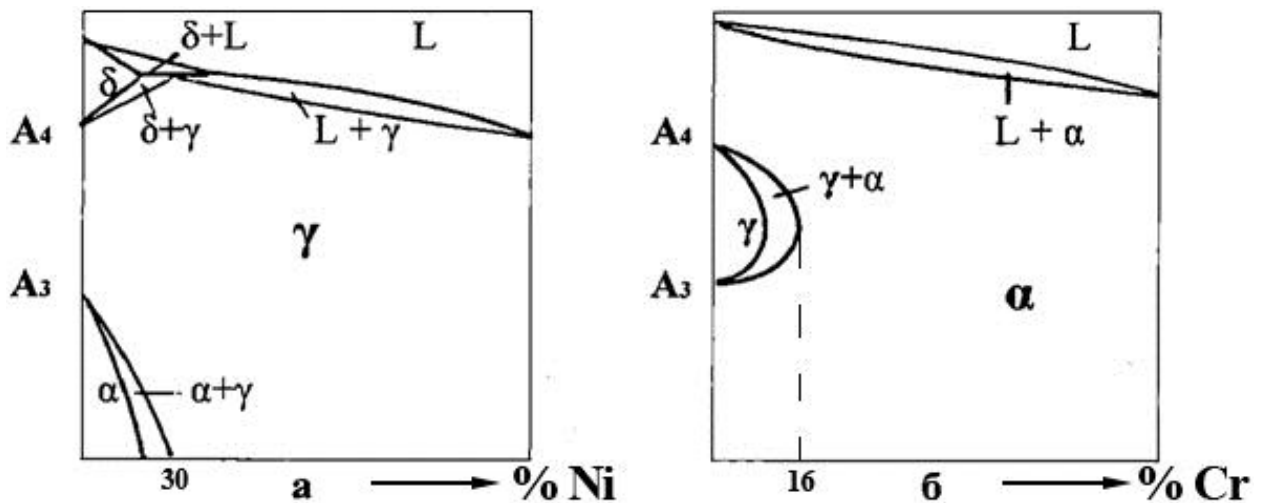


Рис. 54. Схема диаграмм состояния железо - легирующий элемент

В аустенитных сталях матричной (основной) фазой является *аустенит* (γ), имеющий ГЦК – решетку и обладающий парамагнетизмом («немагнитен»). Ферритные стали в качестве матричной фазы имеют *феррит* (α) с ОЦК – решеткой, который при температуре ниже точки Кюри (для железа – 768 °С) обладает ферромагнетизмом («магнитен»).

11.2. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита

Влияние легирующих элементов заключается, во-первых, в повышении устойчивости аустенита к распаду с образованием перлита и, во-вторых, в понижении (кроме кремния) температуры начала мартенситного превращения.

Это позволяет разделить все многообразие легирующих сталей на три класса, исходя из характера структуры, получаемой при охлаждении на воздухе:

- перлитный класс; при охлаждении на воздухе образуется перлит (рис. 55, а);

- мартенситный класс; при охлаждении на воздухе образуется мартенсит, так как критическая скорость закалки выше скорости охлаждения на воздухе, а температура начала мартенситного превращения находится выше комнатной температуры (рис. 55, б);

- аустенитный класс; при охлаждении на воздухе аустенит остается непревращенным, так как мартенситное превращение начинается при отрицательных температурах (рис. 55, в).

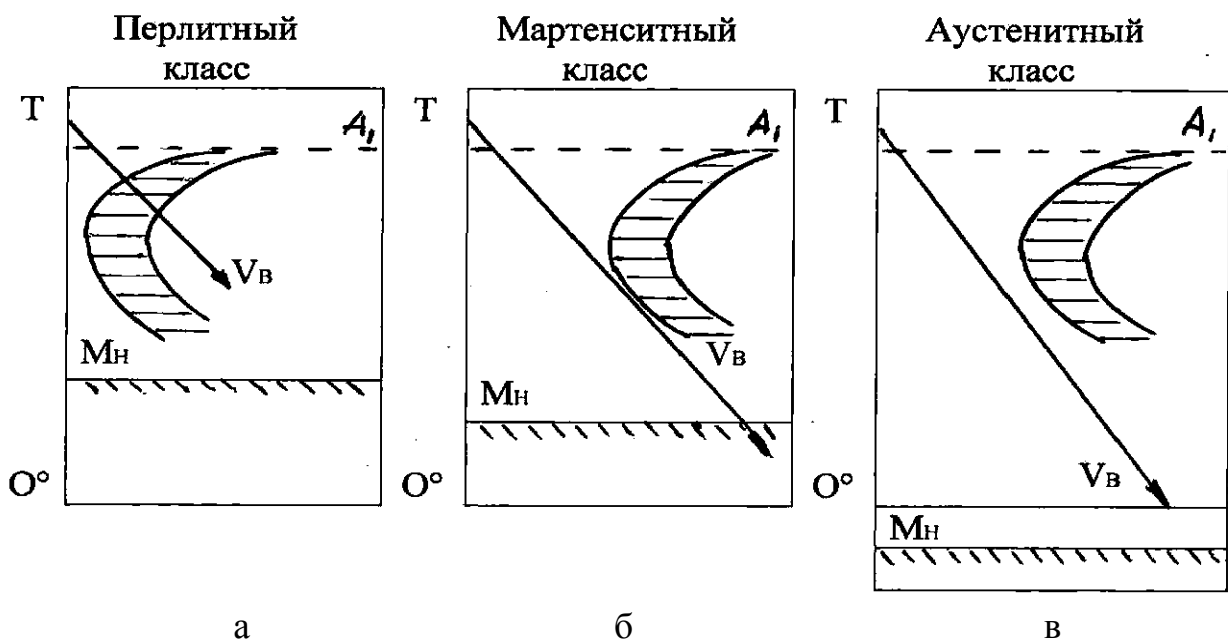


Рис. 55. Диаграммы распада аустенита сталей разных классов

Повышение устойчивости аустенита при введении легирующих элементов ведет к увеличению **прокаливаемости** стали (способность стали закаливаться на определенную глубину).

Прокаливаемость стали является важной характеристикой, особенно для конструкционных сталей, используемых в машиностроении. Повы-

шенная прокаливаемость стали, оцениваемая по расстоянию от поверхности закаленного образца до полумартенситной зоны (50 % мартенсита и 50 % троостита) или критическим диаметром (наибольший диаметр цилиндрического образца, в сердцевине которого в результате закалки на мартенсит получают не более 50 % троостита), позволяет даже при закалке массивных деталей получить сквозную мартенситную структуру, обеспечивающую равномерность механических свойств по сечению изделия после отпуска.

Прокаливаемость стали может быть особенно увеличена при совместном легировании несколькими элементами: для конструкционных сталей типично сочетание хрома и никеля; для инструментальных – хрома, вольфрама и молибдена. Так, из рис. 56 видно, что легирование инструментальной стали хромом в количестве 1 % (сталь 90X) уменьшает критическую скорость закалки в пять раз, а дополнительное введение 4 % вольфрама позволяет получать мартенситную структуру, охлаждая сталь на воздухе.

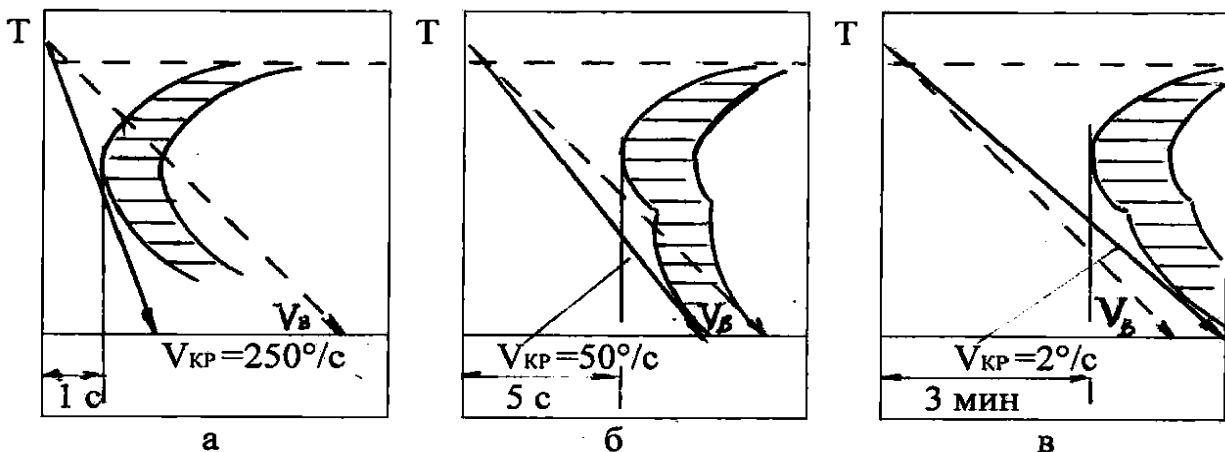


Рис. 56. Влияние легирующих элементов (Cr и W) на характер диаграммы изотермического распада аустенита:
а – сталь У8; б – сталь 90X; в – сталь 90XB4

11.3. Образование легирующими элементами самостоятельных фаз

При введении в сталь легирующие элементы могут быть растворены в феррите и аустените, повышая их прочность, коррозионностойкость (хром, никель), износостойкость (марганец) и жаростойкость (хром, молибден). Некоторые элементы, например, хром и марганец, могут находиться в составе цементита, также повышая его прочность.

Однако значительно большее влияние на свойства стали легирующие элементы оказывают, образуя самостоятельные карбидные фазы, такие как –

Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , Mo_2C , W_2C , VC , NbC , TiC и др. Образование дисперсных карбидных фаз приводит к дополнительному повышению прочности улучшаемых сталей, возрастает их износостойкость, что особенно заметно проявляется при использовании инструмента из стали, легированной вольфрамом и молибденом.

В сталях со значительным (несколько процентов) содержанием двух и более легирующих элементов высокий уровень механических характеристик достигается благодаря образованию интерметаллидных фаз – химических соединений, образованных металлами (например: Ni_3Ti , Ni_3Al).

11.4. Маркировка и классификация легированных сталей

Маркировка. Обозначения марок сталей состоят из небольшого числа цифр и букв, указывающих на примерный состав стали.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой: Н – никель, Х – хром, Г – марганец, С – кремний, М – молибден, В – вольфрам, Т – титан, Ф – ванадий, Б – ниобий.

Первые цифры в марке конструкционных сталей показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента; в марке инструментальных сталей – в десятых долях процента (при содержании углерода 1% цифра может опускаться). Цифра, идущая после буквы, указывает на примерное содержание данного легирующего элемента в процентах (при содержании элемента менее или около 1 % цифра отсутствует).

Пример: 30ХГС – 0,28...0,35 % С, 0,8...1,1 % Cr, 0,9...1,2 % Mn, 0,8...1, 2% Si.

Высококачественная легированная сталь (Р и S менее 0,025 % каждого) в конце обозначения марки стали имеет букву А.

Классификация. По суммарному содержанию легирующих элементов стали делят на три группы:

- малолегированные (до 3 %);
- среднелегированные (от 3 до 10 %);
- высоколегированные (более 10 %).

По структуре, получаемой при нормализации (охлаждение на воздухе), легированные стали, как отмечалось выше, подразделяются на четыре класса:

- перлитный класс (например, сталь 40ХН);
- мартенситный класс (30Х13);
- аустенитный класс (12Х18Н10Т);
- ферритный класс (08Х17)

По назначению легированные стали подразделяются:

- на **конструкционные**: цементируемые (18ХГТ), улучшаемые (30ХГСА), пружинные (60С2А), шарикоподшипниковые (ШХ15), строительные (09Г2С) и др.;

- **инструментальные**: для режущего инструмента (ХВГ), штампов (4ХВ2С), прокатных валков (60Х2СМФ) и др.;

- **стали с особыми физическими свойствами**: нержавеющие (30Х13, 12Х18Н10Т), жаропрочные (15Х11МФ), износостойкие (110Г13) и др.

Все эти классификации при характеристике легированных сталей используют совместно. Например, сталь 12Х18Н10Т – высоколегированная нержавеющая сталь аустенитного класса; сталь 50ХФА – малолегированная пружинная сталь перлитного класса.

11.5. Режимы термической обработки легированных сталей

Конструкционные стали. Ответственные детали из улучшаемых легированных сталей подвергаются закалке с отпуском, температура отпуска существенно влияет на уровень механических характеристик. Это хорошо иллюстрирует, на примере хромоникелевой стали с различным содержанием углерода, рис. 57.

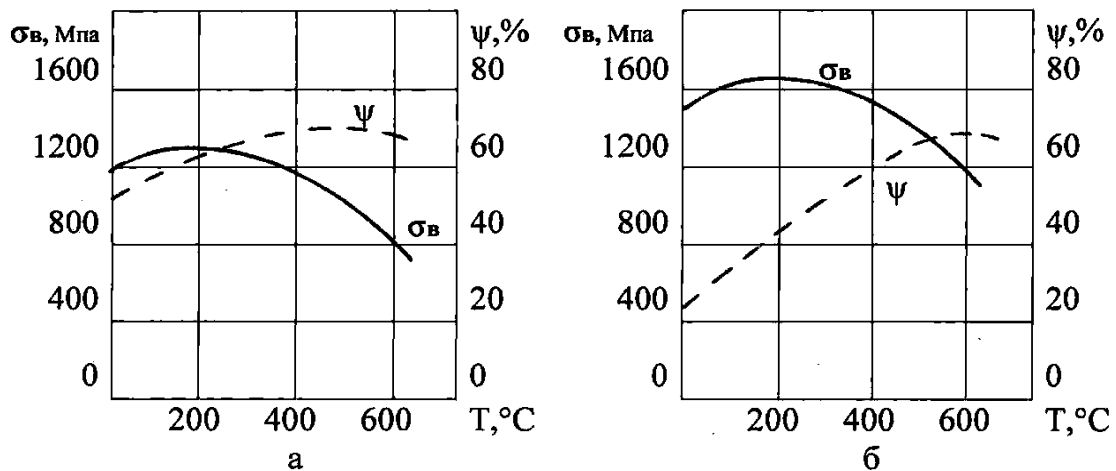


Рис. 57. Влияние температуры отпуска на механические свойства (σ_v и ψ) хромоникелевой стали: а – малоуглеродистая сталь; б – среднеуглеродистая сталь

Типичными режимами термической обработки для получения лучшего комплекса механических свойств (сочетание прочности и пластичности) являются: для малоуглеродистых легированных сталей – закалка от 900 °С в масле с низким отпуском при 150...200 °С (структура – *отпущенный мартенсит*); для среднеуглеродистых легированных сталей – закалка от 850 °С в масле с высоким отпуском при 550...600 °С (структура – *сорбит*

отпуска). Сочетание закалки с высоким отпуском называется операцией «улучшение».

Марки улучшаемых сталей: 40Х, 40ХНМ, 30ХГС, 38ХНЗМФ и др.

Цементуемые легированные стали после закалки от 780...800 °С подвергаются низкому отпуску при 180...200 °С, что обеспечивает сохранение после закалки высокой твердости поверхностного слоя цементованной детали.

Марки цементуемых сталей: 20ХН, 18ХГТ, 12Х2Н4, 18Х2Н4В и др.

Низкий отпуск при температуре 120...160 °С проводят и на деталях из шарикоподшипниковой стали (ШХ9, ШХ15), обеспечивая высокую их износостойкость.

Благоприятное сочетание прочностных и упругих свойств пружинных сталей (например, сталь 60С2) достигается путем проведения после закалки от 870 °С в масле среднего отпуска при температуре 460 °С. Цементации подвергаются в основном стали с 0,08-0,25 % С. После цементации проводят закалку и низкий отпуск. Составы цементуемых сталей и их свойства представлены на рис. 58.

Марка стали	Содержание, %				
	С	Mn	Cr	Ni	другие
хромистые					
15Х	0,12-0,18	0,3-0,9	0,7-1,0	-	-
20Х	0,17-0,23	0,5-0,8	0,7-1,0	-	-
хромомарганцевые					
18ХГТ	0,17-0,23	0,8-0,11	1,0-1,3	-	Ti 0,03-0,09
20ХГР	0,18-0,24	0,7-1,0	0,75-1,05	-	В 0,003%
хромоникелевые					
20ХН	0,17-0,23	0,3-0,8	0,4-0,7	1,0-1,4	-
12ХН3А	0,09-0,16	0,3-0,6	0,6-0,9	2,75-3,15	-
хромоникельмолибденовые					
18Х2Н4МА	0,14-0,20	0,25-0,55	1,35-1,65	4,0-4,5	Mo(0,3-0,4)
18Х2Н4ВА	то же	то же	то же	то же	(W 0,8-1,2%)

Свойства сталей 15Х, 12ХН3А и 18Х2Н4МА

Марка стали	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ %	ψ %	KCU МДж/м ²
15Х	Закалка от 880°С, масло + закалка от 720-820°С вода (масло) +отпуск (180°С)	500	700	12	45	0,7
12ХН3А	Закалка от 860°С, масло + закалка от 760-810°С (масло) +отпуск (180°С)	700	950	11	55	0,9
18Х2Н4МА	Закалка от 950°С, воздух + закалка от 860°С, воздух +отпуск (200°С)	850	1150	12	50	1,0

Рис. 58. Химический состав и свойства цементуемых сталей

Инструментальные стали. *Режущий инструмент* из легированных сталей, кроме быстрорежущих, (9ХС, ХВГ, ХГСВФ, ХВ5 и др.), предназначенный для обработки древесины и металла в легких условиях резания, подвергается термообработке по схеме: закалка от 800...830 °С в масле с низким отпуском при температуре 150...200 °С.

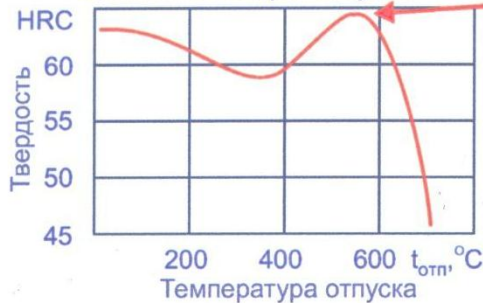
Режущий инструмент по металлу в тяжелых условиях резания изготавливается из *быстрорежущих сталей*, содержащих в обязательном порядке 6...18% вольфрама, а также хром, ванадий, кобальт, молибден (P18, P9, P9K5, P9F5, P6M5 и др.). Окончательная термообработка такого инструмента включает закалку от 1220-1280 °С и одно- и трехкратный отпуск при 580°С. Иногда после закалки инструмент подвергают обработке холодом (- 80°С), после чего проводят однократный отпуск (рис. 59).

При термической обработке штампового инструмента, благодаря повышенной стойкости к отпуску по причине присутствия 2 % вольфрама (например 4ХВ2С, 6ХВ2С), после закалки от 860...900 °С (масло) применяют средний отпуск при температуре 420...440 °С.

Термическая обработка быстрорежущих сталей

Основные легирующие элементы образуют специальные карбиды: Me_6C - на основе молибдена и вольфрама, MeC - на основе ванадия и $Me_{23}C_6$ на основе хрома.

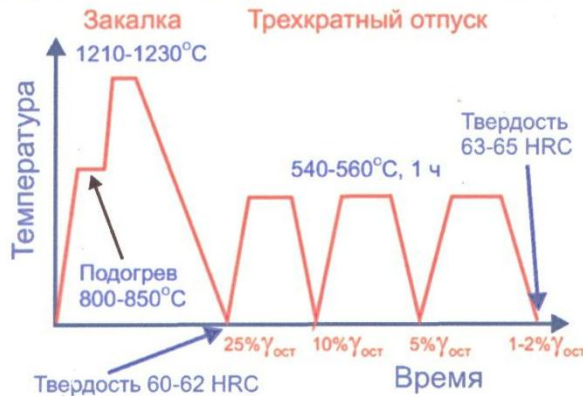
Изменение твердости закаленной стали P6M5 при отпуске



Вторичное твердение, обусловленное выделением карбидов MeC

Me – любой металл (Cr, Ti, V, Mo, W и др.)

Термическая обработка стали P6M5



Структура после закалки



Рис. 59. Термическая обработка и свойства стали P6M5

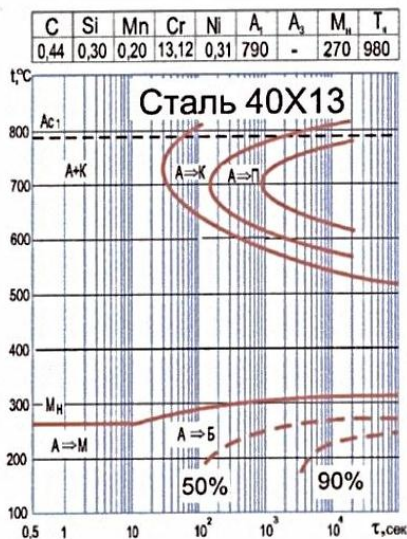
Нержавеющая (коррозионностойкая) сталь. Вид и режим термической обработки нержавеющей стали зависит от ее класса.

Нержавеющие стали мартенситного и ферритного классов (30X13) подвергают упрочняющей закалке от 1000...1050 °С (воздух) с последующим низким или высоким отпуском.

Среди нержавеющих сталей особо благоприятным комплексом свойств обладают малоуглеродистые стали сложного состава с аустенитно-мартенситной структурой, так называемые *мартенситостареющие* стали (например, 03X10H11MD2T). Данные стали после закалки от 950 °С (воздух) имеют высокую пластичность, но в процессе последующего нагрева (в данном случае - старения) при температуре 400..500 °С они упрочняются за счет выделения интерметаллидных фаз (при наличии алюминия – NiAl, Ni₃Al, при наличии титана – NiTi, Ni₃Ti), сохраняя при этом высокую коррозионную стойкость. **Ферритные стали (08X17T)** подвергают закалке в воде от 1050 °С без отпуска.

В зависимости от структуры, образующейся при охлаждении на воздухе, хромистые стали делятся на мартенситные, мартенситно-ферритные и ферритные (рис. 60).

Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 40X13



Зависимость твердости стали 40X13 от температуры отпуска продолжительностью один час.

Зависимость коррозионной стойкости стали 10X13 от температуры отпуска

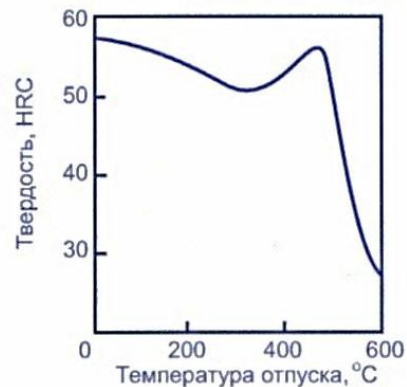
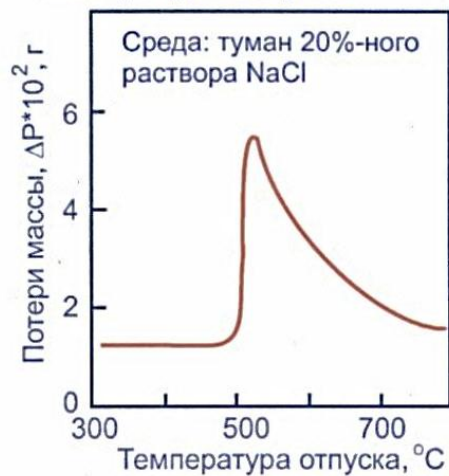


Рис. 60. Термическая обработка и свойства сталей мартенситного и ферритного классов

Механические свойства хромистых сталей представлены в табл. 7.

Таблица 7

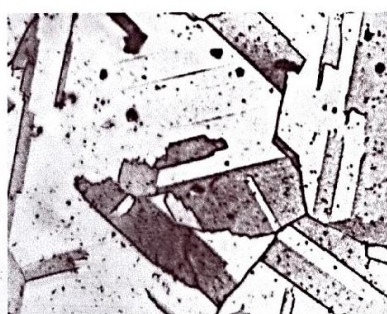
Механические свойства хромистых сталей

Марка стали	Содержание, %			Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
	C	Cr	Ti					
Стали мартенситного класса								
20X13	0,16-0,25	12-14	-	Закалка от 1000-1050°C+ отпуск 660-770°C	440	650	16	55
30X13	0,26-0,35	12-14	-	Закалка от 950-1020°C+ отпуск 700-750°C	590	730	14	40
40X13	0,36-0,45	12-14	-	Закалка от 1000-1050°C+ отпуск 600-650°C	890	1120	13	32
Стали мартенситно-ферритного класса								
12X13	0,09-0,15	12-14	-	Закалка от 1000-1050°C+ отпуск 700-770°C	410	590	20	60
Стали ферритного класса								
12X17	менее 0,12	16-18	-	Отжиг 760-780°C	240	390	20	50
15X25T	менее 0,15	24-27	0,15-0,40	Отжиг 740-760°C	290	440	20	45

Нержавеющие стали аустенитного класса (например, классическая хромоникелевая «нержавейка»: 12X18H10T) подвергаются закалке от 1050...1100 °C без отпуска. Хромоникелевая сталь после закалки имеет повышенную коррозионную стойкость и высокую пластичность (рис. 61).

Марка стали	Содержание, %				Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
	C	Cr	Ni	другие				
12X18H9	менее 0,12	17-19	8,0-9,5	-	Закалка от 1050 - 1100°C	190	520	45
04X18H10	менее 0,04	17-19	9-11	-	Закалка от 1000 - 1050°C	170	500	50
12X18H10T	менее 0,12	17-19	9-11	Ti	Закалка от 1050 - 1100°C	210	540	55
10X17H13M2T	менее 0,10	16-18	12-14	Ti 0,3-0,6 Mo 1,8-2,5	Закалка от 1050 - 1100°C	220	540	40

Структура стали 12X18H10T после закалки



x1000

Рис. 61. Структура и свойства аустенитных нержавеющей сталей

Механические свойства сталей разных классов представлены в табл. 8.

Таблица 8

Механические свойства легированных сталей разных классов

Группа стали	Марка стали	Характеристика стали	Режим термообработки	Мех. свойства	
				σ_B , МПа	ψ , %
Конструкционная	18ХГТ	Цементуемая	Зак.800 °С (масло) + отпуск 200 °С	1300	50
	40ХНМА	Улучшаемая	Зак.830°С (масло) + отпуск 550°С	1200	58
	60С2	Пружинная	Зак.870 °С (масло) + отпуск 460 °С	1500	40
Инструментальная	9ХС	Режущий инструмент	Зак.840 °С (масло) + отпуск 160 °С	HRC 62	
	6ХС	Штамповая	Зак.860 °С (масло) + отпуск 160 °С	HRC 53	
	4ХВ2С	Штамповая	Зак.880 °С (масло) + отпуск 420 °С	HRC 46	
Коррозионностойкая	12Х18Н10Т	Аустенитный класс	Зак.1050 °С (вода)	800	65
	30Х13	Мартенситный класс	Зак.1000 °С (воздух) + отп. 600 °С	700	55
	03Х10Н11МД2Т	Мартенситостареющая сталь	Зак.950 °С (воздух) + отп. 425 °С	2200	54
	08Х17Т	Ферритная	Нормализ.780 °С	500	50

В целом, изменение свойств при проведении термической обработки определяется классом стали и процессами, протекающими при нагреве и охлаждении стали.

Кроме вышеуказанных, существуют и другие группы сталей в соответствии с их назначением. Ниже приведены рисунки и таблицы с указанием марочного химического состава, типовые режимы термообработки и др. После освоения предыдущего материала и при внимательном рассмотрении содержания этих рисунков можно и должно получить вполне достаточное представление о каждой из приведенных сталей.

Термическая обработка подшипниковых сталей производится на базе диаграмм, представленных на рис. 62.

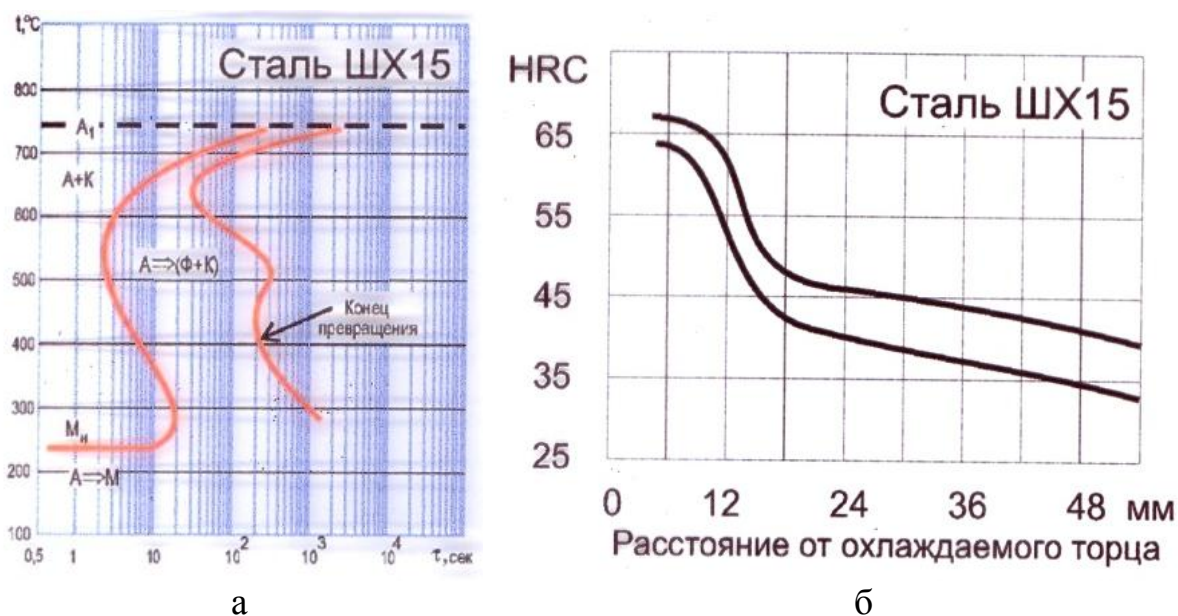


Рис. 62. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита (а) и полосы прокаливаемости стали ШХ15 (б) при торцевой закалке

В качестве *строительных сталей* используют: углеродистые стали обычного качества (Ст0...Ст6) и низколегированные стали. Низколегированные стали содержат не более 0,18 % С и в небольших количествах Si, Mn, V, Cr, Ni, Nb и Cu. Состав и свойства низколегированных сталей представлен в табл. 9.

Таблица 9

Состав и свойства низколегированных сталей

Марка стали	Содержание, %				Свойства без термообработки		
	С	Si	Mn	Другие	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
09Г2	$\leq 0,12$	0,17-0,37	1,4-1,8	-	450	310	21
09Г2С	$\leq 0,12$	0,5-0,8	1,3-1,4	-	480	330	21
17ГС	0,14-0,20	0,4-0,6	1,0-1,5	-	500	340	19
15ХСНД	0,12-0,18	0,4-0,7	0,4-0,7	Cr, Ni, Cu до 0,6	500	350	21

Улучшаемые конструкционные легированные стали содержат 0,3–0,5 % С и подвергаются закалке от температуры 860–880 °С в масле и высокому отпуску при температуре 550-600 °С. Их состав и свойства приведены в табл. 10 и 11.

Таблица 10

Состав улучшаемых конструкционных сталей

Марка стали	Содержание, %				
	C	Mn	Si	Cr	Другие
Хромистые					
30X	0,24-0,32	0,5-0,8	0,17-0,37	0,8-1,1	-
40X	0,36-0,44	0,5-0,8	0,17-0,37	0,8-1,1	-
40XФА	0,37-0,44	0,5-0,8	0,17-0,37	0,8-1,1	V 0,1-0,18
Хромомарганцевые					
35ХГФ	0,31-0,38	0,65-1,25	0,17-0,37	1,0-1,3	V 0,06-0,12
40ГТР	0,38-0,45	0,7-1,0	0,17-0,37	0,8-1,1	Ti 0,03-0,09; В 0,001-0,005
Хромокремнистые и хромокремнемарганцовистые					
38ХС	0,32-0,42	0,3-0,6	1,0-1,4	1,3-1,6	-
30ХГС	0,28-0,34	0,8-1,1	0,9-1,2	0,8-1,1	-

Таблица 11

Свойства улучшаемых сталей после термообработки

Марка стали	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
30X	закалка от 860 °С, масло + отпуск при 550 °С	510	720	22	65	1,5
30ХГС	закалка от 880 °С, масло + отпуск при 550 °С	850	1100	10	45	0,5

Пружинные стали должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям (предел упругости), высоким пределом усталости при достаточной пластичности. Основные пружинные стали содержат около 0,5-0,7 % С и подвергаются закалке и среднему отпуску. Состав и свойства пружинных сталей представлены в табл. 12, 13.

Таблица 12

Состав пружинных сталей

Марка стали	Содержание, %				
	C	Si	Mn	Cr	Другие
Углеродистые					
65	0,62-0,70	0,17-0,37	0,5-0,8	-	-
75	0,72-0,80	0,17-0,37	0,5-0,8	-	-
Кремнистые					
50С2	0,47-0,65	1,50-2,00	0,6-0,9	-	-
60С2	0,57-0,65	1,50-2,00	0,6-0,9	-	-
60С2ХА	0,56-0,64	1,40-1,80	0,4-0,7	0,70-1,00	-
60С2ХФА	0,56-0,64	1,40-1,80	0,4-0,7	0,90-1,20	V 0,1-0,2
Хромистые и хромомарганцевые					
50ХФА	0,46-0,54	0,17-0,37	0,5-0,8	0,80-1,10	V 0,1-0,2
50ХГФА	0,48-0,54	0,17-0,37	0,8-1,0	0,95-1,10	V 0,1-0,2

Таблица 13

Свойства пружинных сталей

Марка стали	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
65	закалка от 840 °С, масло + отпуск при 480 °С	800	1100	10	35
60С2	закалка от 870 °С, масло + отпуск при 460 °С	1200	1300	6	30
60С2ХФА	закалка от 950 °С, масло + отпуск при 450 °С	1368	1820	7	30

Подшипниковые стали должны обладать высокой твердостью, высокой износостойкостью и высоким сопротивлением, контактной выносливостью. Основные подшипниковые стали содержат около 1 % С и легированы хромом. Состав пружинных сталей представлен в табл. 14.

Таблица 14

Состав пружинных сталей

Марка стали	Содержание, %			
	С	Mn	Si	Cr
ШХ15	0,95-1,05	0,20-0,40	0,17-0,37	1,30-1,65
ШХ15СГ	0,95-1,05	0,90-1,20	0,40-0,65	1,30-1,65

Маркировка: ШХ – обозначает шарикоподшипниковая хромистая, цифры 15 – среднее содержание хрома в десятых долях процента.

Предварительная термическая обработка: отжиг на зернистый перлит.

Окончательная термическая обработка: закалка от 840-860 °С в масле + низкий отпуск при 150-170 °С.

Твердость после окончательной термической обработки – 60-65 НРС.

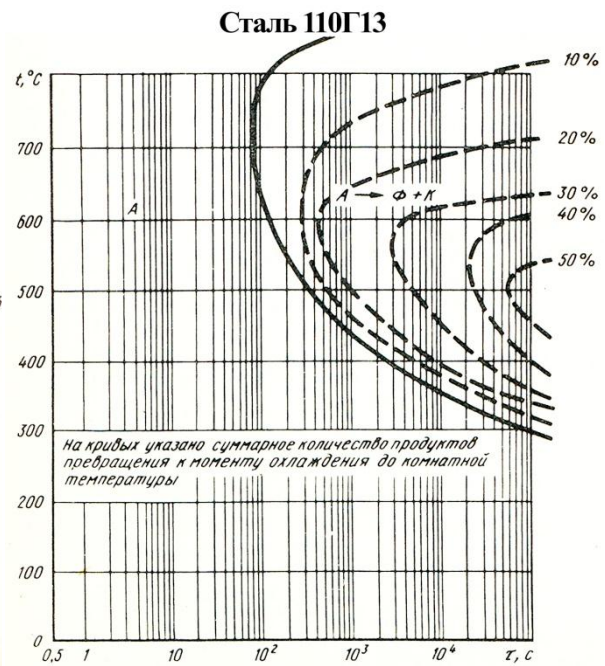
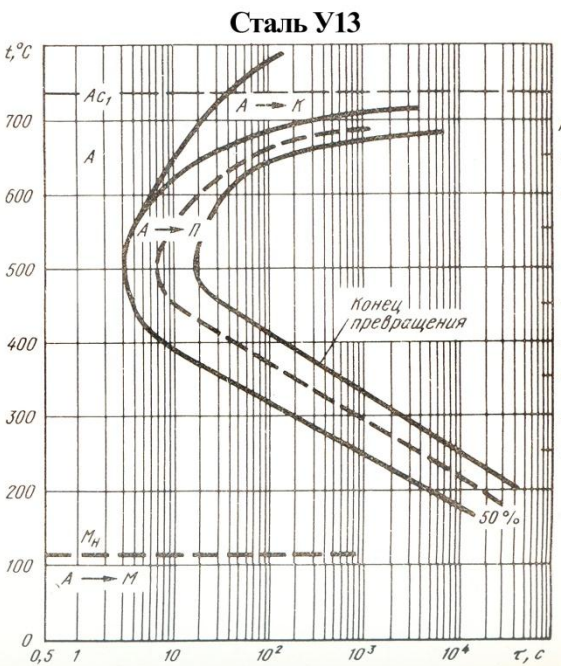
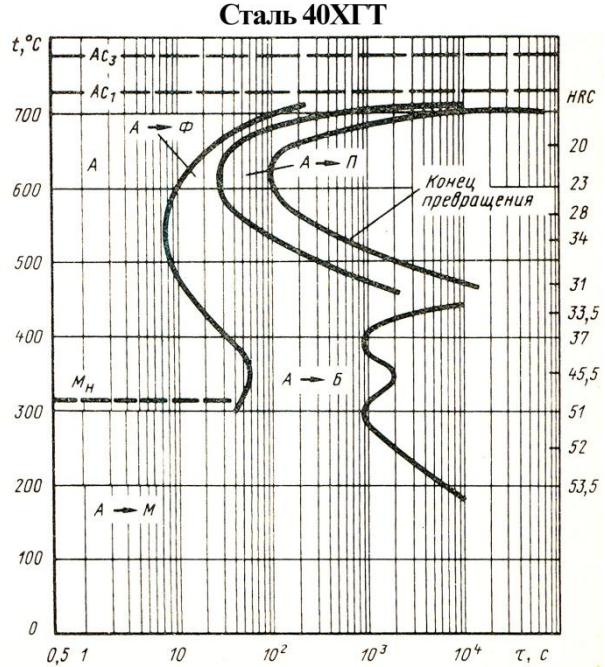
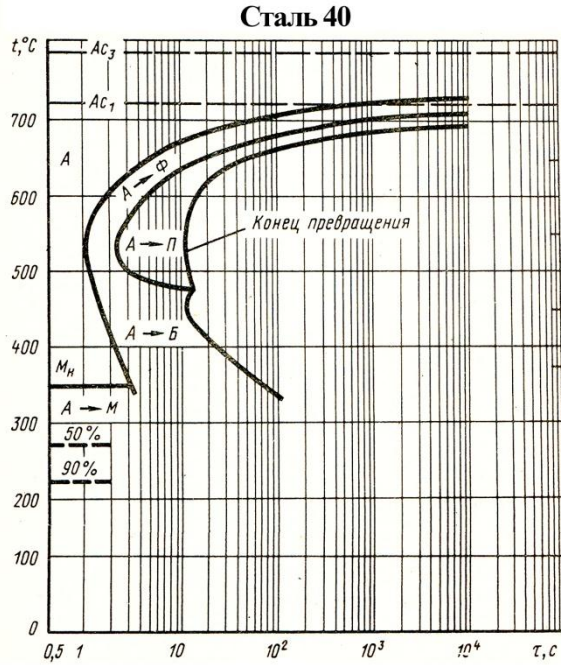
11.6. Задания к лабораторным и практическим работам

Термическая обработка сталей

Практическая работа 1

1. Рассмотреть диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в сталях. Справочник // Л.Е. Попова, А.А. Попов. М. Металлургиздат, 1992 г.
2. Определить количественно критические скорости закалки ($V_{кр}$) изучаемых сталей.

3. Определить последовательность формирования фаз (структур) в каждой из сталей при отжиге, нормализации, закалке.
4. Оформить отчет, сделать выводы, сформулировать название работы.



Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита в сталях

Лабораторная работа 2

1. На заданных сталях (сталь 40, сталь 40ХНМА) провести отжиг, нормализацию и закалку. Измерить твердость.
2. На закаленных сталях провести отпуск при 200, 350 и 500 °С, 2 часа. Измерить твердость.
3. Полученные результаты занести в таблицу. Построить графические зависимости: $HRc (HB) = f (V_{Oxл})$ и $HRc (HB) = f (t, °C - \text{отпуск})$.
4. Проанализировать структурные изменения, определяющие твердость сталей.
5. Оформить отчет. Сделать содержательные выводы. Сформулировать название работы.

Лабораторная работа 3

Влияние термической обработки на изменение свойств сталей разных классов (табл. 15).

Таблица 15

№ п/п	Класс, тип стали	Направление изменения свойств			
		После закалки (масло)		После высокого отпуска	
		Твер- дость	Магнитная проба	Твер- дость	Магнитная проба
1	Перлитный	↑	+	↓	+
2	Мартенситный	↑↑	+	↓	+
3	Аустенитный	О	-	О	-
4	Ферритный	О	+	О	+
5	Мартенситостареющий	О	+	↑↑	+

Примечание: ↑ – увеличение; ↑↑ – сильное увеличение; ↓ – уменьшение; О – без изменения; + «магнитится»; – «не магнитится».

Из табл. 15 видно, что отсутствие фазовых превращений в аустенитной и ферритной стали не вызывает заметных изменений свойств при термообработке. Данные стали отличаются одна от другой реакцией на магнитное поле: образец ферритной стали притягивается магнитом («магнитится»), аустенитной стали не притягивается («не магнитится»). В процессе закалки (масло) в сталях перлитного класса кроме закалочных структур образуются продукты диффузионного превращения, что проявляется в

меньшем увеличении твердости по сравнению со сталью мартенситного класса, обладающей более высокой прокаливаемостью.

В мартенситостареющей стали в процессе закалки образуется пластичный мартенсит, однако при последующем нагреве, благодаря процессам «старения», наблюдается существенное повышение твердости.

Сведения, приведенные в табл. 15, можно использовать при проведении экспертной работы по получению предварительной информации о легированных сталях.

1. Для пяти маркированных цифрами 1...5 легированных сталей провести закалку от одной температуры (1000 °С), измерить твердость (HRC) и провести магнитную пробу закаленных образцов.
2. После закалки провести отпуск с охлаждением на воздухе при температуре 500 °С, измерить твердость и провести магнитную пробу образцов сталей после отпуска.
3. Результаты, полученные в пунктах 1 и 2, занести в табл. 16.

Таблица 16

Свойства легированных сталей после термообработки

№ п/п	Свойства после закалки от 1000 °С (масло)		Свойства после отпуска при 500 °С		Марка стали
	Твердость, HRC	Магнитная проба	Твердость, HRC	Магнитная проба	
1.					
2.					
3.					
4.					
5.					

4. Проанализировать полученные результаты и, используя данные, представленные в табл. 8; 15, определить марку стали, записав её в последний столбец. Сделать выводы. Сформулировать название работы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основная и единственная задача инженера, специалиста – совершенствовать производство.

Металловедение – основной раздел курса «Материаловедение», его планомерное и систематическое освоение в период обучения позволит специалистам, работающим в области машиностроения, транспорта, энергетики и др. квалифицированно решать проблемы выбора и обработки самых разных металлических материалов (стали, чугунов, бронзы, баббитов

и др.), совершенствовать узлы, механизмы, машины, повышать их надежность, долговечность, эффективность.

При этом необходимо понимать суть физико-химических процессов, протекающих в металлах, что позволит управлять технологическими процессами и получать необходимый уровень механических, технологических и служебных свойств соответствующих изделий.

Всё это требует усвоения специальной терминологии, маркировки, что позволит пользоваться специальной научной и справочной литературой, а в рекламной информации – отделять «зерна от плевел».

Ориентация только на Интернет без фундаментальных знаний, без своей «оперативной памяти» по предмету создает иллюзию, что Вы всё преодолёте, а в реальности вы не сможете полноценно пользоваться даже справочником. Ваш технический арсенал будет включать набор общеизвестных сведений, технологических приемов, не понимаемых по существу.

Металловедение сопровождает человека всю жизнь: рубанок, сверло, автомобиль и др. Хотите расти, а не мечтать – грызите гранит наук и технологий и успехи к вам придут! Знание и умения, отточенные практической деятельностью – вот ваша сила и перспектива.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Беккерт М. Мир металла: научно-популярное издание. М.: МИР, 1980. 168 с.
2. Гуляев А.П. Metalловедение: учебник. М.: Metallургия, 1986, 544 с.
3. Лахтин Ю.М. Материаловедение: учебник для втузов. М.: Машиностроение, 1990, 528 с.
4. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. и др. Материаловедение. М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2001, 648 с.
5. Филиппов М.А., Бараз В.Р., Гервасьев М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении. Т. II. Цветные металлы и сплавы. Екатеринбург: УРФУ, 2013, 234 с.
6. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение. СПб.: Химиздат, 2007, 445 с.
7. Прецизионные сплавы. Справочник / под ред. Б.В. Молотилова. М.: Metallургия, 1983, 438 с.
8. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / под ред. Л.С. Ляховича. М.: Metallургия, 1981, 423 с.
9. Марочник сталей / под ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989.
10. Марочник сталей / под ред. А.В. Зубченко. М.: Машиностроение, 2005.

Электронный архив УГЛТУ

Учебное издание

Потехин Борис Алексеевич

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

978-5-94984-707-7



Редактор Р.В. Сайгина
Оператор компьютерной верстки О.А. Казанцева

Подписано в печать 08.07.2019
Формат 60x84 1/8
Уч.-изд. л. 3,78 Усл. печ. л. 5,11
Тираж 300 экз. (Первый завод 35 экз.)
Заказ №

ФГБОУ ВО «Уральский государственный лесотехнический университет»
620100, Екатеринбург, Сибирский тракт, 37
Тел.: 8(343)262-96-10. Редакционно-издательский отдел

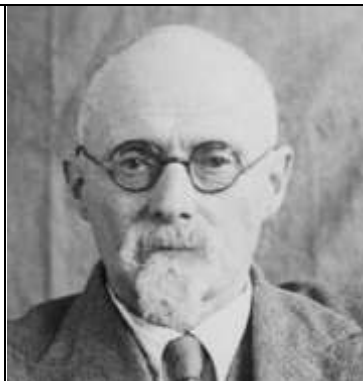
Типография ООО «ИЗДАТЕЛЬСТВО УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКИЙ ЦЕНТР УПИ»
620062, РФ, Свердловская область, Екатеринбург, ул. Гагарина, 35а, оф. 2
Тел.: 8(343)362-91-16



**Аносов
Павел Петрович
1796 – 1851**

*Горный инженер,
ученый-металлург.
Идеолог и
организатор
развития
горнозаводской*

*промышленности на Урале. Создал «булат» -
аналог дамасской стали. Томский
губернатор (1847-1851).*



**Штейнберг
Сергей
Самойлович
1872 – 1940**

*Окончил
Фрайнбергскую
академию
в Германии.
С 1925 года
заведовал*

*кафедрой металловедения и термической
обработки УПИ. Создал научные основы
термической обработки стали.
Профессор, доктор технических наук,
член-корреспондент АН СССР.*



**Попов
Александр
Артемьевич
1916 – 1960**

*Вся творческая
деятельность Попова
прошла в УПИ на
кафедра МиТОМ с
перерывом на ВОВ
(1941-1944 – орден*

*Красной Звезды), д.т.н., профессор (1957),
автор фундаментальных работ
(3 монографии), заложил основы теории
термической обработки. Его сын Владимир
Александрович – выпускник радиофака УПИ,
организовал в УЛТИ-УГЛТУ кафедру
вычислительной техники и совершенствовал
цифровые технологии в образовании.*



**Богачев
Иван Николаевич
1904 – 1975**

*Выпускник УПИ (1931).
С 1944 по 1970 годы
заведовал кафедрой
ТОиФМ. Доктор
технических наук,
профессор (1947).*

*Организовал Проблемную лабораторию
металловедения (1957) из которой вышли
22 доктора наук. Депутат Верховного
Совета РСФСР (1950-1962 г.г.). Крупный
специалист по чугунам (Сталинская премия
за создание чугуна для колесных пар).*



**Садовский
Виссарион
Дмитриевич
1908 – 1991**

*Физико-
математическое
образование получил в
Казанском
университете (1930).
Производственный*

*опыт получил на Златоустовском
инструментальном заводе (1930-1935),
последующие 56 лет посвятил ИФМ УрО РАН,
Академик РАН с 1970 года. Создал вместе
со своим учеником Е. Соколовым
термомеханическую обработку.
В.Д. Садовский вошел в анналы истории
как элегантный мэтр с непререкаемым
авторитетом.*



**Счастливец
Вадим Михайлович
1936**

*Ученик
В.Д. Садовского,
работает
в ИФМ УрО РАН.
Известен
фундаментальным
вкладом в теорию*

*структурной наследственности стали,
теорию мартенситных и других превращений
в сталях и сплавах. Доктор технических наук
(1976), профессор по специальности «Физика
твёрдого тела» (1987). Академик РАН (2003),
автор многих фундаментальных монографий,
7 из которых посвящены своему учителю.*

Потехин Борис Алексеевич



1938 года рождения, закончил Горьковский политехнический институт (1960) по специальности «Металловедение и термическая обработка», инженер-металлург (машиностроитель). Два года проработал на Кировском электромеханическом заводе конструктором, старшим технологом термического цеха. Закончил аспирантуру при Уральском политехническом институте (каф. МТиФМ), защитил кандидатскую диссертацию в 1965 году, продолжил работу в проблемной лаборатории металловедения УПИ в качестве старшего научного сотрудника.

С 1979 года работал заведующим кафедрой технологии металлов УЛТИ. Доктор технических наук (1982), профессор (1983). Имеет 22 изобретения и патента, более 100 научных трудов, из них 12 на испанском языке, активно сотрудничает со странами Латинской Америки.

Основные направления научной деятельности: создание высокопрочных сталей с деформационно-метастабильным аустенитом, стали с высокими демпфирующими свойствами, совершенствование антифрикционных сплавов и рациональные технологии их применения

Почетный работник
высшего образования РФ,
Почетный работник УГЛТУ,
Почетный работник Вят.ГУ



Правительством республики Куба
награжден медалью «За вклад в
строительство социализма» 1973 г.

