

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Уральский государственный лесотехнический университет»
(УГЛТУ)

Б. А. Потехин
А. С. Христолюбов

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Изд. 2-е, доп. и перераб.

Екатеринбург
УГЛТУ
2025

УДК 620.18(075.8) ББК
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, Борис Алексеевич.

П64 Металловедение : учебное пособие / Б. А. Потехин, А. С. Христолюбов ;
Министерство науки и высшего образования Российской Федерации,
Уральский государственный лесотехнический университет. – Изд. 2-е, доп.
и перераб. – Екатеринбург : УГЛТУ, 2025. – 152 с.

ISBN 978-5-94984-974-3

«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 в деревообработке, химической переработке древесины, производстве пластмасс, композитов.

Для специалистов-механиков этот курс является специальным предметом.

Издается по решению редакционно-издательского совета Уральского государственного лесотехнического университета.

УДК 620.18(075.8)
ББК 342я73

ISBN 978-5-94984-974-3

© ФГБОУ ВО «Уральский государственный
лесотехнический университет», 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	8
1.1. Кристаллическое строение металлов.....	8
1.2. Дефекты кристаллического строения	9
1.3. Зерно и границы зерен	10
2. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	12
2.1. Понятия и способы определений деформации.....	12
2.2. Физические основы упрочнения металлов при пластической деформации	15
3. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	21
3.1. Приготовление металлографических шлифов- микрошлифов	22
3.2. Определение величины зерна	24
3.3. Определение объемной доли фазы в сплаве	25
3.4. Измерение абсолютной удельной поверхности методом случайных секущих для пространства и для плоскости С. А. Салтыкова (1945 г.)	27
3.5. Статистическая характеристика (оценка) параметров микроструктуры.....	28
4. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ.....	31
4.1. Измерение твердости по Бринеллю	31
4.2. Измерение твердости по Роквеллу	32
4.3. Измерение твердости по Виккерсу.....	33
4.4. Задания к лабораторным и практическим работам	35
5. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ.....	37
5.1. Диаграмма состояния первого типа.....	38
5.2. Диаграмма состояния второго типа.....	40
5.3. Диаграмма состояния третьего типа	41
6. МИКРОСТРУКТУРА МЕДЛЕННО ОХЛАЖДЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	43
6.1. Превращения в сталях при медленном охлаждении	46

7. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ	48
7.1. Структура и свойства белых чугунов	48
7.2. Структура и свойства серых чугунов	50
7.3. Высокопрочный чугун.....	51
7.4. Ковкий чугун	52
7.5. Легированные чугуны	53
7.6. Задания к лабораторным и практическим работам	54
8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	55
8.1. Отжиг сталей	55
8.2. Нормализация	56
8.3. Закалка сталей	58
8.4. Отпуск закаленной стали.....	62
9. СОВРЕМЕННЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ.....	64
9.1. Вакуумная закалка в масле, обезмасливание и отпуск за один цикл	64
9.2. Термомеханическая обработка стали и сплавов	68
9.3. Поверхностное упрочнение наноструктурированием.....	70
10. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ (ХТО)	72
11. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	74
11.1. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей.....	74
11.2. Влияние легирующих элементов на кинетику распада Аустенита.....	75
11.3. Образование легирующими элементами самостоятельных фаз.....	76
11.4. Маркировка и классификация легированных сталей	77
11.5. Режимы термической обработки легированных сталей	78
11.6. Задания к лабораторным и практическим работам	86
12. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ.....	90
12.1 Свойства меди	90
12.2 Сплавы меди	93
12.3 Медно-никелевые сплавы	112
12.4. Специальные медные сплавы	114

13. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ	119
13.1 Свойства и применение алюминия	119
13.2. Классификация алюминиевых сплавов	121
13.3 Термически неупрочняемые алюминиевые сплавы	123
13.4. Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термообработкой	127
13.5 Литейные алюминиевые сплавы	135
14. ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ	141
15. ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ	143
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	148
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	149
ПРИЛОЖЕНИЕ	150

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

Окончание табл. 1

Металл	Химический символ	Температура плавления, °С	Плотность, г/см ³	Электропроводность, м/Ом•мм ²	Модуль упругости, ГПа
Мышьяк	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).

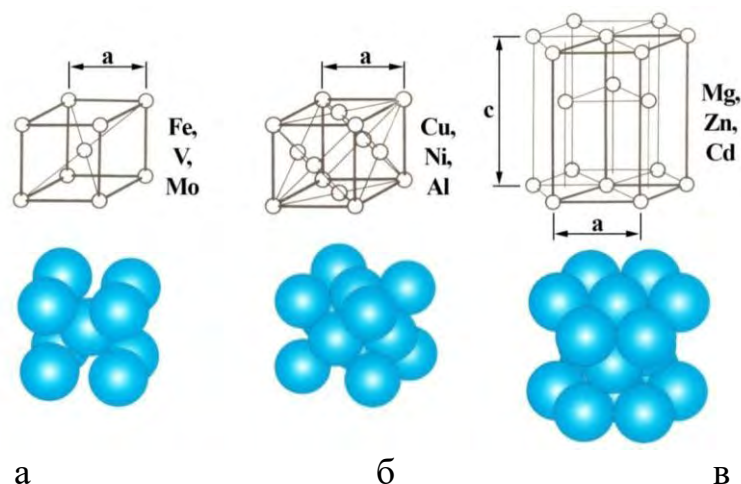


Рис. 1. Элементарные ячейки трех наиболее типичных для металлов кристаллических решеток: а – кубическая объемно-центрированная (ОЦК); б – кубическая гранецентрированная (ГЦК); в – гексагональная (ГПУ)

Параметр элементарной ячейки «а» (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 «а», 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 «а» на осях X и Y, поэтому (X Y Z)→(110).

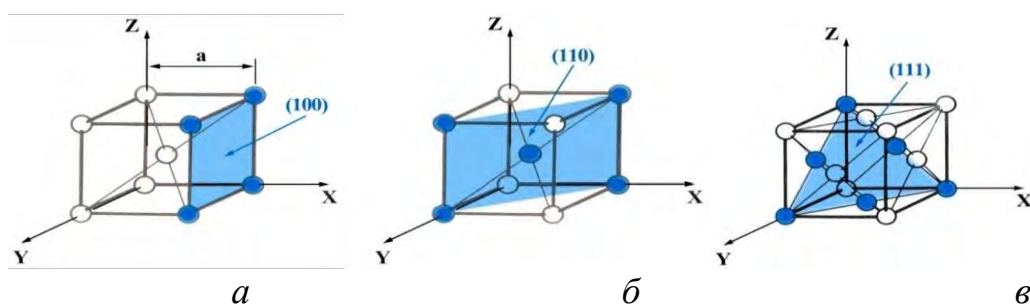


Рис. 2. Обозначение атомных плоскостей в ОЦК (а, б) и ГЦК (в) кристаллических решетках

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.

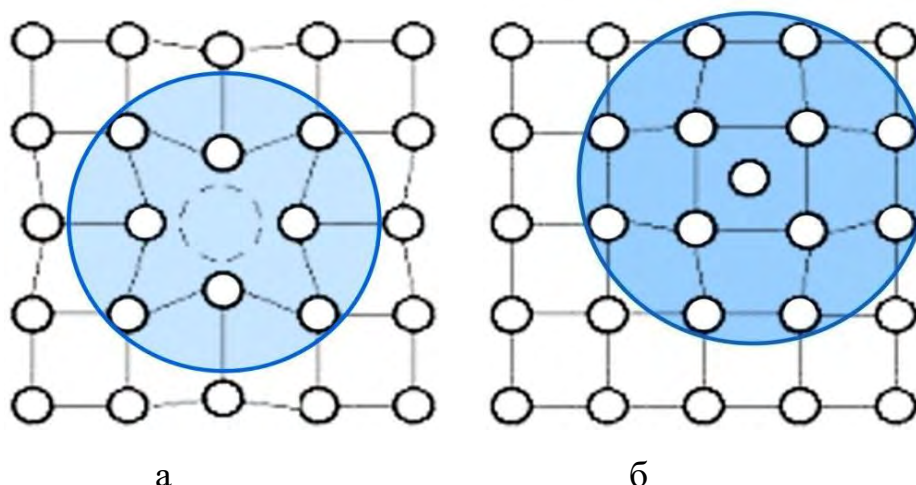


Рис. 3. Точечные (одномерные) дефекты кристаллического строения: а – вакансия; б – дислоцированный атом

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.

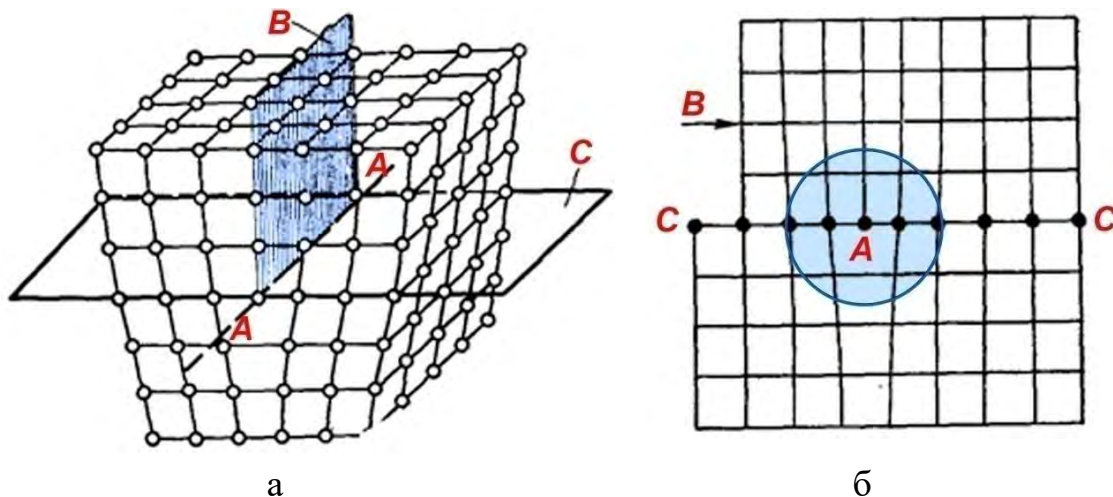


Рис. 4. Кристалл с неполной атомной плоскостью В:

а – объемное изображение; б – плоское изображение (фасад), сечение дислокаций, «дислокационные трубки»

Неполная плоскость (*экстарап плоскость*) 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.

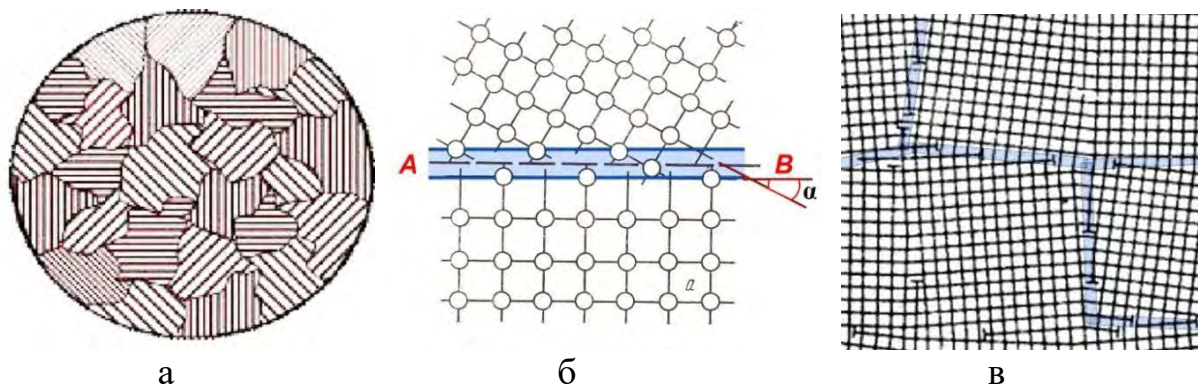


Рис 5. Строение *поликристаллического* металла (а); граница (А–В), определяющая каждое зерно (б) и дислокационное строение границ зерен (в) – схема

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 другие 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 мм, 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

Деформация 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 .

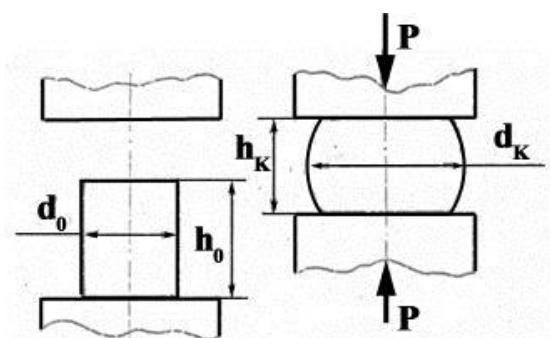


Рис. 6. Изменение высоты и формы образца в процессе сдавливания его на прессе: а – до сдавливания его высота была h_0 ; б – после сдавливания и разгрузки – h_k

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:

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

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

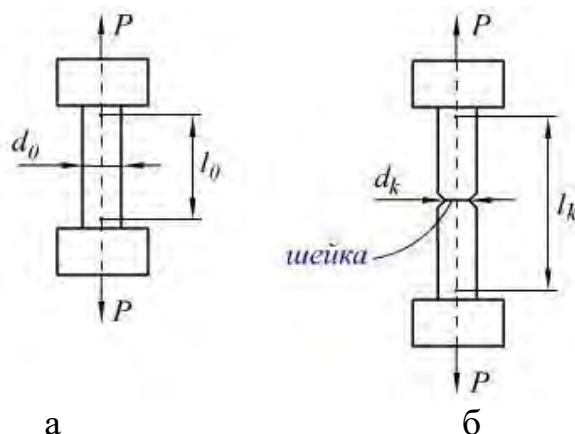


Рис. 7. Изменение формы образца в процессе растяжения вплоть до разрушения: а – исходный образец: $l_0 = 5d_0$; $l_0 = 10d_0$ – пятикратный или десятикратный разрывные образцы; б – растянутый (разрушенный) образец

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, вычисляя относительное удлинение

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

и поперечное сужение

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

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.

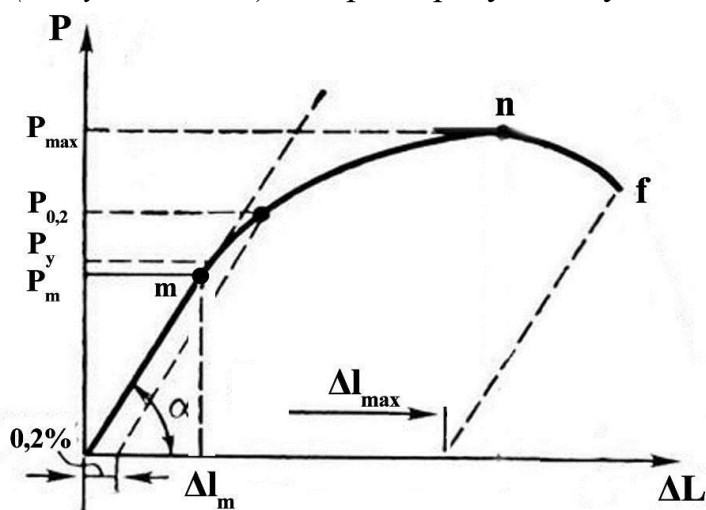


Рис. 8. Диаграмма растяжения

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 $\epsilon = \delta$).

Отношение R_y/S_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* $\sigma_{тк}$ – 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.

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

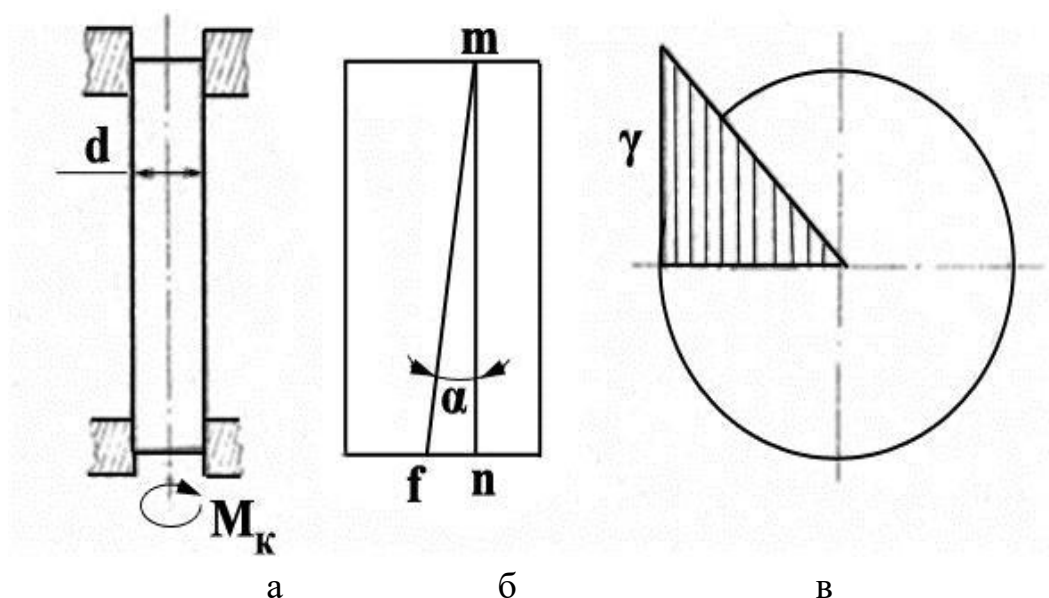


Рис. 9. Схема испытания металлов на кручение (а);
развертка поверхности образца (б);
распределение деформации по сечению образца (в)

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) существенно 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).

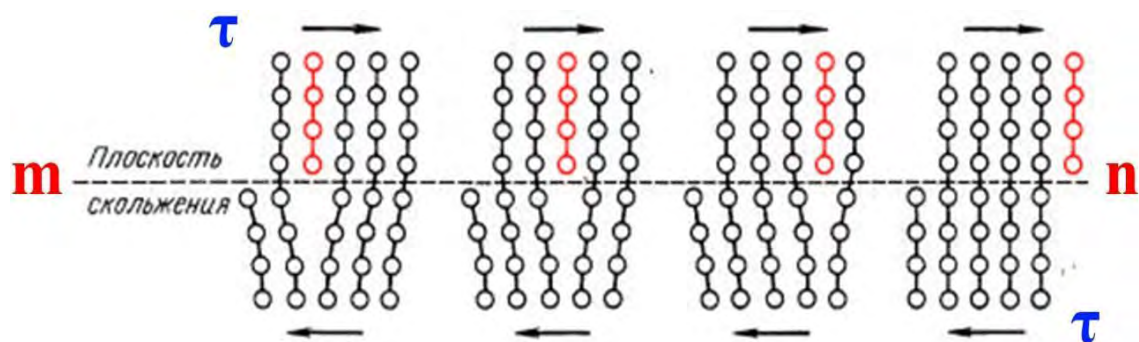


Рис. 10. Движение линейной дислокации под действием напряжения τ

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).

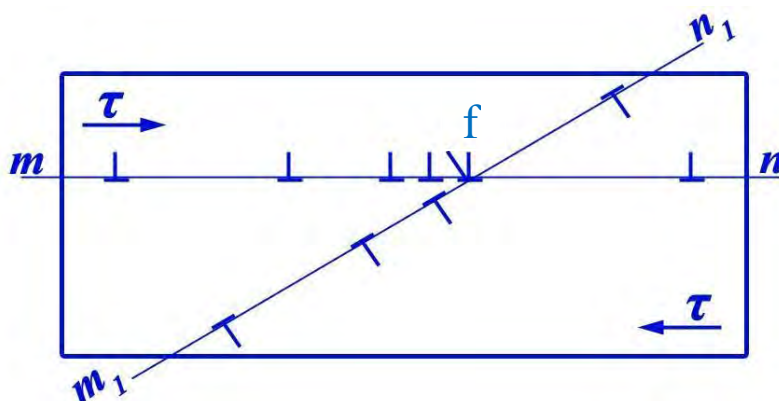


Рис. 11. Взаимодействие дислокации во взаимно пересекающихся плоскостях mn и m_1n_1 . Точка f – пересечение атомных плоскостей

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).

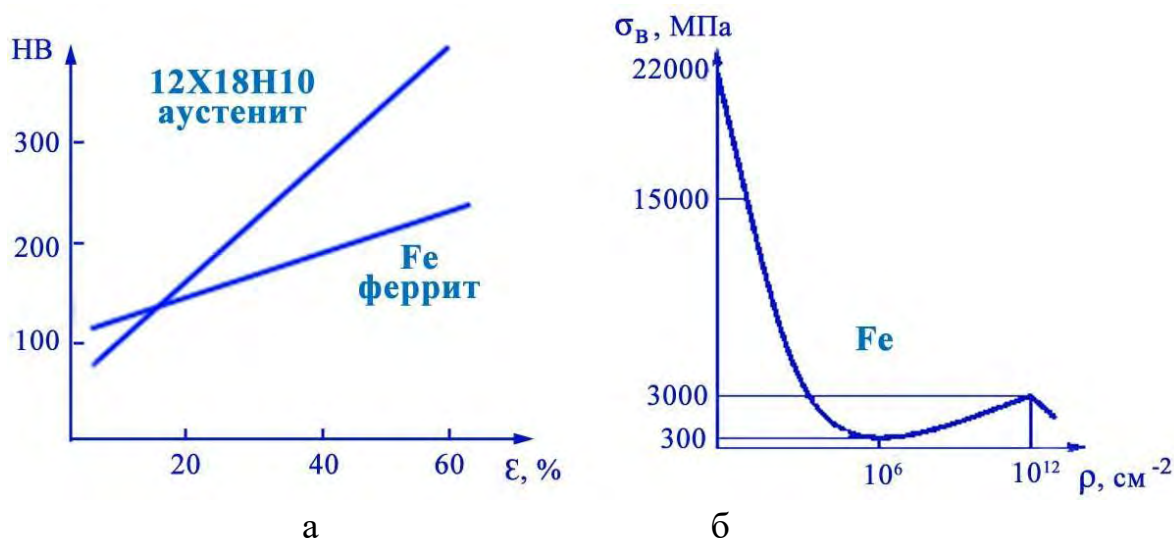


Рис. 12. Увеличение твердости Fe и стали 12X18H10 в зависимости от степени пластической деформации сжатием (а) и зависимость прочности от плотности дислокаций (б)

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 зерен, 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.

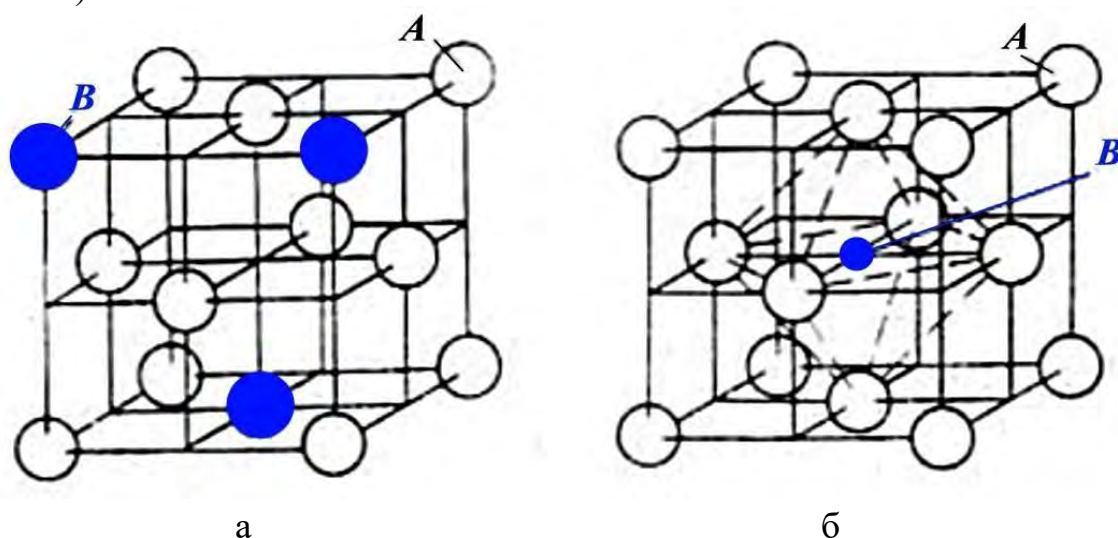


Рис. 13. Твердые растворы замещения типа Fe-V (а) и внедрения типа Fe-C(б);

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 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).

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.

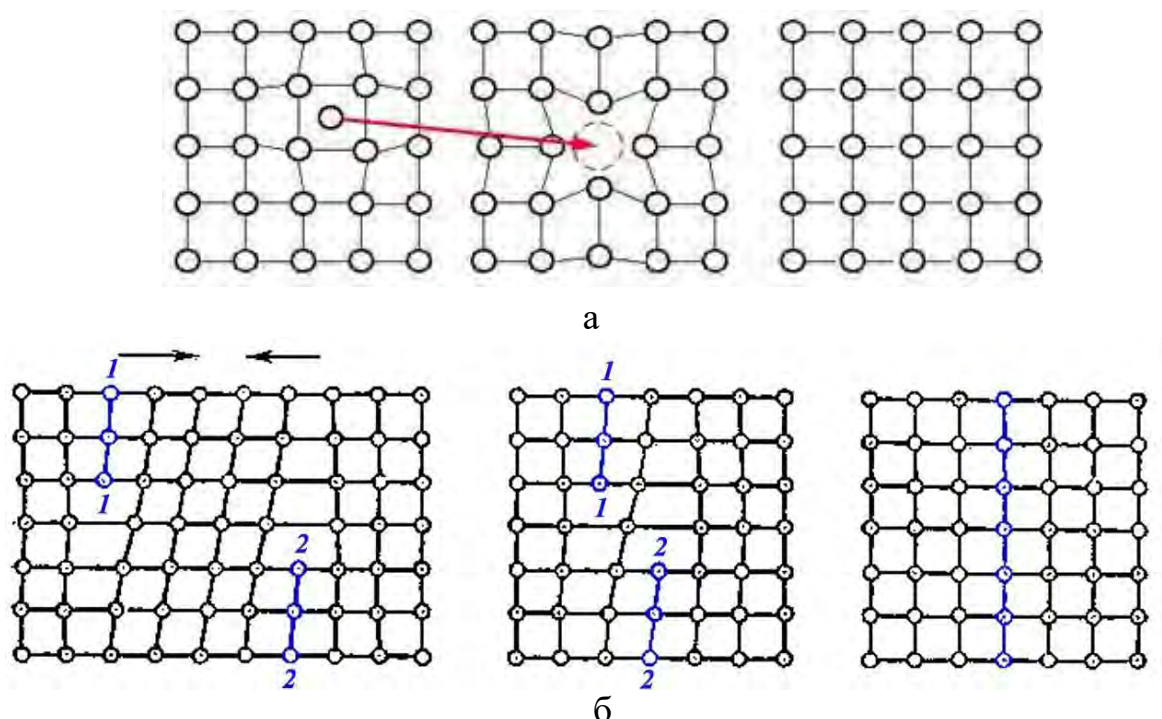


Рис. 14. Аннигиляция точечных дефектов (а) и дислокаций (б)

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).

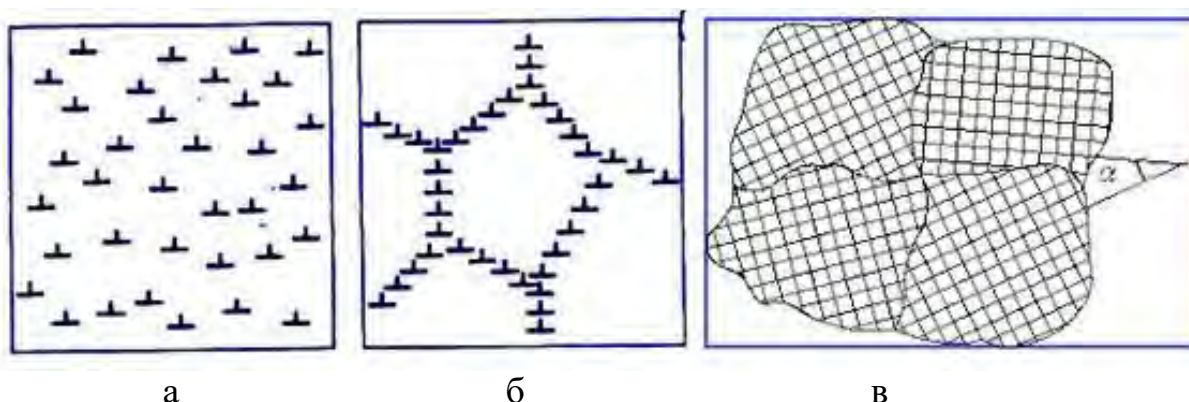


Рис. 15. Перераспределение дислокаций в деформированном металле (а) в дислокационные стенки (б) в процессе нагрева, например до 600 °С для железа; субграницы с малой (до 2°) разориентировкой, образовавшиеся в процессе отжига при 600 °С деформированного сжатием железа (в)

Таким образом, в процессе нагрева (полигонизации) структурные превращения изменяют и механические свойства. 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 и последующего роста. Этот процесс называется *рекристаллизацией обработки*. На рис. 16 схематически показан этот процесс.

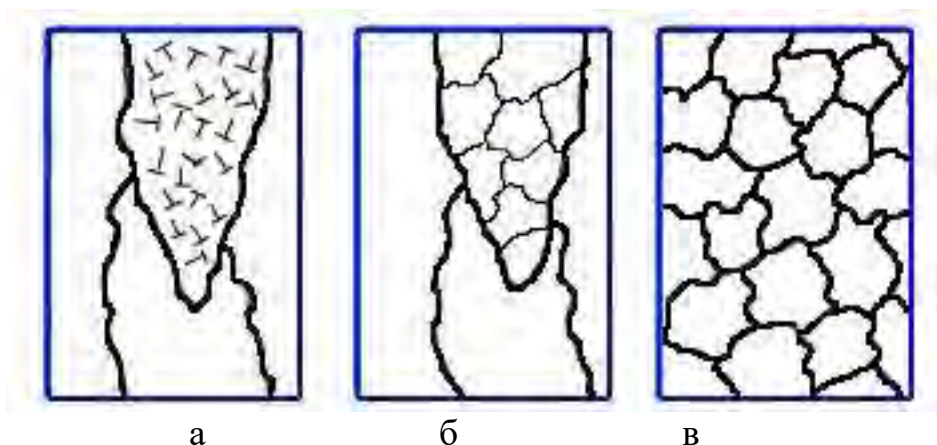


Рис. 16. Изменение структуры холоднодеформированного прокаткой железа (а), нагревом на 600 °С (б – полигонизация) и после нагрева до 850 °С (в – рекристаллизация)

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 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 о способах изготовления и обработки металлических изделий, об их качестве.

Микроструктурный (металлографический) метод весьма информативен, надежен, 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 подготовленного 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 которую 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 достичь минимальной глубины рисок. Для полного удаления этих рисок образец полируют на специальном **полировальном** станке, вращающемся в горизонтальной плоскости, диск которого обтянут фетром, бархатом, тонким сукном).

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.

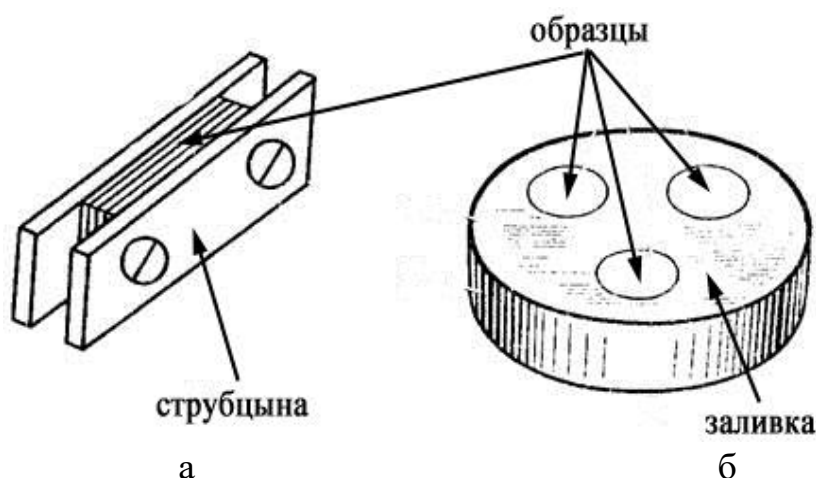


Рис. 17. Монтаж образцов: а – монтаж плоских образцов в струбцине; б – в цилиндрической трубчатой оправке заливкой их в серу, акр или легкоплавкий сплав

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 полировки и 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 показывают 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_2O (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*.

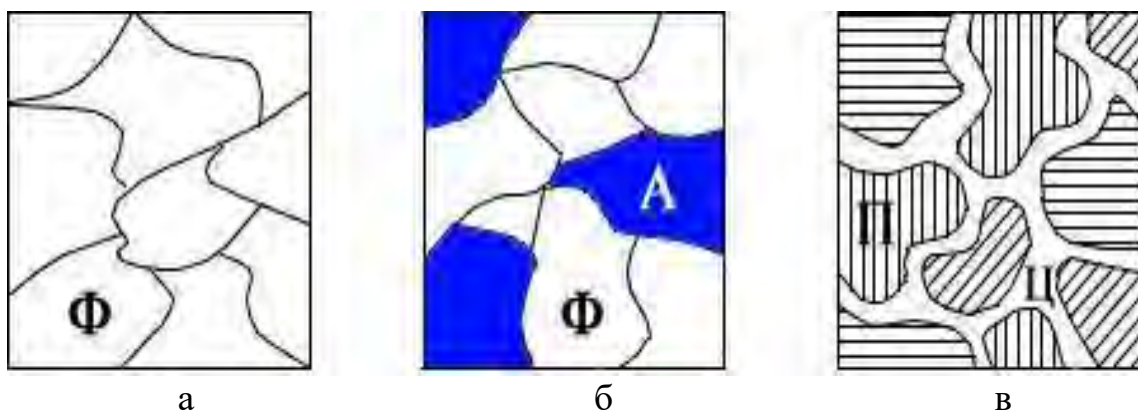


Рис. 19. Разновидности строения сплавов: а – однофазные (Fe);
б – двухфазные (аустенито-ферритная сталь);
в – двухфазные с оболочковой структурой (сталь У10)

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 ($S_{\text{уч}}$), 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 $S_{\text{уч}}$ сосчитать количество узловых точек, как показано на рис. 20, а полученные результаты измерений и вычислений занести в табл. 3.

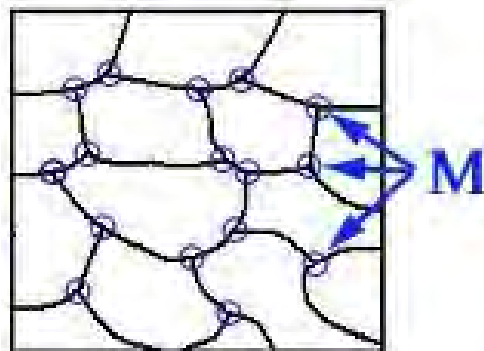


Рис. 20. Узловые точки М на выделенном участке шлифа

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				
№	$S_{уч}, \text{мм}^2$	М	$S_3, \text{мм}^2$	$D_{cp}, \text{мм}$
1				
2				
...				
5-10	ср. зн.	М	S_3	D

б			
$S_{уч}, \text{мм}^2$	N	$S_3, \text{мм}^2$	$D_{cp}, \text{мм}$
...			
ср. зн.	N	S_3	D

Примечания:

1. Средняя площадь зерна $S_3 = 2 S_{уч}/M$.

2. Количество зерен $N = Z + 0,5Y$,

где Z – количество зерен внутри выделенного участка,

Y – количество зерен, рассеченных контуром выделенного участка $S_{уч}$.

3. Средний диаметр зерна определяется как:

$$D_{cp} = 1,6\sqrt{S_{уч}/M} \quad \text{или} \quad 1,13\sqrt{S_3}.$$

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.

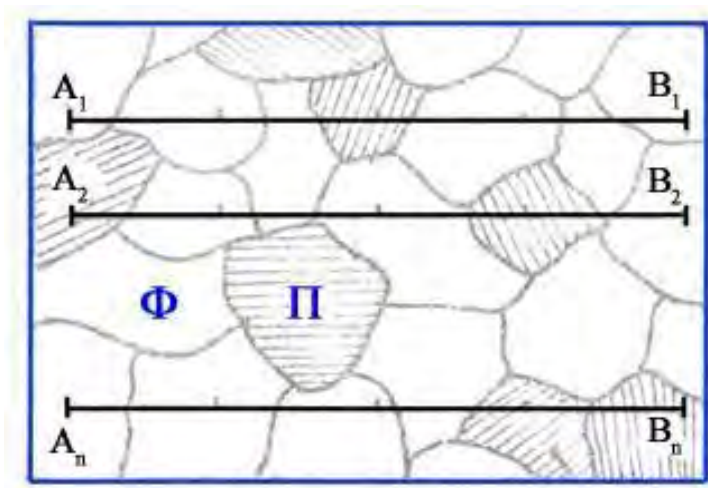


Рис. 21. Микроструктура стали с ферритно-перлитной структурой, наблюдаемая в оптический микроскоп с окулярной линейкой

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 (П) и феррита (Ф) в углеродистой стали

Метод секущих А. Розинваля				
	L_{Π}	L_{Φ}	% П	% Ф
A_1B_1				
...				
A_5B_5				
ср. значения				

Точечный метод А. Глаголева				
	n_{Π}	n_{Φ}	% П	% Ф
n_1				
...				
n_l				
ср. значения				

Объем фаз подсчитывают по формуле (А. Розинваля)

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

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 $n_{\text{п}}$, $n_{\text{ф}}$ и др. заносят в таблицу, аналогичную табл. 3.

Объем фаз в сплаве вычисляют по формулам:

$$\%П = \frac{n_{\text{п}}}{n} 100 \%; \quad \%Ф = \frac{n_{\text{ф}}}{n} 100 \%.$$

где n – общее число точек, из них $n_{\text{ф}}$,

$n_{\text{п}}$ – 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**:

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

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 (табл. форма).

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 в табл. форме (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).

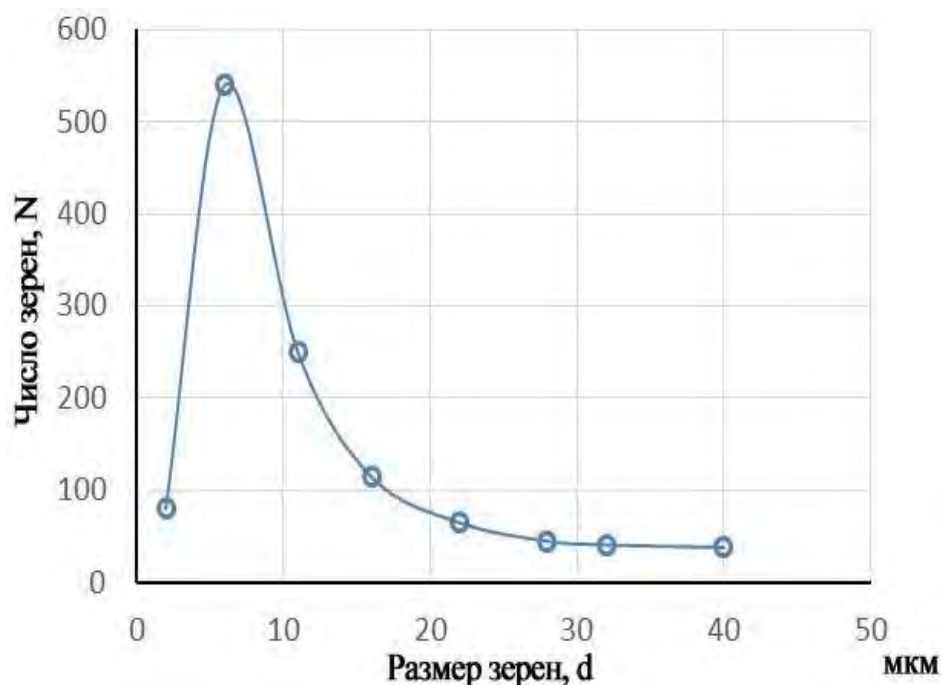


Рис. 22. Зависимость количества зерен от их размера (частотная кривая)

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 .

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

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 , $\bar{\alpha}$, $\sigma(\alpha)$, 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»; «количество двойников в зерне – число обследованных зерен» и т. д.

4. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Твердостью называется способность тела сопротивляться вдавливанию 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. 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).

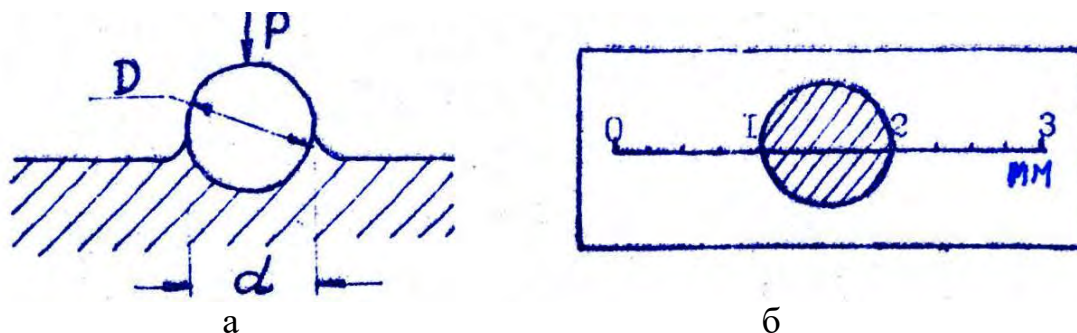


Рис. 23. Схема вдавливания шарика (а) и измерение диаметра отпечатка (б) с помощью специальной лупы или оптического микроскопа

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

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

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 чугуны, алюминиевые и медные сплавы.

4.2. 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).

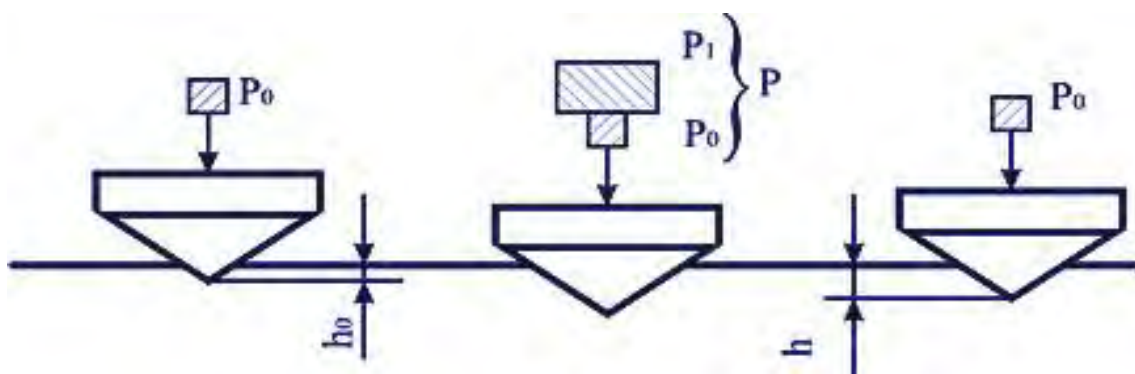


Рис. 24. Схема, иллюстрирующая измерение твердости по Роквеллу

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:

$$HRc = 100 - e, \quad \text{где } e = \frac{h - h_0}{0,002}.$$

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

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

4.3. 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.

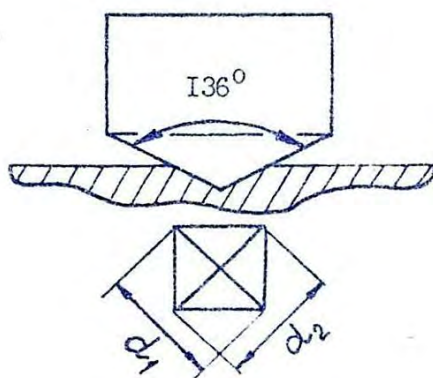


Рис. 25. Алмазная пирамидка-индентор и отпечаток на испытуемой поверхности

Величина нагрузки, $\text{кгс}/\text{мм}^2$, на вдавливаемый индентор может изменяться от 1 до 100 кгс; для черных металлов она равна 30 кг.

$$HV = \frac{2P \sin \alpha/2}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2},$$

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 HB приблизительно в 10 раз выше, чем значения HRC (табл. 6), т. е. **1ед. HRC \approx 10 ед. HB.**

Таблица 6

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

Диаметр отпечатка, d, мм	HB, ед.	HRC	Диаметр отпечатка, d, мм	HB, 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 **$\sigma_B \approx 33 HRC \approx 3,3 HB$** , что позволяет по твердости оценивать прочность стали, сплава, не проводя соответствующих трудоемких испытаний на растяжение.

4.4. 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 ее 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: $\epsilon = 0; 10...15; 20...25; 35...45$.
3. Нагреть образцы данного сплава, предварительно продеформированные на $\epsilon = 20...25 \%$, на заданные температуры t_1, t_2, t_3 °С и определить твердость каждого.
4. Полученные результаты занести в таблицу и построить графические зависимости: $HRC (HB) = f(\epsilon, \%)$; $HRC (HB) = f(t^\circ C)$.
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).

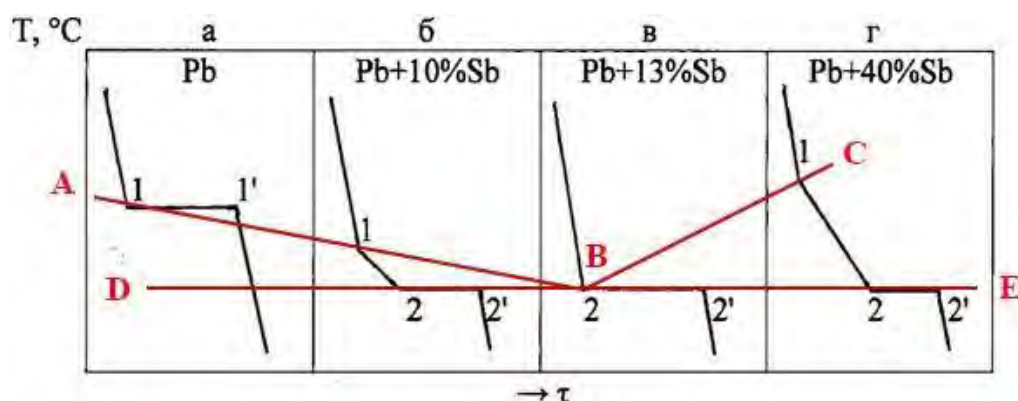


Рис. 26. Термические кривые охлаждения сплавов системы Pb – Sb

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, 1' – окончанию кристаллизации Pb, которая в 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

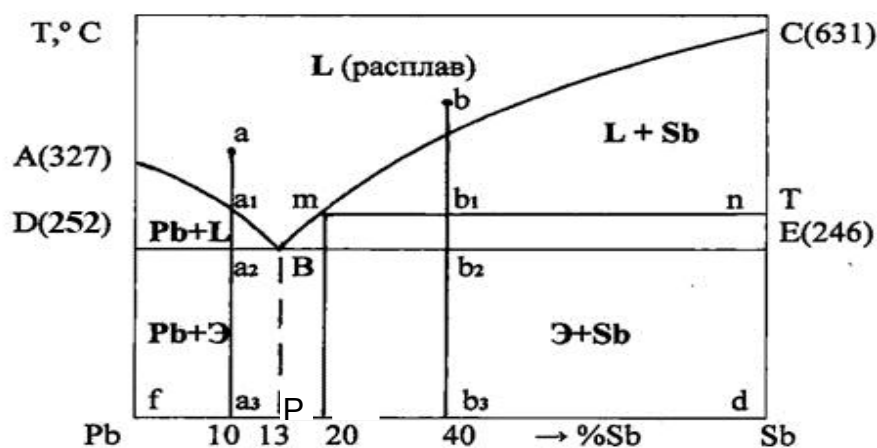
(1–2') свидетельствует о протекании фазового превращения при постоянной температуре.

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.

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.



б

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 «a», 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 из 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).

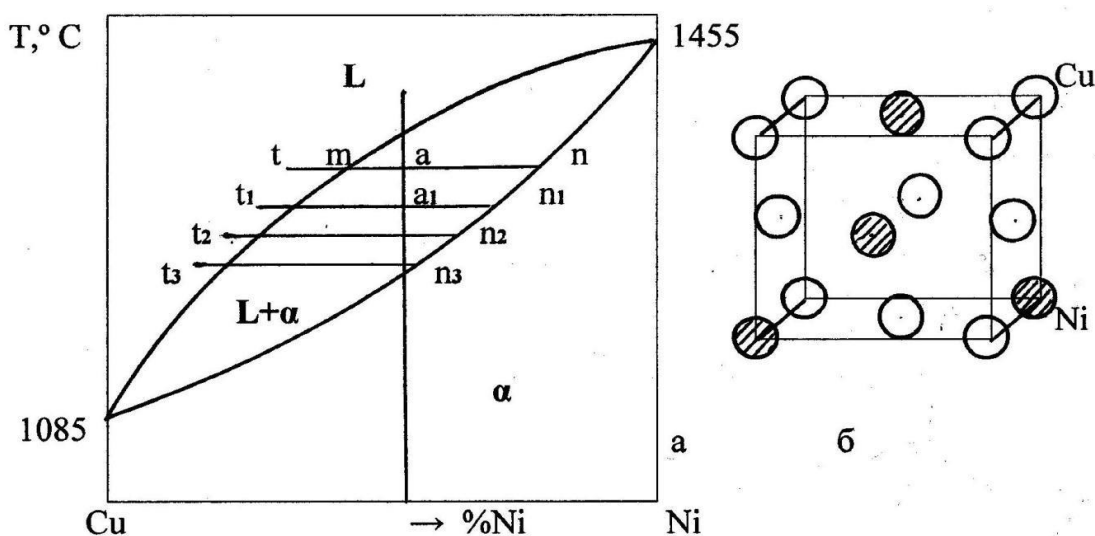


Рис. 28. Диаграмма состояния Cu – Ni (а) и элементарная ячейка сплава (твердый раствор замещения, ГЦК) (б)

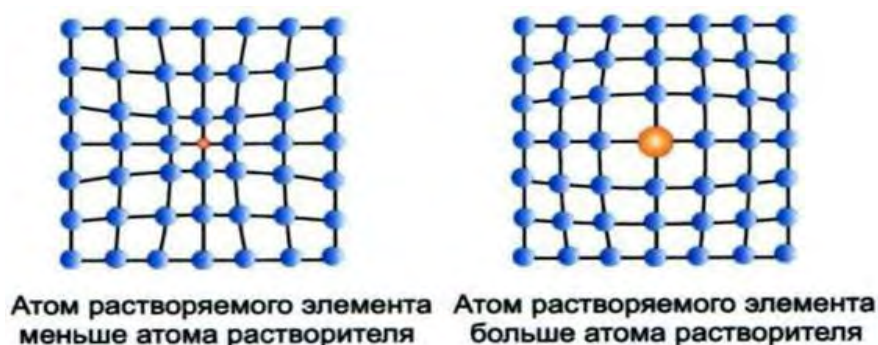


Рис. 29. Искажение кристаллической решетки в твердых растворах замещения

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 «an» сокращается), а доля α -фазы увеличивается (длина отрезка «am» растет).

Ликвация в сплавах данного типа имеет иной характер.

Рассмотрим процесс кристаллизации сплава состава «а». В точке а 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.

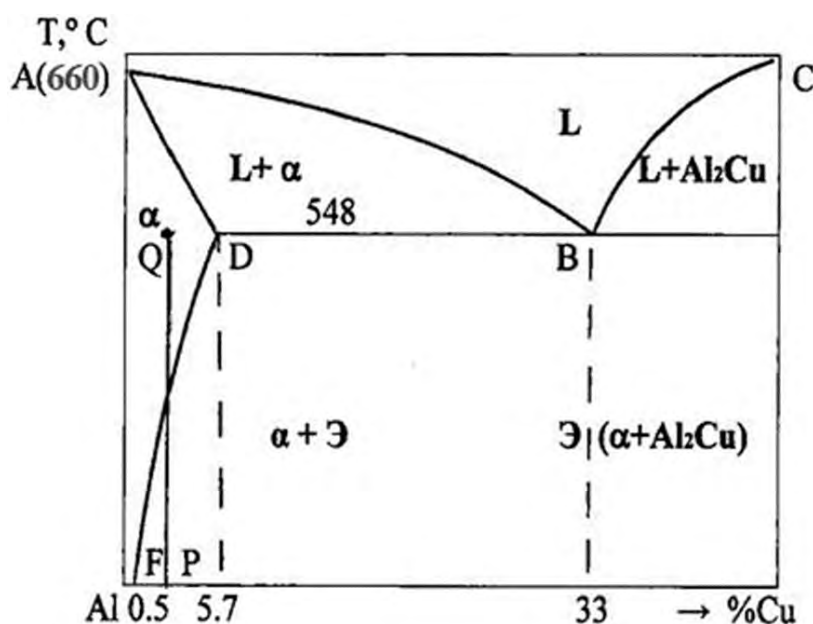


Рис. 30. Диаграмма состояния Al – Cu

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.

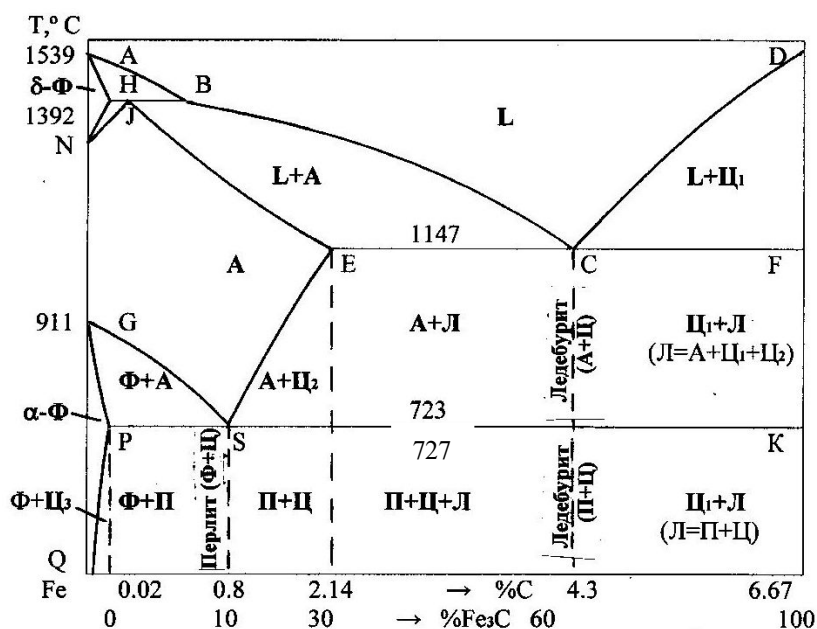


Рис. 31. Диаграмма состояния сплавов железа с углеродом (цементитом)

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

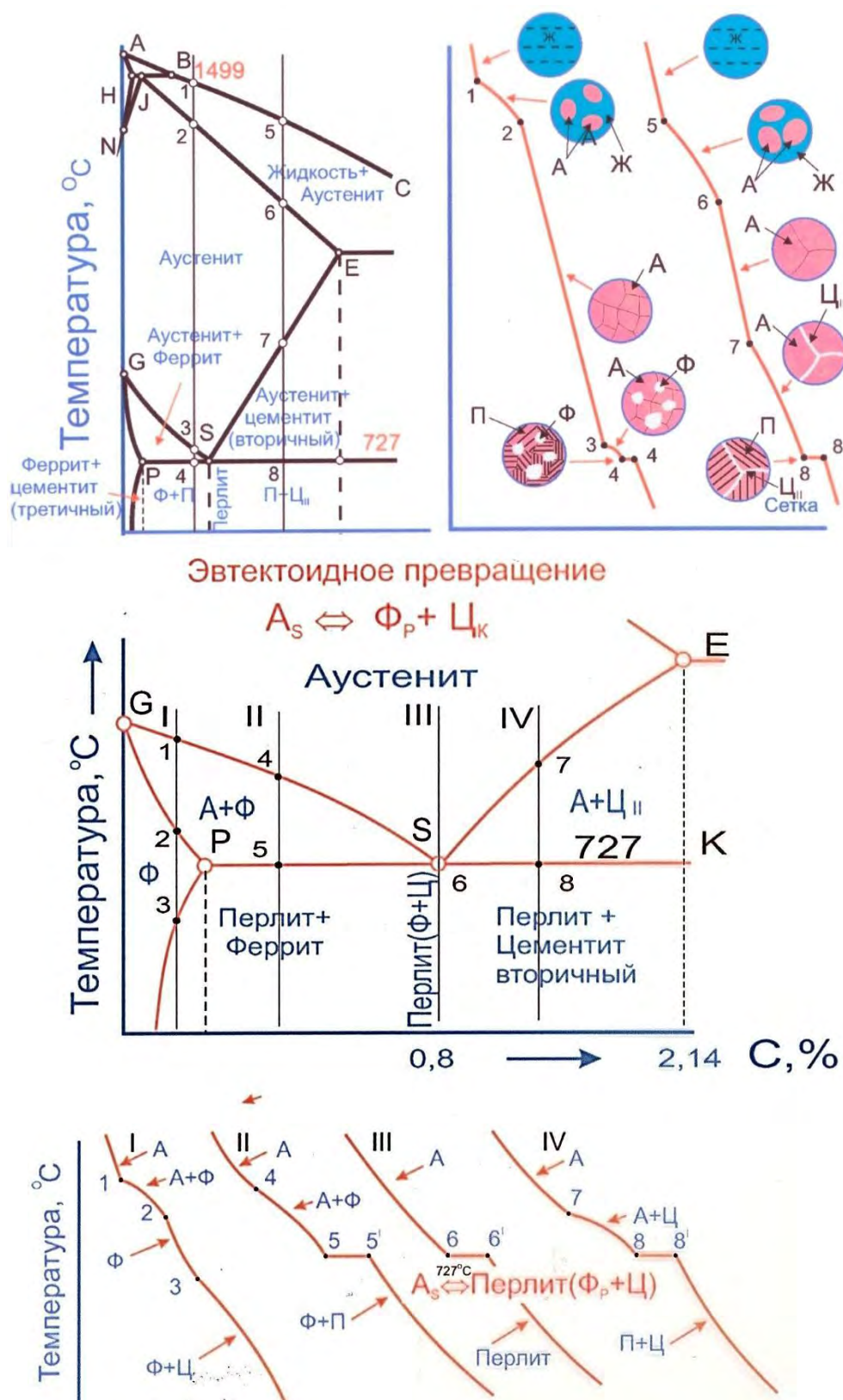


Рис. 32. Термические кривые охлаждения, на основании которых построена диаграмма железо-углерод, позволяют рассмотреть изменения фазового состава в процессе кристаллизации (линии ликвидус) и перекристаллизации в твердом состоянии при эвтектоидной температуре (линия PSK)

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 ANJESF – 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).

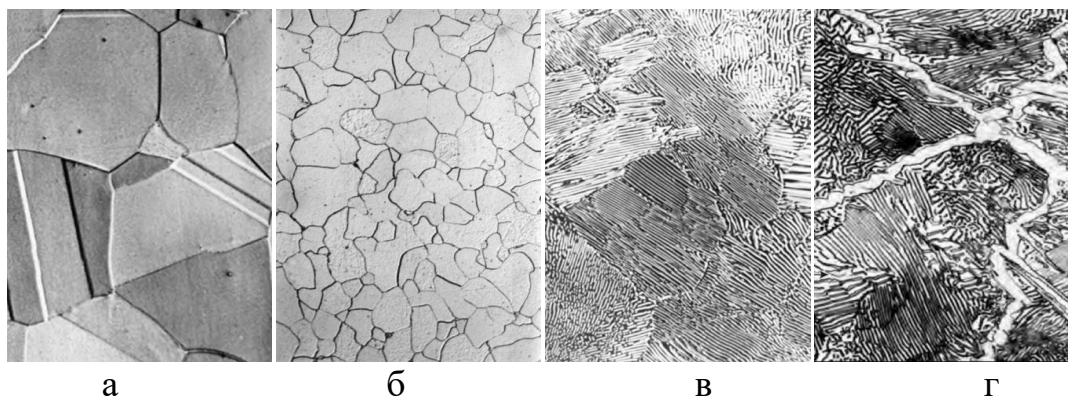


Рис. 33. Металлографические структуры: а – аустенит; б – феррит; в – перлит (0,8 % С); г – оболочковая структура перлит + цементит (1,3 % С)

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 Р на рис. 31). Феррит мягок и пластичен: НВ 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 Е на рис. 31), твердость аустенита находится на уровне НВ 170.

Цементит представляет собой *химическое соединение железа с углеродом (Fe_3C)*, и содержит 6,67 % С (вес.). Цементит хрупок и тверд: НВ 800. Цементит, образовавшийся в процессе первичной кристаллизации из расплава, называется **первичным** – Ц₁. Цементит, выделяющийся в процессе охлаждения из аустенита, называется **вторичным** – Ц₂; из феррита – **третьим** – Ц₃.

При температуре 727 °С во всех сплавах системы Fe – C, содержащих более 0,02 % C, (линия PSK) происходит эвтектоидное превращение: аустенит, содержащий 0,8 % C (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 (0,60 % C), 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 % C (точка P), а аустенит 0,8 % C (точка S). Аустенит этого состава при температуре 727 °С превращается в перлит.

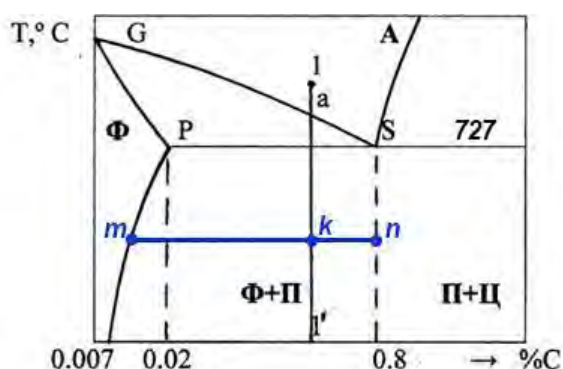


Рис. 34. Схема определения фазового и структурного состава доэвтектоидной стали

Таким образом, сталь с 0,6 % C 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 «k» 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:

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

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

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

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).

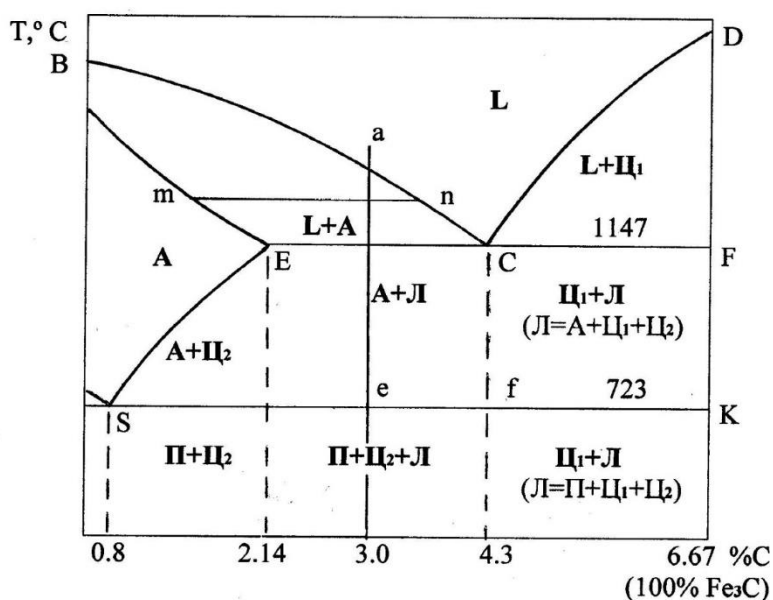


Рис. 35. Правая часть диаграммы состояния

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).

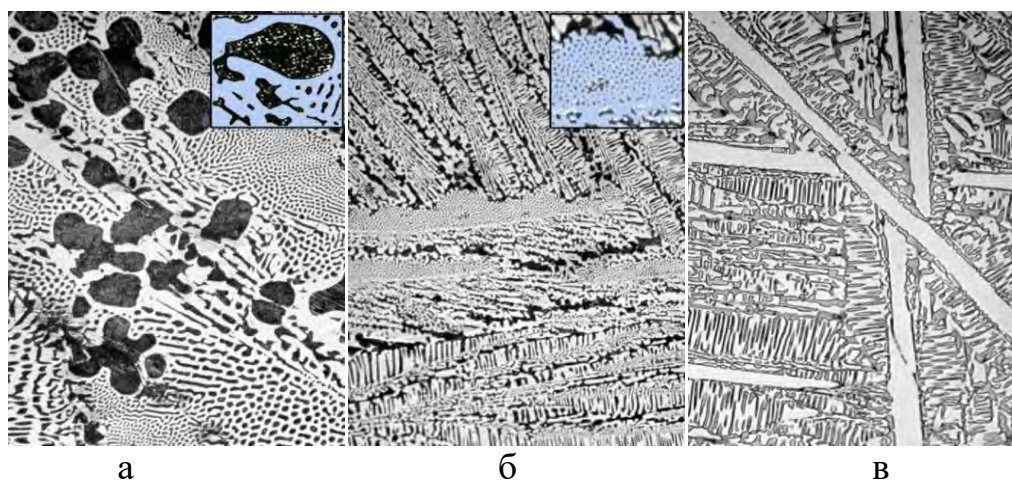
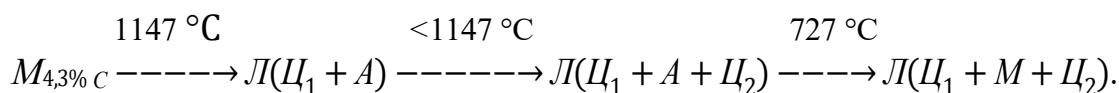
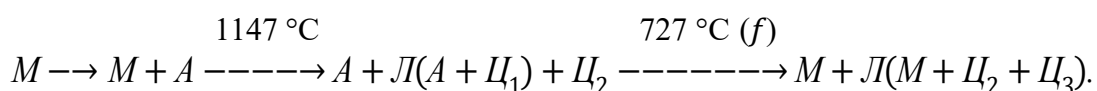


Рис. 36. Микроструктура белых чугунов:
а – доэвтектический (3,5 % C); б – эвтектический (4,3 % C);
в – заэвтектический (5,4 % C)

Рассмотренный процесс можно описать следующей реакцией:



В отличие от эвтектического, доэвтекктический и заэвтекктический чугуны кристаллизуются в интервале температур (BC – EC) и (CD – CF) соответственно. Например, в доэвтекктическом 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 C) и превращаясь при этом в ледебурит. При дальнейшем охлаждении доэвтекктического чугуна аустенит и ледебурит претерпевают изменения по аналогии с чугуном эвтекктического состава. В целом превращения при охлаждении доэвтекктического чугуна можно представить следующей реакцией:



Следует обратить внимание еще раз на то, что фазовый состав любого чугуна при эвтекктическом превращении (1147 °С, ECF) изменяется согласно: $L \rightarrow A + C_2$, а при эвтектоидном превращении (727 °С, SK) реализуется процесс: $A \rightarrow \Phi + C_3$.

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.

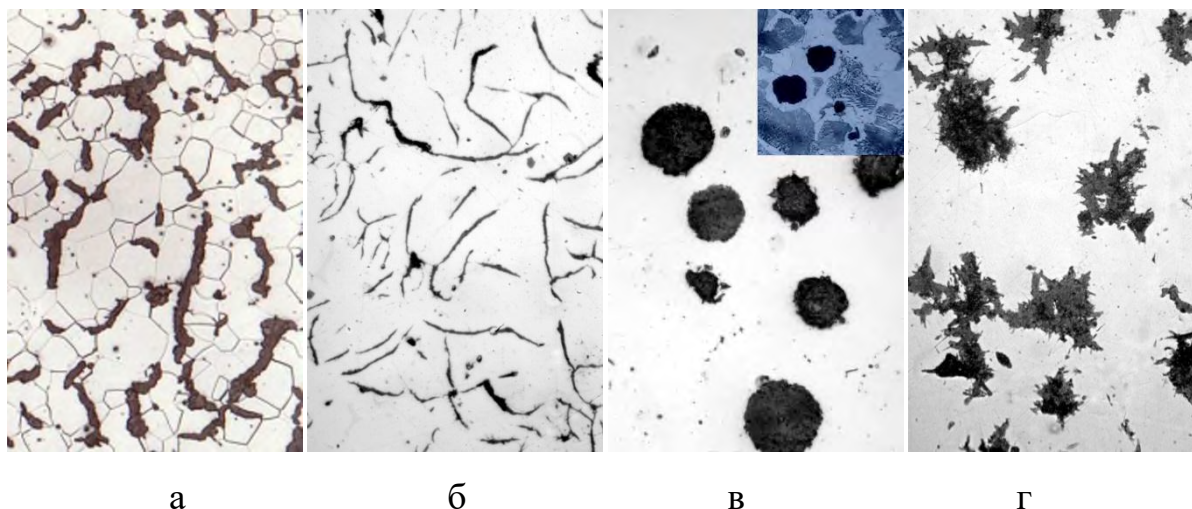


Рис. 37. Структура чугунов:

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.

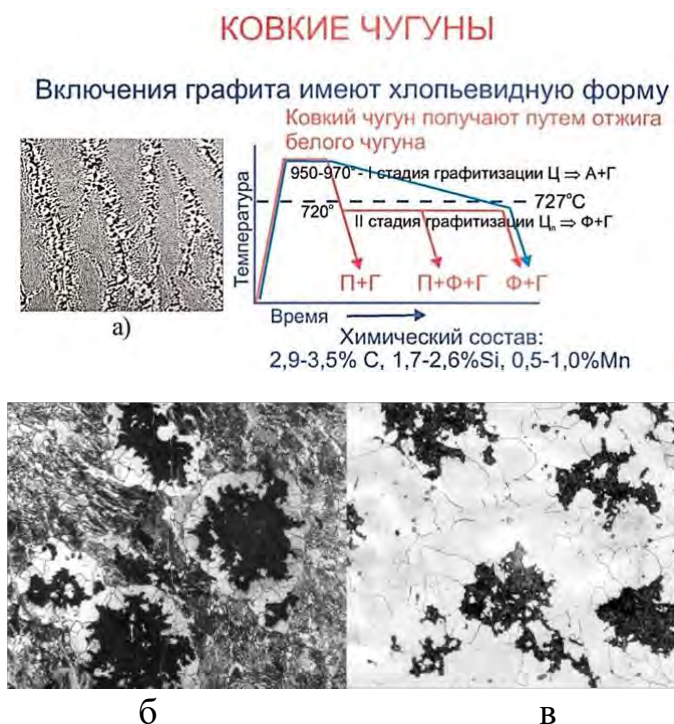


Рис. 38. Режимы графитизирующего отжига белого чугуна:
а – эвтектический белый чугун; б – перлитно-ферритный ковкий чугун; в – ферритный ковкий чугун

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.

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.

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.

8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Термической обработкой называется комплекс операций нагрева, выдержки при нужной температуре и контролируемого охлаждения 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).

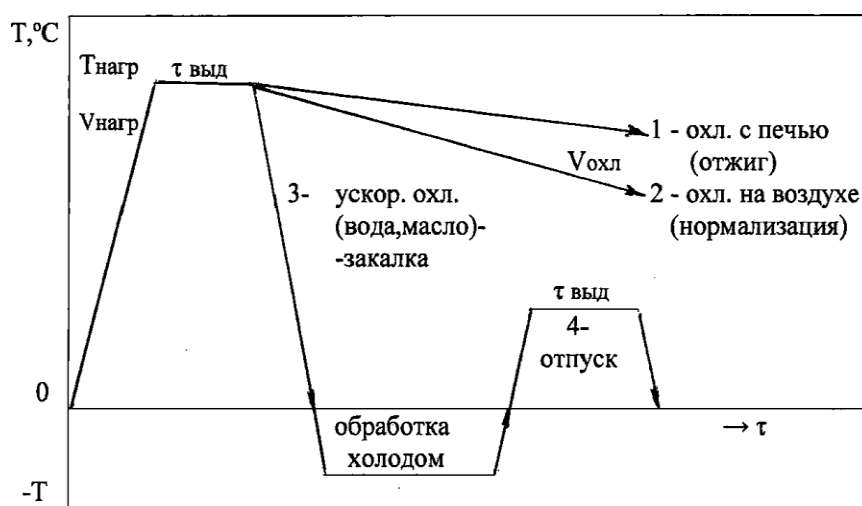


Рис. 39. Элементы режима термической обработки и ее виды

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.

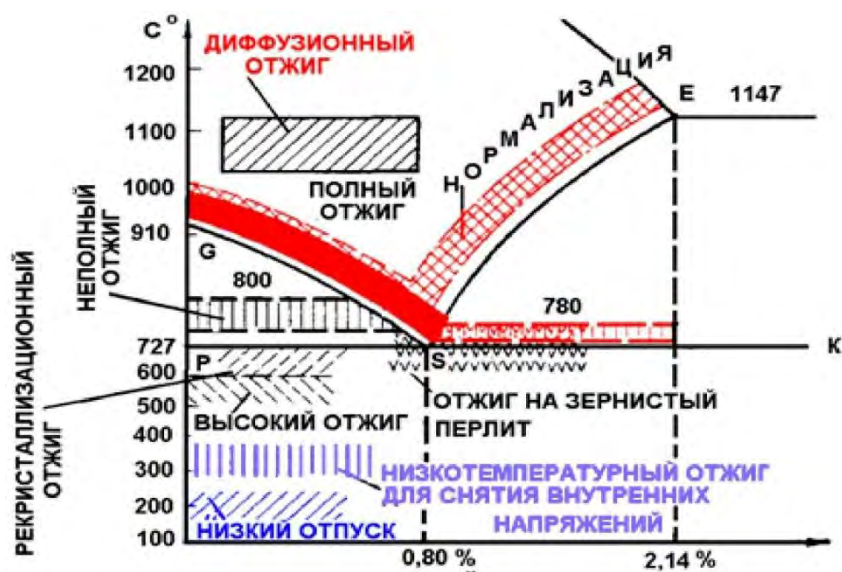


Рис. 40. Выбор температуры нагрева при термических обработках стали

Для доэвтектоидных конструкционных сталей применяют полный отжиг, при котором температура нагрева на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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 $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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 $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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.

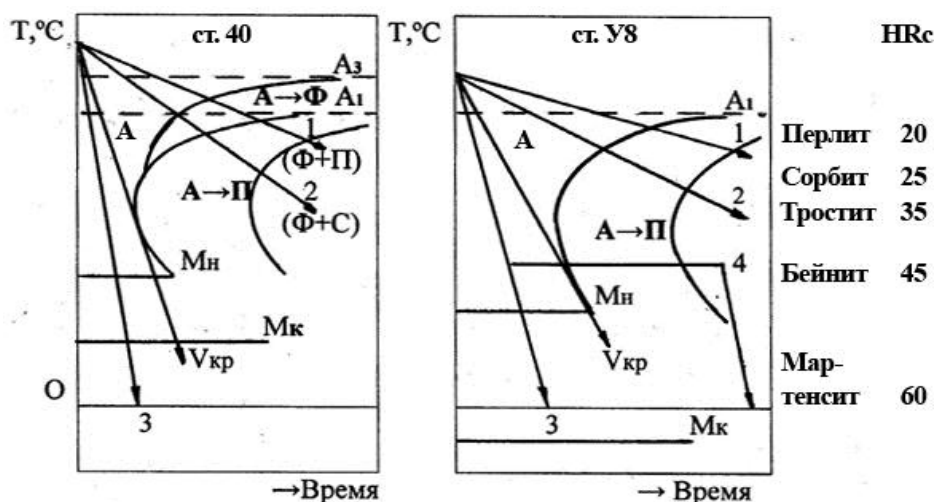


Рис. 41. Диаграмма-схема распада переохлажденного аустенита стали 40 и стали У8:
1 – отжиг; 2 – нормализация; 3 – закалка; 4 – изотермическая закалка

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 гранецентрированной в объемно-центрированную в локальном месте происходит практически мгновенно. Углерод при этом остается полностью во вновь образующейся решетке, формируя ее 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* (M_k), Δt °С = $M_n - M_k$ называется интервалом мартенситного превращения.

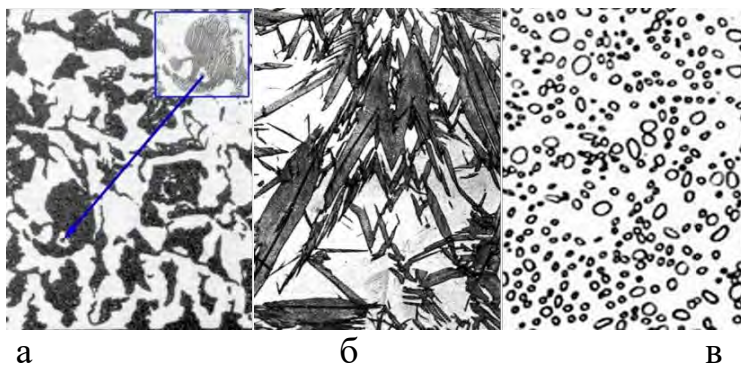


Рис. 42. Сталь 40 после разных термических обработок:
а – после отжига (феррит-перлит); б – после закалки (мартенсит);
в – после закалки и среднего отпуска (зернистый перлит)

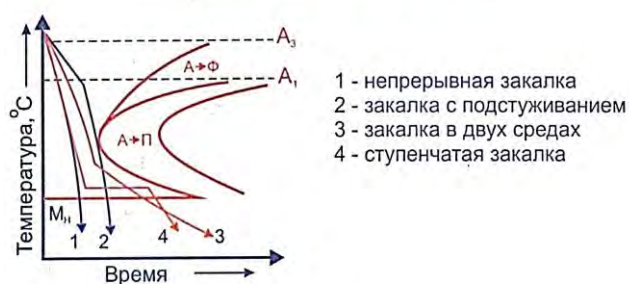
Повышение содержания углерода в стали приводит к смещению интервала мартенситного превращения в область более низких температур. Так, из рис. 41 видно, что в инструментальной стали по сравнению с конструкционной Мн имеет меньшую величину, а M_s оказывается в области отрицательных температур. То есть 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 нее 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). Диаграммы, позволяющие на базе вышеизложенного материала судить о структурах, формирующихся при разных видах закалки, качественно оценивать уровень остаточных напряжений в закаленных изделиях и др. (рис. 43).

Способы закалки стали



Изотермическая закалка



Рис. 43. Диаграмма распада переохлажденного аустенита

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 ее после закалки, т. е. выше закаливаемость.

Выше были описаны объемные способы закалки, однако возможна **поверхностная закалка** токами высокой частоты, лазерным лучом 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 шестерни, обеспечивающая ее стойкость при ударных нагрузках. Внимательный просмотр рис. 44 позволяет хорошо представить себе технологию поверхностной закалки.

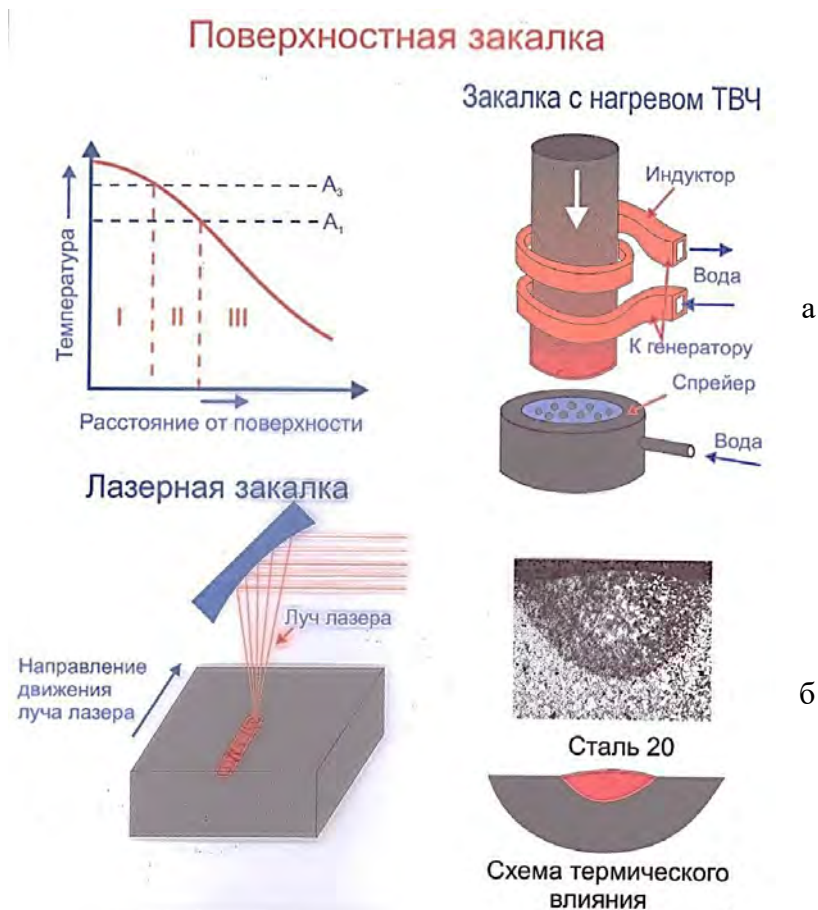


Рис. 44. Поверхностная закалка стали токами высокой частоты (а), и сканированием поверхности лазерным лучом соответствующей мощности (б)

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, другими способами не всегда удастся сделать.

2. **Прокаливаемость** – способность стали закаливаться на определенную глубину; характеризуется толщиной 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.

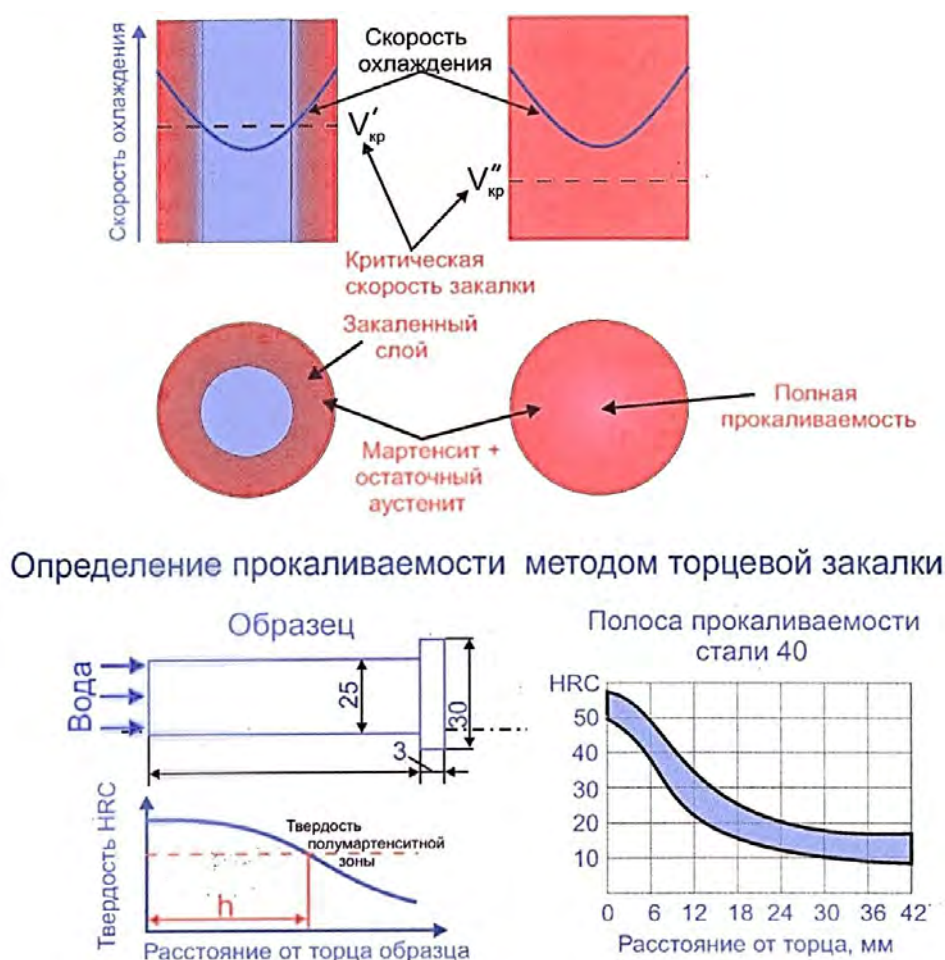


Рис. 45. Прокаливаемость стали

Из рис. 45 следует, что прокаливаемость стали 40 мала, < 6 мм при торцевой закалке. Существует другой способ оценки прокаливаемости: выявление путем закалки 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 закали, например, сталь 38ХСА.

Дело в том, что критическая скорость закали, которую можно вычислить по диаграммам (рис. 46), для стали 38ХСА значительно ниже, чем в стали У8, и в этом случае вышеупомянутый вал коробки передач будет полностью закален (прокален во всем сечении).

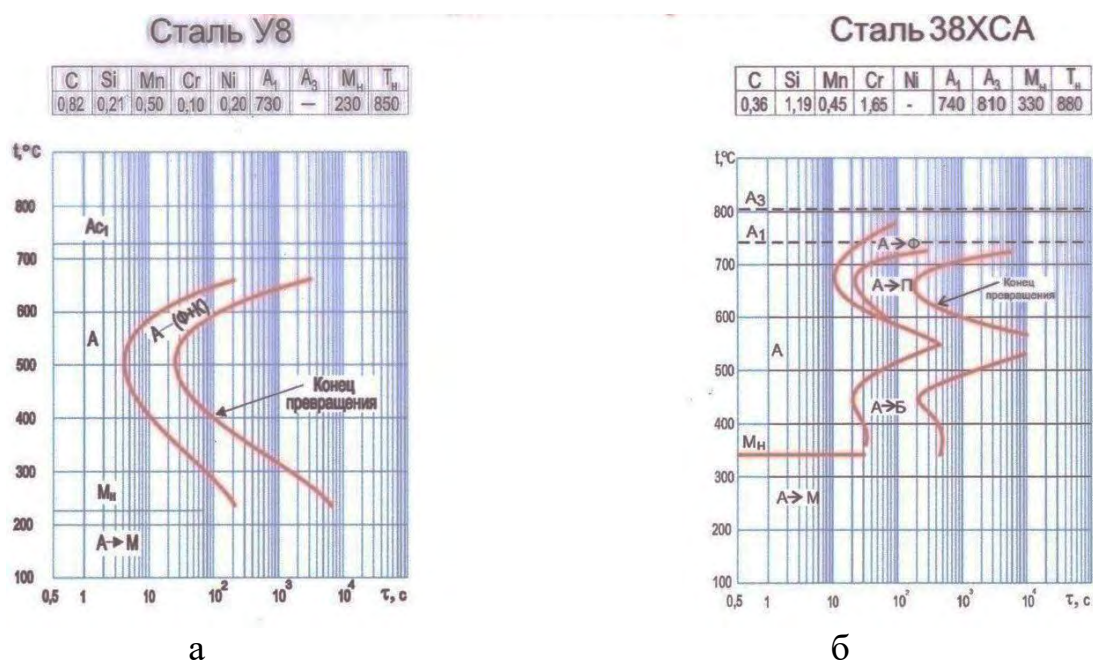


Рис. 46. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита стали У8 (а) и 38ХСА (б)

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 — ферритно-карбитную смесь и цементит.

Характер и полнота определяют три вида отпуска превращения мартенсита.

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.

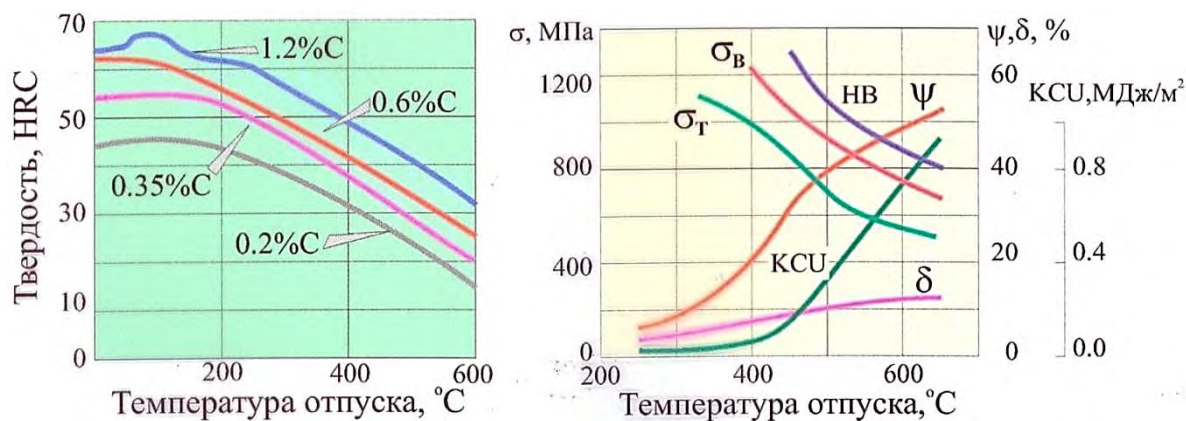


Рис. 47. Изменение механических свойств при отпуске в зависимости от % C в стали

9. СОВРЕМЕННЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ

Впервые в России под научно-техническим руководством кандидата физико-математических наук Валерия Михайловича Шулаева создан полностью компьютеризированный новый класс вакуумных элеваторных печей четвертого поколения, предназначенных для безокислительной, бездеформационной термической обработки, включающих: 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 (рис. 48).



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

Рис. 48. Электропечь модели СЭВФ-5.5/11,5-ИЗМ-НИТТИН

Буквенно-цифровое обозначение 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 нее. 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 (рис. 49).



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	Термopара	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

Рис. 49. Блок-схема

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 отпуски практически идентичны как в случае заправки газом высокого давления, так и вакуумной заправки 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 заправки 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 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 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. 50).

Смысл данных обработок заключается в том, что при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ или при $400\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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. 50, 51).

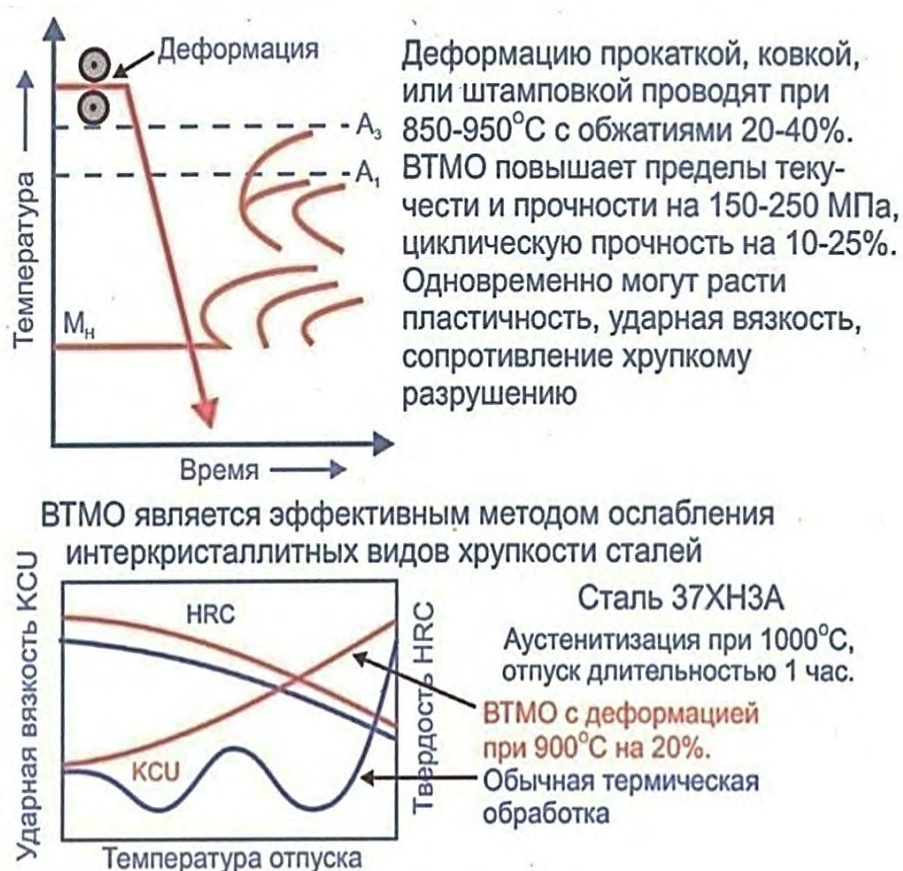


Рис. 50. Схема высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и влияние ее на свойства стали 37ХН3А

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, 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.



Свойства сталей после отпуска при 220°С

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

Рис. 51. Схема низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) и влияние ее на свойства сталей

Наряду с рассмотренными обработками используется механико-термическая обработка – МТО. На рис. 52 показана последовательность операций при МТО, например для бериллиевой бронзы.

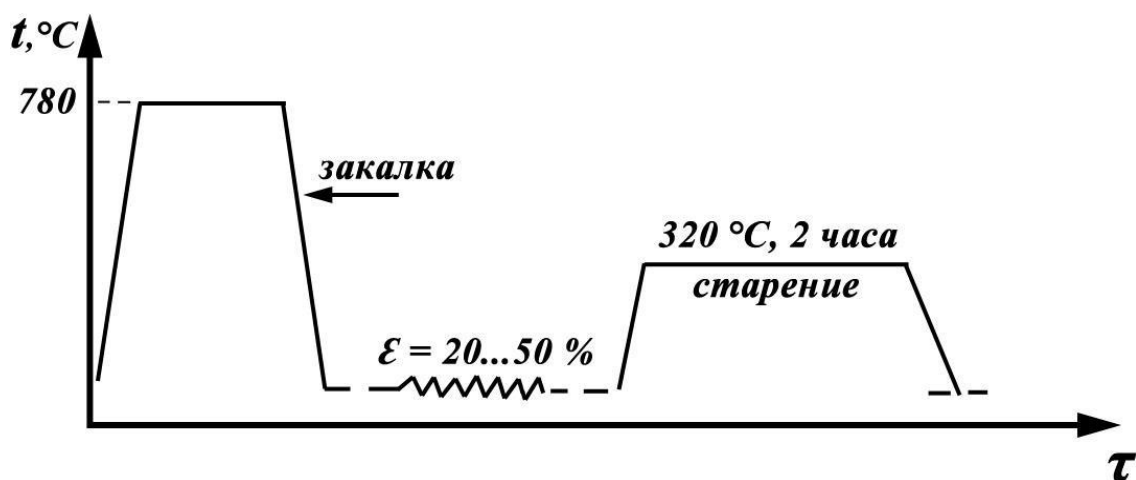


Рис. 52. МТО пластинчатых пружин из БрБ2, БрБНТ

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°C , 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, безыскрового 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. 53).

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 $1500 \text{ HV}_{0,5}$ при шероховатости $Ra = 0,2$.

Высокая микротвердость в данном случае обусловлена ультрамелким зерном (≤ 20 нм) и соответственно очень высокой плотностью дислокаций ($\geq 10^{16} \text{ 1/см}^2$), 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).

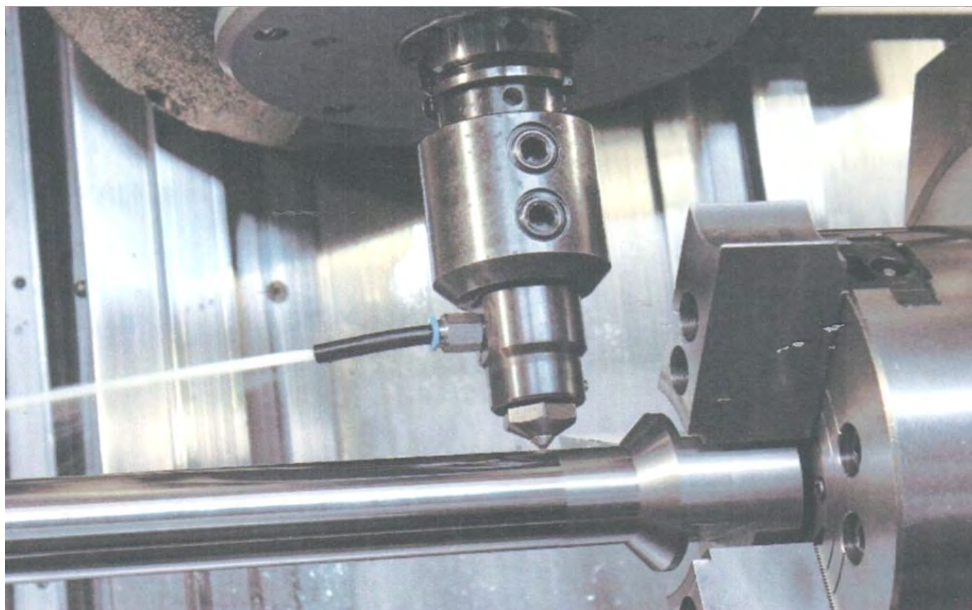


Рис. 53. Процесс наноструктурирования скоростным выглаживанием

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

10. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ (ХТО)

ХТО – процесс насыщения поверхности стали углеродом называется цементацией; азотом азотированием; хромом – хромированием и др.

Цель химико-термической обработки – изменить поверхностный химический состав стали для повышения служебных свойств непосредственно после азотирования, хромирования или после соответствующей термической обработки (цементации).

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. 54.

В результате получаем шестерню с твердостью на поверхности 56–62 HRC (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.

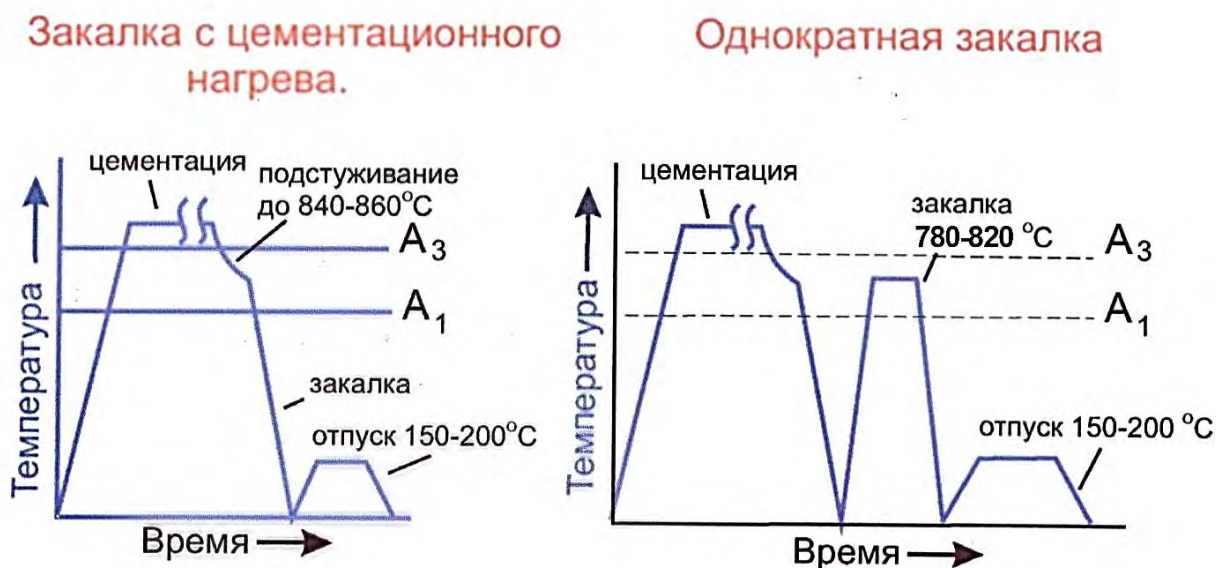


Рис. 54. Режимы термической обработки цементованной стали 20

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 HRC. Азотированию подвергаются особо тяжело нагруженные 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. 55).

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.

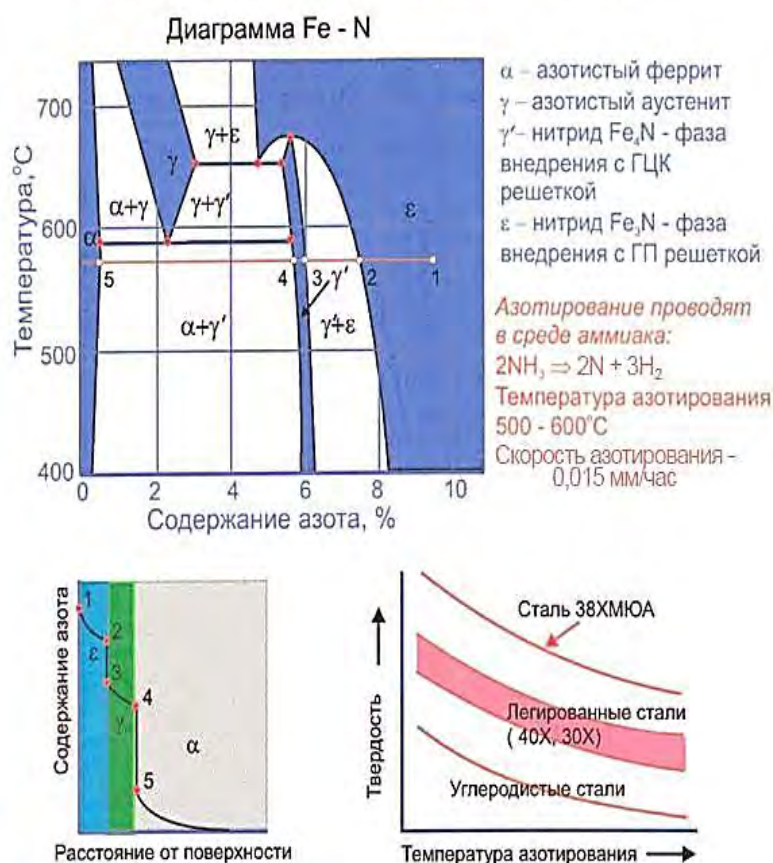


Рис. 55. Формирование структур при азотировании железа–стали

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, коррозионная стойкость, жаростойкость и др.) можно получить, используя легированные стали.

Легированными (специальными) 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. 56, а) или к ее сужению вплоть до «выклинивания» (рис. 56, б). В первом случае свыше определенного содержания легирующего элемента (никель, марганец) образуются *аустенитные сплавы* (стали), во втором (хром, кремний) – *ферритные*.

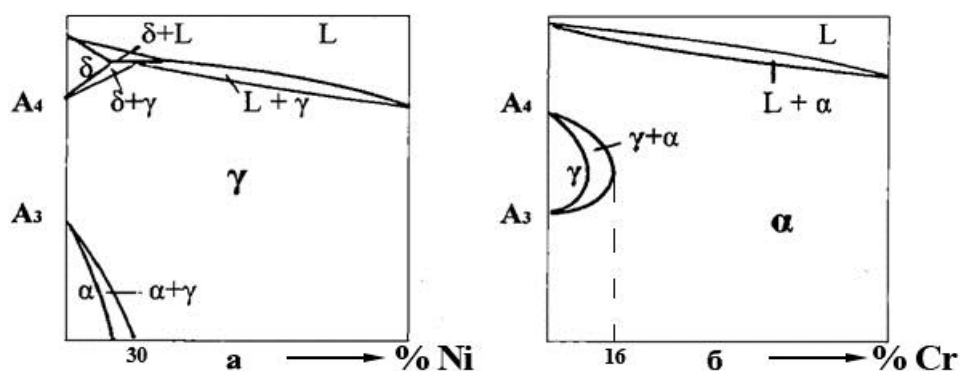


Рис. 56. Схема диаграмм состояния железо – легирующий элемент

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 на кинетику распада аустенита 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. 57, 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. 57, б);
- аустенитный класс; при охлаждении на воздухе аустенит остается непревращенным, так как мартенситное превращение начинается при отрицательных температурах (рис. 57, в).

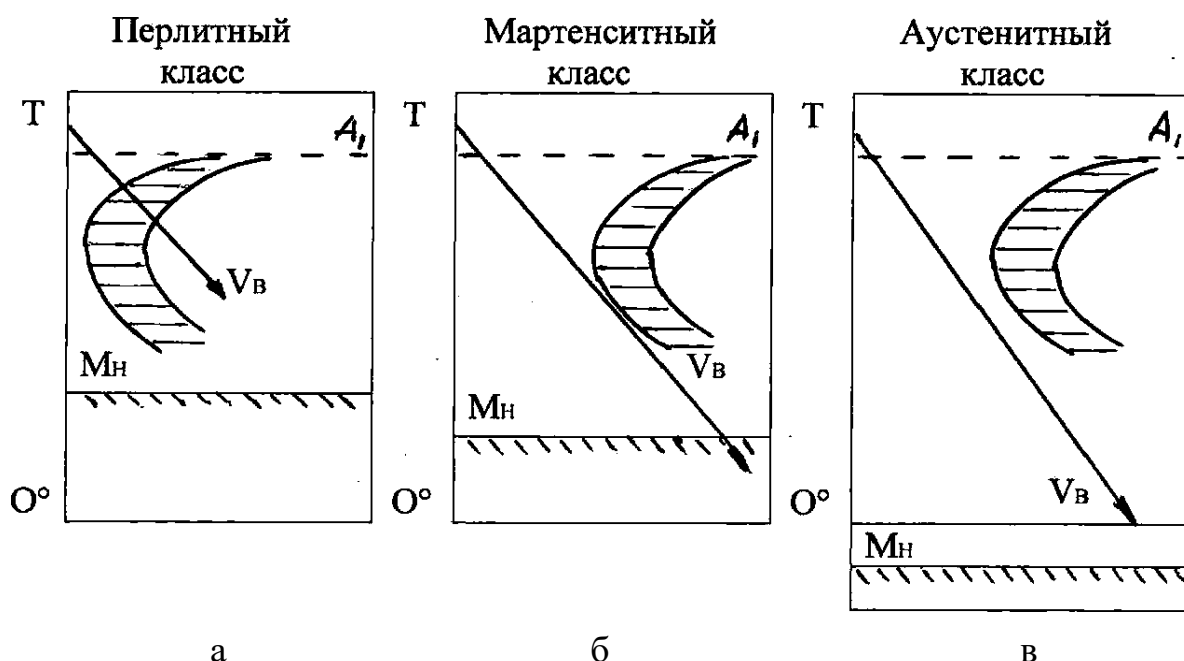


Рис. 57. Диаграммы распада аустенита сталей разных классов

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. Повышенная 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. 58 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.

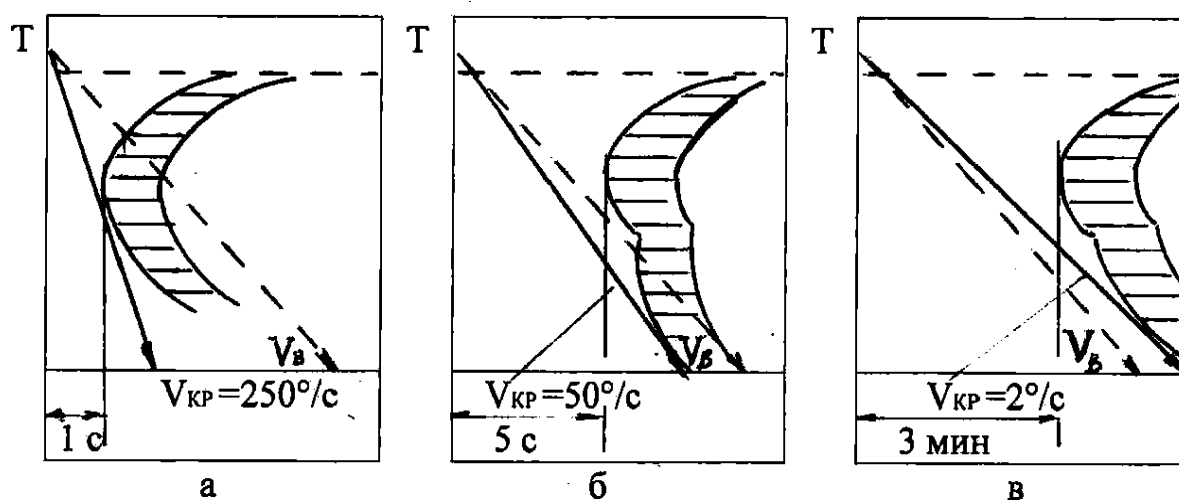


Рис. 58. Влияние легирующих элементов (Cr и W) на характер диаграммы изотермического распада аустенита: а – сталь У8; б – сталь 90X; в – сталь 90XB4

11.3. Образование легирующими элементами самостоятельных фаз

При введении в сталь легирующие элементы могут быть растворены в феррите и аустените, повышая их прочность, коррозионно-стойкость (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*: цементуемые (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 иллюстрируется на примере хромоникелевой стали с различным содержанием углерода (рис. 59).

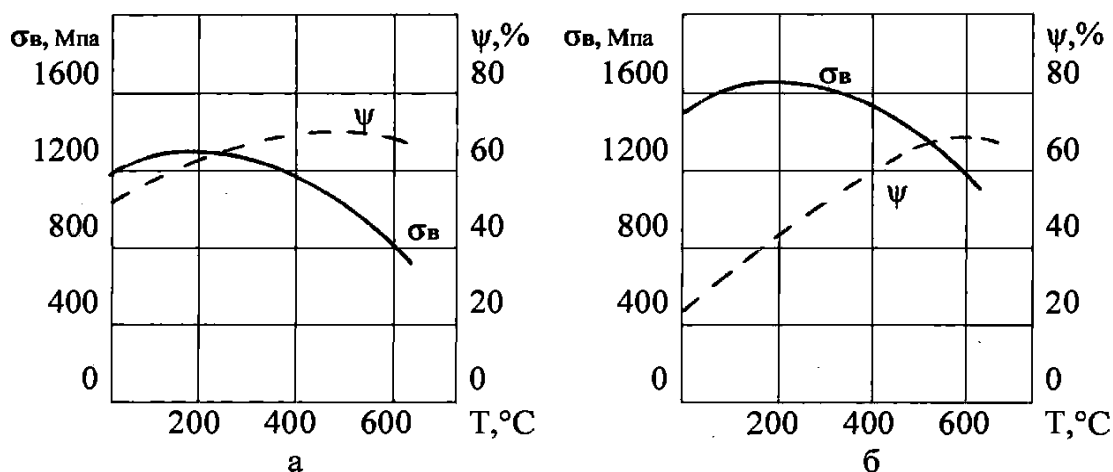


Рис. 59. Влияние температуры отпуска на механические свойства (σв и ψ) хромоникелевой стали: а – малоуглеродистая сталь; б – среднеуглеродистая сталь

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 подвергают 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. 60.

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/м²
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. 60. 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 (Р18, Р9, Р9К5, Р9Ф5, Р6М5 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. 61).

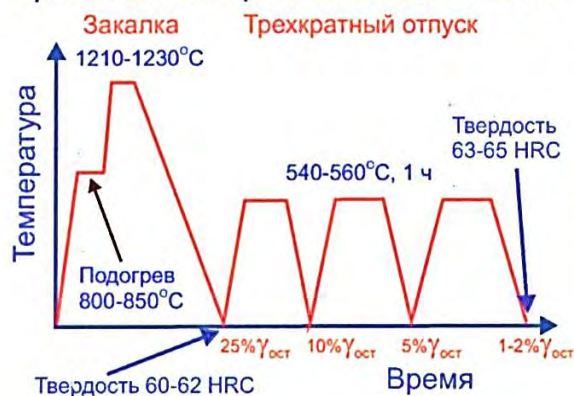
При термической обработке штампового инструмента, благодаря повышенной стойкости к отпуску по причине присутствия 2 % вольфрама (например 4ХВ2С, 6ХВ2С), после закалки от 860...900 °С (масло) применяют средний отпуск при температуре 420...440 °С.

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.



Термическая обработка стали Р6М5



Структура после закалки



Рис. 61. Термическая обработка и свойства стали Р6М5

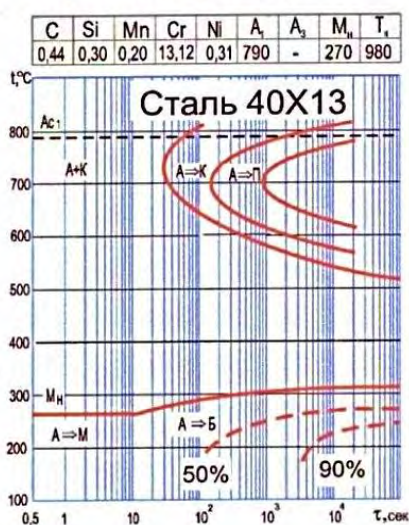
Нержавеющая (коррозионностойкая) сталь. Вид и режим термической обработки нержавеющей стали зависит от ее класса.

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 аустенито-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. 62).

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

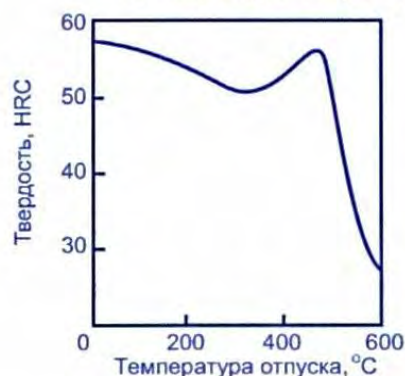
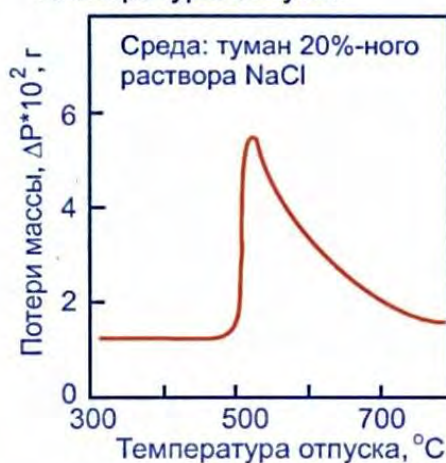


Рис. 62. Термическая обработка и свойства сталей мартенситного и ферритного классов

Механические свойства хромистых сталей представлены на рис. 63.

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 от1000-1050°C+ отпуск 660-770°C	440	650	16	55
30X13	0,26-0,35	12-14	-	Закалка от950-1020°C+ отпуск 700-750°C	590	730	14	40
40X13	0,36-0,45	12-14	-	Закалка от1000-1050°C+ отпуск 600-650°C	890	1120	13	32
Стали мартенситно-ферритного класса								
12X13	0,09-0,15	12-14	-	Закалка от1000-1050°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

Рис. 63. Механические свойства хромистых сталей

Нержавеющие стали аустенитного класса (например, классическая хромоникелевая «нержавейка»: 12X18H10T) подвергаются закалке от 1050...1100 °С без отпуска. Хромоникелевая сталь после закалки имеет повышенную коррозионную стойкость и высокую пластичность (рис. 64).

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

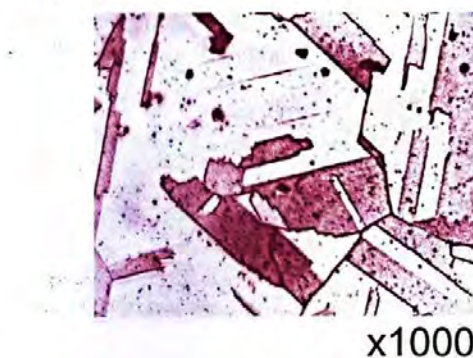


Рис. 64. Структура и свойства аустенитных нержавеющей сталей

Зависимость механических свойств сталей разных классов от режимов термической обработки представлена в табл. 7.

Таблица 7

Механические свойства легированных сталей разных классов

Группа сталей	Марка сталей	Характеристика сталей	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	Мартенсито стареющая 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 получить вполне достаточное представление о каждой из приведенных сталей.

Термическая обработка подшипниковых сталей производится на базе диаграмм, представленных на рис. 65.

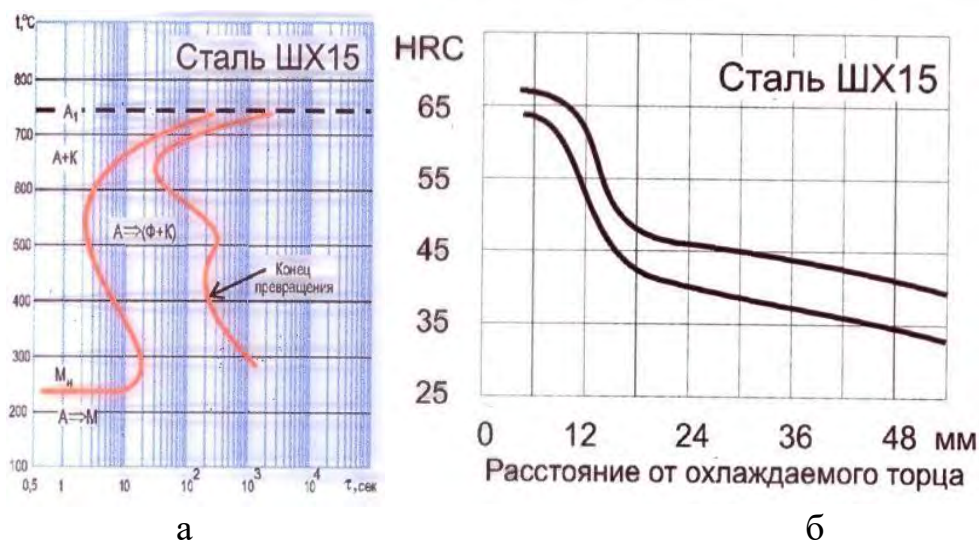


Рис. 65. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита (а) и полосы прокаливаемости стали ШХ15 (б) при торцевой закалке

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. 8.

Таблица 8

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. 9 и 10.

Таблица 9

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; B 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 10

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. 11, 12.

Таблица 11

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					
50C2	0,47–0,65	1,50–2,00	0,6–0,9	–	–
60C2	0,57–0,65	1,50–2,00	0,6–0,9	–	–
60C2ХА	0,56–0,64	1,40–1,80	0,4–0,7	0,70–1,00	–
60C2ХФА	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 12

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. 13.

Таблица 13

Состав пружинных сталей

Марка стали	Содержание, %			
	С	Мn	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 HRC.

11.6. Задания к лабораторным и практическим работам

Термическая обработка сталей

Практическая работа

1. Рассмотреть диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в сталях. Справочник // Л. Е. Попова, А. А. Попов. М. Металлургиздат, 1992 г., рис. 66.

2. Определить количественно критические скорости заковки ($V_{кр}$) изучаемых сталей.

3. Определить последовательность формирования фаз (структур) в каждой из сталей при отжиге, нормализации, закалке.

4. Оформить отчет, сделать выводы.

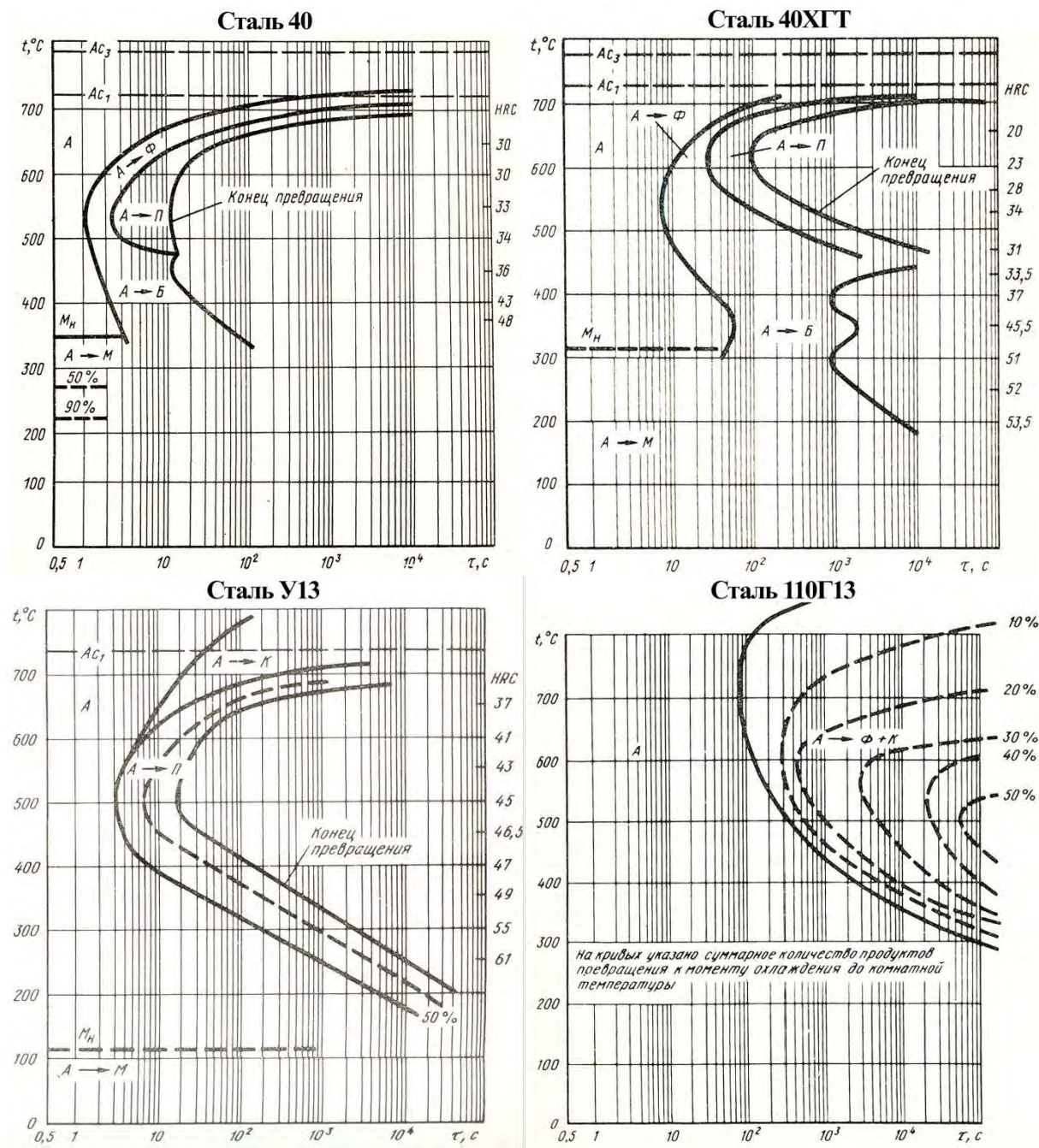


Рис. 66. Диаграммы превращения аустенита в сталях

Лабораторная работа 1

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: $HRC (HB) = f(V_{OHL})$ и $HRC (HB) = f(t, ^\circ C - \text{отпуск})$.

4. Проанализировать структурные изменения, определяющие твердость сталей.

5. Оформить отчет. Сделать содержательные выводы.

Лабораторная работа 2

Из табл. 14 видно, что отсутствие фазовых превращений в аустенитной и ферритной стали не вызывает заметных изменений свойств при термообработке

Таблица 14

Влияние термической обработки на изменение свойств сталей разных классов

№ 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».

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. 14, 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. 15.

Таблица 15

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. 7–15, определить марку стали, записав ее в последний столбец. Сделать выводы.

12. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

12.1. Свойства меди

Исходная медь имеет невысокую прочность и значительную пластичность. Пластическое изменение меди, как и прочих металлов с ГЦК-структурой, осуществляется способом скольжения в основном по плотноупакованным поверхностям $\{111\}$ в направлениях $\langle 110 \rangle$. Предел прочности чистой меди равняется приблизительно 200 МПа, условный предел текучести 40–80 МПа; поперечное уменьшение 80–95 %, относительное растяжение до 35 %.

Электрическая проводимость меди практически такая же, как у серебра. Примеси ухудшают ее электропроводность. Особенно сильно увеличивают электрическое сопротивление меди P, As, Al, Fe, Sb, Sn. Кислород в малых дозах улучшает электропроводность меди, так как он помогает удалению при плавлении окисляющихся добавок из расплава.

Химическая стойкость меди относительно невелика. Медь взаимодействует с минеральными кислотами, например в азотной и нагретой концентрированной серной. При отсутствии кислорода и прочих окислителей разбавленные соляная и серная кислота на медь не влияют.

При нормальной температуре сухой воздух и вода отдельно не воздействуют на медь, и она сохраняет свой розовато-красный оттенок. Во влажном воздухе медь покрывается налетом вследствие формирования на ее поверхности темно-красного оксида Cu_2O . При наличии во влажном воздухе CO_2 появляется зеленый налет основного карбоната $\text{CuCO}_3\text{Cu}(\text{OH})_2$.

Благодаря особому сочетанию физико-механических, технологических и специальных характеристик сферы использования меди крайне разнообразны. Чистую медь и малолегированные ее составы с высокой электро- и теплопроводностью широко применяют в электротехнике, электромашиностроении, теплотехнике. Помимо этого, медные сплавы используют и в разных областях машиностроения.

Техническая медь. По типу взаимодействия с медью примеси можно разделить на три группы. К первой относятся металлы, растворимые в твердой меди (Al, Fe, Ni, Zn, Ag, Au, Pt, Cd, Sb). Вторая группа представлена элементами, практически не растворимыми в меди в твердом состоянии и образующими с ней легкоплавкие эвтектики (Bi, Pb). Третью группу составляют полуметаллические и неметаллические элементы, создающие с ней химические соединения (O, S, P, Se, Te, As и др.).

Элементы первой группы не воздействуют на свойства меди в тех количествах, которые характерны для металла технической чистоты. В значительных количествах оказывают положительное влияние на характеристики меди и поэтому используются для легирования.

Примеси, не растворимые в меди, обычно негативно влияют на ее механические и технологические параметры. Особенно вредное воздействие оказывает висмут. В системе Cu–Bi (рис. 67) формируется легкоплавкая эвтектика, состав которой почти соответствует чистому висмуту (99,8 % Bi). Эвтектика затвердевает практически при той же температуре, что и висмут (270 и 272 °С соответственно). Растворимость висмута в меди чрезвычайно мала и не превышает 0,001 %, поэтому эвтектические выделения почти чистого висмута по границам кристаллов образуются при малых его количествах. Висмут – хрупкий металл, и его прослойки по границам зерен вызывают хладноломкость меди и ее сплавов. При температурах горячей прокатки легкоплавкая, эвтектика по границам зерен меди и ее сплавов, состоящая, по сути, из чистого висмута, расплавляется, связь между зернами ослабевает и появляются трещины. Следовательно, висмут провоцирует и хладноломкость, и горячеломкость меди и ее сплавов.

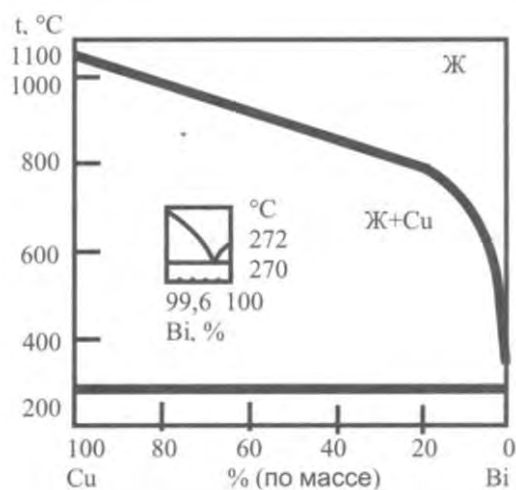


Рис. 67. Диаграмма состояния системы Cu–Bi

Аналог висмута – сурьма из-за значительной ее растворимости в меди оказывает менее вредное воздействие, но сурьма резко снижает электро- и теплопроводность меди.

Для соединений свинца с медью характерно монотектическое превращение при 953 °С и эвтектическое при 327 °С (рис. 68). Эвтектика в структуре Cu–Pb по составу почти соответствует чистому свинцу (99,96 % Pb). Растворимость свинца в меди чрезвычайно мала, поэтому эвтектические выделения свинца по границам зерен образуются при очень малых его содержаниях, но свинец не приводит к хладноломкости меди и ее сплавов, поскольку он пластичен, однако из-за невысокой температуры плавления эвтектики провоцирует горячеломкость.

Свинец улучшает обработку меди и ее сплавов резанием, поскольку делает стружку более хрупкой. Кроме того, свинец усиливает антифрикционные характеристики меди и ее сплавов.

Кислород содержится в меди в виде оксида Cu_2O , который создает с ней эвтектику при 3,4 % Cu_2O или 0,38 % О (рис. 69). Температура плавления эвтектики в данной системе (1065 °С) превышает температуру горячей прокатки меди, и поэтому кислород не вызывает ее горячеломкости. Растворимость кислорода в меди невелика и составляет при 1065 °С всего 0,011 % (по массе). При очень низких концентрациях кислорода в меди возникает эвтектика $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$. Закись меди Cu_2O производит отрицательное влияние на пластические свойства, технологичность, коррозионную стойкость меди. Кислород осложняет также пайку, сварку и лужение меди.

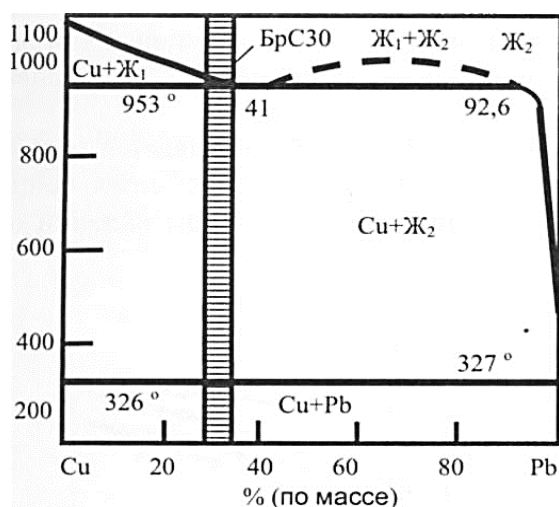


Рис. 68. Диаграмма состояния системы Cu-Pb

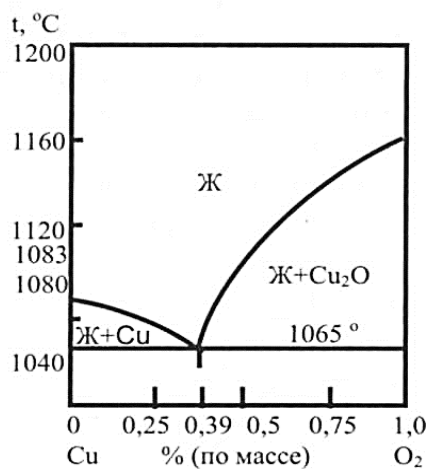


Рис. 69. Диаграмма состояния системы Cu- Cu_2O

Сера создает соединение Cu_2S , которое в твердой меди практически не растворяется. При минимальных добавках серы в меди образуется хрупкая эвтектика $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{S}$. Данная эвтектика не провоцирует горячеломкости, поскольку она плавится при значительных температурах, но вызывает хладноломкости и ухудшает технологическую пластичность при горячей обработке давлением.

Водород при содержаниях, превышающих его растворимость, приводит к пористости отливок. Особенно сильное негативное влияние оказывает водород на медь, содержащую кислород. При повышенных температурах водород проникает в медь и взаимодействует с расположенным по границам зерен оксидом меди, образуя пары воды высокого давления. Под давлением паров воды внутри металла появляются микротрещины, а на поверхности – вздутия (пузыри). Это явление именуют водородной болезнью.

В зависимости от уровня чистоты медь классифицируют на несколько сортов: М00, М0, М0б, М1б, М1, М1р, М2, М2р, М3, М3р (б – бескислородная медь, р – раскисленная медь). Концентрация примесей наименьшая в меди марки М00 (99,99 % Cu) и наибольшая – в М3 (99,50 % Cu).

В меди марок М1, М2, М3 содержание кислорода составляет обычно 0,05–0,08 %. Раскисленная медь отличается от перечисленных марок пониженным содержанием кислорода (не более 0,01 %), хотя его количество и больше, чем в бескислородной меди (менее 0,001 % О).

Временное сопротивление разрыву меди различных марок составляет 220–250 МПа, предел текучести равен 40–50 МПа, относительное удлинение до 46–40 %. Предел выносливости при базе 3×10^6 циклов оказывается равным 70–100 МПа, т. е. 30–40 % от временного сопротивления разрыву.

С повышением температуры прочностные характеристики меди снижаются (рис. 70). Относительное удлинение и поперечное сужение остаются постоянными до 200 °С, при более высоких температурах резко падают и лишь при нагреве выше 600 °С вновь начинают возрастать. Этот провал пластичности объясняется примесями.

В результате пластической деформации медь нагартовывается (упрочняется), и при достаточно высокой степени деформации ее временное сопротивление разрыву достигает 400–450 МПа при одновременном уменьшении относительного удлинения до 2–4 % (рис. 71).

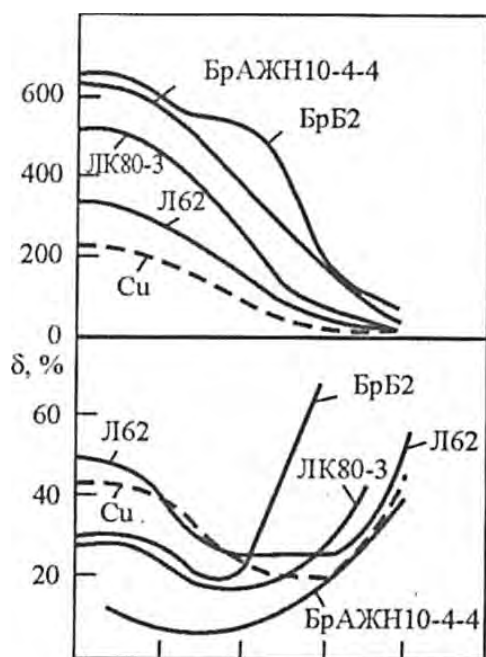


Рис. 70. Влияние температуры испытаний на механические свойства меди и ее сплавов

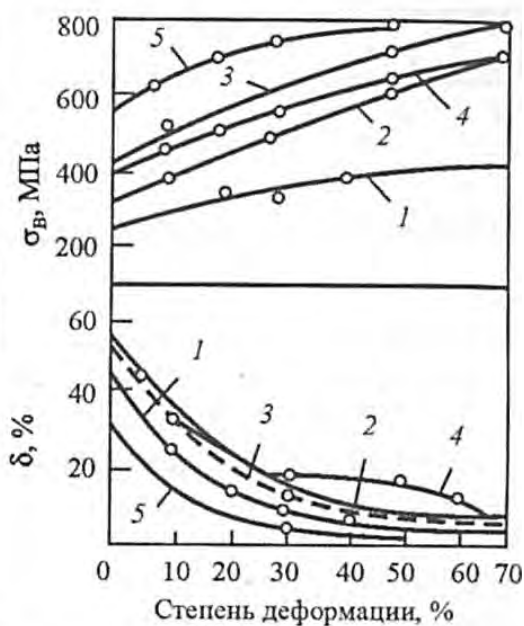


Рис. 71. Влияние степени деформации на механические свойства меди и латуней: 1 – Cu; 2 – Л68-3; 3 – ЛО70-1; 4 – ЛАН59-3-2; 5 – ЛмцА57-3-1

12.2. Сплавы меди

Медь создает непрерывные твердые растворы с соседними по таблице Д. И. Менделеева элементами: золотом, никелем, палладием, платиной,

а также с марганцем. Серебро не обладает полной растворимостью в твердой меди. Из металлов, образующих с медью непрерывный ряд твердых растворов, для легирования применяют только никель и марганец, остальные – редки, дефицитны и дороги. Элементы, сильно отличающиеся по строению и свойствам от меди (Ti, Pb, Se, Te), полностью не растворяются с ней даже в расплавленном состоянии.

Важнейшими медными сплавами считаются латуни и бронзы.

Латуни

Латуни (ГОСТ 15527-2004) – сплавы меди, в которых основным легирующим компонентом служит цинк. Различают простые и многокомпонентные (специальные) латуни, содержащие дополнительные (легирующие) элементы. Двойные латуни обозначают буквой Л и цифрами, показывающими среднее содержание легирующих элементов. Так, латунь Л80 включает 80 % Cu и соответственно 20 % Zn. Если латунь легирована кроме цинка другими компонентами, после буквы Л пишут условное обозначение этих элементов: С – свинец, О – олово, Ж – железо, А – алюминий, К – кремний, Мц – марганец, Н – никель. Цифры после букв показывают среднее содержание каждого легирующего элемента в латуни, кроме цинка. Содержание цинка определяется по остатку до 100 %. Так, в латуни ЛАН-59-3-2 имеется 59 % Cu, 3 % Al, 2 % Ni и 36 % Zn. В марке литейной латуни указывают не содержание меди, а количество цинка, причем содержание легирующих элементов указывают не в конце марки, а после буквы, обозначающей элемент.

Латуни имеют широкое применение благодаря комбинации высоких механических и технологических свойств.

Двойные латуни

Фазовое состояние латуней можно определить по диаграмме состояния системы медь–цинк (рис. 72). Структура латуней состоит из α или $\alpha + \beta'$ – фаз, где α -фаза – твердый раствор замещения цинка в меди, имеющий решетку ГЦК, высокую пластичность, низкие значения прочности и твердости; β' -фаза – упорядоченный твердый раствор на основе интерметаллида CuZn (относящегося к группе электронных соединений) с кристаллической решеткой ОЦК. Эта фаза характеризуется более высокой твердостью, чем α -фаза, и хрупкостью. При нагреве в интервале 451–468 °С нарушается упорядоченное расположение атомов в ОЦК-решетке (β' -фазы), и она обозначается как β -фаза. Нарушение упорядоченности увеличивает пластичность β -фазы.

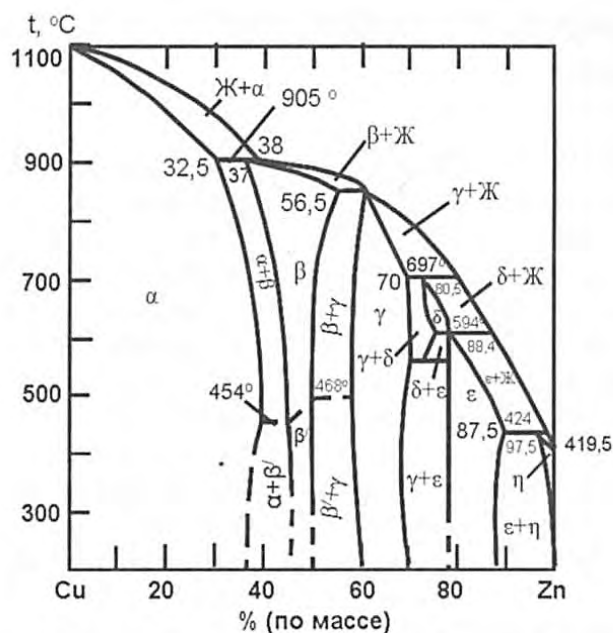


Рис. 72. Диаграмма состояния системы Cu-Zn

С возрастанием концентрации цинка механическая прочность увеличивается (рис. 73). Поперечное уменьшение снижается, особенно значительно при переходе от α - к ($\alpha + \beta$)-структуре. Относительное растяжение достигает предельного значения при 30–32 % Zn, а затем резко падает, особенно при наличии β' -фазы. Временное сопротивление разрыву растет до 47–50 % Zn, но как только β' -фаза полностью заменяет α -фазу, оно резко уменьшается. Сниженная пластичность β' -фазы объясняется упорядоченной структурой атомов. Когда при нагревании β' -фаза превращается в неупорядоченную β -фазу, ее деформационная способность резко увеличивается, и она становится более пластичной α -фазой.

Наиболее широко используют двойные латуни марок Л90, Л68, Л63 (рис. 74 и табл. 16).

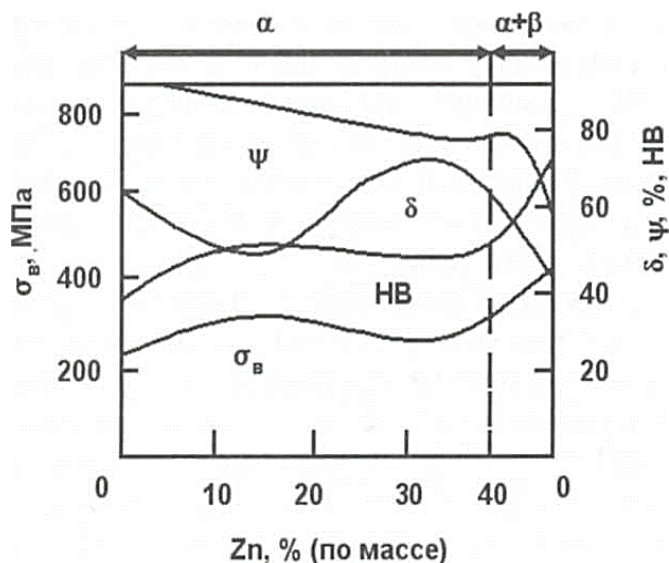


Рис. 73. Влияние цинка на механические свойства меди

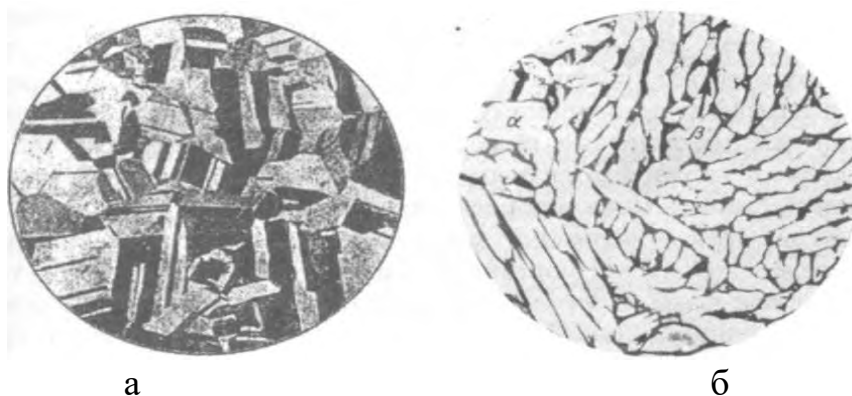


Рис. 74. Структуры однофазной (а) и двухфазной (б) латуней; $\times 200$

Латунь Л90 называют томпаком; она обладает повышенной устойчивостью против коррозии и имеет красивый золотистый оттенок, в связи с чем ее применяют для изготовления знаков отличия и фурнитуры. Латунь Л68 называют патронной, из нее производят изделия холодной штамповкой и глубокой вытяжкой, в частности гильзы патронов. Латунь Л63 называют торговой, так как она среди всех латуней занимает первое место по масштабу производства.

Холодная обработка приводит к значительному повышению прочности латуней при одновременном очень резком уменьшении пластичности (см. рис. 67). Отжиг обработанной латуни при температурах выше $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ снимает наклеп.

Отрицательное качество латуней заключается в их склонности к самопроизвольному коррозионному разрушению, которое происходит во влажной атмосфере при сохранении в материале после деформации внутренних напряжений. Развитию растрескивания способствует наличие в воздухе следов аммиака, аммонийных солей, сернистых газов. Это явление называют еще сезонной болезнью, так как оно чаще всего наблюдается весной и осенью, когда влажность воздуха повышена.

Разрушение происходит из-за избирательной коррозии латуней по границам зерен в области неравномерного распределения напряжений. Это явление усиливается с ростом содержания цинка и развивается особенно интенсивно при концентрациях его более 30 %. Для устранения склонности к растрескиванию необходимо отжечь деформированные полуфабрикаты при температурах ниже температуры рекристаллизации. При таком отжиге эффективно устраняются остаточные напряжения и сохраняется высокая прочность, обусловленная наклепом.

Деформируемые латуни

Наибольшее применение получили богатые медью α -латуни, содержащие до 4 % Al (ЛА85-0,5; ЛА77-2), которые благодаря однофазной структуре хорошо обрабатываются давлением.

Для никелевой латуни ЛН65-5 характерны высокие технологические свойства, она отлично обрабатывается в горячем и холодном состоянии.

Марганцевая латунь ЛЖМц59-1-1 обладает высокой прочностью и повышенной вязкостью вследствие мелкозернистой структуры, обусловленной легированием сплава железом. Оловянные латуни отличаются повышенной коррозионной стойкостью в морской воде, поэтому их называют морскими латунями. Алюминиевая α -латунь ЛАМш77-2-0,05 благодаря микролегированию мышьяком хорошо сопротивляется обесцинкованию в морской воде.

Свинцовые латуни хорошо обрабатываются резанием. Эти латуни – оптимальный материал для деталей, изготавливаемых на станках-автоматах. В отличие от α -латуней, свинец в $(\alpha+\beta)$ -латунях не является вредной примесью, т. к. в результате превращения $\beta \rightarrow \alpha$ в процессе охлаждения (см. рис. 69) он располагается не по границам зерен, а внутри кристаллов α -фазы, образующихся на включениях свинца, как на зародышах. Свинец делает стружку ломкой, что улучшает обрабатываемость резанием. В то же время свинец повышает антифрикционные характеристики.

Таблица 16

Механические свойства отожженных деформируемых латуней

Марка латуни	Структура	Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %
Л96	α	216+255	45+55
Л80	α	260+370	>40
Л63	α	290+400	>38
Л60	$\alpha+\beta$	360+410	40+50
ЛА77-2	α	340...440	42+52
ЛАН59-3-2	$\alpha+\beta$	440+540	40+50
ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,05	α	540	48
ЛК80-3	$\alpha+\beta$	275+335	53+60
ЛН65-5	α	370+440	45+65
ЛМц58-2	$\alpha+\beta$	380+490	>30
ЛЖМц59-1-1	$\alpha+\beta$	430	28
ЛМцА57-3-1	$\alpha+\beta$	390+490	40+50
ЛО90-1	α	245+304	42+50
ЛО70-1	α	311+370	55+65
ЛО62-1	α	390	>5
ЛС74-3	α	295+390	40+55
ЛС63-3	α	300	25
ЛС60-1	$\alpha+\beta$	340+390	45+55
ЛС59-1	$\alpha+\beta$	340+490	>25

Латунь ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,05 – это уникальный дисперсионно-твердеющий состав системы Cu-Zn. Дисперсионное упрочнение создают соединения на основе кремния, никеля и марганца, имеющие в меди переменную растворимость. В закаленном состоянии латунь этого состава

характеризуется повышенной пластичностью (механические параметры таковы: $\sigma_B = 540$ МПа, $\sigma_{0,2} = 224$ МПа, $\delta = 48$ %, $\psi = 61$ %), а после старения получает высокую прочность ($\sigma_B = 700$ МПа, $\sigma_{0,2} = 466$ МПа; $\delta = 25$ %; $\psi = 41$ %).

Еще более высокие прочностные характеристики достигаются при старении данной латуни после деформации в закаленном состоянии (процесс термомеханической обработки): $\sigma_B = 1030$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1010$ МПа; $\delta = 3,5$ %; $\psi = 11$ %.

Прочностные свойства латуней можно значительно улучшить пластической деформацией (см. рис. 67). Временное сопротивление разрыву латуней при наклепе возрастает на 250–300 МПа. Вместе с тем наклеп большинства латуней как простых, так и специальных, вызывает развитие в них самопроизвольного растрескивания.

Основной вид термической обработки латуней – отжиг, который осуществляют для разупрочнения материала перед последующей обработкой давлением, получения в готовых полуфабрикатах требуемых характеристик, а также для ликвидации склонности к сезонному растрескиванию. Однофазные α -латуни подвергают рекристаллизационному отжигу. Температура рекристаллизации α -латуней выше, чем у меди, поскольку все легирующие элементы ее увеличивают. В промышленных условиях отжиг латуней выполняют при 600–700 °С.

Литейные латуни

Литейные латуни широко используют в технике, что обусловлено следующими причинами:

- латуни имеют незначительную склонность к газонасыщению, благодаря защитному действию паров цинка с достаточно высокой упругостью, это гарантирует получение плотного литья;
- латуни мало предрасположены к ликвационным явлениям, поскольку линии ликвидуса и солидуса очень близки;
- благодаря малому интервалу кристаллизации латуни обладают хорошей жидкотекучестью и незначительной усадочной рассеянной пористостью;
- специальные литейные латуни отличаются повышенными механическими свойствами;
- поверхность специальных латуней после обработки резанием, шлифовки и полировки приобретает привлекательный цвет и блеск;
- многие литейные латуни обладают высокими антифрикционными характеристиками.

Вместе с тем литейные латуни имеют и недостатки, среди которых следует указать следующие:

- при плавке теряется большое количество цинка из-за значительной его летучести, для устранения этого недостатка необходимо применять защитные покрытия;
- при кристаллизации в отливках образуются крупные усадочные раковины, для выведения которых приходится использовать большие прибыли и переводить достаточно много металла в отходы;
- литейные латуни с большим количеством β -фазы склонны к сезонному саморастрескиванию при наличии остаточных напряжений. Для устранения этого недостатка отливки следует отжигать при пониженных температурах.

Состав и свойства некоторых литейных латуней приведены в табл. 17.

Литейные латуни маркируют аналогично деформируемым; если их составы одинаковы, то при использовании латуни для фасонного литья к марке добавляют букву Л.

В литейных латунях допускается больше примесей, чем в деформируемых, по следующим основаниям: а) при фасонном литье нет необходимости обеспечивать высокую деформируемость; б) многие литейные латуни производят из лома и отходов.

Наиболее прочной литейной латунью является ЛЦ23А6ЖЗМц2 с содержанием цинка 46,5 %, что соответствует практически однофазной β -структуре. Высокому комплексу механических свойств этой латуни способствует ее легирование железом, которое сильно измельчает зерно β -фазы при кристаллизации.

Таблица 17

Механические и литейные свойства специальных литейных латуней

Марка латуни	Механические свойства при литье в кокиль			Литейные свойства	
	σ_B , МПа	δ , %	КСУ, МДж/м ²	Жидкотекучесть, см	Линейная усадка, %
ЛЦ30А3	390	15	–	–	–
ЛЦ23А6ЖЗМц2	710	7	1,2	80	–
ЛЦ16К4	340	15	–	–	1,7
ЛЦ38Мц2С2	340	10	0,7	–	1,8
ЛЦ40Мц3Ж	490	10	–	60	1,6
ЛЦ40С	215	20	0,26	51	2,2
Л40Мц1,5	370	20	–	–	–
ЛЦ40Мц3А	440	15	–	–	–

Бронзы

Бронзами именуют составы меди с оловом, с алюминием, кремнием, бериллием и прочими компонентами, т. е. все соединения меди, кроме латуней и медно-никелевых сплавов. По главным легирующим компонентам их

классифицируют на оловянные, алюминиевые, бериллиевые, свинцовые, кремнистые и т. д.

Бронзы маркируют буквами Бр, после чего обозначают основные легирующие элементы и их концентрацию в сплаве, аналогично латуням. Цинк в бронзах маркируют буквой Ц, фосфор – Ф, бериллий – Б, хром – Х. Так, деформируемая бронза БрАЖМц 10-3-1,5 легирована 10 % Al, 3 % Fe и 1,5 % Мп; остальное – медь. Если составы литейной и деформируемой бронз совпадают, то в окончании марки литейной латуни стоит буква Л, например БрА9ЖЗЛ.

Оловянные бронзы

Оловянные (или другое распространенное название оловянистые) бронзы применяют с древнейших времен, и они хорошо освоены промышленностью. Их строение определяется фазовой диаграммой Cu-Sn (рис. 75). На основе меди формируется α -твердый раствор с обширной областью гомогенности. С уменьшением температуры способность растворения несколько возрастает от 13,5 при 798 °С до 15,8 % Sn в интервале температур 590+520 °С. При последующем снижении температуры растворимость олова в меди падает, особенно значительно ниже 400 °С. Промежуточные β -, γ - и ϵ -фазы относятся к соединениям электронного типа с электронной концентрацией 3/2, 21/13 и 7/4 соответственно. В классификации Юм-Розери δ -фаза соответствует обозначению γ .

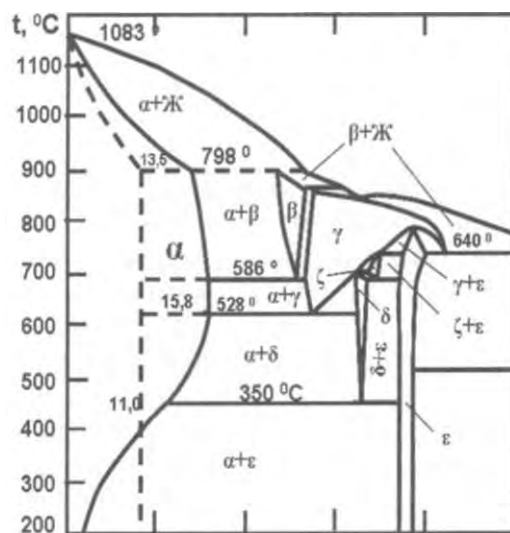


Рис. 75. Диаграмма состояния системы Cu-Sn

В составах системы Cu-Sn развивается существенная дендритная (внутрикристаллическая) неоднородность, вследствие чего в промышленных условиях неравновесная β -фаза возникает при содержаниях более 6–8 % Sn вместо 13,5 % по диаграмме состояния. При дальнейшем охлаждении она

претерпевает эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$, который затем сменяется эвтектоидным превращением $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$. Эвтектоидный распад β - и γ -фаз происходит быстро, и обычно они не обнаруживаются при комнатной температуре. Эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \epsilon$, напротив, протекает крайне медленно, и δ -фаза сохраняется до комнатной температуры даже при достаточно медленном охлаждении. В производственных условиях сплавы ведут себя таким образом, как если бы растворимость олова в меди была постоянной и не изменялась с температурой (см. пунктир на рис. 71).

Структура оловянных бронз однофазного и двухфазного типа изображена на рис. 76.

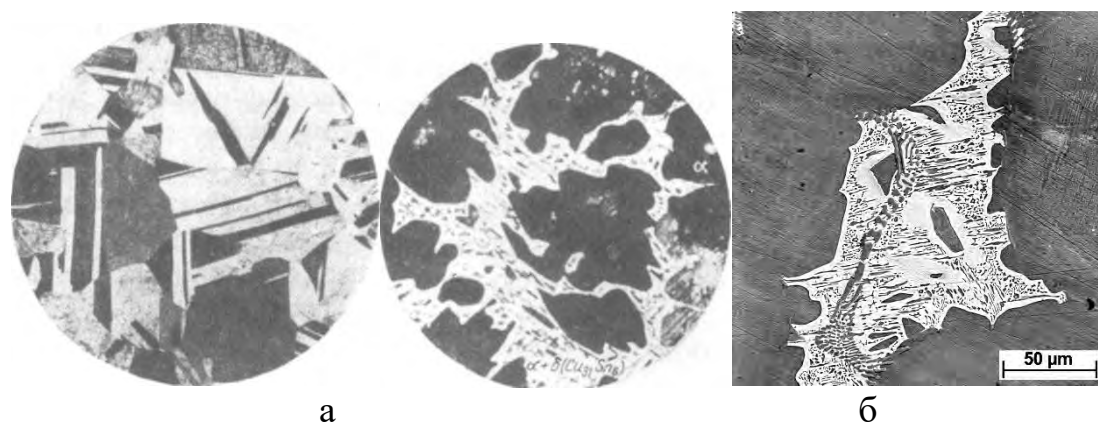


Рис. 76. Структура оловянных бронз с 5 (а) и 10% Sn (б): а – $\times 200$; б – $\times 1000$

Бронзы характеризуются низкой жидкотекучестью из-за значительного интервала кристаллизации. По этой же причине в бронзе не образуется сосредоточенная усадочная раковина, а появляется рассеянная мелкая пористость. Линейная усадка у оловянных бронз весьма незначительна и составляет 0,8 % при литье в земляную форму и 1,4 % при литье в металлическую форму. Указанные характеристики бронз упрощают получение отливок, не требующих повышенной герметичности.

Бронзы с литой структурой обладают невысокой деформационной способностью, что обусловлено включениями твердого δ -раствора. В то же время включения твердого эвтектика обеспечивают высокую устойчивость бронз против износа. Поэтому оловянные бронзы с достаточно большим содержанием эвтектика являются превосходным антифрикционным материалом.

Для улучшения пластичности бронзы гомогенизируют при 700–750 °С.

Деформационная способность бронз начинает сильно падать при концентрации олова более 8 %, когда в структуре возникает существенное количество δ -фазы. Временное сопротивление разрыву бронз увеличивается с ростом содержания олова до 24 %, но при больших содержаниях резко уменьшается. Из-за появления слишком большого количества δ -фазы составы становятся хрупкими.

Оловянные бронзы по коррозионной устойчивости в морской воде превосходят медь и медно-цинковые составы.

В оловянные бронзы часто добавляют фосфор. Фосфор, во-первых, раскисляет медь и снижает содержание водорода в расплаве; во-вторых, увеличивает прочностные характеристики; в-третьих, улучшает жидкотекучесть бронз и позволяет изготавливать отливки сложной конфигурации с тонкими стенками, в частности, качественное художественное литье. Фосфор в бронзах с малым количеством олова повышает износостойкость из-за возникновения в структуре твердых частиц фосфида меди Cu_3P . Однако фосфор ухудшает технологическую пластичность бронз, поэтому в деформируемые составы вводят не более 0,5 % Р.

Оловянные бронзы легируют цинком в значительных количествах, но в пределах растворимости. При таких концентрациях цинк положительно влияет на свойства оловянных бронз:

- снижает склонность бронз к неоднородности и повышает жидкотекучесть, поскольку он уменьшает температурный диапазон кристаллизации сплавов;

- способствует получению более плотного литья;

- раскисляет расплав и снижает содержание в нем водорода;

- улучшает прочностные характеристики бронз.

Никель увеличивает прочностные свойства и улучшает пластичность и обрабатываемость бронз, повышает их коррозионную стойкость, плотность, уменьшает неоднородность. Бронзы с никелем термически упрочняются закалкой и старением. Свинец повышает жидкотекучесть и плотность бронз, их антифрикционные характеристики. Естественно, целесообразно применять недорогие, доступные легирующие элементы. По этой причине в литейных бронзах стремятся снижать содержание олова за счет дополнительного легирования другими компонентами.

По назначению оловянные бронзы можно разделить на несколько категорий (табл. 18).

Первая категория – литейные стандартные бронзы, предназначенные для изготовления различных деталей машин методами фасонного литья. К этим бронзам, помимо высоких литейных характеристик, предъявляются следующие требования: а) хорошая обрабатываемость резанием; б) высокая плотность отливок; в) достаточная коррозионная устойчивость; г) высокие механические параметры.

Вторая категория – литейные нестандартные бронзы ответственного назначения, обладающие высокими антифрикционными характеристиками и хорошим сопротивлением износу. Эти сплавы применяют для производства подшипников скольжения и других деталей, работающих в условиях трения. Наибольшей прочностью в комбинации с высокими антифрикционными свойствами обладает бронза БрО10Ф1, что обусловлено большим содержанием олова и легированием фосфором.

Третья категория – деформируемые бронзы, которые отличаются от литейных более высокой прочностью, вязкостью, пластичностью, сопротивлением усталости. Основные легирующие элементы в деформируемых бронзах – это олово, фосфор, цинк и свинец, причем олова в них меньше, чем в литейных бронзах. Деформируемые бронзы можно разделить на составы, легированные оловом и фосфором (БрОФ6,5-0,4; БрОФ6,5-0,15; БрОФ4-0,25), и составы, не содержащие фосфора (БрОЦ4-3 и БрОЦС4-4-2,5). Из этих бронз наилучшая обрабатываемость давлением у бронзы БрОЦ4-3. Бронза БрОЦС4-4-2,5, содержащая свинец, совершенно не обрабатывается давлением в горячем состоянии из-за присутствия в ней легкоплавкой эвтектики. Эта бронза предназначена для производства деталей, работающих в условиях трения, и поэтому легирована свинцом.

Кроме перечисленных, принято выделять четвертую категорию – это сплавы художественного литья (БХ1, БХ2, БХ3). Для создания художественных изделий бронза представляется наиболее подходящим материалом. Она достаточно жидкотекуча, хорошо заполняет самые сложные формы, обладает очень небольшой усадкой при затвердевании и поэтому точно передает форму изделия. Эти бронзы отличаются красивым цветом, сохраняющимся благодаря их высокой коррозионной устойчивости достаточно длительное время. На поверхности бронз под воздействием естественной среды образуется патина – тончайшая оксидная пленка различных цветовых оттенков, от зеленого до темно-коричневого. Патина придает бронзовым скульптурам и декоративным изделиям красивую ровную окраску.

Таблица 18

Механические свойства оловянных бронз

Группа	Бронза	Механические свойства*, не менее	
		σв, МПа	δ, %
Литейные стандартные	БрОЗЦ12С5	210	5
	Бр05Ц5С5	170	4
	Бр04Ц4С17	150	12
	Бр04Ц7С5	180	4
	БрОЗЦ7С5Н1	210	5
Литейные ответственного назначения	БрО10Ф1	250	3
	БрО10Ц2	230	10
	Бр08Ц4	200	10
	БрО6Ц6С3	180	4
	БрОЮСЮ	200	6
	Бр05С255	140	6
Деформируемые	БрОФ8-0,3	390	55
	БрОФ6,5-0,4	300	60
	БрОФ6,5-0,15	300	38
	БрОФ4-0,25	300	40
	БрОЦ4-3	300	38
	БрОЦС4-4-2,5	300	35

Примечание. * Для литейных сплавов – при литье в кокиль; для деформируемых сплавов – для отожженного листа.

Вот несколько исторических примеров, подтверждающих давнее практическое использование сплавов на основе композиции Cu–Sn. Так, обнаружены бронзовые изваяния, созданные 5 тыс. лет назад. В Древнем Египте, например, зеркальные поверхности делали из бронзовых сплавов. И в настоящее время металлические зеркала в точных оптических инструментах изготавливают из зеркальной бронзы. Состав $\text{Cu} + 9\text{--}11\% \text{ Sn} + 2\% \text{ Zn}$ именовали пушечной бронзой.

Основные виды термической обработки бронз – гомогенизация и промежуточный отжиг. Главная цель этих операций – упрощение обработки давлением. Гомогенизацию выполняют при $700\text{--}750\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим быстрым охлаждением. Для устранения остаточных напряжений в отливках достаточно нагрева при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ продолжительностью 1 ч. Промежуточный отжиг при холодной обработке давлением осуществляют при температурах $550\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Алюминиевые бронзы

Алюминиевые бронзы по распространению в промышленности занимают одно из первых мест среди медных сплавов. В меди растворяется достаточно большое количество алюминия (рис. 77): $7,5\%$ при $1035\text{ }^{\circ}\text{C}$, $9,4\%$ при $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ и около 9% при комнатной температуре. Фаза β представляет соединение Cu_3Al электронного типа с концентрацией электронов $3/2$. Эта фаза является аналогом ρ -латуни и имеет ОЦК-решетку. При температуре $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ β -фаза претерпевает эвтектоидное разложение $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, где γ_2 -фаза – электронное соединение Cu_9Al_4 с электронной концентрацией $21/13$.

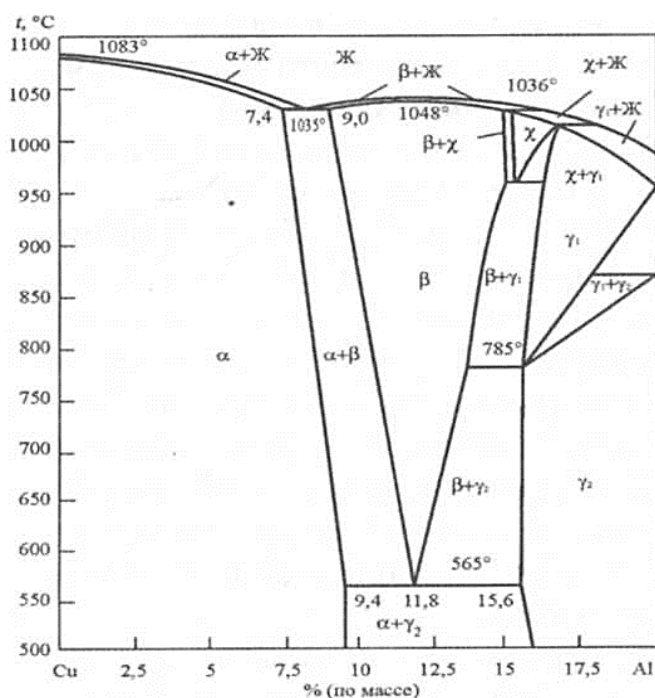


Рис. 77. Диаграмма состояния Си-А1

С возрастанием концентрации алюминия механические характеристики составов улучшаются. Сплавы с α -структурой хорошо поддаются обработке давлением как при повышенных, так и при пониженных температурах, но их прочность невысока. Фаза γ_2 имеет чрезвычайно высокую твердость и минимальную пластичность, поэтому, когда в структуре сплавов возникает γ_2 -фаза, сопротивление резко увеличивается, а деформационная способность начинает снижаться.

Из-за ликвационных явлений уменьшение пластичности, вызванное γ_2 -фазой, наблюдается несколько раньше (обычно начиная с 8 % Al), чем это следует из равновесной фазовой диаграммы. Оптимальными механическими параметрами обладают составы, содержащие 5–8 % Al. Наряду с повышенной прочностью они сохраняют значительную пластичность.

Алюминиевые бронзы по сравнению с оловянными имеют следующие достоинства:

- меньшую склонность к внутрикристаллической ликвации;
- большую плотность отливок;
- улучшенную жидкотекучесть;
- более высокую прочность и жаропрочность;
- повышенную коррозионную и противокавитационную стойкость;
- сниженную склонность к хладноломкости.

Кроме того, алюминиевые бронзы не создают искр при механическом воздействии. В качестве отрицательных сторон алюминиевых бронз можно отметить следующие особенности:

- значительная усадка при затвердевании;
- склонность к образованию крупных столбчатых кристаллов;
- интенсивное окисление в расплавленном состоянии, при котором образуются оксиды алюминия, приводящие к слоистому излому в деформированных полуфабрикатах;
- вспенивание расплава при заливке в форму;
- сложность пайки твердыми и мягкими припоями;
- недостаточная коррозионная устойчивость в перегретом паре.

Для устранения этих недостатков алюминиевые бронзы дополнительно легируют марганцем, железом, никелем, свинцом.

В составах Cu-Al-Fe со стороны меди растворяется до 4 % Fe. При одновременном легировании алюминиевых бронз никелем и марганцем растворимость железа в α -фазе снижается, и железосодержащая составляющая появляется при меньших его концентрациях. Железо улучшает прочностные характеристики алюминиевых бронз при некотором уменьшении их пластичности, сильно измельчает зерно при кристаллизации и рекристаллизации. При медленном охлаждении в сплавах, содержащих 8–11 % Al, эвтектоидный распад β -фазы приводит к $(\alpha+\gamma_2)$ -структуре с крупными кристаллами γ_2 -фазы, что вызывает хрупкость. Железо замедляет эвтектоидное разложение β -фазы и тем самым предотвращает развитие хрупкости.

Сплавы меди, легированные алюминием и железом, наиболее пластичны после нормализации от 600–700 °С, которая уменьшает количество эвтектика в структуре. После закалки от 950 °С сплавы также характеризуются высокой пластичностью, так как их структура представлена α - и β -фазами. Последующее старение при 250–300 °С приводит к распаду β -фазы с образованием высокодисперсной эвтектоидной смеси, что сопровождается увеличением прочности и снижением пластичности.

Марганец растворяется в алюминиевых бронзах в значительных количествах (до 10 %). Он повышает прочность бронз, их деформационную способность, коррозионную стойкость, антифрикционные характеристики, способность к холодной обработке давлением. Двойные сплавы меди с алюминием не поддаются обработке давлением в холодном состоянии, если содержание алюминия превышает 7 %. Тройная бронза БрАМн9-2 хорошо обрабатывается давлением как в горячем, так и в холодном состоянии.

Никель сильно уменьшает растворимость алюминия в меди при понижении температуры. Поэтому медные сплавы, одновременно легированные алюминием и никелем, существенно упрочняются при термической обработке, состоящей из закалки и старения, из-за выделения интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl$. Никель улучшает механические параметры и коррозионную устойчивость алюминиевых бронз, повышает температуру их рекристаллизации и жаропрочные свойства. Сплавы меди, легированные алюминием и никелем, хорошо поддаются обработке давлением, имеют высокие антифрикционные характеристики и не склонны к хладноломкости.

Цинк заметно снижает антифрикционные и технологические параметры алюминиевых бронз и поэтому является нежелательной примесью.

Небольшое содержание титана увеличивает плотность отливок и их прочностные свойства. Благоприятное влияние титана на характеристики бронз обусловлено его действием как раскислителя, уменьшающего газонасыщенность расплава, и модификатора, измельчающего зерно.

Механические свойства некоторых алюминиевых бронз приведены в табл. 19 и 20. Одни из них применяют только как литейные (БрАМц10-2; БрАЖН11-6-6; БрАЖС7-1,5-1,5), другие – только как деформируемые (БрА5, БрА7). Большую группу бронз (БрАМц9-2; БрАЖ9-4; БрАЖМц10-3-1,5; БрАЖН 10-4-4) используют и как деформируемые, и как литейные составы.

Наиболее пластичная, да наименее прочная – бронза БрА5. Она легко поддается всем видам обработки давлением. Меньшей, но достаточно высокой обрабатываемостью давлением характеризуются бронзы БрА7 и БрАМц9-2, предназначенные для изготовления прутков, листов и лент. Остальные составы (БрАЖ9-4, БрАЖМц10-3-1,5, БрАЖН10-4-4) деформируются исключительно в горячем состоянии, так как в их строении довольно много эвтектики (до 30–35 %).

Таблица 19

Типичные механические свойства деформируемых безоловянных бронз и медно-никелевых сплавов (отожженное состояние)

Название сплавов	Марка сплава	Механические свойства		
		σ_B , МПа	δ , %	KCU, МДж/м ²
Алюминиевые бронзы	БрА5	380	65	1,1
	БрА7	420	70	—
	БрАМц9-2	420	25	—
	БрАЖ9-4	550	40	—
	БрАЖМц10-3-1,5	600	20	0,6
	БрАЖН 10-4-4	650	35	0,42
Кремнистые бронзы	БрКМц3-1	400	60	1,5
	БрКН1-3	350	30	—
Марганцевая бронза	БрМц5	300	40	—
Мельхиор	МНЖМц30-1-1	400	25	—
Мельхиор	МН19	400	35	—
Нейзильбер	МНЦ15-20	415	40	—
Нейзильбер свинцовый	МНЦС-16-29-1,8	400	40	—
Куниаль А	МНА13-3	380	13	0,5
Куниаль Б	МНА6-1,5	360	28	1,2

Вместе с тем благодаря эвтектике и железистым включениям антифрикционные характеристики и прочность этих бронз выше, чем у вышеуказанных сплавов. Поэтому бронзы БрАЖ9-4 и БрАЖМц10-3-1,5 получили наиболее широкое применение.

Таблица 20

Механические свойства литейных безоловянных бронз (литье в кокиль)

Марка сплава	Механические свойства	
	σ_B , МПа	δ , %
	не менее	
БрА9Мц2Л	390	20
БрА10Мц2Л	490	12
БрА9Ж3Л	490	12
БрА10Ж3Мц2	490	12
БрА10Ж6Н6	590	2
БрА10Ж4Н4	590	6
БрА9Ж4Н4Мц	590	12
БрА7Мц15Ж3Н2Ц2*	610	18
БрС30	600	4
БрС60Н2,5	300	5

Примечание. *Литье в песчаную форму

Из всех медно-алюминиевых составов наибольшим пределом прочности обладает бронза БрАЖН 10-4-4, которую используют и как деформируемую, и как литейную. Она жаростойка и сохраняет приемлемую прочность до 400–500 °С (см. рис. 1.4). При температурах до 250–400 °С у сплава БрАЖН 10-4-4 наименьшая ползучесть по сравнению с другими алюминиевыми бронзами.

Деформируемые полуфабрикаты применяют в состоянии поставки либо подвергают предрекристаллизационному или рекристаллизационному отжигу. Предрекристаллизационный отжиг алюминиевых бронз приводит к улучшению их упругих характеристик. Большинство этих бронз относится к термически неупрочняемым составам. Исключение представляет бронза БрАЖН10-4-4, которая эффективно упрочняется закалкой с проведением последующего старения при 400 °С в течение 2 ч.

Бериллиевые бронзы

Бериллий с медью создает ограниченный твердый раствор замещения, при этом растворимость закономерно снижается с уменьшением температуры (рис. 78), поэтому бериллиевые бронзы относятся к числу сплавов, термически упрочняемых дисперсионным твердением.

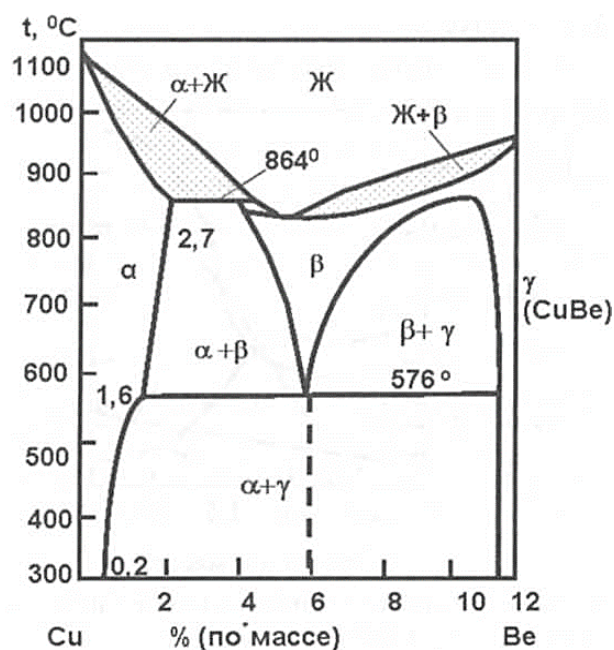


Рис. 78. Диаграмма состояния Cu–Be

После закалки от температур, соответствующих α -зоне, строение бериллиевых бронз представляет собой перенасыщенный α -твердый раствор. В закаленном состоянии бериллиевые составы имеют высокие показатели деформируемости и обрабатываемости, достаточные для холодного воздействия давлением.

Распад перенасыщенного α -твердого раствора начинается с обогащения плоскости (100) атомами бериллия, в результате чего формируются зоны Гинье-Престона в виде диска, которые затем превращаются в когерентные по отношению к матрице тонкие пластинчатые образования промежуточных γ'' - и γ' -фаз, параллельные поверхностям (100) α . Фаза γ' имеет тетрагональную ОЦК-структуру с упорядоченным расположением атомов. По мере развития процесса старения размеры выделений γ' -фазы растут, а тетрагональность ее решетки снижается. На определенной стадии старения при повышенных температурах γ' -фаза теряет когерентность с матрицей, тетрагональность ее структуры приближается к единице, и она превращается в стабильную γ -фазу на основе интерметаллида Cu–Be. Наибольшее упрочнение при старении обеспечивают выделения γ' -фазы в виде пластинок толщиной 5–10 нм. Оптимальные размеры выделений γ' -фазы образуются в результате старения при 320–340 °С в течение 2–5 ч.

На рис. 79 приведена зависимость характеристик сплавов Cu–Be от содержания бериллия после закалки с 780 °С и старения при 300 °С в течение 3 ч. Оптимальными параметрами обладают составы, содержащие около 2 % Be. При дальнейшем увеличении концентрации бериллия прочность сплавов повышается незначительно, а деформируемость становится чрезмерно низкой. Как и другие дисперсионно-твердеющие составы, бериллиевые бронзы обладают наилучшим комплексом характеристик при содержании легирующих элементов, близком к предельной растворимости.

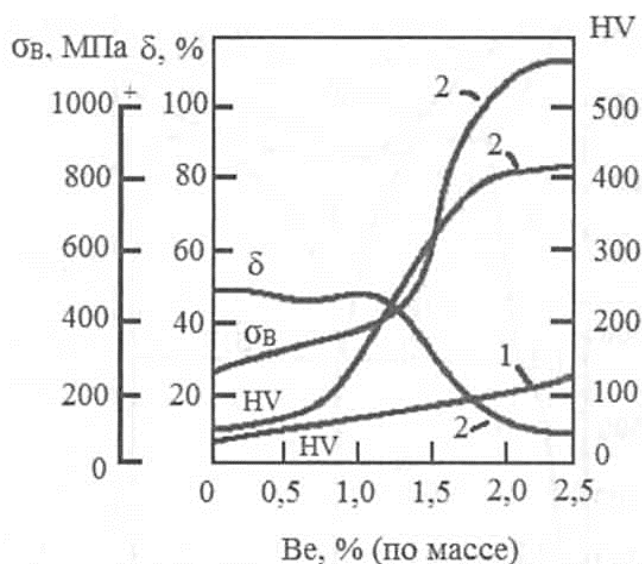


Рис. 79. Влияние бериллия на свойства сплавов Cu–Be после закалки от 780 °С (1) и старения при 300 °С, 3 ч (2)

Перенасыщенный α -твердый раствор в диапазоне температур 500–380 °С разлагается чрезвычайно быстро. Поэтому скорость охлаждения бериллиевых бронз при закалке должна быть достаточно высокой (обычно их закалывают в воду). Медленное охлаждение в интервале температур 500–380 °С

приводит к частичному прерывистому разложению перенасыщенного раствора с формированием пластинчатых перлитоподобных структур. Прерывистое разложение нежелательно по двум основаниям: а) сплавы охрупчиваются из-за локализации прерывистого распада по границам зерен; б) при последующем старении снижается упрочнение, обусловленное непрерывным распадом перенасыщенного раствора, а эффект упрочнения от прерывистого распада меньше, чем от непрерывного.

Бериллиевые бронзы дополнительно легируют никелем и титаном. Никель создает малорастворимый бериллид никеля NiBe и снижает растворимость бериллия в меди. Он замедляет фазовые превращения в бериллиевых бронзах и облегчает их термическую обработку, т. к. отпадает потребность в чрезвычайно высоких скоростях охлаждения. Никель тормозит рекристаллизационные процессы в сплавах Cu-Be , способствует получению более мелкого рекристаллизованного зерна, повышает жаропрочность. Титан образует соединения TiBe_2 и Cu_3Ti , которые обеспечивают дополнительное упрочнение.

Бериллиевые бронзы отличаются высоким сопротивлением малым пластическим деформациям из-за сильного торможения дислокаций дисперсными частицами. С возрастанием этого сопротивления уменьшаются обратимые и необратимые микропластические деформации при данном приложенном напряжении и, следовательно, релаксация напряжений. Все это приводит к повышению релаксационной стойкости сплавов – основной характеристики, которая определяет свойства упругих элементов.

Наибольшее распространение получили бронзы БрБ2, БрБНТ1,7 и БрБНТ1,9 (табл. 21). После упрочняющей термической обработки они характеризуются высокими прочностными и упругими свойствами, а также удовлетворительным сопротивлением ползучести и хорошей коррозионной стойкостью. Они обладают превосходной износостойкостью, сохраняют высокую электро- и теплопроводность. Эти составы имеют низкую склонность к хладноломкости и могут работать в интервале температур от -200 до $+250$ °С.

Таблица 21

Механические свойства бериллиевых бронз

Марка бронзы	Закалка		Закалка и старение по оптимальному режиму		
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
БрБНТ1,9	400–500	38–45	1150–1250	700	1–6
БрБ2	400–500	38–40	1150–1250	600	1–6
БрБ2,5	400–500	–	–	650	–
БрБНТ1,7	300–400	45–50	1000–1100	400	3–7

Предельные прочностные характеристики для упругих, проводящих деталей, например для бронзы БрБ2,5 достигаются после механико-термического воздействия: закалка от 780 °С с последующей прокаткой с обжатием ($\varepsilon = 15\text{--}20\%$) и старением при температуре 300–320 °С. При подобной обработке механические параметры: $\sigma_{\text{в}} = 1800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа, $\delta = 2\text{--}5\%$, $\psi = 2\text{--}5\%$.

Составы меди с бериллием отличаются исключительно благоприятным сочетанием в них высоких прочностных и упругих характеристик, повышенной электро- и теплопроводности, значительного сопротивления разрушению и коррозионной устойчивости. Упругий элемент из бериллиевой бронзы выдерживает 20 млн сжатий, а стальная пружина выходит из строя после 1 млн сжатий. Используют ее, в частности, в часовом производстве. Бериллиевую бронзу применяют в подшипниках для авиационных шасси, для подводных океанических телефонных линий, в качестве форм для тонкого прецизионного литья при производстве пластмассовой мебели, в авиационных скорострельных пулеметах, в автомобилях и т. д.

Кремнистые бронзы

Кремний растворяется в меди в значительных количествах: 5,3 % при 842 °С; 4,65 % при 356 °С и около 3,5 % при комнатной температуре. Поскольку вторая фаза сильно ухудшает технологичность составов системы Cu-Si, то в кремнистые бронзы вводят не более 3 % Si. При увеличении содержания кремния до 3,5 % повышается не только предел прочности меди, но и относительное растяжение.

Двойные составы системы Cu-Si не используют; их дополнительно легируют никелем и марганцем, которые улучшают механические и коррозионные характеристики кремнистых бронз. При введении в сплавы меди, содержащие до 3 % Si, менее 1,5 % Mn упрочнение обусловлено исключительно твердорастворным механизмом.

Кремнистые бронзы отличаются повышенными упругими и антифрикционными свойствами, хорошей коррозионной стойкостью. Они прекрасно обрабатываются давлением как в нагретом, так и в холодном состоянии. Эти сплавы хорошо соединяются с бронзой и сталью, легко паяются мягкими и твердыми припоями. Кремнистые бронзы не создают искр при механическом воздействии, обладают довольно высокой жидкотекучестью. Недостатком этих составов является значительная склонность к поглощению газов.

В промышленном масштабе применяют бронзы БрКМц3-1, БрКН1-3 и БрКН0,5-2 (см. табл. 19). Бронза БрКМц3-1 имеет однофазное строение и отличается высокими технологическими, механическими, упругими и коррозионными характеристиками. Эту бронзу используют как деформируемую. Бронзы БрКН1-3 и БрКН0,5-2 термически упрочняются; после

закалки от 850 °С временное сопротивление разрыву бронзы БрКН1-3 составляет около 350 МПа при относительном удлинении 30 %, а после старения при 450 °С в течение 1 ч – 700 МПа при относительном удлинении 8 %.

Марганцевые бронзы

Марганцевые бронзы с содержанием до 22 % Mn имеют однофазную структуру во всем интервале температур от комнатной до линии солидуса, поскольку марганец растворяется в меди в больших количествах.

Марганец раскисляет составы во время плавления, снижает температуры ликвидус и солидус (при концентрациях до 40 %), что облегчает процессы деформирования, улучшает литейные свойства, обеспечивает улучшение свариваемости. Марганец существенно увеличивает прочность меди при сохранении высокой пластичности, а также ее коррозионную устойчивость. Благодаря однофазной структуре марганцевые бронзы хорошо поддаются обработке давлением как в нагретом, так и в холодном состоянии. Марганец сильно повышает температуру рекристаллизации меди (на 150+200 °С), улучшает жаропрочные характеристики. Наибольшее промышленное распространение получила бронза БрМц5, которая отличается повышенной коррозионной стойкостью и жаропрочностью.

На основе системы Cu–Mn разработаны составы с большим внутренним трением, которые называют сплавами высокого демпфирования. Эти сплавы обладают значительной способностью гасить колебания, возникающие в деталях машин и конструкций при их эксплуатации. Применение этих составов приводит к снижению вибраций деталей, уменьшению шума, снижает опасность разрушения изделий из-за резонансных явлений.

Сплавы высокого демпфирования содержат от 60 до 85 % Mn. Наилучшие показатели демпфирующих свойств они приобретают после закалки из γ -области и последующего старения при температурах примерно 450 °С; при этом одновременно возрастает прочность и сохраняется достаточно высокая пластичность ($\sigma_b = 620\text{--}770$ МПа; $\delta = 20\text{--}25$ %).

12.3. Медно-никелевые сплавы

Сплавы меди с никелем имеют важное значение в технике, поскольку они характеризуются отличными механическими свойствами, значительной коррозионной стойкостью и особыми электрическими и термоэлектрическими характеристиками, поддаются обработке давлением в нагретом и остывшем состоянии.

Медь неограниченно растворяется с никелем и создает с ним сплошной ряд твердых растворов (рис. 80). Никель заметно упрочняет медь.

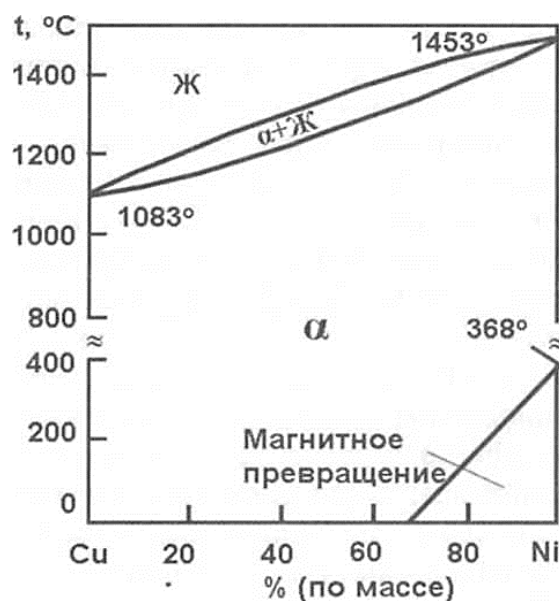


Рис. 80. Диаграмма состояния системы Cu–Ni

Медно-никелевые составы разделяют на две категории: коррозионно-стойкие и электротехнические.

К коррозионно-стойким составам относят мельхиоры, нейзильберы, кундали.

Мельхиорами именуют двойные и более сложные сплавы на основе меди, главным легирующим компонентом которых служит никель. Сплав назван в память его создателей – французов Майо (Maillot) и Шорье (Chorier). Мельхиоры имеют однофазное строение и поэтому хорошо поддаются обработке давлением в нагретом и остывшем состоянии. Дополнительное легирование железом и марганцем составов меди с никелем обеспечивает значительную устойчивость к коррозии в пресной и морской воде и паре. Наиболее распространены мельхиоры МНЖМц30-1-1 и МН19 (см. табл. 19).

Нейзильберы относятся к тройной системе Cu–Ni–Zn и содержат 5–35 % Ni и 13–45 % Zn. Слово нейзильбер происходит от немецкого Neusilber – новое серебро. В системе Cu-Ni-Zn наблюдается широкая область твердых растворов. Составы указанных концентраций (кроме высокоцинковых) расположены в области α -твердого раствора и имеют однофазную структуру. Нейзильберы по сравнению с мельхиорами характеризуются повышенной прочностью из-за дополнительного легирования цинком. Они легко поддаются горячей и холодной деформации давлением. Нейзильберы отличаются привлекательным серебристым оттенком, не окисляются на воздухе и устойчивы в растворах солей и органических кислот. Некоторые сплавы этого типа для улучшения обрабатываемости резанием легируют свинцом. Из нейзильберов наиболее широко используют МНЦ15-20. Из свинцового нейзильбера МНЦС16-29-1,8 производят лишь детали часовых механизмов.

Куниали – это составы тройной системы Cu–Ni–Al. Никель и алюминий при высоких температурах растворяются в меди в значительных количествах, но с понижением температуры растворимость резко падает. По этой причине сплавы системы Cu–Ni–Al эффективно упрочняются закалкой и старением. Составы под закалку нагревают до 900–1000 °С, а затем подвергают старению при 500–600 °С. Упрочнение при старении создают дисперсные выделения фаз Ni_3Al и NiAl . Еще более высокую прочность можно получить холодной деформацией закаленных сплавов перед старением (НТМО).

В промышленности применяют куниаль А (МНА13-3) и куниаль Б (МНА6-1,5) (см. табл. 19). Они отличаются повышенными механическими и упругими характеристиками, коррозионной устойчивостью, удовлетворительно обрабатываются давлением в нагретом состоянии. Куниали не склонны к хладноломкости. При понижении температуры растет не только прочность, но и пластичность этих составов. Так, при комнатной температуре у куниаля Б в состаренном состоянии временное сопротивление разрыву составляет 638 МПа и поперечное сужение 50 %, а при температуре 180 °С эти параметры равны 700 МПа и 67 % соответственно.

К электротехническим сплавам относят копель, константан, манганин.

Копель – состав Cu (основа) с Ni (43 %) и Мп (~ 0,5 %), константан – сплав Cu (основа) с Ni (~ 40 %) и Mn (~ 1,5 %), а также манганин – состав Cu (основа) с Mn (11+13,5 %) и Ni (2,5+3,5 %) – относятся к сплавам с высоким удельным электрическим сопротивлением, слабо зависящим от температуры. Рабочая температура копеля около 600 °С, константана – 500 °С, а манганина – от 15 до 35 °С. Копель (например, МНМц43-0,5) и константан (например, МНМц40-1,5) идут на изготовление проволоки для измерительных и нагревательных приборов, термопар, компенсационных проводов, точных резисторов. Манганин (МНМц3-12) характеризуется сочетанием низкого термического коэффициента электросопротивления и очень малой термоЭДС в паре с медью, что обуславливает его применение в электротехнических измерительных приборах и резисторах.

12.4. Специальные медные сплавы

Благодаря отличной электропроводности медь является важнейшим материалом в электротехнике. Основной ее минус – сравнительно невысокую прочность – преодолевают нагартовкой, легированием, термической и термомеханической обработкой.

Холодной пластической деформацией можно практически удвоить прочностные показатели меди; электрическое сопротивление при этом увеличивается всего на 3 %. Однако наклеп можно применять для упрочнения меди только в условиях эксплуатации при относительно низких температурах, так как выше ~ 200 °С начинается рекристаллизация.

Для использования в электротехнике медь можно легировать только компонентами, которые значительно усиливают прочность без существенного ухудшения электропроводности. Из анализа сведений о влиянии легирующих элементов на прочностные характеристики и электропроводность меди следует, что рационально легировать проводниковые составы серебром, кадмием, хромом, цирконием и магнием. Так, при добавлении в медь 1 % Zr или Сг твердость возрастает в 2,5 раза, а электропроводность снижается всего на 20–30 %. Наилучшее комбинирование прочности и электропроводности достигается при легировании меди не одним, а двумя или тремя компонентами, причем концентрацию этих элементов можно выбрать таким образом, что уменьшение электропроводности при совместном легировании будет меньше, чем при введении одного элемента в том же количестве, что и в многокомпонентном сплаве.

Твердорастворное упрочнение для рассматриваемых составов малоприменяемо, так как растворение большинства легирующих элементов в количествах, достаточных для эффективного упрочнения меди, приводит к значительному росту ее электросопротивления. Лишь серебро обеспечивает заметное растворное упрочнение меди без существенного падения электропроводности.

Более эффективно дисперсное упрочнение меди, причем системы легирования должны быть подобраны так, чтобы заметная растворимость легирующих элементов в меди при высоких температурах снижалась почти до нуля при пониженных температурах. В этом случае основа отожженного или состаренного сплава представлена практически чистой медью с высокой электропроводностью и второй фазой меньшей электропроводности.

Для ряда применений, в частности для электродов контактной сварки, требуются материалы, которые наряду с высокой тепло- и электропроводностью характеризуются достаточной жаропрочностью. Обычные методы повышения жаропрочности в данном случае неприменимы. Усложнение состава сплавов, положенное в основу обычных принципов легирования жаропрочных сплавов, неизбежно приводит к резкому снижению тепло- и электропроводности.

Увеличить жаропрочность с сохранением высокой тепло- и электропроводности можно при выполнении следующих условий:

- высокая температура солидуса;
- повышенная температура начала рекристаллизации;
- малая растворимость легирующих элементов в твердой меди;

— достаточное количество малорастворимых в меди дисперсных выделений тугоплавких фаз.

Из элементов, не слишком сильно увеличивающих электросопротивление меди, слабо снижает температуру солидуса лишь хром, а никель даже повышает ее. Температуру рекристаллизации меди сильно увеличивают цирконий, гафний и титан. Наиболее эффективно действуют тысячные и сотые доли процента второго элемента.

Высокие прочностные и жаропрочные характеристики обеспечивают не содержащие меди интерметаллиды, такие как NiBe, Ni₃Ti, Ni₃Al, Ni₂Si, Co₂Si, CoBe. Прирост прочностных свойств сплавов систем Cu–Ni–Si, Cu–Co–Si, Cu–Co–Be, Cu–Ni–Be в результате старения составляет 250+300 % по сравнению с закаленным состоянием.

Указанные выше интерметаллиды мало склонны к коагуляции при весьма высоких температурах по двум причинам:

- а) они обладают незначительной растворимостью в меди;
- б) для укрупнения этих частиц необходимы одновременная диффузия и встреча в нужном месте атомов двух различных компонентов, концентрация которых в меди мала.

Состав и свойства некоторых промышленных бронз высокой электропроводности приведены в табл. 22. Как видно из этих данных, в бронзы этой группы вводят не более 1–3 % (по массе) легирующих элементов. Структура этих сплавов представлена твердыми растворами или имеет незначительную гетерогенность, обусловленную мелкодисперсными избыточными фазами.

Бронзы высокой электропроводности по типу упрочнения делят на две категории:

- а) сплавы, упрочняемые холодной пластической деформацией;
- б) термически упрочняемые составы.

К первой категории относятся сплавы систем Cu–Ag, Cu–Cd и Cu–Mg. Бронза БрСр, содержащая 0,07–0,12 % Ag, однофазна, поскольку серебро растворимо в меди в значительных количествах. Повышенной прочностью и электропроводностью отличается кадмиевая бронза, содержащая 0,9–1,20 % Cd. Растворимость кадмия в меди достигает 3 % при 549 °С и снижается до 0,5 % при комнатной температуре. Однако упрочнение кадмиевой бронзы выделениями β-фазы (CdCu₂) невелико. Кадмиевая бронза характеризуется способностью к искрогашению и поэтому используется для производства контактных проводов электрифицированного транспорта, коллекторных шин, электродов сварочных аппаратов, разрывных контактов и т. п. изделий.

Растворимость магния в меди уменьшается от 2,8 % при эвтектической температуре (722 °С) до 1,2 % при 400 °С. Выделяющаяся при распаде твердого раствора фаза Cu₂Mg значительно ухудшает обрабатываемость сплавов при холодной деформации и исключается возможность эффективного

наклепа. Поэтому магниевые бронзы содержат до 1 % Mg (см. табл. 22). Магниевую бронзу БрМг0,3 рекомендуют как альтернативу кадмиевой бронзе в производстве контактных колец и коллекторных пластин. Бронзы БрМг0,5 и БрМг0,8 применяют для изготовления кабелей и троллейных проводов.

Таблица 22

Химический состав и свойства бронз высокой электропроводности и прочности

Материал	Химический состав (Си остальное), мас. %	σ_B , МПа	δ , %	Электросопротивление, мкО/мсм
Медь	—	220	45	1,72
БрСр	0,1 Ag	440	14	1,85
БрКд	1,0 Cd	420	17	2,28
БрМг0,3	0,3 Mg	530	3	2,0
БрМг0,8	0,8 Mg	650	-	3,7
БрХ	0,7 Cr	450	19	2,03
БрЦр0,4	0,4 Zr	480	17	2,08
БрХЦр	0,7Cr; 0,05Zr	500	24	2,04
БрНБТ	1,5Ni; 0,3Be; 0,1 Ti	820	5	3,97
БрНХК	2,5(Co+Ni); 0,7Cr; 0,7Si	800	17	3,72

Остальные бронзы, приведенные в табл. 22, относят к термически упрочняемым. Хромовые бронзы, содержащие обычно от 0,4 до 1,0 % Cr, обладают высокой электропроводностью после закалки и старения. Хром мало растворим в меди: 0,65 % Cr при 1072 °С и 0,02 % Cr при 400 °С; поэтому после старения структура хромовых бронз представлена практически чистой медью и небольшим количеством выделений хрома. При такой структуре сохраняется высокая электропроводность, составляющая около 80 % от электропроводности меди. Хромовые бронзы имеют высокое сопротивление ползучести, хорошо сопротивляются износу. Они широко используются для производства электродов аппаратов контактной сварки и коллекторов электромоторов.

Хорошими характеристиками обладают сплавы, легированные 0,10–0,8 % циркония. Еще более высоким комбинированием свойств отличаются бронзы, одновременно легированные и хромом, и цирконием. Введение сотых долей процента циркония в сплавы меди с 0,1–1,0 % хрома приводит к существенному повышению температуры рекристаллизации, прочности и жаропрочности. Строение этих сплавов в состаренном состоянии состоит из матрицы, представленной практически чистой медью, и выделений хрома. Находящийся в твердом растворе цирконий уменьшает

диффузионную подвижность хрома, что и обуславливает высокую жаропрочность сплавов Cu-Cr-Zr. Благодаря высокой тепло- и электропроводности в комбинации с высокой жаропрочностью хромоциркониевая бронза БрХЦр (см. табл. 22) – это, наиболее распространенный материал для электродов контактной сварки.

К сплавам с интерметаллидным упрочнением относятся бронзы БрНБТ, БрКБ, БрКХКо и БрНКХ. У этих бронз самые высокие прочностные параметры, но вместе с тем и в 1,5+2 раза большее удельное электросопротивление по сравнению с медью, серебряной, кадмиевой и хромоциркониевой бронзами (см. табл. 22). К этой же группе принадлежат сплавы Мц2 и Мц3. Высокая жаропрочность состава Мц2 обусловлена интерметаллидом Ni_2Si , а сплава Мц3 - NiBe .

Все дисперсионно-твердеющие бронзы высокой электропроводности используют в термически упрочненном состоянии. Их закаливают с температур 930–1000 °С (выдержка 2 ч в воде), а затем подвергают старению при 440–500 °С в течение 2+6 ч. В некоторых случаях применяют термомеханическую обработку, вводя между закалкой и старением холодную пластическую деформацию.

13. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

13.1. Свойства и применение алюминия

Алюминий – металл серебристо-белого оттенка, относящийся к третьей группе периодической таблицы Д. И. Менделеева. Он имеет температуру плавки 660 °С, лишен полиморфных превращений и формирует кристаллы в решетке ГЦК с параметром $a = 0,4041$ нм.

Алюминий обладает низкой плотностью (2,7 г/см³), хорошими теплопроводностью и электропроводимостью, значительной пластичностью и коррозионной устойчивостью. Примеси ухудшают все эти характеристики алюминия. Его удельная теплоемкость и скрытая энергия плавления весьма велики, поэтому для нагревания и расплавления алюминия требуются затраты значительного количества тепловой энергии.

Электропроводимость алюминия чистотой 99,997 % составляет 65,5 % от электропроводности меди. Примеси и легирующие элементы в разной степени снижают его электропроводность. Особенно сильно увеличивают электросопротивление алюминия марганец, ванадий, хром и титан, слабо влияют никель, кремний, цинк, железо и медь.

Алюминий – химически активный материал. Однако он легко покрывается с поверхности окисной пленкой, которая защищает его от последующего взаимодействия с внешней средой. Окись алюминия имеет удельный объем, близкий к удельному объему алюминия, поэтому оксидная пленка плотная.

Благодаря защитному действию окисной пленки алюминий стабилен на воздухе даже в условиях очень влажного и переменного климата. При обычных температурах алюминий не взаимодействует с водой, парами воды, CO, CO₂, при достаточно высоких температурах он реагирует с ними. Активное взаимодействие алюминия с парами воды начинается с 500 °С и резко ускоряется при его расплавлении.

Алюминий устойчив в тех средах, которые не разрушают защитную оксидную пленку. Так, соли не действуют на алюминий. Сернистый газ, аммиак, сероводород, содержащиеся в атмосфере промышленных районов, слабо влияют на устойчивость алюминия на воздухе. Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью в морской воде. Скорость коррозии алюминия резко возрастает при наличии в воде примесей щелочей, солей ртути, меди, ионов хлора в атомных реакторах, а именно на его способности поглощать нейтроны.

Постоянные примеси алюминия – это Fe, Si, Cu, Zn, Ti. В зависимости от содержания примесей первичный алюминий классифицируют на три класса: особой чистоты А999 (< 0,001 % примесей), высокой чистоты А995, А99, А97, А95 (0,005–0,05 % примесей) и технической чистоты А85, А8

и др. (0,15–1 % примесей). Технический алюминий, выпускаемый в виде деформируемого полуфабриката (листы, профили, прутки и др.), маркируют АДО и АД 1. Механические характеристики алюминия зависят от его чистоты и состояния. Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочностные свойства и твердость алюминия (табл. 23). Первичный алюминий (ГОСТ 11069-74) поставляется в виде слитков.

Для алюминия и сплавов на его основе характерна большая удельная прочность (σ_B/ρ , где ρ - удельный вес), близкая к показателям для среднелегированных сталей (для алюминиевых составов σ_B/ρ 150–182, для конструкционных среднелегированных сталей – 140–170). Алюминий характеризуется следующими технологическими параметрами: плохой обрабатываемостью резкой (вследствие значительной вязкости); хорошей свариваемостью при условии удаления окисной пленки Al_2O_3 и применения концентрированных источников энергии, хорошо поддается холодной и полугорячей обработке давлением. Благодаря комплексу ценных физико-механических, технологических и специальных характеристик и широкой доступности алюминий находит разнообразное применение в большинстве отраслей промышленности (авиационной, машиностроительной, строительной, химической, автомобильной и др.).

Таблица 23

Химический состав и механические свойства первичного алюминия

Обозначение марок	Химический состав		Механические свойства		
	Алюминий, %, не менее	Примеси, %, не более	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ	δ , %
Алюминий особой чистоты					
А 999	99,999	0,001	20	80–110	–
Алюминий высокой чистоты					
А 995	99,995	0,005	22	84–112	45,5
А 99	99,99	0,010			
А 95	99,95	0,05			
Алюминий технической чистоты					
А 85	99,85	0,15	25	120–133	38,5
А8	99,8	0,20			
А7	99,7	0,30			
А5	99,5	0,50	28	126–175	31,5
АО	99,0	1,00			

Алюминий широко используется благодаря высокой электропроводимости в электротехнической промышленности для конденсаторов, проводов, кабелей, шин и т. п. Вследствие значительной теплопроводности его применяют для различных теплообменных аппаратов, в промышленных и бытовых холодильных установках, а вследствие невысокой прочности

алюминий как конструкционный материал используют для слабо нагруженных элементов и узлов конструкций, когда от материала требуется малый вес, свариваемость, деформируемость. Так, из него производят рамы, двери, трубопроводы, фольгу, цистерны для перевозки нефти и нефтепродуктов, посуду и др.

Алюминий практически не вступает во взаимодействие с азотной кислотой, органическими кислотами и пищевыми продуктами. Из него изготавливается тара для транспортировки пищевых продуктов, домашняя утварь. Листовой алюминий широко применяется как упаковочный материал. Существенно увеличилось применение алюминия в строительстве и на транспорте: в частности, тонким листом из чистого алюминия покрывают фюзеляжи самолетов, изготовленные из алюминиевых сплавов, некоторые фирмы производят корпуса автомобилей из алюминиевых составов. Несмотря на то, что стоимость алюминиевых конструкций выше стальных, в эксплуатации они экономичнее и первоначальные избыточные затраты компенсируются.

Алюминий обладает высокой отражательной способностью, в связи с чем его используют в прожекторах, зеркалах, мощных отражателях, экранах.

13.2. Классификация алюминиевых сплавов

Для получения алюминиевых сплавов с различными характеристиками алюминий легируют другими металлами. Наиболее широко в качестве легирующих компонентов применяют медь, магний, марганец, цинк, кремний, а в последнее время - и литий, но пока в ограниченных масштабах. Кроме основных шести, известно еще около двух десятков легирующих добавок, в том числе никель и титан. В промышленности используют около 55 марок алюминиевых сплавов.

Взаимодействие алюминия с легирующими элементами и примесями

Характер взаимодействия данного металла с другими элементами обнаруживает определенную зависимость от их расположения в периодической системе Д. И. Менделеева. Более строгие условия непрерывной растворимости двух элементов, сформулированные Юм-Розери, сводятся к следующим:

- элементы должны иметь кристаллические структуры одинакового типа;
- атомные диаметры элементов должны отличаться не более чем на 8–15 %;

– элементы должны иметь близкие электрохимические характеристики, что наблюдается при сходстве электронного строения их атомов.

Одинаковую с алюминием кристаллическую решетку имеют следующие металлы: Fe, Co, Na, Pd, Cr, Ag, Au, Pb, Ca, Ce. Из этих элементов подходящий размерный фактор имеют Cu, Ag и Ar, у которых атомный радиус, отличающийся от атомного радиуса алюминия менее чем на 8 %. Однако все эти металлы в периодической системе Д. И. Менделеева находятся далеко от алюминия и имеют сильно отличное от него электронное устройство. По этой причине они не создают с алюминием непрерывных твердых растворов.

Хотя ни в одной системе на основе алюминия нет полной растворимости в твердом состоянии, ясно прослеживается тенденция к более высокой растворимости в алюминии элементов, близко расположенных к нему в периодической системе Д. И. Менделеева.

С ростом различия в физико-химических свойствах элементов, их кристаллическом строении, термодинамических факторах ограниченная растворимость одного металла в другом снижается. Когда природа металлов слишком разнится, они не растворяются полностью между собой даже в расплавленном виде.

Общая характеристика алюминиевых сплавов

Традиционная маркировка алюминиевых сплавов содержит буквенное обозначение вида состава (Д – дюралюмины, В или АВ – высокопрочный сплав, АК – ковочный состав, АЛ – литейный сплав); порядковый цифровой справа и буквенное обозначение состояния отгрузки (М – мягкий, Т – термически обработанный, Н – нагартованный, П – полунагартованный).

Легирующие компоненты создают с алюминием твердые растворы ограниченной изменяющейся растворимости и промежуточные фазы. Это позволяет подвергать часть составов термической обработке, состоящей из закалки на пересыщенный твердый раствор и природного или искусственного старения.

При затвердевании алюминия легирующие компоненты формируют с ним перенасыщенные твердые растворы и увеличивают температуру рекристаллизации алюминия.

В зависимости от *способа получения заготовок и изделий* алюминиевые составы можно классифицировать на обрабатываемые давлением и литейные. Из деформируемых алюминиевых сплавов изготавливают полуфабрикаты и детали методами обработки металлов давлением (прокаткой, прессованием, ковкой, штамповкой и т. д.).

Литейные составы предназначены для фасонных отливок. Помимо этого, методами порошковой металлургии производят спеченные алюминиевые порошки (САПы) и спеченные алюминиевые сплавы (САСы). Заготовки, полученные методами порошковой металлургии, затем подвергают

механической обработке давлением, поэтому порошковые алюминиевые составы следует считать как разновидность деформируемых.

По возможности к упрочнению термическим воздействием (ТО) деформируемые и литейные сплавы можно разделить на термически упрочняемые и термически неупрочняемые (рис. 81).

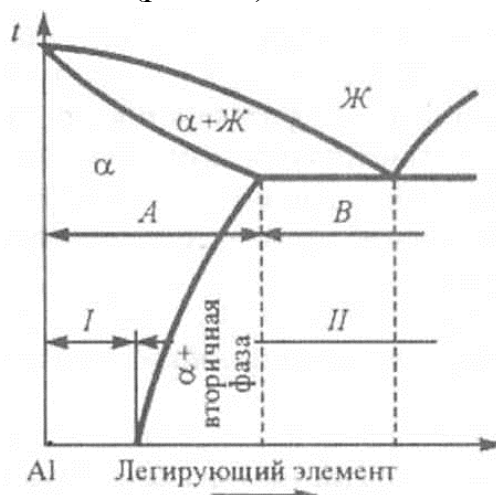


Рис. 81. Диаграмма состояния алюминий-легирующий элемент (схема):
 A – деформируемые сплавы; B – литейные сплавы; I, II – сплавы, не упрочняемые
 и упрочняемые термической обработкой соответственно

В свою очередь термическое упрочнение может достигаться закалкой с последующим естественным и искусственным старением. Классификация на естественно и искусственно стареющие сплавы достаточно условна. В настоящее время некоторые составы применяют и после искусственного, и после естественного старения в зависимости от конструктивных, технологических и эксплуатационных требований к работающей детали.

Все применяемые в промышленности сплавы возможно разделить согласно системам легирования, где основные легирующие компоненты определяют характерные для данной системы физические и химические характеристики. Таким образом, подбор алюминиевых сплавов для конкретного применения в основном сводится к определению системы легирования, общность параметров сплавов внутри которой определяется схожестью их фазового состава.

13.3. Термически неупрочняемые алюминиевые сплавы

Сплавы системы Al–Mn (AMц)

Сплавы системы Al–Mn достаточно широко используются в промышленности, поскольку они отличаются повышенной по сравнению с чистым алюминием механической прочностью, высокой пластичностью и технологичностью, отличной коррозионной стойкостью, хорошо поддаются сварке.

Из этих сплавов преимущественно изготавливают листовой прокат и в меньшей степени – трубные изделия.

Марганец создает с алюминием несколько соединений. Наиболее богатое алюминием вещество Al_6Mn формирует с ним эвтектическую смесь, содержащую 1,95 % Mn, затвердевающую при 658,5 °С. Для алюминиевой области диаграммы состояния Al-Mn (рис. 82, а) характерны следующие особенности:

а) очень малый температурный диапазон кристаллизации первичного твердого раствора на основе алюминия, составляющий всего 0,2+1 °С;

б) довольно значительная растворимость марганца в алюминии при эвтектической температуре, достигающая 1,4 % Mn, и резкое ее снижение в интервале 550+450 °С, охватывающем весь диапазон температур нагрева под закалку промышленных алюминиевых сплавов.

Сплав АМц, несмотря на переменную растворимость марганца в алюминии, не упрочняются термообработкой. Нагревом до 640–650 °С и быстрым охлаждением состава АМц можно получить перенасыщенный твердый раствор марганца в алюминии, разлагающийся при последующих нагревах. Однако даже начальные этапы распада твердого раствора не сопровождаются существенным увеличением прочности, что объясняется, вероятно: 1) относительно низкой концентрацией марганца в твердом растворе; 2) недостаточной дисперсностью выделений фазы Al_6Mn или промежуточной фазы Al_{12}Mn (рис. 82). При наличии железа вместо Al_6Mn образуется сложная тройная фаза $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, плохо растворимая в алюминии.

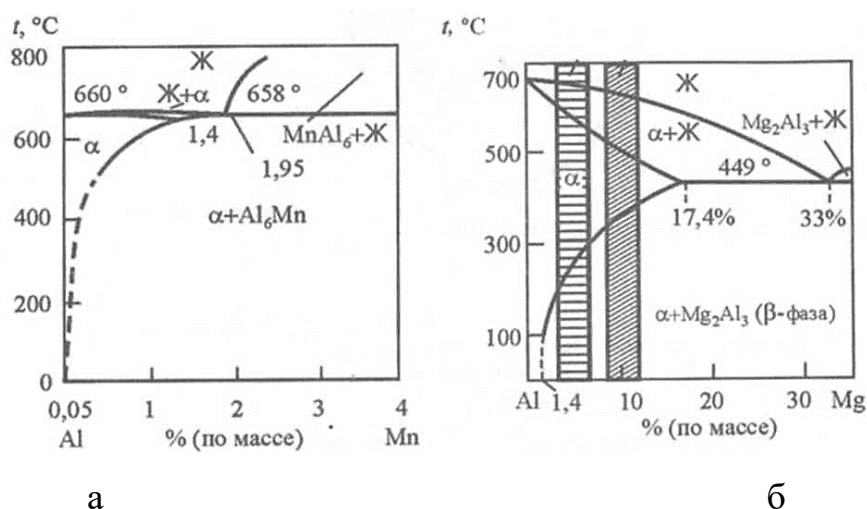


Рис. 82. Диаграммы состояния систем Al–Mn (а) и Al–Mg (б);

выделенные зоны – это типичные концентрации Mg в промышленных сплавах

Конечной термической обработкой сплава АМц обычно служит рекристаллизационный отжиг. Высокая пластичность состава позволяет значительно укрепить его холодным деформированием. Листы из сплава АМц производят в отожженном и полунагартованном состояниях (АМцМ и АМцП), редко – в нагартованном (Н).

Марганец значительно увеличивает температуру рекристаллизации алюминия. При добавлении в алюминий 1,3 % марганца температуры начала и завершения рекристаллизации достигают 400 и 450 °С соответственно по сравнению с 200 и 220 °С для технически чистого алюминия, поэтому состав АМц отжигают при более высоких температурах (450–470 °С).

Малая скорость диффузии марганца в алюминии вызывает сильно выраженную дендритную неоднородность. Нагрев под горячую прокатку из-за незначительной скорости диффузии марганца в алюминии не приводит к выравниванию концентрации твердого раствора, и после горячей и холодной обработки неоднородность по химическому составу сохраняется. Неравномерность по составу, в свою очередь, усиливает неоднородность поля внутренних напряжений по объему металла. В результате рекристаллизация начинается в небольшом количестве центров, из которых зерна успевают вырасти до значительных размеров, прежде чем начнется рекристаллизация в остальных областях.

Размер рекристаллизованного зерна можно уменьшить быстрым нагревом деформированного материала до температуры, превышающей температуру рекристаллизации во всех микрообъемах, гомогенизацией слитка и рациональным легированием.

Характеристики сплава АМц в этих состояниях приведены в табл. 24. Мягкие полуфабрикаты обычно изготавливают отжигом деформированного материала.

Таблица 24

Химический состав (ГОСТ 4784-74) и механические свойства типичных деформируемых сплавов

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, %			Механические свойства				Примечание
	Си	Mg	Mn	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ	
АМц	–	–	1–1,16	130	50	55	30	После отжига
АМг2	–	1,8–2,6	0,2^0,6	190	100	23	45	
Д1	3,8–4,8	0,4–0,8	0,4^0,8	400	240	20	95	После отжига и старения
Д16	3,8–3,9	1,2–1,8	0,3^0,9	440	330	18	105	
В95*	1,4–2,0	1,8–2,8	0,2^Ч),6	540	470	10	150	
АК6	1,8–2,6	0,4^0,8	0,4^0,8	400	299	12	100	

Примечание. * Сплав В95 содержит (в среднем) 6,0 % Zn, 0,18 % Сг.

Легирование сплава АМц титаном приводит к уменьшению рекристаллизованного зерна. Марганец взаимодействует с алюминием по эвтектической реакции, а титан – по перитектической, вследствие чего эти элементы

ликвируют в противоположных направлениях: марганец обогащает периферию дендритных ветвей, а титан – их центральную часть. В результате этого легирование твердого раствора по сечению дендрита выравнивается, что ведет к более равномерной деформации и рекристаллизации. Рекристаллизованные зерна зарождаются одновременно с образованием большого числа центров, и возникает мелкозернистая структура. При снижении температуры прочность быстро возрастает, поэтому сплавы АМц нашли широкое применение в криогенной технике.

Сплавы системы Al–Mg(AMz)

Магний образует с алюминием α -твердый раствор (см. рис. 82, б), и в интервале концентраций от 1,4 до 17,4 % Mg происходит выделение вторичной β -фазы (MgAl), но составы, содержащие до 7 % Mg, дают очень незначительное упрочнение при термическом воздействии, поэтому их укрепляют пластической деформацией – нагартовкой (нагартованные – 80 % наклепа, полунагартованные – 40 % наклепа).

Магний значительно упрочняет алюминий. Каждый процент (по массе) магния увеличивает прочность алюминия приблизительно на 30 МПа. Относительное удлинение сохраняется достаточно высоким (до 11–12 % Mg). Сплавы, содержащие до 8 % Mg, термически не упрочняются. Лишь при содержании более 8 % Mg составы системы Al–Mg упрочняются в результате термической обработки. Однако деформируемые сплавы со столь высоким содержанием магния не используют. При повышенной концентрации магния (более 6 %) резко ухудшается коррозионная устойчивость, сплавы становятся склонными к коррозии под напряжением. Причиной развития коррозии под напряжением является формирование по границам рекристаллизованных зерен ободков выделений β -фазы.

Для того чтобы улучшить характеристики, сплавы системы Al–Mg дополнительно легируют марганцем, хромом, титаном и ванадием. Марганец и хром упрочняют составы этой системы: так, 0,3–0,5 % Mn или 0,1–0,2 % Cr повышают временное сопротивление на 20–25 МПа.

Основное назначение малых добавок титана – улучшить свариваемость составов. Титан, вызывая резкое измельчение зерна в наплавленном материале, уменьшает предрасположенность сплавов к формированию трещин при сварке и улучшает механические характеристики сварных соединений.

Существенное влияние на свойства сплавов системы Al–Mg оказывают крайне малые количества натрия (тысячные доли процента). При затверждении натрия вытесняется растущими ветвями дендритов алюминия в междендритные промежутки, которые значительно обогащаются натрием. На границах дендритов образуются прослойки из чистого натрия с температурой плавления 96 °С. Поэтому сплавы типа АМг, содержащие примеси натрия, оказываются склонными к горячему растрескиванию.

Натрий возможно обезвредить кремнием, который формирует тройное вещество с достаточно высокой температурой неинвариантного равновесия с сопутствующими фазами. Однако в сплавах с значительным содержанием магния отсутствует свободный кремний. Поэтому составы системы Al–Mg особенно восприимчивы к примеси натрия. При производстве полуфабрикатов ответственного назначения, например листов из сплава АМгб, концентрация Na в сплаве ограничивается.

Негативно воздействуют на свойства сплавов АМг также железо и медь. Медь несколько увеличивает прочностные характеристики сплавов, но ухудшает коррозионную устойчивость и свариваемость, поэтому содержание меди в сплавах типа АМг не должно превышать 0,02–0,1 %.

Полезность сплавов системы Al–Mg определяется сочетанием достаточной прочности, значительной пластичности, отличной коррозионной стойкости и хорошей свариваемости. Все эти свойства обусловили широкое использование алюминиево-магниевых составов для сварных конструкций. Особенно важно значение сплава АМгб – наиболее прочного среди термически неупрочняемых сплавов.

Недостатком сплавов системы Al–Mg является сравнительно невысокий предел текучести. Для его увеличения, сплавы АМг5, АМгб, обычно подвергают холодному деформированию на 20–30 %.

Составы АМг используют для деталей, изготавливаемых глубокой вытяжкой, сваркой, от которых необходима повышенная коррозионная устойчивость (в автомобильной промышленности – сварные топливные баки, бензопроводы и маслопроводы, кузовные детали; в судостроении – переборки, заклепки, корпуса мачт).

13.4. Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термообработкой

Сплавы на основе системы Al–Cu–Mg с добавками марганца (дуралюмины)

В 1906 г. немецкий ученый А. Вильм разработал метод упрочнения (закалку и старение) алюминиевого состава с медью и магнием (4,0 % Cu; 0,5 % Mg; 0,5 % Mn), который впоследствии получил наименование дуралюмина и стал основоположником группы чрезвычайно важных промышленных сплавов, сыгравших огромную роль в развитии авиастроения.

Все дуралюмины, используемые в настоящее время в промышленности, можно классифицировать на четыре подгруппы:

- 1) классический дуралюмин (Д1);
- 2) дуралюмин повышенной прочности (Д16), отличающийся от Д1 более высоким содержанием магния;
- 3) дуралюмины повышенной жаропрочности (Д19, ВАД1 и ВД17), главным отличием которых от Д1 является увеличенное отношение Mg/Cu;

4) дуралюмины повышенной пластичности (Д18, В65), которые характеризуются от Д1 пониженным содержанием всех или некоторых компонентов.

Таким образом, для достижения оптимальных механических характеристик соотношение примесей железа и кремния в дуралюминах, близкое 1:1, более желательно, чем значительное преобладание одной примеси над другой, особенно железа над кремнием.

На практике очень часто пропорцию примесей железа и кремния в дуралюминах корректируют с целью улучшения их литейных качеств. Так, в сплаве Д1, в котором допускается наиболее высокое содержание примесей железа и кремния (до 0,7 % каждой), обычно поддерживают некоторое превышение кремния над железом (0,2–0,6 % Si; 0,3–0,4 % Fe).

Изделия из дуралюмина обычно подвергают закалке и в большинстве случаев – естественному старению. Отличительная черта термической обработки дуралюминов – необходимость строгого соблюдения рекомендуемой температуры нагрева под закалку. Допустимые колебания температуры нагрева под закалку, особенно высокопрочных дуралюминов (Д16, Д19, ВАД1), очень незначительны (Д1: 492–510 °С; Д19: 492–505 °С; Д16: 492–500 °С). Это связано с тем, что температуру нагрева под закалку для максимального растворения упрочняющих фаз выбирают очень близкой к температуре плавления эвтектик, но ниже ее.

Нагрев под закалку до температуры выше допустимых значений может вызвать расплавление легкоплавких структурных составляющих (эвтектик) по границам зерен, что сопровождается окислением металла с формированием при последующей кристаллизации жидкой фазы усадочной пористости. Даже начальные стадии перегрева приводят к снижению усталостной прочности, коррозионной устойчивости и пластичности материала, а затем (при значительной степени перегрева) и прочности. Строение дуралюмина после нормальной закалки и при пережоге показано на рис. 83. Для выявления пережога, который является неисправимым дефектом, после закалки изделий из дуралюмина обычно проверяют их микроструктуру.

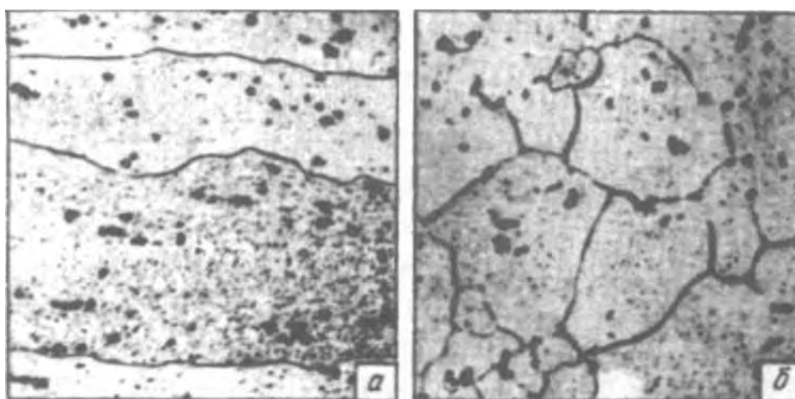


Рис. 83. Микроструктура закаленного дуралюмина; х 250:
а – нормальная закалка; б – пережог

При закалке дуралюминов необходимо обеспечить высокую скорость охлаждения. Даже незначительное разложение твердого раствора с выделением промежуточных интерметаллидных фаз по границам зерен, которое влияет на механические характеристики, вызывает повышенную склонность изделий к межкристаллитной коррозии. Для предотвращения этого дуралюмины при закалке следует охлаждать в холодной воде при минимальном времени переноса нагретых деталей из печи в воду.

Все дуралюмины, кроме низколегированного Д18, сильно упрочняются (после закалки) при естественном старении. Период достижения максимальных прочностных характеристик зависит от соотношения Mg/Cu ; чем больше это отношение, тем медленнее протекает старение. Так, для сплавов Д1 и Д16 предельная прочность достигается через 4 суток, для состава Д19 – через 5, а для сплава ВАД1 – через 10 суток.

Дуралюмины характеризуются пониженной коррозионной устойчивостью и требуют специальных методов защиты от коррозии. Распространение получили два способа защиты в промышленности: плакировка (покрытие) дуралюмина техническим алюминием (А7, А8) и электрохимическое оксидирование, которое обычно называют анодированием.

Первый метод используется исключительно для листового материала. Перед горячей прокаткой слитки дуралюмина с обработанной фрезерованием поверхностью с двух сторон покрываются алюминиевыми пластинами и в таком виде подвергаются прокатке. В итоге получается лист, имеющий с обеих сторон тонкое покрытие (обычно приблизительно 4 % от общей толщины листа) из алюминия.

Плакирование эффективно потому, что обеспечивает защиту дуралюмина от коррозии не только как механический барьер, но и электрохимическим способом. Алюминий обладает более высокой электроотрицательностью по сравнению с дуралюмином, поэтому даже при наличии повреждений защитного слоя (рисок, царапин и т.п.) дуралюмин в этих местах не подвергается коррозии, поскольку в паре алюминий–дуралюмин он выступает катодом, и все коррозионные процессы сосредотачиваются в поверхностном алюминиевом слое.

Недостаток плакированных листов по сравнению с неплакированными – это пониженная усталостная прочность.

Анодирование – метод обработки (обычно проводимый в сернокислой среде) применим к полуфабрикатам любой конфигурации. В процессе анодирования на поверхности деталей формируется более плотный и толстый, по сравнению с естественным, оксидный слой (Al_2O_3), предохраняющий дуралюмин от коррозионного воздействия.

Среди всех марок дуралюминов наибольшее промышленное применение нашли сплавы Д1 и Д16, активно используемые в авиастроении. Штампованные изделия из сплава АК8 отличаются значительной неоднородностью

структуры и характеристик по объему, в частности выраженной анизотропией механических свойств относительно направления испытаний при крайне низкой пластичности в поперечном направлении. Сплав АК8 заметно уступает сплаву АК6 по вязкости разрушения, но обладает удовлетворительной свариваемостью. Оба сплава (АК6 и АК8) характеризуются пониженной коррозионной стойкостью, и изготовленные из них детали требуют применения надежных антикоррозионных покрытий.

*Сплавы на основе системы Al–Cu–Mg с добавками
железа и никеля*

Данная группа сплавов по своим характеристикам схожа с дуралюминиями. Ключевыми легирующими компонентами, обеспечивающими возможность упрочнения термической обработкой, как и в дуралюминиях, являются медь и магний. Помимо меди и магния, в состав сплавов вводятся специальные добавки железа и никеля, практически нерастворимых в твердом алюминии. При нормальных температурах железо и никель не улучшают механические характеристики. Они даже несколько снижают пластичность при незначительном росте прочности, однако при повышенных температурах структурная неоднородность, создаваемая железом и никелем, способствует улучшению механических свойств. Сплавы системы Al–Cu–Mg с добавками железа и никеля предназначены для эксплуатации в условиях повышенных температур.

Наиболее характерным представителем данной категории является сплав АК4-1. Схожие по составу материалы применяются в Великобритании, Франции и других государствах. Средняя концентрация легирующих элементов в сплаве АК4-1 составляет, мас. %: 2,2 Cu; 1,6 Mg; 1,1 Fe; 1,1 Ni.

Сплав АК4-1 проходит закалку с температуры 530 ± 5 °C в холодной или подогретой (для минимизации внутренних напряжений) воде с последующим старением при 190–200 °C продолжительностью 12–24 часа. После термического воздействия полуфабрикаты из сплава АК4-1 обычно обладают рекристаллизованной микроструктурой. Железо и никель повышают температурный порог рекристаллизации деформированных, в особенности горячепрессованных, изделий, однако в меньшей степени, чем марганец, хром или цирконий, поэтому пресс-эффект для сплава АК4-1 не имеет практической значимости. При производстве прессованных изделий технологи стремятся достичь мелкозернистой рекристаллизованной структуры.

Продолжительные испытания на ползучесть при температуре 130 °C продемонстрировали, что для сплава АК4-1 типична стабильная скорость ползучести при тестировании до 40000 часов.

При изготовлении листовых материалов из алюминиевых сплавов технологи обычно стремятся достичь максимально мелкозернистой структуры.

Для листов из сплава АК4-1, предназначенных для длительной эксплуатации при температурах 130–150 °С, оптимальным считается средний размер зерна в диапазоне 30–50 мкм. Термическая обработка с закалкой непосредственно после холодной деформации, то есть для нагартованных листов, способствует формированию более мелкозернистой структуры. Для достижения регламентированного размера зерна (30–50 мкм) рекомендуется предварительно отжигать холоднокатаные листы при температуре 350–370 °С с последующей закалкой.

Сплав АК4-1 демонстрирует низкую коррозионную стойкость и склонен к межкристаллитной коррозии. Изготовленные из него полуфабрикаты требуют строгого соблюдения всех антикоррозионных мероприятий. Листовой материал обычно подвергают плакированию, а все остальные виды полуфабрикатов – анодированию.

По показателям вязкости разрушения сплав АК4-1 уступает сплаву Д16 и другим высокопрочным алюминиевым сплавам.

Высокие жаропрочные характеристики сплава АК4-1 (а также аналогичного состава АК4, содержащего специальную кремниевую добавку) в комбинации с высокой пластичностью при температурах горячей деформации определили основную сферу использования этих материалов – производство поковок и штампованных деталей, эксплуатирующихся в температурном диапазоне 200–250 °С. В частности, из сплавов АК4-1 и АК4 производят штампованные поршни авиационных двигателей.

Сплавы на основе системы Al–Cu–Mn

Обрабатываемые давлением алюминиевые составы, содержащие медь и легирующие добавки марганца (титана, циркония, ванадия), обладают улучшенными механическими характеристиками при нормальной температуре, повышенных температурах (до +250 °С) и в криогенной области (до –250 °С), технологичны в металлургическом производстве и характеризуются удовлетворительной свариваемостью.

Сплавы Д20 и 1201 принадлежат к категории жаропрочных алюминиевых сплавов. Однако если в дуралюминах Д19 и ВАД1 для достижения повышенной жаропрочности соотношение концентраций магния и меди увеличено по сравнению со сплавом Д16, то в составе Д20 магний отсутствует, т. е. это соотношение сведено к нулю. Это кажущееся противоречие объясняется тем, что сплав Д20 предназначен для эксплуатации в других, более высокотемпературных условиях (250–300 °С), чем сплавы Д19 и ВАД1. Зависимость прочностных характеристик сплавов от соотношения содержания магния и меди при постоянном суммарном количестве этих компонентов проявляется по-разному при различных температурных режимах.

Жаропрочные свойства дуралюминов в диапазоне 130–200 °С в основном определяются стабильностью твердого раствора на основе меди и магния в алюминии при этих температурах. Однако при 250–300 °С термостойкость сплавов (включая Д20) зависит преимущественно от других факторов, ключевым из которых является концентрация интерметаллических соединений марганца и титана (циркония, ванадия). При температурах 250 °С и выше распад пересыщенного твердого раствора в системах Al–Cu и Al–Cu–Mg происходит столь интенсивно, что для обеспечения прочностных характеристик в этих условиях уже не имеет принципиального значения, какая именно фаза выделяется из твердого раствора – Θ (Al_2Cu) или S (Al_2CuMg).

В микроструктуре закаленного сплава Д20, помимо перенасыщенного твердого раствора α и определенного количества нерастворившейся при нагреве под закалку Θ -фазы, присутствуют также дисперсные выделения Т-фазы ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$) и титаносодержащих соединений. Прочностные характеристики сплава Д20 при температурах 250–300 °С в основном определяются концентрацией, размером и пространственным распределением частиц марганцевой и титановой фаз, а также скоростью их коагуляции в указанном температурном диапазоне. Соотношение концентраций магния и меди в твердом растворе оказывает меньшее влияние на прочность при 250–300 °С, причем наличие магния в составе даже способствует некоторому снижению прочностных показателей.

В температурном диапазоне до 250 °С сплавы Д20 и 1201 демонстрируют более низкие прочностные показатели по сравнению с составом Д16, однако при рабочих температурах 250–300 °С их длительная прочность оказывается выше.

Сплавы Д20 и 1201 обладают хорошей технологической свариваемостью методами контактной и аргонодуговой сварки. Предел прочности сварных соединений при комнатной температуре (без дополнительной термообработки) составляет 0,2–0,7 от соответствующего показателя основного материала, тогда как при 300 °С этот параметр достигает 0,9, поскольку литая структура сварного шва обеспечивает меньшую степень разупрочнения при нагреве по сравнению с базовым материалом. При проведении полного цикла термической обработки сварных соединений их прочность при 20 °С может быть доведена до 0,9 от прочности исходного металла.

Сплавы Д20 и 1201 обладают ограниченной устойчивостью к коррозии. Для их защиты применяются те же методы, что и для дуралюминов: нанесение алюминиевого или сплавного покрытия, а также анодное оксидирование. Сварные швы, характеризующиеся особенно низкой коррозионной стойкостью, требуют усиленных мер защиты.

Из сплавов Д20 и 1201 производят все виды деформированных полуфабрикатов: листовой прокат, плиты, профильные элементы, штампованные и кованные изделия. В настоящее время объемы выпуска продукции из этих материалов относительно невелики, однако ожидается их рост, поскольку оба сплава, в особенности ВАД1, считаются перспективными для изготовления критически важных сварных конструкций, эксплуатирующихся в широком температурном диапазоне от -250 до $+250-300$ °С.

Сплавы 1201 и Д20 принадлежат к категории термически упрочняемых свариваемых материалов, существенно превосходящих по прочностным характеристикам свариваемые сплавы, не поддающиеся упрочнению термической обработкой (такие как АМг5, АМг6).

К основным недостаткам сплава 1201 можно отнести: 1) значительную потерю прочности в зоне сварного соединения (коэффициент снижения прочности составляет 0,2–0,7); 2) пониженную деформационную способность сварных швов; 3) недостаточную общую коррозионную устойчивость.

Алюминиевые сплавы, легированные литием

Взаимодействие лития с алюминием в бинарных сплавах характеризуется значительной переменной растворимостью лития в твердом алюминии. По величине предельной растворимости в твердом алюминии (при эвтектической температуре) литий занимает четвертое место среди всех металлов (после цинка, серебра и магния). Как установлено, переменная растворимость в твердом алюминии легирующего элемента, особенно присутствующего в сплаве в виде интерметаллидной фазы (AlLi в системе Al-Li), представляет собой необходимое условие для упрочнения сплава термической обработкой. Действительно, прочность двойных сплавов Al-Li , содержащих 2 % и более лития, после закалки и искусственного старения возрастает, однако упрочняющий эффект незначителен, а пластичность существенно снижается. Кроме того, сплавы алюминия с литием, относящимся к щелочным, высокоактивным металлам, интенсивно взаимодействующим с кислородом, водородом и другими элементами окружающей среды, отличаются сложностью технологии производства (требуют специальных мер защиты при плавке и литье). В связи с этим бинарные сплавы Al-Li не получили промышленного применения.

Исследования по легированию алюминиевых сплавов литием, инициированные еще в 1920-х годах в Германии (сплав «циркалой»), продолжались с высокой интенсивностью.

Стимулом для этих исследований послужило установленное явление: добавка лития существенно увеличивает модуль упругости и уменьшает плотность алюминиевых сплавов (каждый процент лития повышает модуль упругости на 3 % и снижает плотность на 6 %). Лишь в 1950-х годах на базе системы Al-Cu-Li были созданы первые литийсодержащие сплавы,

прошедшие промышленные испытания. Ими стали сплавы 2020 (в США) и ВАД23 (в СССР), содержавшие приблизительно 5 % Cu; 1,2 % Li и легирующие добавки Mn и Cd.

Несмотря на выдающиеся прочностные характеристики (временное сопротивление до 600 МПа, предел текучести до 550 МПа), данные сплавы не получили значительного промышленного распространения из-за недостаточной пластичности, сложной технологичности производства.

В 1960-х годах специалистами ВИАМ под руководством И. Н. Фридляндера в системе Al–Mg–Li была обнаружена обширная концентрационная область сплавов, демонстрирующих существенное упрочнение при термической обработке. При этом установлено, что введение магния, значительно влияющего на прочностные показатели сплавов в закаленном состоянии, практически не сказывается на эффекте старения. Эффект старения (приrost предела текучести) в основном определяется концентрацией лития и существенно усиливается при увеличении его содержания от 1 до 2,8 %. И. Н. Фридляндером, В. Ф. Шамраем и Н. В. Ширяевой был разработан первый сплав на основе этой системы, получивший маркировку 1420. Данный сплав нашел практическое применение и на протяжении нескольких десятилетий используется в авиастроительной отрасли.

Сплав 1420 обладает следующим стандартным химическим составом: 5,5 % Mg; 2,1 % Li; 0,12 % Zr; основа – алюминий. Согласно диаграмме состояния Al–Mg–Li, фазовый состав сплава при равновесных условиях при 430 °C представлен α -раствором и фазой S1 (Al₂MgLi). Термическая обработка сплава 1420 включает закалку с температуры 450 °C с последующим искусственным старением при 120 °C в течение 10–15 часов. Твердый раствор в данном сплаве отличается высокой стабильностью, поэтому для фиксации полученной при нагреве структуры достаточно воздушного охлаждения. Охлаждение на воздухе при закалке также способствует повышению коррозионной стойкости полуфабрикатов.

После проведения указанной термической обработки сплав 1420 демонстрирует прочностные характеристики, сопоставимые с основным авиационным сплавом дуралюмином Д16, но при этом обладает меньшей плотностью и более высоким модулем упругости.

До настоящего момента при рассмотрении характеристик алюминиевых сплавов не уделялось внимания модулю упругости. Это объясняется тем, что для чистого алюминия и всех ранее рассмотренных сплавов данный параметр (чрезвычайно важный показатель, определяющий жесткость материала в конструкции) остается практически неизменным.

Величина модуля упругости сплава определяется соответствующими показателями основного металла и легирующих элементов. Суммарная концентрация легирующих компонентов в алюминиевых сплавах относительно невелика, причем их модули упругости незначительно отличаются от ана-

логичного параметра алюминия. Следовательно, изменения модуля упругости алюминия, вызванные введением легирующих элементов, минимальны и, вероятно, находятся в пределах погрешности экспериментальных данных. Для всех ранее рассмотренных сплавов справочные значения модуля Юнга варьируются в диапазоне от 69000 до 72000 МПа. Исключение составляют алюминиевые сплавы, легированные литием. Даже незначительные добавки лития вызывают существенное и стабильное увеличение модуля упругости.

Существенное увеличение модуля упругости при легировании алюминиевых сплавов литием обусловлено особенностями строения твердого раствора лития в алюминии. Предполагается, что помимо металлической межатомной связи, в таком твердом растворе формируются более прочные связи ионного или ковалентного типа. Это предположение подтверждается, во-первых, аномально низкими значениями электропроводности и теплопроводности сплавов Al–Li по сравнению с другими алюминиевыми сплавами (например, сплав 1420 в закаленном состоянии имеет электропроводность 8–9 МОм/м против 16 МОм/м у сплава Д16); во-вторых, образованием в сплавах Al–Li при низкотемпературном старении периодически расположенных областей упорядоченного твердого раствора.

Сплав 1420 обладает высокой общей коррозионной стойкостью (после закалки на воздухе) и поддается всем видам сварки. Сочетание высоких прочностных характеристик с малой плотностью, присущее сплаву 1420, вызывает значительный интерес у авиаконструкторов. Замена сплава Д16 на сплав 1420 в различных узлах летательных аппаратов позволяет достичь снижения массы конструкции до 10 %.

Сплав 1420, как и другие сплавы системы Al–Li, характеризуется сложной технологичностью в металлургическом производстве. Интенсивное окисление сплава при плавке и литье (обусловленное присутствием лития), пониженная пластичность в нагретом и особенно в холодном состоянии требуют разработки специальных технологических приемов и специализированного металлургического оборудования. Например, технология производства листов из сплава 1420 оказалась настолько сложной, что рулонная прокатка данного материала до сих пор не освоена в промышленных масштабах.

13.5. Литейные алюминиевые сплавы

Для литейных составов значение технологических характеристик особенно существенно. Основные технологические параметры для них – литейные, а именно: 1) жидкотекучесть; 2) объемное и линейное сокращение; 3) предрасположенность к формированию горячих трещин; 4) склонность к образованию усадочной и газовой пористости; 5) тенденция к ликвации.

Литейные свойства сплавов, которые не подвергают обработке давлением и применяют в деталях и конструкциях в литом виде, определяют не только возможность создания формы изделия (фасонной отливки), но и качество этой детали. Все дефекты литой структуры, зависящие от литейных свойств (усадочная и газовая пористость, ликвационная неоднородность состава, микротрещины), сохраняются в готовом изделии.

Наибольшее распространение в литейном производстве получили сплавы алюминий-кремниевой системы. Наряду с ними для фасонного литья используются составы на базе систем Al–Cu, Al–Mg, Al–Cu–Mg, Al–Li–Mg, Al–Cu–Mg–Ni и другие многокомпонентные сплавы, принципиально схожие с деформируемыми, но обычно содержащие повышенные концентрации легирующих элементов (меди и магния), тугоплавких добавок (титана и никеля) и примесей (железа). Тем не менее, эти сплавы существенно уступают по распространенности силуминам (Al–Si сплавам) из-за менее благоприятных литейных характеристик.

Допустимое содержание неизбежных примесей, в частности железа, в литейных сплавах варьируется в зависимости от применяемой технологии литья. Как отмечалось ранее, железо формирует в алюминиевых сплавах нерастворимые хрупкие интерметаллидные соединения. Размер частиц этих фаз и особенности их распределения в отливке определяются скоростью охлаждения при затвердевании. Увеличение скорости охлаждения способствует большей дисперсности частиц, их более равномерному распределению в объеме отливки и снижению негативного воздействия на механические свойства (особенно пластичность). В связи с этим при литье в металлические формы (кокили) и литье под давлением допустимо более высокое содержание железа по сравнению с литьем в песчано-глинистые формы.

Сплавы на основе системы Al–Si (силумины)

Силумины классифицируют на двойные (простые), содержащие исключительно кремний в качестве легирующего элемента, и специальные, в состав которых, кроме кремния, вводятся незначительные количества дополнительных легирующих компонентов (Mg, Cu, Mn, Ni). Силумины принадлежат к категории эвтектических или доэвтектических сплавов.

Кремний обладает переменной растворимостью в алюминии, возрастающей от <0,1 % при комнатной температуре до 1,65% при эвтектической точке (577 °C). Следовательно, нагрев сплавов Al–Si до температур, приближенных к эвтектической, с последующим быстрым охлаждением позволяет получить перенасыщенный твердый раствор кремния в алюминии, который при дальнейшем старении распадается с образованием дисперсных частиц кремния. Тем не менее, упрочняющий эффект от такой обработки крайне незначителен и не имеет промышленного применения. Таким образом,

двойные (простые) силумины относятся к термически неупрочняемым сплавам, характеризующимся умеренными прочностными показателями.

Существует два основных метода повышения прочностных и пластических характеристик силуминов за счет измельчения эвтектических кристаллов кремния:

1. Интенсификация скорости охлаждения при кристаллизации.
2. Введение модифицирующих добавок щелочных металлов (натрия, лития, стронция) в количестве сотых долей процента.

Первый метод демонстрирует высокую эффективность, однако имеет ограниченную область применения – преимущественно для тонкостенных отливок, изготавливаемых в металлических формах или методом литья под давлением.

Второй способ – модифицирование структуры – отличается большей универсальностью. Под модифицированием понимают целенаправленное улучшение структуры сплава посредством введения малых добавок, которое приводит не к образованию новых структурных составляющих, а к изменению размеров и морфологии существующих фаз, сформированных основными компонентами сплава.

На производстве активно используют обработку силуминов натрием. Добавление 0,01 % Na в сплавы алюминия с кремнием вызывает значительное уменьшение размеров кристаллов эвтектического кремния. На рис. 84 продемонстрировано воздействие натрия на структуру эвтектического силумина. Присутствие натрия в силуминах также смещает эвтектическую точку в область более высоких концентраций кремния, вследствие чего эвтектический сплав до модифицирования приобретает структуру доэвтектического после обработки.

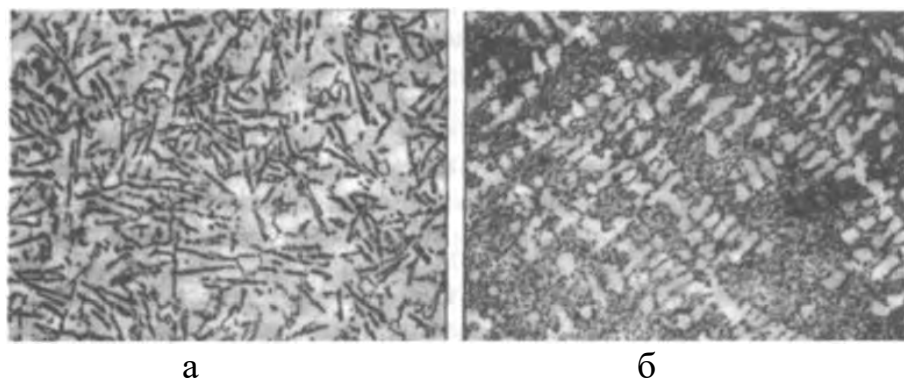


Рис. 84. Структура эвтектического силумина (11,7 % Si), отлитого в земляную форму; $\times 320$: *а* – сплав не модифицирован; *б* – сплав модифицирован

На практике натрий обычно добавляют в расплав в форме солевой композиции, например, смеси $2/3 \text{ NaF}$ и $1/3 \text{ NaCl}$. Для достижения концентрации 0,01 % Na в сплаве требуется ввести около 2 % указанной солевой

смеси. Металлический натрий, необходимый для модифицирования, образуется непосредственно в расплаве в результате химической реакции между фторидом натрия и алюминием.

В современной металлургии все чаще применяют обработку силуминов стронцием, который оказывает аналогичное натрию воздействие на их структуру и характеристики. Технология модифицирования стронцием считается более экологичной, поскольку стронций вводят в виде металлической лигатуры Al–Sr, а не токсичных фтористых и хлористых солей, использование которых сопровождается выделением вредных газообразных соединений фтора и хлора.

На сегодняшний день отсутствует единая теория, объясняющая механизм модифицирования силуминов. Наибольшее экспериментальное подтверждение получила гипотеза, согласно которой натрий, присутствующий в расплаве, адсорбируется на поверхности растущих кристаллов кремния в процессе кристаллизации и ингибирует их дальнейший рост.

Эффективность модифицирования, выражающаяся в улучшении механических характеристик, прямо пропорциональна содержанию кремния в сплаве. Это объясняется тем, что в процессе модифицирования изменяются размеры и морфология кристаллов эвтектического кремния. Для силуминов с концентрацией кремния менее 5% модифицирование теряет практическую целесообразность.

Среди дополнительных легирующих элементов в силуминах наиболее важную роль играют магний и медь, добавление которых придает сплавам способность к термическому упрочнению. Магний формирует соединение Mg_2Si , которое, как установлено при исследовании деформируемых сплавов, служит эффективным упрочняющим агентом при термообработке. При высоких концентрациях кремния растворимость фазы Mg_2Si в алюминии снижается, поэтому содержание магния в силуминах ниже, чем в деформируемых сплавах системы Al–Mg–Si, причем его доля уменьшается с ростом концентрации кремния.

Специализированные силумины, легированные магнием и медью, проходят термическую обработку, включающую закалку и последующее искусственное старение. В результате такой обработки данные сплавы приобретают существенно более высокие прочностные характеристики, особенно показатель предела текучести при некотором снижении пластичности по сравнению с обычными силуминами.

При изготовлении аналогичных образцов методом литья в металлические формы (кокили) или на машинах литья под давлением наблюдается улучшение механических характеристик: показатели временного сопротивления и предела текучести возрастают на 20–30 МПа, одновременно увеличивается и относительное удлинение. Данное явление объясняется более интенсивной скоростью кристаллизации сплавов при литье в металлические

формы, что приводит к уменьшению толщины дендритных ветвей и диспергированию частиц нерастворимых фаз (в первую очередь, кремния).

Механические свойства литейных сплавов, определенные на образцах, вырезанных из готовых отливок, как правило, значительно отличаются от характеристик специально отлитых образцов; обычно они оказываются ниже, поскольку условия кристаллизации реальных отливок менее благоприятны по сравнению с отдельно отлитыми контрольными образцами. Высокие литейные качества силуминов обеспечивают их хорошую свариваемость методами плавления.

Силумины характеризуются малой плотностью благодаря присутствию кремния – элемента с меньшей плотностью, чем алюминий. Например, эвтектический силумин АК12 (АЛ2) имеет плотность 2,66 г/см³. Сплавы системы Al–Si демонстрируют высокую коррозионную устойчивость, причем добавки марганца и магния дополнительно усиливают это свойство. В то же время медь значительно снижает коррозионную стойкость. Например, сплав АК5М (АЛ5) с содержанием меди 1,0–1,5 % обладает более низкой коррозионной стойкостью по сравнению с другими силуминами.

Важным преимуществом этого сплава является минимальный интервал кристаллизации (близкий к нулю), что предотвращает образование усадочной пористости в отливках. Данный сплав рекомендуется для производства герметичных деталей. Однако формирование концентрированных усадочных раковин (типичное для сплавов с малым интервалом кристаллизации) создает технологические сложности при литье крупногабаритных изделий.

Более высокими прочностными характеристиками обладает термически упрочняемый силумин АК9ч (АЛ4). При некотором уменьшении содержания кремния по сравнению с АК12 (АЛ2) в сплаве АК9ч достигается оптимальное сочетание литейных качеств: умеренная усадочная пористость и существенно меньшая концентрация усадочных раковин. Это делает возможным применение сплава АК9ч для изготовления критически важных крупногабаритных изделий, таких как картеры двигателей внутреннего сгорания.

Сплав АК7ч (АЛ9), не подвергаемый модифицированию перед литьем и искусственному старению (отливки проходят только закалку), получил широкое распространение благодаря комбинации достаточной прочности, высокой пластичности и благоприятных литейных характеристик.

Для достижения максимальных прочностных показателей отливки из всех сплавов подвергаются термической обработке, включающей закалку и последующее искусственное старение, в процессе которого формируется упрочняющая Θ -фаза (Al_2Cu). Сплавы алюминий-медной системы закаляют с температуры 545 ± 3 °С (с выдержкой 2–9 часов) в нагретой воде с последующим старением при 175 ± 5 °С продолжительностью 3–5 часов. Учитывая высокую температуру закалки и возможное наличие неравновесных эвтектик с пониженной температурой плавления, нагрев осуществляют

поэтапно: сначала до 530 °С с выдержкой, затем продолжают нагрев до требуемой температуры. Сплав АЛ33 принадлежит к группе наиболее жаропрочных алюминиевых сплавов.

Сплавы АМ5 (АЛ19) и АЛ33 существенно превосходят по характеристикам силумины и двойной алюминиево-медный сплав АЛ7. В литом состоянии эти сплавы демонстрируют более высокую жаропрочность по сравнению с деформированным состоянием, поскольку при литье интерметаллидные фазы преимущественно выделяются по границам зерен и дендритных ячеек, формируя жесткий каркас, который противодействует пластической деформации материала. В процессе обработки давлением оболочки интерметаллидных фаз, расположенные по границам дендритных ячеек и зерен, разрушаются, и отдельные кристаллиты, не связанные между собой, распределяются цепочками. При таком характере распределения их влияние на жаропрочность значительно уменьшается.

Основными недостатками литейных сплавов системы Al–Cu являются неудовлетворительные литейные свойства и пониженная коррозионная стойкость по сравнению с другими литейными сплавами. Изделия из этих сплавов требуют применения надежных антикоррозионных покрытий.

Сплав АМ5 (АЛ19) применяется для изготовления высоконагруженных деталей, эксплуатирующихся как при комнатной температуре, так и в условиях повышенных температур (250–300 °С). Сплав АЛ33 предназначен преимущественно для работы в высокотемпературной области.

14. ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ

К интеллектуальным сплавам, сталям следует отнести те, которые адекватно реагируют на внешние воздействия (химические, физические, механические), обеспечивая высокую эффективную работоспособность соответствующих изделий.

1. 1906 г. – **Сталь Гадфильда**. Француз Гадфильд предложил сталь 120Г13 (1,2 % С и 13 % Мн, остальное – железо), которая стала широко применяться для изделий, испытывающих в эксплуатации интенсивные механические воздействия, например, в дробильном оборудовании, на котором железную руду превращают в порошок для последующей переработки, а это сотни миллионов тонн в год. При дроблении твердой руды сталь Гадфильда интенсивно упрочняется в результате интенсивного двойникования (это показал экспериментально наш великий металлург А. П. Гуляев в 1960 г.). Кроме того, в отливках из этой стали имеет место быть химическая неоднородность и зоны, обедненные Мн и С, испытывают мартенситное превращение, упрочняющее эту сталь. Чем интенсивнее внешнее механическое воздействие, тем больше упрочняется эта сталь. Таким образом сталь Гадфильда «сама себя защищает» от ударно-абразивного износа. Ее применение для изготовления траков гусеничных машин, особенно бронемашин, танков, также эффективно.

2. 1913 г. – **Нержавеющая сталь 25Х13**. Официальная история нержавеющей стали насчитывает чуть более 100 лет и ведет отсчет с 1913 года. Английский ученый, металлург-самоучка Гарри Брерли (Брирли) в ходе ряда экспериментов в поисках оптимального состава сплава для оружейных стволов получил образец никель-хромового сплава, поначалу забракованный им вместе со многими другими. Однако, наткнувшись на этот образец спустя несколько месяцев, ученый обнаружил, что он блестит, как новый, абсолютно не поржавел и не изменился. Именно этот сплав, содержащий 85,3 % железа, 12,8 % хрома, 0,44 % марганца, 0,24 % углерода и 0,2 % кремния, стал первым в мире официально зафиксированным образцом нержавеющей стали.

Это изобретение было сделано Гарри Брирли в сталеплавильной лаборатории небольшой компании из британского Шеффилда, и уже в 1915 году компания наладила производство столовых приборов из нового сплава, который, по уверениям производителя, не тускнел, не ржавел и не покрывался пятнами. Столовые приборы из нового сплава были запатентованы, и с тех пор Гарри Брирли считают официальным родителем нержавеющей стали.

Коррозионная стойкость данной стали обусловлена тем, что она всегда покрыта окислом типа $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$, который хорошо адгезионно связан с основным металлом, не пропускает кислород, воду и тем защищает основной металл от окисления. При механическом повреждении поверхности изделия этой или подобных сталей, на ней формируется защитный слой окиси,

т. е. сталь сама себя защищает новым слоем окислов. Сегодня существуют десятки нержавеющей сталей, например 08X18H10T, AlCl316LN (O2X17H13M2T), где каждый легирующий элемент обеспечивает повышенное адгезионное взаимодействие окисла и основного металла, низкую газо-водопроницаемость самого окисла и др.

3. 1936 г. – **Инвар**. Сплав инвар (36 % Ni, 64 % Fe) разработан в Японии. Его уникальное свойство состоит в способности сохранять линейные размеры при охлаждении, т. е. не происходит термического сжатия этого сплава в отличие от других сталей и сплавов. И это обусловлено тем, что как только начинается термическое сжатие при охлаждении, в инваре происходит перестройка магнитной (доменной) структуры, которая что компенсирует термическое сжатие от охлаждения (магнитно-механический эффект), и размеры изделий из инвара не изменяются. Инвар применяется эффективно для изготовления оптических приборов, телескопов и др.

4. 1962 г. – **Нитинол**. Нитинол (англ. nitinol), – никелид титана, название произошло от англ. nickel (никель), titanium (титан). Интерметаллид, соединение титана и никеля, в процентном соотношении 45 % титан, 55 % никель и с равным количеством атомов каждого вещества. Название получил из сочетания формулы (NiTi) и сокращения названия места, где был разработан (Naval Ordnance Laboratory→NOL). В 1962 году Уильям Бюлер вместе с Фредериком Вангом обнаружили сильный эффект памяти формы у сплава на основе никеля и титана в ходе исследований в военно-морской лаборатории США.

В этом сплаве проявляется память формы, например, если изготовить пружину из нитинола, затем ее растянуть в проволоку, а далее эту проволоку нагреть до 400°C, то проволока снова превращается в пружину. Это обусловлено тем, что при нагреве процессы перестройки структуры (двойникование, мартенситное превращение) идут в порядке, обратном тем, которые шли при растяжении пружины в проволоку.

15. ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Механическая обработка на станках с числовым программным управлением (ЧПУ)

Станки для механической обработки постоянно совершенствуются: универсальные, полуавтоматы, автоматы и, наконец, станки с ЧПУ.

В СССР станки с ЧПУ появились в 70-х годах двадцатого века. Были разработаны и пошли в серийное производство на заводе «Красный пролетарий» (Москва). Например, станок 1К62ФЗ работает по заранее сформированной программе, включая и выключая реле двигателей продольной, поперечной и вертикальной подачи, при этом один оператор может одновременно контролировать работу 3–4 станков. Это в разы повысило производительность, точность обработки и условия труда.

Далее, в 80-х годах на Ивановском станкостроительном заводе директором В. П. Кабанидзе было организовано конструкторское бюро и производство многофункциональных станков – обрабатывающих центров (ОЦ). В обрабатывающем центре на одной заготовке выполнялось несколько операций: токарных, сверлильных, фрезерных, шлифовальных, что еще выше подняло производительность и качество механической обработки.

Вся работа на станках ЧПУ и ОЦ была заложена в управляющую программу. Программы составлялись на разные детали по заданным чертежам с учетом свойств металлов и сплавов, инструментов, требований к качеству тех или иных поверхностей – чем не интеллектуальная работа!?

Если такие обрабатывающие центры объединить и дополнить транспортирующими механизмами, то получится гибкая производственная система (ГПС). В Японии была создана ГПС, которая обеспечивала полное производство коробок передач автомобилей.

Автоматизированная термическая обработка сталей

Комплекс автоматизированной вакуумной термической обработки СЭВФ-5,5/11,5 (НИТТИН) разработан под руководством кандидата физико-математических наук В. М. Шулаева (Харьков–Белгород). СЭВФ-5,5/11,5 обеспечивает не только закалку, отжиг, отпуск, но и воронение, пайку сложных изделий, а также химико-термическую обработку.

Тульские оружейные заводы широко используют эти автоматизированные комплексы так же, как и станки с ЧПУ, ОЦ, которые встроены в единую ГПС. Интеллектуальность такой системы превышает человеческие возможности.

Программировать каждую операцию дело хлопотное, поэтому были созданы мегапрограммы, которые сами создают конкретные программы для обработки соответствующих поверхностей. Следует считать, что такие мегапрограммы при достаточной базе исходных данных работают точнее

человека-программиста. Но эти системы все же не могут обойтись без человека, обеспечивающего профилактику, перенастройку, ремонты, совершенствование и др. Таким образом, инженер, технолог, материаловед создали себе «высокоинтеллектуального помощника».

Диффузионная сварка в вакууме без приложения внешнего давления

Для реализации этого самого экологичного способа сварки необходима температура (0,4 от температуры плавления самого легкоплавкого металла) и давление не менее 40 МПа, приложенное к свариваемым деталям. Причем приложить давление к деталям сложной формы – дело трудное, особенно на цилиндрические поверхности.

И здесь мы обращаемся к естественному свойству всех металлов – термическому расширению.

На рис. 85 показана схема подготовки к технологическому процессу сварки бронзовой втулки (БрО10) в стальном корпусе (18ХГТ).

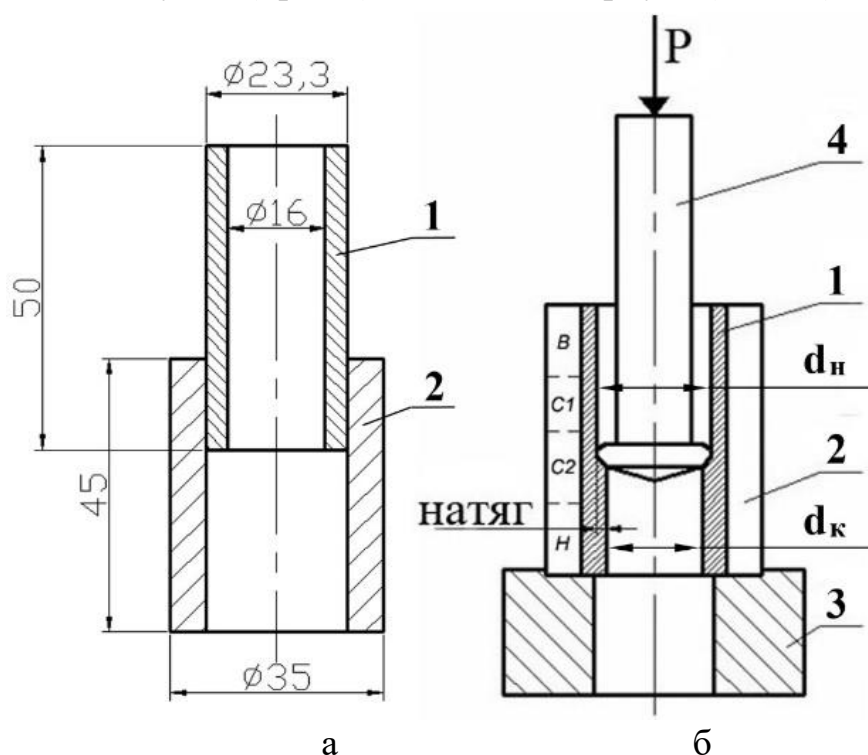


Рис. 85. Схема подготовки к технологическому процессу диффузионной сварки: а) установка бронзовой втулки в стальной корпус; б) дорнование бронзовой втулки

Процесс варки выглядит следующим образом: Бронзовая втулка 1 устанавливается в стальной корпус 2 с зазором 0,02–0,05 мм, далее, на оправке 3 производится дорнование втулкой 4 с натягом 0,25–0,75 мм на сторону. После этого изделие помещается в вакуумную печь с вакуумом не ниже

1·10–5 мм рт.ст. и выдерживается при температуре 500 °С в течение 30 минут. Бронзовая втулка расширяется больше ($KTP = 18 \cdot 10^{-6}$), чем стальной корпус ($KTP = 9 \cdot 10^{-6}$), что и создает необходимое давление (более 50 МПа) на всей свариваемой поверхности. В данном случае бронза, расширяясь в два раза больше стального корпуса, сама собой обеспечивает необходимое давление для диффузионной сварки.

Сама сварка происходит из-за взаимного диффузионного перемещения атомов бронзовой втулки в стальной корпус и наоборот, что обеспечивает высокую адгезионную прочность этого сварного соединения ($\tau_{сдв} \geq 180$ МПа).

Диффузионной сваркой можно сваривать различные сочетания металлов и сплавов, а также некоторых неметаллов (например, графит), которые при обычных способах сваривать невозможно.

На рис. 86 показаны сварные соединения, полученные диффузионной сваркой различных металлов и сплавов.

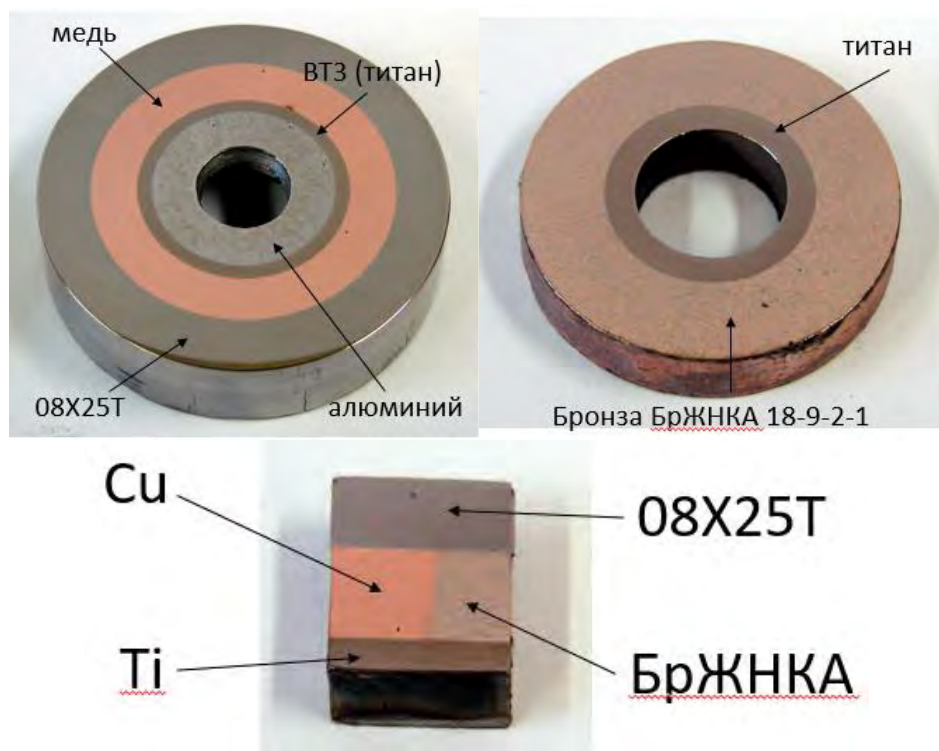


Рис. 86. Сварные соединения, полученные диффузионной сваркой

Композитные бронзы

Технология изготовления композитных материалов сложна, но свойства таких материалов могут быть уникальными.

В южном университете Аргентины в рамках конференции СОМАТ (композитные материалы) мы познакомились с технологией армирования

полиэтилена медной сеткой, а чтобы получить такой композитный материал, требуется выполнить последовательно 10-12 операций, каждая из которых требует специального оборудования. Изготовление композитов на основе углеродных нитей обеспечивает им высокую прочность, но требует ряда очень сложных операций, чего только стоит соединить матрицу и армирующую компоненту прокаткой, прессованием, литьем.

Но есть другой подход – мобилизовать естественные свойства: взаимную растворимость металлов, их химическое взаимодействие, температуру плавления и др. Например, железо нерастворимо в меди, но при этом, медь и железо неограниченно растворимы в никеле и т. п.

Учитывая это свойство, можно создавать сплавы, в которых нерастворимые друг в друге металлы будут объединяться элементом-«лидером», который будет их связывать, образуя уникальные композитные сплавы.

Рассмотрим пример создания композитной бронзы из меди, железа, никеля и алюминия.

По значениями растворимости металлов в друг друге был рассчитан состав бронзы для формирования композитной структуры из железо-никель-алюминиевой армирующей сетки дендритного строения и медь-никель-алюминиевой матрицы. Причем композитная структура формируется в процессе охлаждения и кристаллизации сплава самостоятельно. На рис. 87 показана структура такой композитной бронзы.

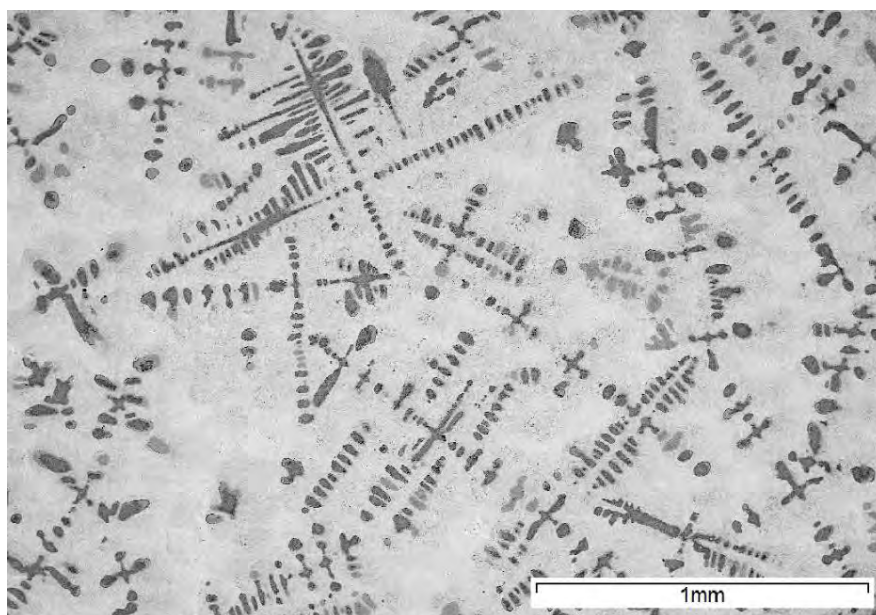


Рис. 87. Структура композитной бронзы БрЖНА 12-7-1

В бронзе БрЖНА 12-7-1 (80 % Cu, 12% Fe, 7 % Ni, 1 % Al) формируется дендритная сетка состава марнситно-старееющей стали Н23Ю1. Если в сплав добавить хром и кремний, то в бронзе БрЖНХК 12-7-5-1 (75 % Cu, 12 % Fe, 7 % Ni, 5 % Cr, 1 % Si) формируются дендритная сетка состава аустенитной нержавеющей стали Х17Н17С3.

Такие бронзы обладают рядом уникальных свойств, сравнить свойства можно по табл. 25.

Таблица 25

Свойства композитных бронз

Бронза	σ_b , МПа	ψ , %	Ктр,	I, мкм/км
БрО10	215	3	0,016	0,250
БрЖНА 12-7-1	365	45	0,018	0,025
БрЖНХК 12-7-5-1	320	35	0,014	0,006

Примечание. σ_b – предел прочности при растяжении; ψ – поперечное сужение; Ктр – коэффициент трения; I – износостойкость.

Данная технология вполне может быть отнесена к интеллектуальной: инженер-разработчик рассчитывает необходимый состав, который расплавляется, далее охлаждается и кристаллизуется, по заданному алгоритму формирует дендритную сетку и матрицу требуемого состава. Скоростью охлаждения можно регулировать дисперсность составляющих композитного сплава (рис. 88).

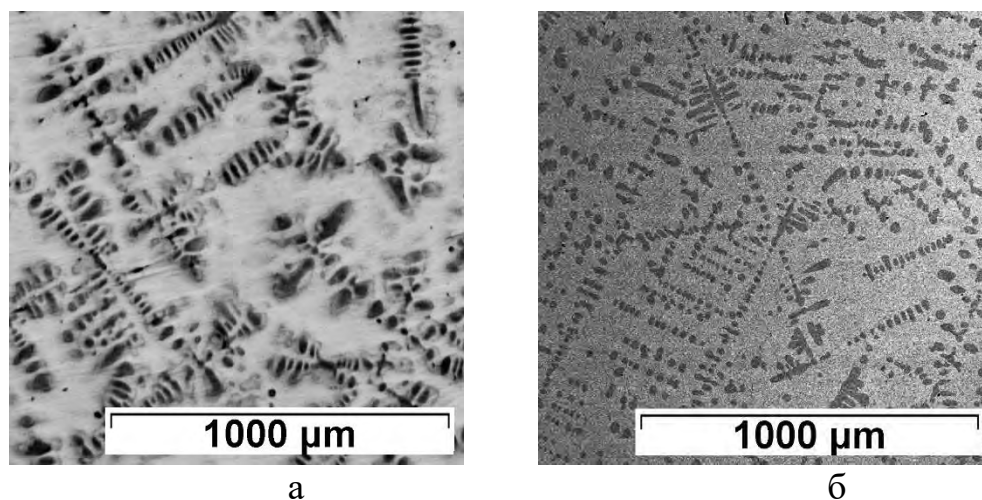


Рис. 88. Влияние скорости охлаждения на дисперсность сплава:
а) медленное охлаждение; б) быстрое охлаждение

По существу, оператор уже на стадии выплавки задает алгоритм поведения сплава, формирует морфологию, дисперсность и др. Можно сказать, что разработчик побудил расплав выполнять операции, на которые он способен, раскрыл интеллект сплава.

Таким образом композитная бронза формируется всего за две операции: первая – шихтовка и вторая – расплавление и кристаллизация.

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.

Все 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 все преодолеете, а в реальности 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 успех к вам придет! Знания и умения, отточенные практической деятельностью – вот ваша сила и перспектива!

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

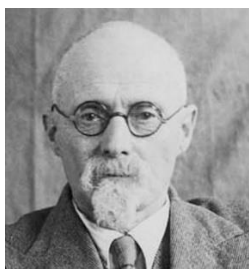
1. Беккерт, М. Мир металла : научно-популярное издание / М. Беккерт. – Москва : МИР, 1980. – 168 с.
2. Гуляев, А. П. Металловедение : учебник / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 544 с.
3. Лахтин, Ю. М. Материаловедение : учебник для втузов / Ю. М. Лахтин. – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.
4. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин [и др.]. – Москва : Изд-во МГТУ им. Баумана, 2001. – 648 с.
5. Филиппов, М. А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении. Т. II. Цветные металлы и сплавы / М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев. – Екатеринбург : УРФУ, 2013. – 234 с.
6. Солнцев, Ю. П. Материаловедение / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. – Санкт-Петербург : Химиздат, 2007. – 445 с.
7. Прецизионные сплавы : справочник / под ред. Б. В. Молотилова. – Москва : Металлургия, 1983. – 438 с.
8. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / под ред. Л. С. Ляховича. – Москва : Металлургия, 1981. – 423 с.
9. Марочник сталей / под ред. В. Г. Сорокина. – Москва : Машиностроение, 1989. – 640 с.
10. Марочник сталей / под ред. А. В. Зубченко. – Москва : Машиностроение, 2005. – 782 с.
11. Пастухов, Ж. П. Пружинные сплавы меди / Ж. П. Пастухов, А. Г. Рахштад. – Москва : Металлургия, 1997. – 226 с.
12. Мальцев, М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – Москва, 1970. – 364 с.
13. Лившиц Б. Г. Металлография / Б. Г. Лившиц. – Москва : Металлургия, 1990. – 336 с.
14. Мозберг, Р. К. Материаловедение / Р. К. Мозберг. – Москва : Высшая школа, 1991. – 448 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ



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 Фрайнберскую академию в Германии.

С 1925 года заведовал кафедрой металловедения и термической обработки УПИ. Создал научные основы термической обработки стали. Профессор, доктор технических наук, 1-й член корреспондент АН СССР в УПИ.



Попов Александр Артемьевич (1916–1960)

Вся творческая деятельность А. А. Попова прошла в УПИ, кафедра МиТОМ с перерывом на ВОВ. 1941–1944 – орден Красной Звезды, доктор технических наук, профессор (1957), автор фундаментальных работ (3 монографии), заложил основы теории термической обработки, сын Владимир Александрович, после радиофака УПИ, организовал в УЛТИ-УГЛТУ кафедру вычислительной техники и совершенствовал цифровые технологии в образовании.



Богачев Иван Николаевич (1904–1979)

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

Организовал Проблемную лабораторию металловедения (1957) из которой вышли 22 доктора наук. Депутат верховного Совета РСФСР (1950–1962 гг.). 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 г. Создал, вместе со своим учеником Е. Соколовым, термомеханическую обработку. В. Д. Садовский вошел в анналы истории как элегантный мэтр с непрекаемым авторитетом.



Счастливец Вадим Михайлович (1935–2024)

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 твердого тела» (1987). Академик РАН (2003), автор многих фундаментальных монографий, 7 из которых посвящены своему учителю.



Попов Артемий Александрович (род. в 1947 г.)

Окончил в 1970 г. кафедру ТОиФМ металлургического факультета УПИ им. С. М. Кирова. Докторскую диссертацию защитил в 1989 г. на тему «Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства высокопрочных жаростойких титановых сплавов». С 1991 г. заведует кафедрой ТОиФМ, развивая новое, перспективное научное направление: «Фазовое превращение в титановых сплавах для авиационной и медицинской техники». В период с 2008 по 2012 гг. был проректором УрФУ по научной работе.



Кузнецов Виктор Павлович (род. в 1953 г.)

Закончил Курганский машиностроительный институт в 1976 г., получил специальность инженера электромеханика. В 1982 г. закончил аспирантуру в МВТУ им. Баумана. Докторскую диссертацию защитил в институте физики прочности материаловедения СО РАН в 1992 г. (Томск). Директор машиностроительного предприятия «Сенсор», организовано в 1992 г. С 2014 г. работает профессором кафедры ТОиТМ (УрФУ). Почетный работник ВО РФ, автор 95 патентов и 256 научных статей и монографий. Научное направление: «Фрикционная механико-термическая обработка вращающимся инструментом; нанодеспергирование рабочих поверхностей машиностроительных изделий».



Лобанов Михаил Львович (род. в 1962 г.)

Закончил УПИ им. С. М. Кирова в 1984 г. кафедру ТОиФМ по специальности «Физика металлов». Защитил докторскую диссертацию на тему «Управление структурой, текстурой электротехнической анизотропной стали с нитридным ингибированием» в 2010 г.

Работает профессором кафедры ТОиФМ факультета новых материалов и технологий УрФУ им. первого Президента РФ Б. Н. Ельцина. Научное направление: «Кристаллография, структура и фазовые превращения в металлах и сплавах».

Учебное издание

Потехин Борис Алексеевич
Христолюбов Александр Сергеевич

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ISBN 978-5-94984-974-3



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

Подписано в печать 15.12.2025. Формат 60×84/16.

Уч.-изд. л. 9,4. Усл. печ. л. 8,83.

Тираж 300 экз. (1-й завод 26 экз.).

Заказ № 8256

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

Типография ООО «ИЗДАТЕЛЬСТВО УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКИЙ ЦЕНТР УПИ».
620062, РФ, Свердловская область, Екатеринбург, пер. Лобачевского, 1, оф. 15.
Тел.: 8(343)362-91-16.



Потехин Борис Алексеевич (род. в 1938 г.)

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.