

Ю. М. Лахтин. В. П. Леонтьева

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Допущено Министерством
высшего и среднего специального образования СССР
в качестве учебника для студентов
машиностроительных специальностей вузов

*ВТОРОЕ ИЗДАНИЕ,
ПЕРЕРАБОТАННОЕ И ДОПОЛНЕННОЕ*



МОСКВА «МАШИНОСТРОЕНИЕ» 1980

ББК 34.2

Л12

УДК 621.7. Δ669.017(075.8)

Рецензент кафедры «Металловедение и термическая обработка металлов» МАМИ.

Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П.

Л12 Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение. 1980. — 493 с., ил.

В пер.: 1 р. 50 к.

В учебнике рассмотрено кристаллическое строение металлов, воздействие на их структуру и свойства процессов кристаллизации, пластической деформации и рекристаллизации. Описаны фазы, образующиеся в сплавах. Широко освещены механические свойства с учетом современных представлений о конструктивной прочности и механизме разрушения. Большое внимание уделено теории и технологии термической и химико-термической обработки стали, оборудованию термических цехов, описанию различных сталей и сплавов. Дано подробное описание пластмасс, керамики, стекла, дерева и других материалов.

Л 31101-031 31-80. 2108000000
038(01)-80

ББК 34.2
6П3.4

ПРЕДИСЛОВИЕ

Материаловедением называют науку, изучающую взаимосвязь между составом, строением и свойствами материалов.

За последние годы достижения материаловедения обеспечили небывалый прогресс в разработке конструкционных и инструментальных материалов в различных областях техники. Исследования реальной структуры твердых тел показали принципиальную возможность получения кристаллических и некристаллических материалов с прочностью, приближающейся к теоретической, определяемой прочностью межатомных связей.

Курс «Материаловедение» включает две самостоятельные части: 1) металлведение и термическая обработка металлов; 2) неметаллические материалы (полимеры, керамика, стекло, резина, древесина и т. д.).

Использование неметаллических материалов в промышленности невелико и составляет около 5—6%. В ближайшем будущем оно может возрасти не более чем до 7—8%, поэтому в учебнике основное внимание уделено металлам.

Часть I книги «Металловедение и термическая обработка металлов» во втором издании претерпела значительные изменения. Помимо внесения изменений, связанных с развитием науки о металлах, в учебник введены новые разделы.

Сделана попытка дать некоторые исходные соображения о выборе стали и метода упрочнения типовых деталей машин, конструкции и инструмента. Рассмотрены принципы выбора комплекса прочностных свойств, которые определяют работоспособность металла (стали) в эксплуатации. Дана классификация критериев оценки конструктивной прочности стали, определяющих ее долговечность и надежность против внезапных разрушений. Систематизированы пути повышения прочности металлов и сплавов.

В книге описаны новые технологические процессы термической и химико-термической обработки, основное оборудование термических цехов, рассмотрены вопросы механизации и автоматизации технологических процессов в термических цехах.

Впервые в курс «Материаловедение» введены разделы «Порошковые материалы» и «Экономическая эффективность применения различных материалов и методов повышения долговечности изделий».

Современное машиностроение характеризуют непрерывно растущая энергонапряженность, а также тяжелые условия эксплуатации машин (высокий вакуум, низкие или высокие температуры, агрессивные среды, высокая радиация и т. д.). Такие условия работы машин предъявляют к материалам особые требования. Для удовлетворения этих требований создано много сплавов на основе различных металлов.

В современной технике широко применяют стали, обеспечивающие высокую конструктивную прочность, и сплавы, которые остаются прочными при высоких температурах, вязкими при температурах, близких к абсолютному нулю, обладающие высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах или другими физико-химическими свойствами.

Число новых сплавов непрерывно растет. Особенно большие возможности открылись перед создателями новых материалов благодаря широкому применению тугоплавких металлов, поэтому в учебник включена новая глава «Тугоплавкие металлы». Более широко освещены композиционные материалы на основе металлов, полимеров и керамики.

Вторая часть книги посвящена неметаллическим материалам. Этот раздел учебника также претерпел значительные изменения. Расширены сведения о старении полимеров, действии радиации, освещен процесс абляции. Переработан раздел термостойких пластиков, приведены новые виды стеклопластиков и сотокласты, описаны износостойкие резины и новые теплоустойчивые клеи, работающие длительно до 600°C и кратковременно до 1200°C .

Во втором издании учтены замечания, сделанные по первому изданию. Мы признательны всем коллегам, сделавшим свои замечания по книге, направленные на ее улучшение.

Авторы приносят глубокую благодарность профессору, доктору технических наук И. С. Козловскому и коллективу кафедры «Металловедение и термическая обработка металлов» МАМИ, сделавшим ряд очень важных замечаний при рецензировании рукописи учебника.

Часть I «Металловедение и термическая обработка металлов» а также часть III «Экономическая эффективность применения различных материалов и методов повышения долговечности изделий» написаны проф. Ю. М. Лахтиным, а часть II «Неметаллические материалы» — доц. В. П. Леонтьевой.

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ЧАСТЬ I И ТЕРМИЧЕСКАЯ

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение — наука, изучающая зависимость между составом, строением и свойствами металлов и сплавов и закономерности их изменения под воздействием внешних факторов: тепловых, химических, механических, электромагнитных и радиоактивных.

Впервые существование связи между строением стали и ее свойствами было установлено П. П. Аносовым (1799—1851 гг.).

Важнейшие положения научного металловедения были заложены русским металлургом Д. К. Черновым (1839—1921 гг.).

Д. К. Чернов в работе, опубликованной в 1868 г., показал, что в стали в твердом состоянии при ее нагреве (или охлаждении) до определенных температур (впоследствии названных критическими точками) происходят фазовые превращения, вызывающие значительные изменения свойств стали. В 1876 г. им были изложены основы современной теории кристаллизации металлов. Эти и последующие работы Д. К. Чернова создали фундамент современного металловедения и термической обработки стали.

В начале XX в. большую роль в развитии металловедения сыграли работы Н. С. Курнакова, применившего для исследования металлов методы физико-химического анализа (электрический, dilatометрический, магнитный и др.).

Широкое использование рентгеновского анализа, предпринятое с начала 20-х г., позволило установить кристаллическое строение металлических фаз и изучить изменения его в зависимости от обработки сплава. Эти важные исследования провели М. Лауэ и П. Дебай (Германия), Г. В. Вульф (СССР), У. Г. Брэгг и У. Л. Брэгг (Англия), А. Вестгрен, В. Фрагмен (Швеция) и др.

Начиная с 1928—1930 гг. большое внимание уделяется теории фазовых превращений в сплавах. В числе работ, выполненных в этом направлении, следует отметить исследования Э. Бэйна и Р. Мейла (США) и Велера (Германия).

Развитие металловедения неразрывно связано с работами советских ученых. После Великой Октябрьской революции, особенно в период индустриализации страны, были образованы многочисленные исследователь-

ские лаборатории на заводах и вузах, а также был создан ряд специализированных исследовательских институтов, в которых развернулась широкая работа в области металловедения и термической обработки металлов. Большой вклад в развитие металловедения и технологии термической обработки внесли С. С. Штейнберг, Н. А. Минкевич, Г. В. Курдюмов, А. М. Бочвар, А. А. Бочвар, С. Т. Кишкин, В. Д. Садовский, А. П. Гуляев и их школы.

Все металлы и сплавы принято делить на две группы.

Железо и сплавы на его основе (сталь, чугун) называют *черными* металлами, а остальные металлы (Be, Mg, Al, Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Zn, Zr, Nb, Mo, Ag, Sn, W, Au, Hg, Pb и др.) и их сплавы — *цветными* (табл. 1)¹.

Наибольшее применение нашли черные металлы. На основе железа изготавливается не менее 90% всех конструкционных и инструментальных материалов. По сравнению с цветными металлами стоимость железа и его сплавов невелика (см. стр. 437). Цветные металлы по сходным свойствам подразделяют на легкие металлы (Be, Mg, Al, Ti), обладающие малой плотностью (менее 3 г/см³); легкоплавкие металлы (Zn, Cd, Sn, Sb, Hg, Pb, Bi); тугоплавкие металлы (Ti, Cr, Zr, Nb, Mo, W, V и др.), с температурой плавления выше, чем у железа (1539°C); благородные металлы (Ph, Pd, Ag, Os, Pt, Au и др.), обладающие химической инертностью; урановые металлы (U, Th, Pa) — актиноиды, используемые в атомной технике; редкоземельные металлы (РЗМ), лантанойды (Ce, Pr, Nd, Sm и др.) и сходные с ними итрий и скандий, применяемые как присадки к различным сплавам²; щелочноземельные металлы (Li, Na, K), используемые в качестве теплоносителей в атомных реакторах.

Ниже будут рассмотрены металлы и сплавы, которые применяются в современном машиностроении.

¹ Элементы с порядковым номером 57—71: Ce (церий), Pr (празеодим), Nd (неодим), Pm (прометий), Sm (самарий), Eu (европий), Gd (гадолиний), Tb (тербий), Dy (диспрозий), Ho (гольмий), Er (эрбий), Tm (тулий), Yb (иттербий), Lu (лютеций) — относятся к лантаноидам (редким землям). Элементы с порядковым номером 90—103: Th (торий), Pa (протактиний), U (уран), Np (нептуний), Pu (плутоний), Am (америчий), Cm (кюрий), Bk (берклий), Cf (калифорний), Es (эйнштейний), Fm (фермий), Md (менделеевий), No (нобелий), и Lr (лауренсий) — относятся к актиноидам. Элемент 104 — Ку (курчатовий).

² Эти элементы вводятся в сплав (сталь) в виде микрометалла, содержащего 40—45% Ce и 45—50% других редкоземельных металлов, ферроцерия (сплав Ce и Fe с другими РЗМ), лантана (сплав Nd и Pr) и др. В чистом виде эти металлы получить трудно.

Таблица 1

Металлы

Неметаллы

Переходные металлы

																	1 H	2 He
3 Li K8												4 Be Г12	5 В ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	6 С Г6 КУБИЧЕСКАЯ	7 N K8	8 O РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	9 F	10 Ne K12
11 Na K8												12 Mg Г12	13 Al K12	14 Si КУБИЧЕСКАЯ	15 P K8 РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	16 S РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	17 Cl ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	18 Ar K12
19 K K8	20 Ca K8 K12 Г12	21 Sc K12 Г12	22 Ti Г12 K8	23 V K8	24 Cr K8	25 Mn КУБИЧЕСКАЯ ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	26 Fe K8 K12	27 Co K12 Г12	28 Ni K12	29 Cu K12	30 Zn Г6	31 Ga РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	32 Ge K12	33 As РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	34 Se Г6	35 Br РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	36 Kr K12	
37 Rb K8	38 Sr K12 K8 Г12	39 Y Г12	40 Zr Г12 K8	41 Nb K8	42 Mo K8	43 Tc Г12	44 Ru Г12	45 Rh K12	46 Pd K12	47 Ag K12	48 Cd Г6	49 In ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	50 Sn ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ КУБИЧЕСКАЯ	51 Sb РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	52 Te Г6	53 I РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	54 Xe K12	
55 Cs K8	56 Ba K8	57- -71	72 Hf Г12 K8	73 Ta K8	74 W K8 K12	75 Re Г12	76 Os Г12	77 Ir K12	78 Pt K12	79 Au K12	80 Hg РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	81 Tl K8 Г12	82 Pb K12	83 Bi РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	84 Po КУБИЧЕСКАЯ РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	85 At	86 Rn	
87 Fr	88 Ra	89 Ac K12	90 Th K12	91 Pa ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ	92 U K8 ТЕТРА- ГОНАЛЬНАЯ РОМБО- ЭДРИЧЕСКАЯ	<p>K8 кубическая объемно-центрированная; K12 кубическая гранецентрированная; Г12 гексагональная плотноупакованная; Г6 гексагональная</p>												

K8 кубическая объемно-центрированная; K12 кубическая гранецентрированная;
Г12 гексагональная плотноупакованная; Г6 гексагональная

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТАЛЛОВ

Из известных в настоящее время 106 элементов 76 являются металлами. В табл. 1 приведена Периодическая система элементов Д. И. Менделеева, в правой части которой жирной чертой отделены неметаллические элементы.

Металлы в твердом и, отчасти, в жидком состояниях обладают рядом характерных свойств:

- 1) высокой тепло- и электропроводностью;
- 2) положительным температурным коэффициентом электросопротивления; с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов (~ 30) обладает сверхпроводимостью (у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электросопротивление падает скачкообразно, практически до нуля);
- 3) термоэлектронной эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;
- 4) хорошей отражательной способностью: металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;
- 5) повышенной способностью к пластической деформации.

Наличие этих свойств и характеризует так называемое *металлическое состояние вещества*.

Все металлы и металлические сплавы — тела *кристаллические*, атомы (ионы) расположены в металлах закономерно в отличие от аморфных тел, в которых атомы расположены хаотично.

Металлы (если их получают обычным способом) представляют собой поликристаллические тела, состоящие из большого числа мелких ($10^{-1} - 10^{-5}$ см), различно ориентированных по отношению друг к другу кристаллов.

Вследствие условий кристаллизации они имеют неправильную форму и называются *кристаллитами* или *зернами*.

Все наиболее характерные свойства металлов объясняются наличием в них легкоподвижных коллективизированных электронов проводимости.

Атомы металлов имеют на внешнем энергетическом уровне небольшое число электронов. Связь внешних электронов с атомом характеризуется работой выхода электронов (или ионизационным потенциалом), т. е. работой, необходимой для удаления электронов из изолированного атома.

Если для металлов ионизационный потенциал составляет 4—9 эВ, то у неметаллов величина его, как правило, превышает 10 эВ при однократной ионизации (т. е. при отрыве одного электрона). Ионизационный потенциал промежуточных элементов (Si, As, Se и др.) составляет 8—10 эВ. Эти данные показывают, что внешние электроны слабо связаны с ядром и поэтому они находятся в относительно свободном состоянии, образуя электронный газ.

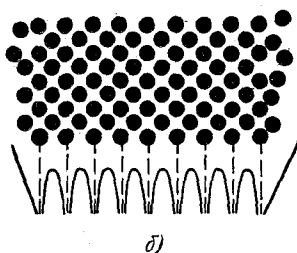
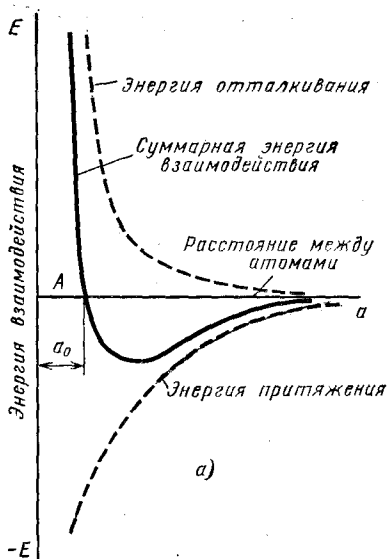


Рис. 1. Силы взаимодействия двух атомов в зависимости от межатомного расстояния (*a*) и изменение потенциальной энергии атомов в кристаллической решетке (*b*)

Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, когда при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами, становятся общими, т. е. коллективизируются и свободно перемещаются между положительно заряженными и периодически расположенными ионами.

Устойчивость металла, представляющего собой, таким образом, ионно-электронную систему, определяется электрическим притяжением между положительно заряженными ионами и обобщенными электронами. Такое взаимодействие между ионным скелетом и электронным газом получило название металлической связи.

Сила связи в металлах определяется силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами и не имеет резко выраженного направленного характера. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии друг от друга, чтобы энергия взаимодействия была минимальной (рис. 1, *a*).

На рис. 1, *a* показаны зависимости сил притяжения и отталкивания, действующих на один атом, от расстояния между атомами *a* в решетке. Как видно из рис. 1, *a*, кривая результирующей силы пересекает ось абсцисс в точке *A*, где отталкивающие и притягивающие силы уравниваются. Величина a_0 соответствует равному расстоянию между атомами.

Сближение атомов (ионов) на расстояние, меньшее a_0 , или удаление их на расстояние, большее a_0 , осуществимо лишь при совершении определенной работы против сил отталкивания и притяжения. В связи с этим в металле атомы располагаются закономерно, образуя правильную кристаллическую решетку, что соответствует минимальной энергии взаимодействия атомов.

Атомы (ионы) занимают положение с минимальной потенциальной энергией. Атомы, составляющие поверхностный слой, обладают повышенной потенциальной энергией (рис. 1, *b*).

Металлическое состояние характеризуется высокой энергией связи меж-

ду атомами. Мерой ее служит теплота сублимации, под которой понимают сумму энергии, необходимой для перехода от конденсированной системы, т. е. твердого металла, к парообразному состоянию, когда атомы уже не связаны между собой энергией ионизации, поскольку в последнем случае они электрически нейтральны. Теплота сублимации для металлов изменяется в пределах от 20 до 220 ккал/(г·атом).

Приведенные положения позволяют объяснить характерные свойства металлов. Высокая электропроводность металлов объясняется присутствием в них свободных электронов, которые перемещаются в потенциальном поле решетки. С повышением температуры усиливаются колебания ионов (атомов), образуются вакансии и нарушается правильная периодичность потенциального поля, что затрудняет движение электронов, в результате чего электросопротивление возрастает. При низких температурах колебательное движение ионов (атомов) сильно уменьшается и электропроводность возрастает. У некоторых металлов в результате образования пар электронов, движущихся упорядоченно при очень низких температурах ($< 20\text{K}$), электропроводность обращается в бесконечность — явление сверхпроводимости. Высокая теплопроводность металлов обуславливается большой подвижностью свободных электронов и в меньшей степени колебательным движением ионов.

Высокая пластичность металлов объясняется периодичностью их атомной структуры и отсутствием направленности металлической связи. В процессе пластической деформации (ковка, прокатка и т. д.) металла, т. е. при смещении отдельных его объемов относительно других, связь между ионами (атомами) не нарушается. Кристаллы с ковалентной или ионной, т. е. с направленной, связью хрупки, так как при деформации эта связь нарушается.

Известно, что электроны в атоме распределены по энергетическим уровням. В порядке возрастания энергии эти уровни располагаются в следующей последовательности: $1s, 2s, 3s, 3p, 3d, 4s, 4p, 4d, 5s, 5p, 5d, 4f, 6s, 6p, 7s, 6d, 5f$. В этой же последовательности должно происходить заполнение электронных уровней. Однако в металлах 4—6-го периодов (от Sc до Ni, от V до Pd и от La до Pt и др.) заполнение электронами уровней $3d, 4d$ и $5d, 4f$ и $5f$ происходит только после того, как следующие за ними $4s, 5s$ и $6s$ уровни соответственно уже заполнены. Эти металлы с недостроенными d - или f -уровнями называются металлами ~~переходных групп~~. Остальные металлы, имеющие полностью заполненные d - или f -уровни (или со свободными d -уровнями для металлов малых атомных номеров), называются простыми.

Металлы переходных групп отличаются от простых по своим свойствам. Недостроенные внутренние электронные d - или f -уровни определяют свойства переходных металлов: переменную валентность, парамагнетизм, ферромагнетизм некоторых элементов (например, Fe, Ni, Co), большую теплоту сублимации, а следовательно — высокие температуры плавления.

Чистые металлы¹ в обычном структурном состоянии обладают низкой

¹ Понятие чистый металл весьма условное. В дальнейшем под термином чистый металл мы будем принимать металл чистой 99,99—99,999%. Во всех остальных случаях подразумевается технически чистый металл с малым количеством примесей (99,5—99,9%), получаемый обычным заводским способом.

прочностью и не обеспечивают во многих случаях требуемых свойств, поэтому они применяются сравнительно редко. Наиболее широко используются сплавы. Сплавы получают сплавлением или спеканием порошков двух или более металлов или металлов с неметаллами. Они обладают характерными свойствами, присущими металлическому состоянию. Химические элементы, образующие сплав, называют *компонентами*. Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов.

В металловедении широко используются понятия система, фаза, структура. Совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия, называют *системой*. *Фазой* называют однородные (гомогенные) составные части системы, имеющие одинаковый состав, кристаллическое строение и свойства, *одно и то же агрегатное состояние, и отделенные от остальных частей поверхностями раздела*. Под структурой понимают форму, размеры и характер взаимного расположения соответствующих фаз в металлах или сплавах.

Структурными составляющими сплава называют обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями.

Различают макроструктуру (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30–40 раз) и микроструктуру (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях).

Макроструктуру можно исследовать по излому и на специальных макрошлифах. Изучение излома — наиболее простой метод выявления кристаллического строения металлов (рис. 2,а). По излому можно судить о размере зерна, особенностях выплавки и литья (температуре литья, скорости и равномерности охлаждения сплава и т. д.), термической обработке, а следовательно, и о некоторых свойствах металла. Вид излома используют в качестве критерия при определении склонности стали к хрупкому разрушению.

При изучении макроструктуры на специальных макрошлифах (темплатах) образцы вырезают из крупных заготовок (слитков, поковок и т. д.) или изделий, поверхность которых шлифуют, полируют, а затем подвергают травлению специальными реактивами.

При исследовании макрошлифа можно определить форму и расположение зерен в литом металле (рис. 2,б); волокна (деформированные кристаллиты) в поковках и штамповках (рис. 2,в), дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д.); химическую неоднородность сплава, вызванную процессом кристаллизации или созданную термической или химико-термической (цементация, азотирование и т. д.) обработкой.

Микроструктура показывает (рис. 3,а,б) взаимное расположение фаз, их форму и размеры.

Для определения микроструктуры из исследуемого металла изготавливают микрошлиф, т. е. небольшой образец, одну из плоскостей которого тщательно шлифуют, полируют и подвергают травлению специальными реактивами.

Микроструктуру металлов наблюдают в микроскопе — оптическом или электронном.

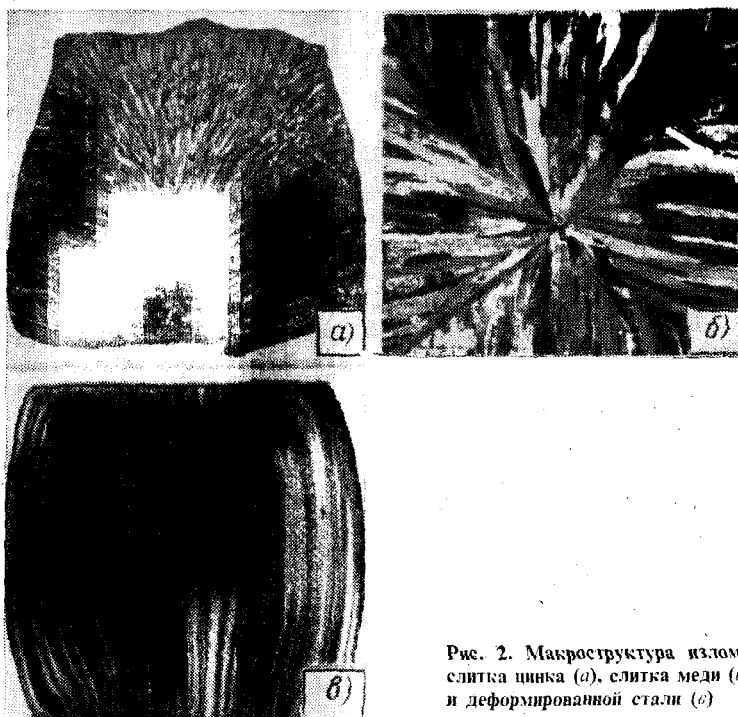


Рис. 2. Макроструктура излома слитка цинка (а), слитка меди (б) и деформированной стали (в)

Разрешающая способность оптического микроскопа, т. е. минимальная величина объекта (детали структуры), которая различима с его помощью, не превышает $0,2 \text{ мкм}$ (2000 \AA). Полезное увеличение в оптическом микроскопе достигает 2000 раз. Применение больших увеличений бесполезно, так

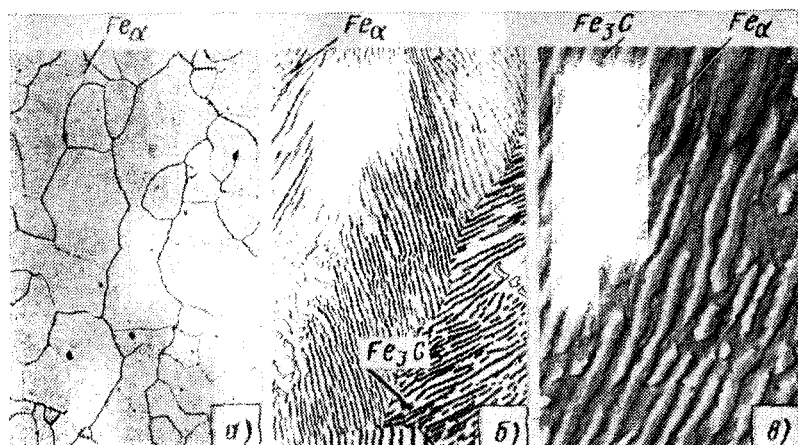


Рис. 3. Микроструктура
 а — железо ($\times 250$); б — сталь с $0,8\% \text{ C}$ ($\times 300$); в — сталь с $0,8\% \text{ C}$ (электронная микрофотография, $\times 5000$)

как при этом не становятся видными, новые более мелкие детали структуры, а меняется только масштаб изображения, так как разрешающая способность, определяемая волновой природой света, не меняется.

Для изучения микроструктуры широко применяют электронные микроскопы, разрешающая способность которых значительно выше. Использование электронных лучей, обладающих очень малой длиной волны $[(0,04 - 0,12)10^{-8} \text{ см}]$, дает возможность различать детали изучаемого объекта размерами до $2-5 \text{ \AA}$, т. е. по своим размерам соответствующие межатомным расстояниям.

Наибольшее распространение нашли просвечивающие электромагнитные микроскопы, в которых поток электронов проходит через изучаемый объект. Получаемое изображение является результатом неодинакового рассеивания электронов на объекте.

Электронный микроскоп позволяет подробно изучать тонкую структуру (субструктуру) металла. Одно из наиболее важных достижений электронной микроскопии — возможность прямого наблюдения дефектов кристаллической структуры. В электронном микроскопе (для предупреждения вторичного излучения, искажающего наблюдаемую картину) часто изучают не металлы, а лаковый, кварцевый или, более часто, угольный слепок (или реплику), полученный с поверхности протравленного шлифа (или излома) и воспроизводящий детали его рельефа, обусловленные действительной структурой металла (рис. 3, в).

Широко применяют и прямой метод исследования *на просвет*. В этом случае исследуют прозрачные для электронов тонкие пленки толщиной $\sim 10^2 \text{ \AA}$, приготовленные из массивных образцов.

В последние годы все шире применяют растровые электронные микроскопы, в которых изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов.

Растровый микроскоп позволяет изучать непосредственно поверхность (излом) металла, однако разрешающая способность его меньше ($250-300 \text{ \AA}$), чем просвечивающего электронного микроскопа.

2. АТОМНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ

Под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов, существующее в кристалле. Кристалл состоит из атомов (ионов), расположенных в определенном порядке, который периодически повторяется в трех измерениях.

Для описания атомно-кристаллической структуры пользуются понятием пространственной или кристаллической решетки.

Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие металл (твердое кристаллическое тело). Пример такой кристаллической решетки приведен на рис. 4. Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед, последовательным перемещением в пространстве которого вдоль трех осей может быть построена вся решетка или кристалл.

Наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной

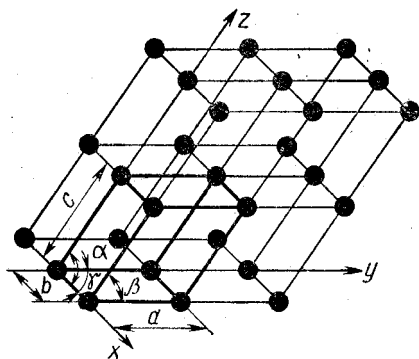


Рис. 4. Кристаллическая решетка

структуре металла во всем объеме, получил название элементарной кристаллической ячейки¹.

Пространственные решетки подразделяют на семь систем — сингоний, исходя из соотношения между осевыми единицами и углами.

Обозначим ребра ячейки (параллелепипеда) через a , b и c , углы между ребрами α , β и γ (рис. 4). Тогда семь кристаллографических систем соответствуют следующим формам ячеек:

1) триклинная: $a \neq b \neq c$ и $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$; 2) моноклинная: $a \neq b \neq c$ и $\alpha = \gamma = 90^\circ$; $\beta \neq 90^\circ$; 3) ромбическая:

$a \neq b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$; 4) гексагональная: $a = b \neq c$; $\alpha = \beta = 90^\circ$; $\gamma = 120^\circ$; 5) ромбоэдрическая: $a = b = c$; $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$; 6) тетрагональная: $a = b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$; 7) кубическая: $a = b = c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Кристаллические решетки, в которых на долю одной элементарной ячейки приходится один атом, называют простыми. Решетки, в которых на долю одной элементарной ячейки приходится несколько атомов, называют сложными.

Металлы образуют одну из следующих высокосимметричных сложных решеток с плотной упаковкой атомов: кубическую объемно-центрированную, кубическую гранецентрированную и гексагональную.

В кубической объемно-центрированной решетке атомы (рис. 5, а) расположены в узлах ячейки и один атом — в центре объема куба. Кубическую объемно-центрированную решетку имеют следующие металлы: Rb, K, Na, Li, Ti_β^2 , Tl_β , Zr_β , Ta, W, V, Fe_α , Cr, Nb, Ba и др. (см. табл. 1).

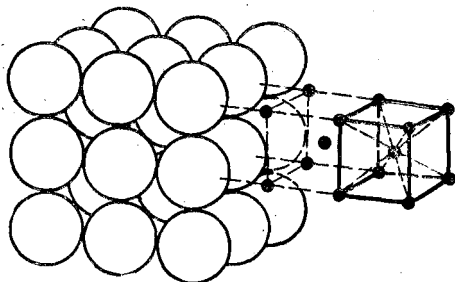
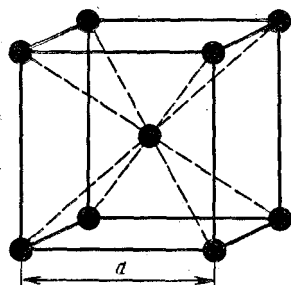
В кубической гранецентрированной решетке атомы расположены в углах куба и в центре каждой грани (рис. 5, б). Этот тип решетки имеют металлы Ca_α , Ce, Sr_α , Th, Pb, Sc, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ir, Fe_γ , Cu, Co_α и др. (см. табл. 1).

В гексагональной решетке (рис. 5, в) атомы расположены в углах и центре шестигранных оснований призмы и три атома в средней плоскости призмы. Эту упаковку атомов имеют металлы Hf₂, Mg, Ti₂, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co_β , Be, Ca_α , La₂, Tl₂, Zr₂ и др. Наконец, некоторые металлы (Sn_β, In) имеют тетрагональную решетку (см. табл. 1).

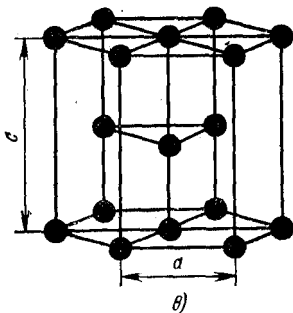
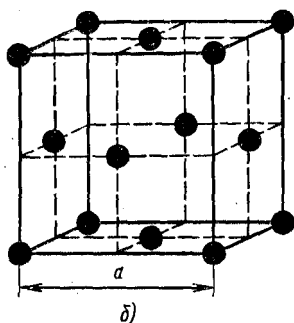
Размеры кристаллической решетки характеризуются величинами периодов, под которыми понимают расстояние между ближайшими параллельными атомными плоскостями, образующими элементарную ячейку (см. рис. 5). Период решетки измеряется в ангстремах ($1\text{ \AA} = 10^{-8}$ см), или

¹ Для изучения атомно-кристаллического строения применяют рентгеноструктурный анализ. Он основан на дифракции рентгеновских лучей с очень малой длиной волны (0,2–2,0 Å) рядами атомов в кристаллическом теле. В последнее время для этой цели кроме рентгеновских лучей используют электроны и нейтроны, которые также дают дифракционный спектр при взаимодействии с нонами (атомами) кристалла.

² α , β , γ означают, что соответствующие металлы имеют различное кристаллическое строение при разных температурах.



а)



б)

в)

Рис. 5. Кристаллическая решетка:

а — кубическая объемно-центрированная (о. ц. к.); б — кубическая гранецентрированная (г. ц. к.); в — гексагональная плотноупакованная (г. п. у.)

килокслах ($1\text{кX} = 1,00202 \cdot 10^{-8}$ см). Период решетки металлов находится в пределах от 1 до 7 Å.

Нетрудно видеть, что на одну элементарную ячейку объемно-центрированной решетки в целом приходится два атома: один атом в центре куба и один атом по массе суммарно вносят атомы, располагающиеся в вершинах куба (каждый атом в вершине куба одновременно принадлежит восьми сопряженным элементарным ячейкам и на данную ячейку приходится лишь $1/8$ массы этого атома, а на всю ячейку $1/8 \times 8 = 1$ атом).

На элементарную ячейку гранецентрированной кубической решетки приходится четыре атома; из них один атом (по такому же расчету, как и для объемно-центрированной решетки) вносят атомы, находящиеся в вершинах куба ($1/8 \times 8$), и три атома вносят атомы, находящиеся на середине грани, так как каждый из таких атомов принадлежит двум решеткам.

На элементарную ячейку гексагональной плотноупакованной решетки приходится шесть атомов ($3 + 1/6 \times 12 + 1/2 \times 2 = 6$).

Плотность кристаллической решетки, т. е. объем, занятый атомами, которые условно можно рассматривать как жесткие шары (см. рис. 5), характеризуется координационным числом, под которым понимают число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома. Чем выше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов.

В кубической объемно-центрированной элементарной ячейке наименьшее расстояние между атомами соответствует $d = (a\sqrt{3})/2$. На этом расстоя-

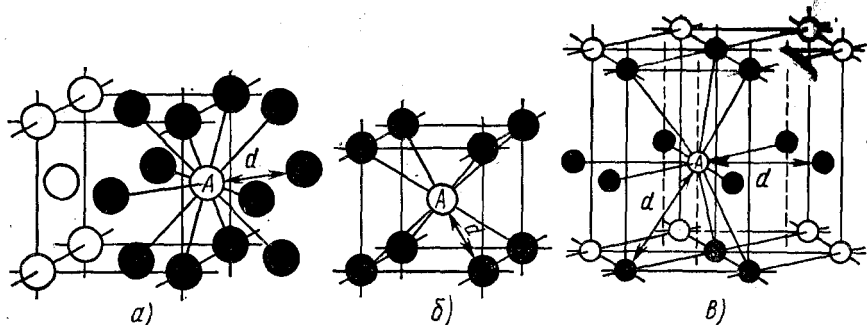


Рис. 6. Схема, показывающая число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома для различных решеток:

a — кубическая гранецентрированная; b — кубическая объемно-центрированная; c — гексагональная плотноупакованная

нии от данного атома (A) находятся 8 соседей (рис. 6, б). Следовательно, координационное число для этой решетки соответствует 8 и обозначается $K8$. Коэффициент заполнения ячейки, определяемый как отношение объема, занятого атомами, к объему ячейки, составляет 68%.

Для гранецентрированной кристаллической решетки координационное число равно 12 ($K12$); каждый атом имеет 12 ближайших соседей на расстоянии $d = (a\sqrt{2})/2$ (рис. 6, а), что соответствует наибольшей плотности упаковки или укладки атомов в виде шаров. Гексагональная плотноупакованная решетка с $c/a = 1,633$ имеет координационное число 12 ($\Gamma12$), что также соответствует наибольшей плотности упаковки шаров (рис. 6). У многих металлов, кристаллизующихся в гексагональной системе, отношение c/a находится в пределах 1,57—1,64, т. е. наблюдается отклонение от плотнейшей упаковки ($c/a = 1,633$). Если отношение c/a значительно отличается от 1,633 (например, для цинка и кадмия), то координационное число гексагональной решетки соответствует 6.

Гранецентрированная кубическая и гексагональная плотноупакованная ($c/a = 1,633$) решетки — наиболее компактные, в них коэффициент заполнения объема атомами равен 74%.

При уменьшении координационного числа в решетке $\Gamma12$ до 6 коэффициент заполнения составляет около 50%, а при координационном числе 4 — всего около 25%.

Элементы, располагающиеся в периодической системе на границе металлов с неметаллами (называемые иногда полуметаллами), а также неметаллы имеют более сложные кристаллические решетки с малым координационным числом.

Координационное число кристаллических структур полуметаллических и неметаллических элементов групп VII, VI, V и, частично, IV (подгруппы B), может быть определено по правилу: $8 - N$, где N — номер группы периодической системы, в которой находится данный элемент. Так, например, As, Sb, Bi принадлежит к группе V B и по этому правилу имеют координационное число 3.

Половину наименьшего расстояния между центрами атомов называют атомным радиусом. Атомный радиус возрастает при уменьшении координационного числа, так как при этом увеличивается пространство между

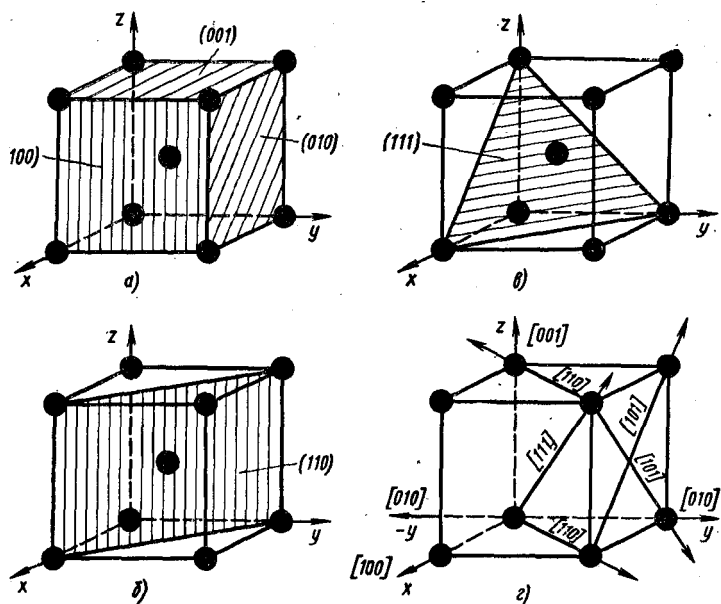


Рис. 7. Индексы кристаллографических плоскостей и направлений в кубической решетке (о. п. к.)

атомами. В связи с этим величины атомных радиусов разных металлов обычно приводятся к К12.

Кристаллографические обозначения атомных плоскостей. Для определения положения атомных плоскостей (проходящих через атомы) в кристаллических пространственных решетках пользуются индексами h, k, l , представляющими собой три целых рациональных числа, являющихся величинами, обратными осевым отрезкам, отсекаемым данной плоскостью на осях координат. Единицы длины вдоль этих осей выбирают равными длинам ребер элементарной ячейки.

Приведем примеры обозначения плоскостей. Установим первоначально индексы для плоскости куба. Каждая плоскость куба (рис. 7, а) пересекает только одну ось, при этом отрезки будут равны $(1, \infty, \infty)$, $(\infty, 1, \infty)$; $(\infty, \infty, 1)$. Обратные величины отсекаемых отрезков будут соответственно равны $1, 0, 0$; $0, 1, 0$; $0, 0, 1$. Индексы плоскости h, k, l обычно пишут в скобках и обозначают (100) , (010) , (001) .

В кубической решетке кроме плоскостей куба (рис. 7, а), различают плоскости (111) октаэдра (рис. 7, б) и плоскости (110) ромбического додекаэдра (рис. 7, в).

Следует иметь в виду, что индексы характеризуют не одну какую-либо плоскость, а целую группу параллельных плоскостей, и их тогда приводят в фигурных скобках.

Индексы направлений. Для определения индексов направлений расположения рядов атомов в кристаллической решетке необходимо из семейства параллельных плоскостей выбрать направление плоскостей, проходящих

через начало координат. Далее, приняв за единицу длину ребра элементарной ячейки (период решетки), определяют координаты любой точки этого направления. Полученные значения координат точки приводят к отношению трех наименьших целых чисел. Эти цифры, заключенные в квадратные скобки $[uvw]$, являются индексами данного направления и всех параллельных направлений. Основные направления в кубической решетке приведены на рис. 7, г. Индексы осей решетки x — $[100]$, y — $[010]$ и z — $[001]$. Индексы пространственной диагонали $[111]$. Для кубической решетки индексы направлений $[uvw]$, перпендикулярные плоскости (hkl) , численно равны индексам этой плоскости. Например, индексы оси x равны $[100]$, а индексы плоскости, перпендикулярной оси x , равны $(100)^*$.

Анизотропия свойств металлов. Нетрудно видеть, что плотность расположения атомов по различным плоскостям неодинакова. Так, например, плоскости (100) в объемно-центрированной кубической решетке принадлежит лишь один атом ($1/4 \times 4$), плоскости ромбического додекаэдра (110) два атома: один атом вносят атомы, находящиеся в вершинах ($1/4 \times 4$), и один атом в центре куба. В гранецентрированной кубической решетке плоскостью с наиболее плотным расположением атомов будет плоскость октаэдра (111) , а в объемно-центрированной кубической решетке плоскость (110) .

Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях и направлениях решетки многие свойства (химические, физические, механические) каждого кристалла зависят от направления решетки. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных кристаллографических направлениях называется анизотропией.

Кристаллы—тело анизотропное в отличие от аморфных тел (стекло, пластмассы и др.), свойства которых не зависят от направления.

Технические металлы являются поликристаллами, т. е. состоят из большого числа анизотропных кристаллитов. В большинстве случаев, как уже указывалось выше, кристаллиты статистически неупорядоченно ориентированы один по отношению к другому, поэтому во всех направлениях свойства более или менее одинаковы, т. е. поликристаллическое тело является изотропным. Такая мнимая изотропность металла не будет наблюдаться, если кристаллиты имеют одинаковую преимущественную ориентировку в каких-то направлениях. Эта ориентированность, или текстура, создается в известной степени, но не полностью в результате значительной холодной деформации; в этом случае поликристаллический металл приобретает анизотропию свойств.

3. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

В реальном кристалле всегда имеются дефекты строения. Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическим признакам на точечные (нуль-мерные), линейные (одномерные) и поверхностные (двух-мерные).

* Совокупность шести кристаллографических эквивалентных плоскостей куба обозначают индексами какой-нибудь плоскости, заключенными в фигурные скобки, например индексами $\{100\}$ или $\{001\}$, и т. д. Совокупность восьми кристаллографических эквивалентных плоскостей октаэдра соответственно обозначают $\{111\}$ и т. д.

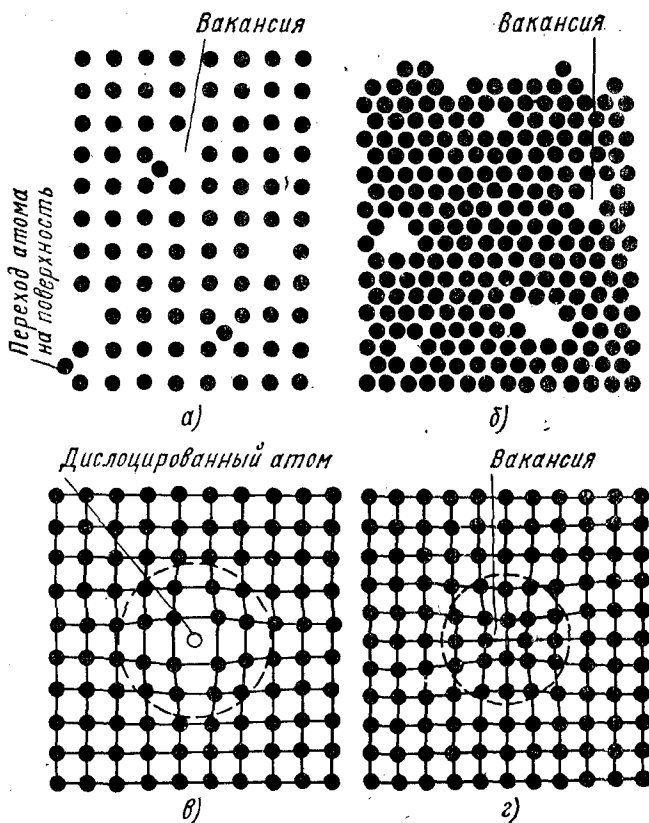


Рис. 8. Точечные дефекты в кристаллической решетке

Точечные дефекты. Эти дефекты (рис. 8) малы во всех трех измерениях, и размеры их не превышают нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся *вакансии*, или «дырки» (дефекты Шотки), т. е. узлы решетки, в которых атомы отсутствуют (рис. 8, а—в). Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узлов решетки на поверхность (границу зерна, пустоты, трещины и т. д.) или их полного испарения с поверхности кристалла и реже в результате перехода в междоузлие. В кристалле всегда имеются атомы, кинетическая энергия которых значительно выше средней, свойственной данной температуре нагрева. Такие атомы, особенно расположенные вблизи поверхности, могут выйти на поверхность кристалла, а их место займут атомы, находящиеся дальше от поверхности, а принадлежавшие им узлы окажутся свободными, т. е. возникнут тепловые вакансии.

С повышением температуры концентрация вакансий возрастает. Количество вакансий при температуре, близкой к плавлению, может достигать 1% по отношению к числу атомов в кристалле. Быстрым охлаждением от данной температуры можно зафиксировать эти вакансии при нормальной температуре (закалка вакансий).

При данной температуре в кристалле создаются не только одиночные вакансии (рис. 8, б) но и двойные, тройные и более крупные.

Вакансии образуются и в процессе пластической деформации, а также при бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или нейтронное облучение в ядерном реакторе).

Межузельные атомы (дефекты Френкеля). Эти дефекты образуются в результате перехода атома из узла решетки в междоузлие (рис. 8, а). На месте атома, вышедшего из узла решетки в междоузлие, образуется вакансия.

В плотноупакованных решетках, характерных для большинства металлов, энергия образования межузельных атомов в несколько раз больше энергии образования тепловых вакансий. Вследствие этого в металлах очень трудно возникают межузельные атомы, и тепловые вакансии в таких кристаллах являются основными точечными дефектами. Например, в меди при 1000°C концентрация межузельных атомов на 35 порядков меньше концентрации вакансий.

Точечные несовершенства кристаллической решетки появляются и в результате действия атомов примесей, которые, как правило, присутствуют даже в самом чистом металле.

Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки (рис. 8, в, г). Смещения (релаксация) вокруг вакансий возникают только в первых двух слоях соседних атомов и составляют доли межатомного расстояния. Вокруг межузельного атома в плотноупакованных решетках смещение соседей значительно больше, чем вокруг вакансий.

Точечные дефекты Шоттки и Френкеля оказывают влияние на некоторые физические свойства металла (электропроводность, магнитные свойства и др.) и определяют процессы диффузии в металлах и сплавах.

Линейные дефекты. Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Эти несовершенства называются дислокациями. Кристаллическая решетка с краевыми дислокациями показана на рис. 9.

Краевая дислокация (рис. 9, б и в) представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней «лишней» атомной полуплоскости или экстраплоскости, перпендикулярной к плоскости чертежа.

Наиболее простой и наглядный способ образования дислокаций в кристалле — сдвиг (рис. 9, а). Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировать положение, при котором сдвиг охватывает не всю плоскость скольжения, а только часть ее $ABCD$, то граница AB между участком, где скольжение уже произошло, и не нарушенным участком в плоскости скольжения и будет дислокацией (рис. 9, а). Как видно из рис. 9, линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига.

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют *положительной* и обозначают \perp (рис. 9, в), а если в нижней — то *отрицательной* и обозначают \dashv (рис. 9, г). Различие между положительной и отрицательной дислокацией чисто условное. Переворачивая кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную. Знак дислокации важен при анализе их взаимодействия.

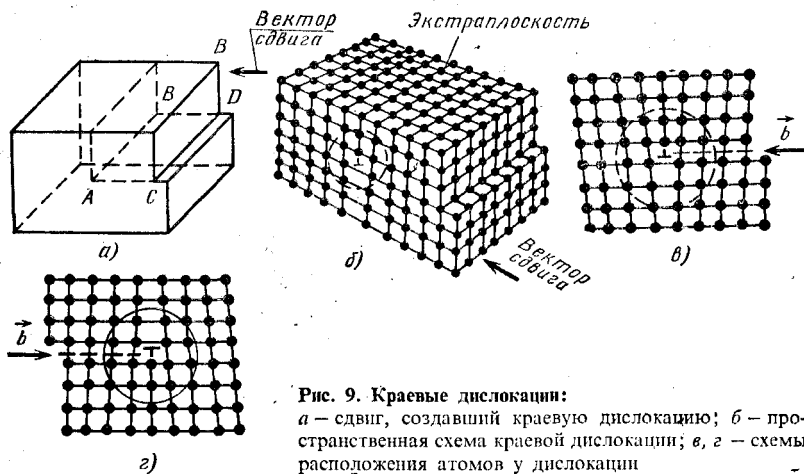


Рис. 9. Краевые дислокации:

a — сдвиг, создавший краевую дислокацию; *b* — пространственная схема краевой дислокации; *в*, *г* — схемы расположения атомов у дислокации

Кроме краевых различают еще винтовые дислокации. Винтовые дислокации в отличие от краевых располагаются параллельно направлению сдвига (линия *AD* на рис. 10). При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности. На рис. 10, *б* показано расположение атомов на винтовой поверхности вдоль винтовой дислокации.

Дислокации окружены полями упругих напряжений, вызывающих искажение кристаллической решетки. В краевой дислокации выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше нормальных, а ниже края — больше.

Энергия искажения кристаллической решетки является одной из важнейших характеристик дислокации любого типа. Чтобы оценить степень искажения решетки, вызванной линейной дислокацией, следует сравнить совершенный кристалл с кристаллом, содержащим дислокацию. Критерием этого искажения служит вектор Бюргерса.

Для определения вектора Бюргерса краевой дислокации (рис. 11) проведем вокруг дислокации контур *ABCDE*. Контур проводят так, чтобы от точки *A* против часовой стрелки равномерно отложить, например, по

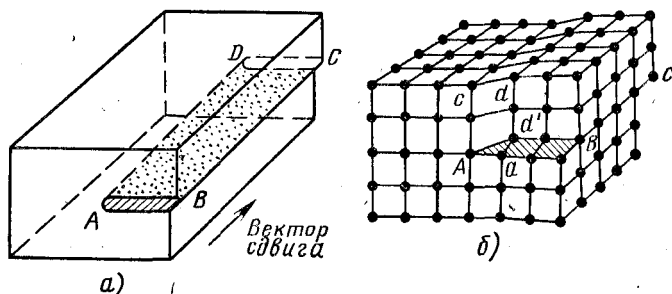


Рис. 10. Винтовая дислокация:

a — сдвиг, создавший винтовую дислокацию; *б* — расположение атомов

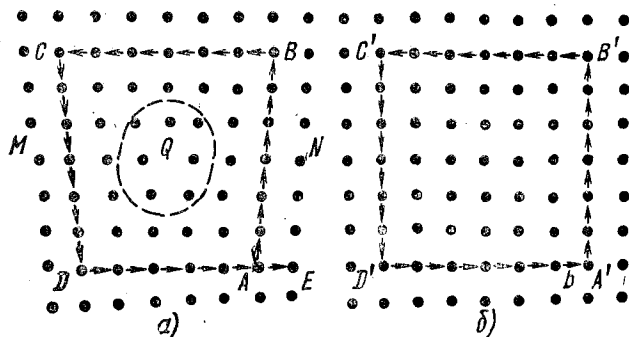


Рис. 11. Схема определения вектора Бюргера для линейной дислокации: *a* — схема плоскости реального кристалла; *б* — решетка совершенного кристалла

шесть межатомных расстояний снизу вверх: AB , BC , CD и DE . Контур замкнется на участке DA , который будет состоять только из пяти отрезков. В кристалле, в котором отсутствовали дислокации, этот участок так же, как и предыдущие, состоял из шести отрезков. Разность протяженности контуров AE называют вектором Бюргера и обозначают b . Разность контуров имеет величину порядка межатомных расстояний (10^{-8} см).

Определение вектора Бюргера для кристалла, содержащего винтовую дислокацию, производят аналогично. В краевой дислокации вектор Бюргера перпендикулярен к ее линии, а у винтовой — параллелен ей. Если вектор Бюргера охватывает несколько дислокаций, то величина его соответствует геометрической сумме векторов отдельных дислокаций. Вектор Бюргера позволяет найти силы, требуемые для продвижения дислокации, силы взаимодействия и энергию дислокаций и т. д.

Дислокации образуются в процессе кристаллизации металлов (при срастании зерен и блоков) из группы вакансий, а также в процессе пластической деформации и фазовых превращений.

Силовые (упругие) поля дислокаций взаимодействуют между собой. Если дислокации, расположенные в одной плоскости скольжения, обладают одинаковым знаком, то они отталкиваются одна от другой (рис. 12, *a*); если дислокации разного знака, то они взаимно притягиваются (рис. 12, *б*).

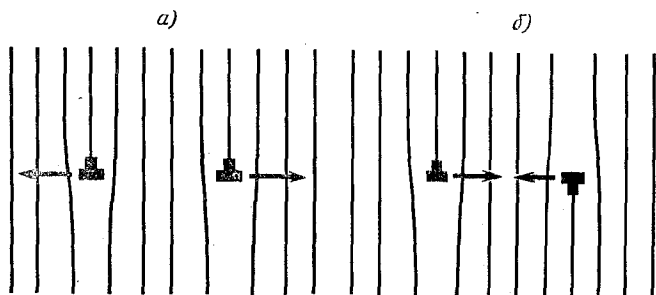


Рис. 12. Схема взаимодействия дислокаций, лежащих в одной плоскости скольжения

Сближение дислокаций разного знака приводят к их взаимному уничтожению (аннигиляции).

Дислокации не могут обрываться внутри кристаллита. Они могут прерываться на других дислокациях или на границах раздела (границы зерен, поверхность кристалла и т. д.). В связи с этим внутри кристалла дислокации образуют замкнутые петли или взаимосвязанные сетки.

Важной характеристикой дислокаций является плотность. Под плотностью дислокаций понимают суммарную длину дислокаций l (см), приходящуюся на единицу объема V кристалла (см³). Таким образом, размерность плотности дислокаций (см⁻²).

$$\rho = \frac{\sum l}{V}.$$

Плотность дислокаций экспериментально определяют путем подсчета числа выходов дислокаций, пересекающих единицу площади металлографического шлифа. При травлении металлографического шлифа на его поверхности можно выявить ямки или точки, соответствующие выходу дислокаций.

Плотность дислокаций определяют также непосредственно изучая структуру тонких пленок металла «на просвет» в электронном микроскопе. На рис. 13 показаны следы травления дислокаций, расположенных по границам блоков железа. Подсчитывая число таких точек, определяют плотность дислокаций.

Поверхностные дефекты. Эти дефекты малы только в одном измерении. Они представляют собой поверхности раздела между отдельными зернами или их блоками (субзернами) поликристаллического металла.

Каждое зерно металла состоит из отдельных блоков, или субзерен, образующих так называемую мозаичную структуру, или субструктуру (рис. 14, а). Зерна металла обычно разориентированы относительно друг друга на величину, достигающую от нескольких долей градуса (малоугловые границы) до нескольких градусов или нескольких их десятков (высокоугловые границы).

Блоки, или субзерна, повернуты по отношению друг к другу на угол от нескольких секунд до нескольких минут (малоугловые границы), имеют размеры на три-четыре порядка величины меньше размеров кристаллитов ($10^{-6} - 10^{-4}$ см). В пределах каждого блока, или субзерна, решетка почти идеальная, если не учитывать точечных несовершенств. Размеры блоков, или субзерен, оказывают большое влияние на свойства металла.

Границы между отдельными кристаллитами (зернами) представляют собой переходную область шириной в 5—10 межатомных расстояний,



Рис. 13. Дислокационная структура коррозионно-стойкой стали ($\times 33000$)

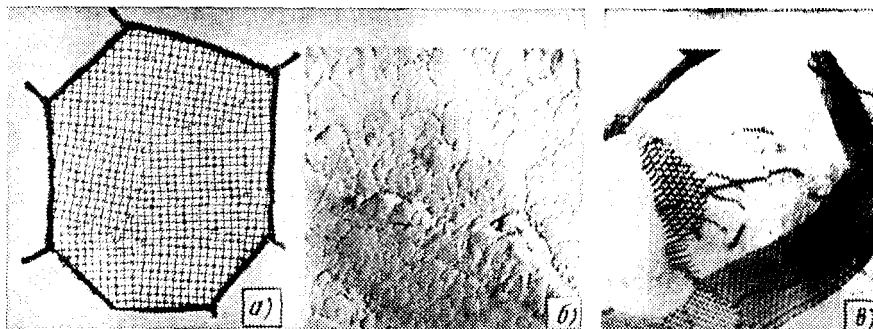


Рис. 14. Блочная (мозаичная) структура металла:
a — схема зерна и блочной структуры; *б* — реальная блочная структура металла ($\times 20\,000$);
в — дислокационная структура границ блоков ниобия ($\times 44\,000$)

в которой решетка одного кристалла, имеющего определенную кристаллографическую ориентацию, переходит в решетку другого кристалла, имеющего иную кристаллографическую ориентацию. В связи с этим на границе зерна атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна (рис. 15). Кроме того, по границам зерен в технических металлах концентрируются примеси, что еще больше нарушает правильный порядок расположения атомов. Несколько меньшие нарушения наблюдаются на границах блоков или субзерен.

Границы блоков, а также малоугловые границы зерен образованы дислокациями (см. рис. 14, *a*). С увеличением угла разориентировки блоков или субзерен и уменьшения их величины плотность дислокаций в металле увеличивается. Вследствие того, что в реальном поликристаллическом металле протяженность границ блоков и зерен очень велика, количество дислокаций в таком металле огромно ($10^4 - 10^{12} \text{ см}^{-2}$). Атомы на границах зерен (или субзерен) имеют повышенную потенциальную энергию. Такую повышенную энергию имеют и атомы, расположенные на поверхности кристалла, вследствие нескомпенсированности сил межатомного взаимодействия.

4. ДИФФУЗИЯ

Многие процессы, протекающие в металлах и сплавах (процесс кристаллизации, фазовые превращения, рекристаллизация, процессы насыщения поверхности другими компонентами), носят диффузионный характер.



Рис. 15. Модель размещения атомов в области границы зерна металла

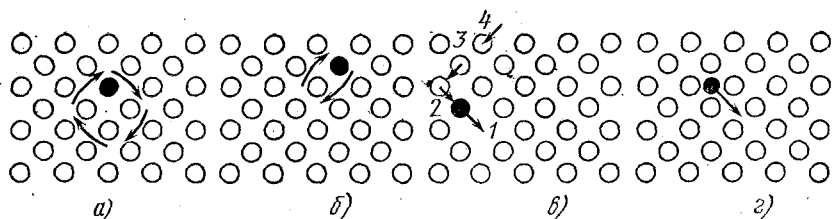


Рис. 16. Механизмы перемещения атомов в кристаллической решетке металла

Под диффузией понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные расстояния данного вещества. Если перемещения атомов не связаны с изменением концентрации в отдельных объемах, то такой процесс называется *самодиффузией*.

Перемещение атомов, сопровождающееся изменением концентрации, происходит в сплавах или в металлах с повышенным содержанием примесей и называется *диффузией* или *гетеродиффузией*.

В основе процесса диффузии в кристаллах лежит атомный механизм, при котором каждый атом совершает более или менее случайные блуждания, т. е. ряд скачков между различными равновесными положениями в решетке. Любая атомная теория диффузии должна начинаться с рассмотрения механизма диффузии. Прежде всего следует ответить на вопрос: каким образом данный атом перемещается из одной позиции в другую.

Для описания процесса диффузии в твердом кристаллическом теле (металле) предложено несколько возможных механизмов диффузии: *циклический*, *обменный*, *вакансионный* и *межузельный* (рис. 16).

По циклическому механизму диффузионный перескок представляет собой совместное перемещение (циклическое вращение) группы атомов (например, четырех, рис. 16, а). Такое вращение не требует большой энергии, но маловероятно. Обменный механизм (рис. 16, б) является частным случаем циклического (группа из двух атомов) и заключается в обмене соседних атомов. При вакансионном механизме атом обменивается с вакансией (рис. 16, в), а при межузельном он переходит в состояние равновесия в ближайшем междоузлии (рис. 16, г). В металлах диффузия преимущественно осуществляется по вакансионному механизму. В этом случае, как видно из рис. 16, в, на место вакансии 1 может переместиться атом 2, обладающий повышенной энергией. Вакансия окажется на бывшем месте этого атома, и ее может занять атом 3, и т. д.

При диффузии в металле элементов с малым атомным радиусом (C, N, H) происходит диффузия по межузельному механизму (рис. 16, г).

Скорость диффузии определяется количеством вещества m , диффундирующего через единицу площади поверхности раздела за единицу времени. Количество диффундирующего (в единицу времени) вещества m зависит от градиента концентрации dC/dx элемента в направлении, нормальном к поверхности раздела и пропорционально коэффициенту диффузии D :

$$m = -D \frac{dC}{dx}, \quad (1)$$

где dC — концентрация; dx — расстояние в выбранном направлении.

Эта зависимость получила название первого закона Фика. Знак минус указывает, что диффузия протекает в направлении от объемов с большей концентрацией к объемам с меньшей концентрацией. Если градиент концентрации изменяется во времени t , то процесс диффузии описывается вторым законом Фика:

$$\frac{dC}{dt} = D \frac{d^2 C}{dx^2}. \quad (2)$$

При выводе этого закона принимали, что коэффициент диффузии не зависит от концентрации, что справедливо только для самодиффузии, поэтому уравнение должно решаться (и решено) для определенных граничных условий диффузии.

Коэффициент диффузии D (см²/с), т. е. количество вещества, диффундирующего через единицу площади (1 см²), в единицу времени (1 с) при перепаде концентрации, равном единице, зависит от природы сплава, размеров зерна и особенно сильно от температуры. Температурная зависимость коэффициента диффузии подчиняется экспоненциальному закону:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (3)$$

где D_0 — предэкспоненциальный множитель, величина которого определяется типом кристаллической решетки; Q — энергия активации, ккал/(г·атом); R — газовая постоянная, 1,987 кал/(моль·°С); T — температура, К.

Энергия активации диффузии Q характеризует энергию связи атомов в кристаллической решетке. Чем выше значение Q , тем больше величина энергии, необходимой для перехода атома из одного равновесного положения в решетке в другое, также равновесное. Требуемый для такого перехода избыток энергии приобретает атомом от его соседей благодаря тому, что атомы непрерывно обмениваются кинетической энергией¹. Так как энергия активации входит в показатель степени, она очень сильно влияет на коэффициент диффузии. Наиболее легко диффузия протекает по поверхности и границам зерен, где сосредоточены дефекты кристаллического строения (вакансии, дислокации и т. д.). В связи с этим энергия активации по границам зерен (блоков) примерно вдвое меньше, чем в объеме, т. е. при объемной диффузии.

¹ Для теплового движения характерна неравномерность в распределении энергии между атомами.

1. ПЕРВИЧНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется кристаллизацией. Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией или термодинамическим потенциалам F^* , т. е. когда свободная энергия кристалла меньше жидкой фазы. Если превращение происходит с небольшим изменением объема, то $F = H - TS$, где H — полная энергия системы; T — абсолютная температура; S — энтропия.

Изменение свободной энергии жидкого и твердого состояний в зависимости от температуры показано на рис. 17. Выше температуры t_{II} более устойчив жидкий металл, имеющий меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры устойчив твердый металл. При температуре t_{II} величины свободных энергий жидкого и твердого состояний равны. Температура t_{II} соответствует равновесной температуре кристаллизации (или плавления) данного вещества, при которой обе фазы (жидкая и твердая) могут сосуществовать одновременно и при том бесконечно долго. Процесс кристаллизации при этой температуре еще не начинается. Процесс кристаллизации развивается, если созданы условия, когда возникает разность свободных энергий Δf , образующаяся вследствие меньшей свободной энергии твердого металла по сравнению с жидким.

Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной температуры t_{II} . Разность между температурами t_{II} и t_K , при которых может протекать процесс кристаллизации, носит название степени переохлаждения: $\Delta t = t_{II} - t_K$.

Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с разной скоростью (v), даны на рис. 18. При очень медленном охлаждении степень переохлаждения невелика и процесс кристаллизации протекает при температуре, близкой к равновесной (рис. 18, кривая v_1). На термической кривой при температуре кристаллизации отмечается горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, несмотря на отвод теплоты при охлаждении.

С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает (кривые v_2, v_3), и процесс кристаллизации протекает при температу-

* Свободной энергией (термодинамическим потенциалом) называют ту составляющую полной энергии вещества, которая обратимо изменяет свою величину при изменении температуры. С повышением температуры величина свободной энергии уменьшается, так как энтропия всегда положительна и возрастает с повышением температуры. Кривая $F = f(T)$ всегда обращена выпуклостью вверх.

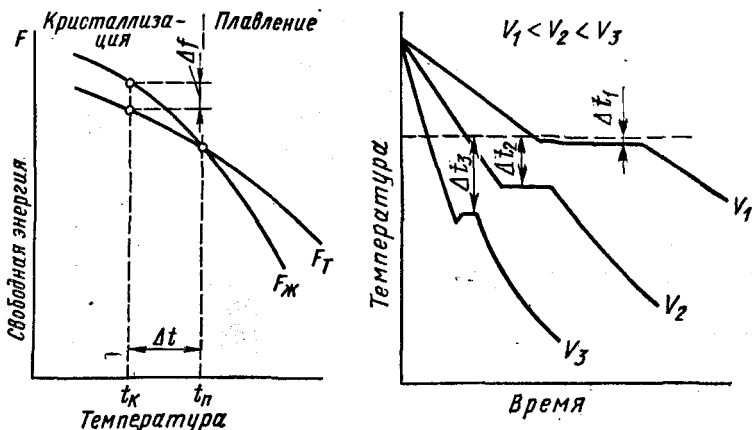


Рис. 17. Изменение свободной энергии металла в жидком ($F_{ж}$), в твердом ($F_{т}$) состоянии в зависимости от температуры

Рис. 18. Кривые охлаждения при кристаллизации металла

рах, лежащих значительно ниже равновесной температуры кристаллизации. Степень переохлаждения зависит от природы и чистоты металла. Чем чище жидкий металл, тем более он склонен к переохлаждению. При затвердевании очень чистых металлов степень переохлаждения Δt может быть очень велика. Однако чаще степень переохлаждения не превышает $10-30^{\circ}\text{C}$.

Процесс кристаллизации, как впервые установил Д. К. Чернов, начинается с образования кристаллических зародышей (центров кристаллизации) и продолжается в процессе роста их числа и размеров.

При переохлаждении сплава ниже температуры $t_{н}$ во многих участках жидкого сплава образуются устойчивые, способные к росту кристаллические зародыши, называемые критическими (рис. 19).

Пока образовавшиеся кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную геометрическую форму. Однако при столкновении

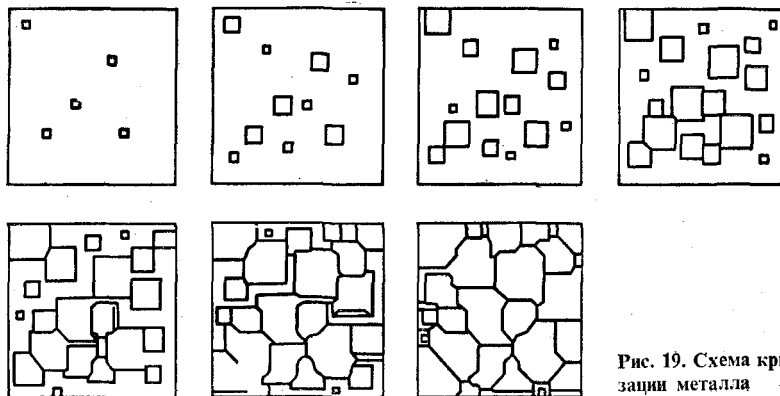


Рис. 19. Схема кристаллизации металла

растущих кристаллов их правильная форма нарушается, так как в этих участках рост граней прекращается. Рост продолжается только в тех направлениях, где есть свободный доступ «питающей» жидкости. В результате растущие кристаллы, имевшие сначала геометрически правильную форму, после затвердевания получают неправильную внешнюю форму и поэтому называются кристаллитами, или зернами.

2. САМОПРОИЗВОЛЬНОЕ ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕВЫХ ЦЕНТРОВ

Явления, протекающие в процессе кристаллизации, сложны и многообразны. Особенно трудно представить начальные стадии процесса, когда в жидкости образуется первый кристаллик, или центр кристаллизации.

Очевидно, что для выяснения условий появления этих центров надо ясно представить строение исходного жидкого металла. Схематические модели кристаллической и жидкой фаз представлены на рис. 20. В жидком металле атомы не расположены хаотично, как в газообразном состоянии, и в то же время в их расположении нет той правильности, которая характерна для твердого кристаллического тела (рис. 20, *a*), где атомы сохраняют постоянство межатомных расстояний и угловых соотношений на больших расстояниях (дальний порядок).

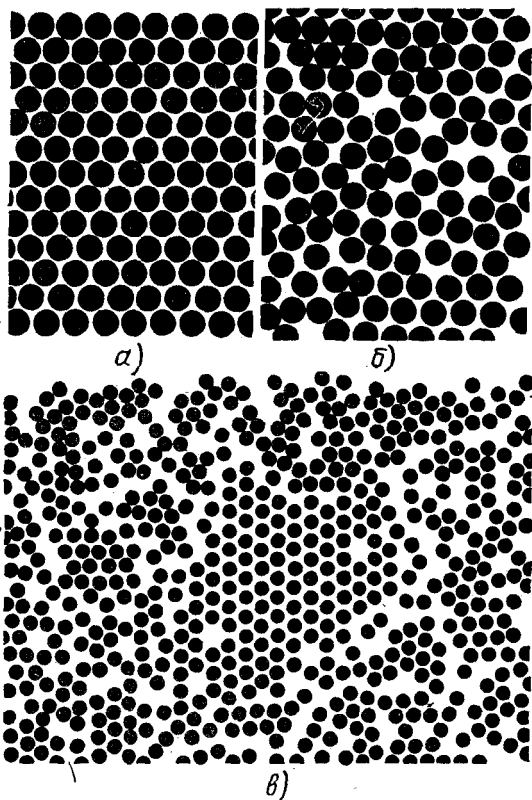


Рис. 20. Модели кристаллической (*a*) и жидкой (*б* и *в*) фаз металла

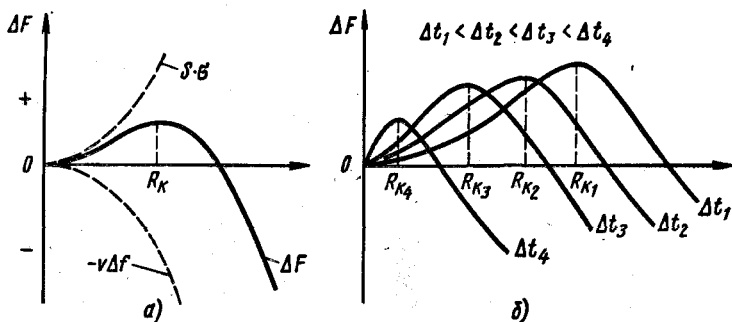


Рис. 21. Изменение свободной энергии металла при образовании зародышей кристалла в зависимости от их размера (а) и степени переохлаждения (б)

В жидком металле (рис. 20, б) сохраняется лишь так называемый ближний порядок, когда упорядоченное расположение атомов распространяется на очень небольшое расстояние. Вследствие интенсивного теплового движения атомов ближний порядок динамически неустойчив. Микрообъемы с правильным расположением атомов, возникнув, могут существовать некоторое время, затем рассасываться и возникать вновь в другом элементарном объеме жидкости и т. д. С понижением температуры степень ближнего порядка и размер таких микрообъемов возрастают.

При температурах, близких к температуре плавления, в жидком металле возможно образование небольших группировок, в которых атомы упакованы так же, как в кристаллах. Такие группировки называются фазовыми (или гетерофазными) флуктуациями (рис. 20, в). В чистом от примесей жидком металле наиболее крупные гетерофазные флуктуации превращаются в зародыши (центры кристаллизации).

Зародыши, возникающие в процессе кристаллизации, могут быть различной величины. Рост зародышей возможен только при условии, если они достигли определенной величины, начиная с которой их рост ведет к уменьшению свободной энергии. В процессе кристаллизации свободная энергия системы (рис. 21, а), с одной стороны, уменьшается на $V\Delta f$ вследствие перехода некоторого объема жидкого металла в твердый, а с другой стороны, возрастает в результате образования поверхности раздела с избыточной поверхностной энергией, равной $S\sigma$. Общее изменение свободной энергии можно определить из следующего выражения:

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

где V —объем зародыша; Δf —разность свободных энергий жидкого и твердого металла $F_{ж} - F_{т}$ (см. рис. 17); S —суммарная величина поверхности кристаллов; σ —поверхностное натяжение.

Чем меньше величина зародыша, тем выше отношение его поверхности к объему, а следовательно, тем большая часть от общей энергии приходится на поверхностную энергию. Изменение свободной энергии металла ΔF при образовании кристаллических зародышей в зависимости от их величины R и степени переохлаждения показано на рис. 21, б.¹

¹ Изменение $-V\Delta f$ пропорционально объему $V \sim r^3$; приращение $S\sigma$ пропорционально поверхности $S \sim r^2$, где r —размер шарообразного зародыша.

При образовании зародыша размером меньше R_k или критического (рис. 21, б) R_{k_1} , R_{k_2} , R_{k_3} , R_{k_4} свободная энергия системы возрастает, так как приращение свободной энергии вследствие образования новой поверхности перекрывает ее уменьшение в результате образования зародышей твердого металла; т. е. объемной свободной энергии. Следовательно, зародыш размером меньше R_k расти не может и растворится в жидком металле. Если возникает зародыш размером более R_k , то он устойчив и способен к росту, так как при увеличении его размеров свободная энергия системы уменьшается.

Минимальный размер зародыша R_k , способного к росту при данных температурных условиях, называется *критическим размером зародыша*, а сам зародыш *критическим*, или *равновесным*.

Величину критического зародыша можно определить из соотношения¹.

$$R_k = \frac{2\sigma}{\Delta f}$$

На образование критического зародыша затрачивается энергия (работа) ΔF_k , равная одной трети его поверхностной энергии: $\Delta F_k = \frac{1}{3}S\sigma$.

Следовательно, уменьшение объемной свободной энергии при переходе атомов из жидкого состояния в твердое кристаллическое недостаточно для образования критического зародыша. Оно лишь на две трети компенсирует энергетические затраты, связанные с образованием поверхности зародыша.

Возникает вопрос, откуда берется энергия, необходимая для появления критического зародыша?

Образованию зародыша способствует неравномерное распределение энергии между атомами вещества. При каждой данной температуре большинство атомов имеет энергию, соответствующую некоторой средней величине. Однако в малых объемах вещества всегда существует некоторое количество атомов, которые имеют энергию, меньшую или большую средней. Эти случайные и временные отклонения энергии отдельных атомов или группировок атомов от среднего значения для данной температуры называют *флуктуациями энергии*.

Энергия, требуемая для образования зародыша критического размера, может быть получена за счет энергетических флуктуаций: *зародыш, способный к росту, образуется там, где гетерофазные флуктуации в жидком металле размером не меньше критического обладают повышенной энергией, которая не менее определенного уровня.*

При температуре, близкой к $t_{\text{пл}}$ размер критического зародыша должен быть очень велик и вероятность его образования мала. С увеличением степени переохлаждения величина Δf возрастает (см. рис. 17), а величина поверхностного натяжения на границе раздела фаз изменяется незначительно.

Следовательно, с увеличением степени переохлаждения (или с понижением температуры кристаллизации) размер критического зародыша уменьшается и будет меньше работа, необходимая для его образования. В связи

¹ Это выражение справедливо только для не слишком больших значений Δf .

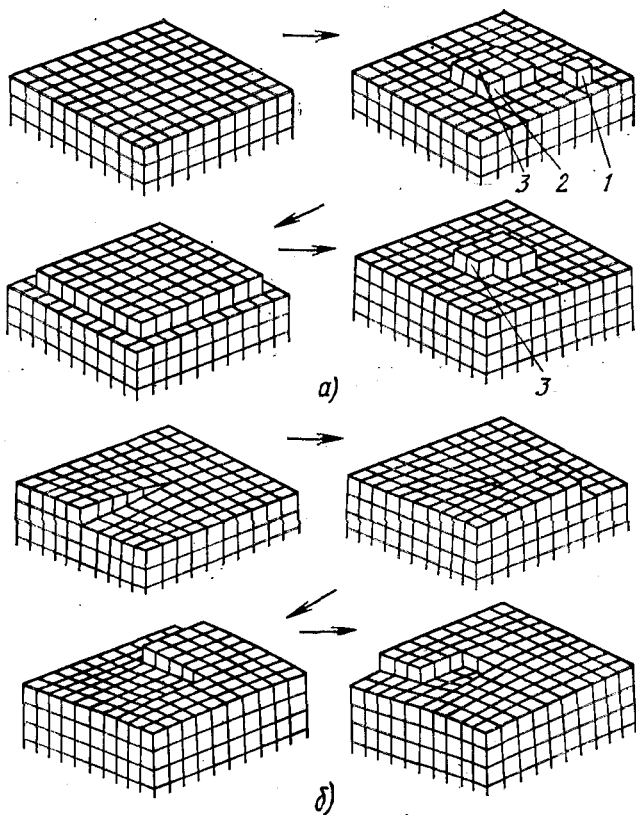


Рис. 22. Схема роста грани кристалла при образовании двухмерного зародыша (а) и вокруг винтовой дислокации (б)

с этим с увеличением степени переохлаждения, когда становятся способными к росту зародыши все меньшего размера, сильно возрастает число зародышей (центров) кристаллизации или скорость образования этих зародышей (см. рис. 21).

Рост зародышей кристаллизации происходит в результате перехода атомов из переохлажденной жидкости к кристаллам. Кристалл растет послойно, при этом каждый слой имеет одноатомную толщину. Различают два элементарных процесса роста кристаллов.

1. Образование двухмерного зародыша (т. е. зародыша одноатомной толщины) на плоских гранях возникшего кристаллика (рис. 22, а, поз. 3). Двумерный зародыш должен иметь размер не меньше критического. При меньшем размере зародыш не будет устойчив, так как вследствие образования дополнительной поверхности раздела свободная энергия системы возрастает.

2. Рост двумерного зародыша путем поступления атомов из переохлажденной жидкости. После образования на плоской грани двумерного зародыша дальнейший рост нового слоя протекает сравнительно легко, так

как появляются участки, удобные для закрепления атомов, переходящих из жидкости. Атом в положении 1 (рис. 22, а) закреплен слабо, он легко перемещается по поверхности и может вновь оторваться. Атом же, поступивший в положение 2, имея три связи, закреплен надежно. Когда возникший двумерный слой атомов покроет всю грань, для образования последующего такого же слоя необходим новый двумерный зародыш критического размера, образующийся по указанному выше механизму. Следовательно, скорость роста кристаллов определяется вероятностью образования двумерного зародыша. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше величина этого двумерного критического зародыша и тем легче он образуется.

Рост кристалла значительно облегчается тем, что грани его не представляют идеально ровных плоскостей. На гранях растущего кристалла всегда имеются различные дефекты поверхности в виде ступенек и выступов, на которых легко удерживаются новые атомы, поступающие из жидкости. В этом случае рост кристалла может протекать даже без образования двумерного зародыша.

В растущем кристалле всегда имеются дислокации. В месте выхода на поверхность винтовой дислокации имеется ступенька, к которой легко присоединяются атомы, поступающие из жидкости (рис. 22, б). Винтовые дислокации ведут к образованию на поверхности кристалла спиралей роста высотой от одного до нескольких тысяч атомов. Спиральный рост экспериментально обнаружен при изучении роста монокристаллов магния, кадмия, серебра и других металлов.

Число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов. При прочих равных условиях, скорость процесса кристаллизации и строение металла после затвердения зависят от числа зародышей ч. з. (центров кристаллизации), возникающих в единицу времени и в единице объема, т. е. от скорости и образования зародышей [$1/(\text{см}^3 \cdot \text{с})$] и скорости роста (с. р.) зародышей, или скорости увеличения линейных размеров растущего кристалла в единицу времени (мм/с).

Чем больше скорость образования зародышей и чем больше скорость их роста, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. При равновесной температуре кристаллизации t_n число зародышей и скорость роста равны нулю, и поэтому кристаллизация не происходит (рис. 23, а). При увеличении степени переохлаждения скорость образования зародышей и скорость их роста возрастают, при определенной степени переохлаждения достигают максимума, после чего снижаются. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей, а следовательно, и их число возрастают быстрее, чем скорость роста. Такой характер изменения ч. з. и с. р. в зависимости от степени переохлаждения объясняется следующим. С повышением степени переохлаждения разность свободных энергий жидкого и твердого металла Δf возрастает, что способствует повышению скорости кристаллизации v , т. е. скорости образования зародышей и их роста (см. рис. 23). Однако для образования и роста зародышей требуется диффузионное перемещение атомов в жидком металле.

В связи с этим при больших степенях переохлаждения (низких температурах) вследствие уменьшения скорости диффузии (коэффициента диффу-

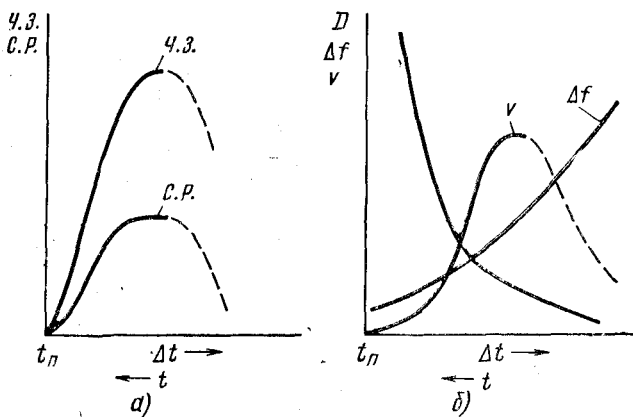


Рис. 23. Схема зависимости ч. з. и с. р., Δf , D и v (средней скорости кристаллизации) от степени переохлаждения Δt

зии D ; см. рис. 23, б) образование зародышей и их рост затруднены. Вследствие этого число зародышей и скорость их роста уменьшаются. При очень низких температурах (большой степени переохлаждения) диффузионная подвижность атомов столь мала, что большой выигрыш объемной свободной энергии при кристаллизации Δf оказывается недостаточным для образования кристаллических зародышей и их роста (ч. з. = 0, с. р. = 0). В этом случае после затвердения должно быть достигнуто аморфное состояние. Для металлов в обычных условиях реализуются лишь восходящие ветви скорости образования зародышей (ч. з.) и скорости роста (с. р.) [сплошные кривые рис. 23]. Металл в этих условиях затвердевает раньше, чем достигаются степени переохлаждения, вызывающие снижение ч. з. и с. р. Скорость образования зародышей и линейная скорость роста кристаллов определяют скорость кристаллизации v . Средняя скорость изотермической кристаллизации v с увеличением степени переохлаждения, как и ч. з. и с. р. сначала растет, достигает максимума и затем падает (рис. 23, б).

Величина зерна. Чем больше скорость образования зародышей и меньше скорость их роста, тем меньше размер кристалла (зерна), выросшего из одного зародыша и, следовательно, более мелкозернистой будет структура металла.

Величина зерна находится в следующей зависимости от числа зародышей (или скорости их образования) и скорости роста:

$$S = 1,1 \left(\frac{\text{с. р.}}{\text{ч. з.}} \right)^{3/4}$$

При небольшой степени переохлаждения Δt (малой скорости охлаждения) число зародышей мало. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей возрастает и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается.

Размер зерна металла сильно влияет на его механические свойства. Эти свойства, особенно вязкость и пластичность, выше, если металл имеет мелкое зерно. Величина зерна зависит не только от степени переохлаждения.

На размер зерна оказывают большое влияние температура нагрева и разливки жидкого металла, его химический состав, и особенно присутствие в нем посторонних примесей.

3. ГЕТЕРОГЕННОЕ ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ

Образование зародышей в жидком металле по описанному выше механизму называется самопроизвольным (или спонтанным). Самопроизвольное образование зародышей на основе фазовых и энергетических флуктуаций может происходить только в высокочистом жидком металле.

Чаще источником образования зародышей являются всевозможные твердые частицы (неметаллические включения, окислы и т. д.), которые всегда присутствуют в расплаве. Если частицы примеси имеют одинаковую кристаллическую решетку с решеткой затвердевающего металла (так называемые изоморфные примеси) и параметры сопрягающихся решеток примеси и кристаллизирующегося вещества примерно одинаковы (отличие не превышает 9%), то они играют роль готовых центров кристаллизации.

Структурное сходство между поверхностями сопряжения зародыша и частицы посторонней примеси приводит к уменьшению размера критического зародыша, работы его образования, и затвердевание жидкости начинается при меньшем переохлаждении, чем при самопроизвольном зарождении.

Чем больше примесей, тем больше центров кристаллизации, тем мельче получается зерно. Такое образование зародышей называют *гетерогенным*.

Процесс кристаллизации обычно начинается от стенок формы, которые играют ту же роль, что и включения.

Если неизоморфные примеси предварительно находились в контакте с кристаллами данного вещества, то строение их поверхностного слоя изменяется, приспособляясь к строению кристалла. Такой процесс называют *активацией примесей*. На активированной примеси могут адсорбироваться атомы кристаллизирующего металла.

Растворенные (а не взвешенные) в жидком металле примеси также могут измельчать зерно и изменять его форму. В этом случае примеси при затвердевании осаждаются в виде тонкого слоя на поверхности растущего кристалла, что приводит к уменьшению поверхностной энергии. Такие примеси называют *поверхностно активными*¹.

Модифицирование — использование специально вводимых в жидкий металл примесей (модификаторов) для получения мелкого зерна по описанному выше механизму. Эти примеси, практически не изменяя химического состава сплава, вызывают при кристаллизации измельчение зерна и в итоге улучшение механических свойств. Так, например, при модифицировании магниевых сплавов зерно уменьшается от 0,2—0,3 до 0,01—0,02 мм. При литье слитков в фасонных отливках модифицирование чаще производят введением в расплав добавок, которые образуют тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды, оксиды), кристаллизующиеся в первую очередь. Выделяясь в виде мельчайших частиц, эти соединения служат зародышами

¹ Инактивные примеси не оказывают подобного влияния.

образующихся при затвердевании кристаллов. В качестве модификаторов при модифицировании алюминиевых сплавов применяют Ti, V, Zr; магниевых сплавов — магнезит, мел, реже графит, карбиды Al и Ca; стали — Al, V, Ti. Бор используют в качестве поверхностно активного модификатора для некоторых никелевых и железных сплавов, а магний — для чугуна.

4. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СЛИТКА

Кристаллы, образующиеся в процессе затвердевания металла, могут иметь различную форму в зависимости от скорости охлаждения, характера и количества примесей. Чаще в процессе кристаллизации образуются разветвленные, или древовидные, кристаллы, получившие название дендритов (рис. 24). При образовании кристаллов их развитие идет в основном в направлении, перпендикулярном плоскостям с максимальной плотностью упаковки атомов. Это приводит к тому, что первоначально образуются длинные ветви (рис. 24, а), так называемые оси первого порядка (I — главные оси дендрита). Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах зарождаются и растут перпендикулярные к ним такие же ветви второго порядка (II). В свою очередь, на осях второго порядка зарождаются и растут оси третьего порядка (III) и т. д. (рис. 24, а). В конечном счете образуются кристаллы в форме дендритов.

Кристаллы дендритной формы иногда можно видеть непосредственно на поверхности в виде характерного рельефа (рис. 25) или на поверхности усадочной раковины в местах недостаточного подвода жидкого металла. Чаще дендритное строение выявляется только после специального травления шлифов, поскольку все промежутки между ветвями дендритов заполнены и видны обычно только места стыков дендритов в виде границ зерен. Правильная форма дендритов искажается в результате столкновения и срастания частиц на поздних стадиях процесса (см. рис. 24, б). Ветви дендритов отделены друг от друга очень тонкими прослойками нерастворимых в жидком и особенно в твердом состоянии примесей и мельчайшими порами, возникшими в результате уменьшения объема при переходе металла из жидкого состояния в твердое.

Следовательно, по механизму образования зерна металла представляют собой в основном дендритные кристаллы, выросшие из одного за-

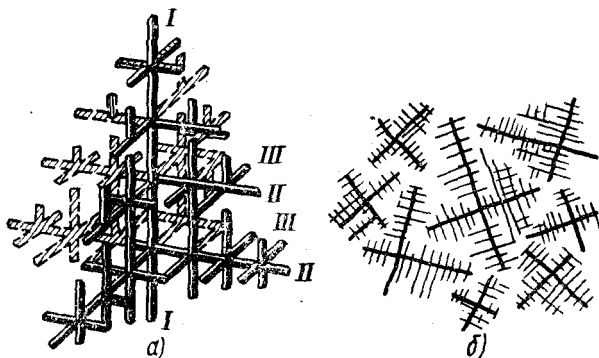


Рис. 24. Схема дендритного кристалла (а) и роста дендритов (б)

родыша и имеющие одинаковую ориентацию кристаллической решетки. В зависимости от скорости охлаждения жидкого металла зерна могут иметь равноосную (глобулярную) и столбчатую (вытянутую) форму. Чаще в слитке металла можно различить три зоны с различной структурой (рис. 26). Кристаллизация жидкого металла начинается у поверхности более холодной формы и происходит вначале преимущественно в примыкающем к поверхности тонком слое сильно переохлажденной жидкости. Вследствие большой скорости охлаждения это приводит к образованию на поверхности слитка очень узкой зоны *I* сравнительно мелких равноосных кристаллитов.

За зоной *I* в глубь слитка расположена зона *II* удлиненных дендритных кристаллитов (зона транс-кристаллизации). Рост этих кристаллитов происходит в направлении отвода теплоты, т. е. нормально к стенкам изложницы. Последовательный рост дендритов к стенкам изложницы происходит в результате продвижения в глубь расплава ветвей первого порядка и их разветвления аналогично тому, как это было описано выше.

В случае сильного перегрева металла, быстрого охлаждения, высокой температуры литья и спокойного заполнения формы зона удлиненных дендритных кристаллов может полностью заполнить весь объем слитка (см. рис. 2, б). При низкой температуре литья, очень медленном охлаждении, например, крупных отливок создаются условия для возникновения зародышей кристаллов в средней части слитка. Это приводит к образованию во внутренней части отливки структурной зоны *III*, состоящей из равноосных различно ориентированных дендритных кристаллитов (см. рис. 26), размеры которых зависят от степени перегрева жидкого металла, скорости охлаждения, наличия примесей и др. Тугоплавкие частицы, находящиеся в жидком металле, способствуют развитию зоны мелких равноосных кристаллитов.

Зона столбчатых кристаллов обладает высокой плотностью, так как она имеет мало газовых пузырей и раковин. Однако в участках стыка столбчатых кристаллитов, особенно растущих от разных поверхностей, металл имеет пониженную прочность, и при последующей обработке давлением (ковке, прокатке и т. д.) в этих участках могут возникнуть трещины; поэтому для малопластичных металлов, в том числе и для стали, развитие столбчатых кристаллитов нежелательно. Наоборот, для получения более плотного слитка у пластичных металлов (например, меди и ее сплавов) желательно распространение зоны столбчатых кристаллитов по всему объему слитка; вследствие высокой пластичности таких сплавов исклю-

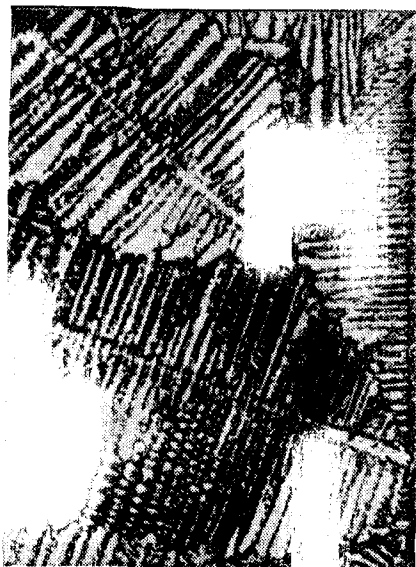


Рис. 25. Дендриты на поверхности слитка свинца ($\times 200$)

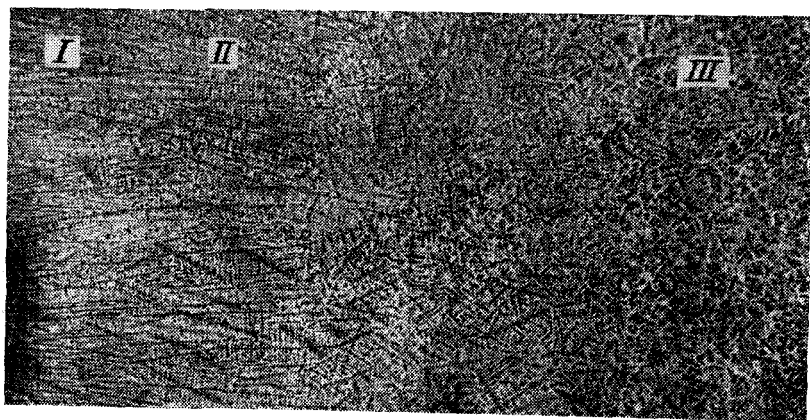


Рис. 26. Макроструктура литой стали ($\times 3$)

чается разрушение слитка при обработке давлением. При фасонном литье стремятся получить мелкозернистую равноосную структуру.

Жидкий металл имеет больший удельный объем, чем твердый; поэтому в той части слитка, которая застывает в последнюю очередь, образуется пустота — усадочная раковина. Усадочная раковина обычно окружена наиболее загрязненной частью металла, в котором после затвердевания образуются микро- и макроноры и пузыри.

5. ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в разных кристаллических формах или, как их называют, в разных полиморфных модификациях. В результате полиморфного превращения атомы кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что образуется кристаллическая решетка другого типа. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой α , при более высокой β , затем γ и т. д.

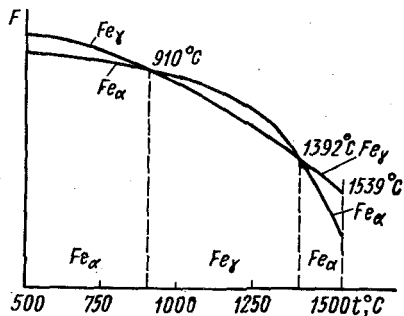


Рис. 27. Схема зависимости величины свободной энергии от температуры для Fe_α и Fe_γ

Известны полиморфные превращения для металлов: $Fe_\alpha \rightleftharpoons Fe_\gamma$, $Co_\alpha \rightleftharpoons Co_\beta$, $Ti_\alpha \rightleftharpoons Ti_\beta$, $Mn_\alpha \rightleftharpoons Mn_\beta \rightleftharpoons Mn_\gamma \rightleftharpoons Mn_\delta$, $Sn_\alpha \rightleftharpoons Sn_\beta$, а также для Ca, Li, Na, Cs, Sr, Te, Zr, V, большого числа редкоземельных металлов и др. Полиморфное превращение протекает в том случае, если при данной температуре может существовать металл с иной кристаллической решеткой и меньшим запасом свободной энергии.

Из рис. 27, видно, что в интервале температур 910–1392°C устойчивым является γ -железо (К12) с крис-

таллической структурой, имеющей меньшую свободную энергию, чем α -железо, а при температурах ниже 910°C и выше 1392°C устойчиво α -железо (K8), так как его свободная энергия меньше, чем γ -железа.

Переход чистого металла из одной полиморфной модификации в другую в условиях равновесия протекает при постоянной температуре (критическая точка) и сопровождается выделением теплоты, если превращение идет при охлаждении, или поглощением теплоты — в случае нагрева.

Как и при кристаллизации из жидкой фазы, для того чтобы полиморфное превращение протекало, нужно некоторое переохлаждение (или перегрев) относительно равновесной температуры, для возникновения разности свободных энергий между исходной и образующейся новой модификациями. В твердом металле в отличие от жидкого возможно достижение очень больших степеней переохлаждения. Полиморфное превращение по своему механизму — кристаллизационный процесс осуществляется путем образования зародышей и последующего их роста.

При полиморфном превращении кристаллы (зерна) новой полиморфной формы растут в результате неупорядоченных, взаимно не связанных переходов атомов через границу фаз. Отрываясь от решетки исходной фазы (например, β), атомы по одиночке или группами присоединяются к решетке новой фазы (α), и, как следствие этого, граница зерна α передвигается в сторону зерна β , «поедая» исходную фазу. Зародыши новой модификации наиболее часто возникают на границах зерна исходных кристаллитов или в зонах с повышенным уровнем свободной энергии. Вновь образующиеся кристаллы закономерно ориентированы по отношению к кристаллам исходной модификации.

В результате полиморфного превращения образуются новые кристаллические зерна, имеющие другой размер и форму, поэтому такое превращение также называют перекристаллизацией. Полиморфные превращения происходят не только в чистых металлах, но и в сплавах. Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением всех свойств металлов или сплавов: удельного объема, теплоемкости, теплопроводности, электропроводности, магнитных свойств, механических и химических свойств и т. д.

В сплавах в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов могут образовываться следующие фазы: жидкие растворы, твердые растворы, химические соединения.

1. ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Твердыми растворами называют фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы других (или другого) компонентов располагаются в решетке первого компонента (растворителя), изменяя ее размеры (периоды). Таким образом, твердый раствор, состоящий из двух или нескольких компонентов, имеет один тип решетки и представляет собой одну фазу.

Различают твердые растворы замещения (рис. 28, а) и твердые растворы внедрения (рис. 28, б). При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента замещают часть атомов растворителя в его кристаллической решетке. Атомы растворенного компонента могут замещать любые атомы растворителя, но взаимное расположение всех атомов не обязательно является статистически неупорядоченным.

При образовании твердого раствора внедрения (рис. 28, б) атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях (пустотах) кристаллической решетки растворителя. При этом атомы располагаются не в любом междоузлии, а в таких пустотах, где для них имеется больше свободного пространства. Например, в плотноупакованной г. ц. к.-решетке наиболее подходящей будет октаэдрическая пора [центры шести атомов (шаров), между которыми образовалась пора, расположены по вершинам октаэдра] (рис. 29, а). В октаэдрической поре может поместиться сфера радиусом $0,41 R$, где R — радиус атомов в узлах решетки. На элементарную ячейку приходится четыре октаэдрических поры.

В о. ц. к.-решетке наибольший объем поры ($0,291 R$) соответствует тетраэдрическому междоузлию (рис. 29, б). В этом случае атомы внедрения расположены между атомами, центры которых совпадают с вершинами тетраэдра. В элементарной ячейке 12 тетраэдрических междоузлий. Несмотря на меньшую компактность о. ц. к.-решетки, т. е. больший объем пустот по сравнению с г. ц. к.-решеткой, объем отдельных междоузлий в ней меньше, чем в г. ц. к.-решетке. Это, видимо, является причиной малой предельной растворимости примесей внедрения в металлах с о. ц. к.-решеткой.

Так как и электронное строение и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны, то при образовании твердого раствора кристаллическая решетка всегда искажается (рис. 30, а и б) и периоды ее из-

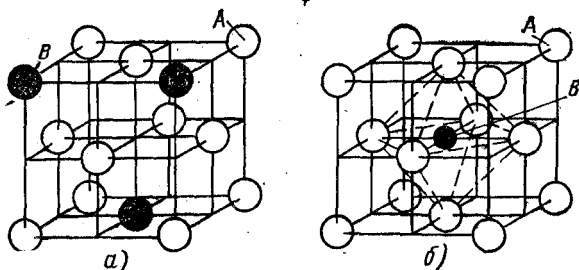


Рис. 28: Схема твердого раствора замещения (а) и внедрения (б)

меняются. При образовании твердого раствора замещения период решетки может увеличиться или уменьшиться в зависимости от соотношения атомных радиусов растворителя и растворенного компонента. В случае твердого раствора внедрения период решетки растворителя всегда возрастает.

Атомы растворенного компонента нередко скапливаются у дислокаций (рис. 30, в и г), снижая их упругую энергию. В растворах замещения атомы меньшего размера (по сравнению с атомами металла растворителя) скапливаются в сжатой зоне решетки, атомы больших размеров — в растянутой зоне решетки. При образовании твердого раствора внедрения атомы растворенного элемента располагаются в растянутой области под краем экстраплоскости (рис. 30, г). В области дислокации чужеродным атомам легче размещаться, чем в совершенной области решетки, где такие атомы вызывают значительные искажения решетки. Атомы внедрения значительно сильнее связываются с дислокациями, чем атомы замещения, образуя так называемые атмосферы Коттрелла. Образование атмосфер сопровождается уменьшением искажения решетки, что предопределяет их устойчивость. Выход или отрыв атомов из атмосферы Коттрелла требует значительной энергии.

Микроструктура твердого раствора в условиях равновесия предста-

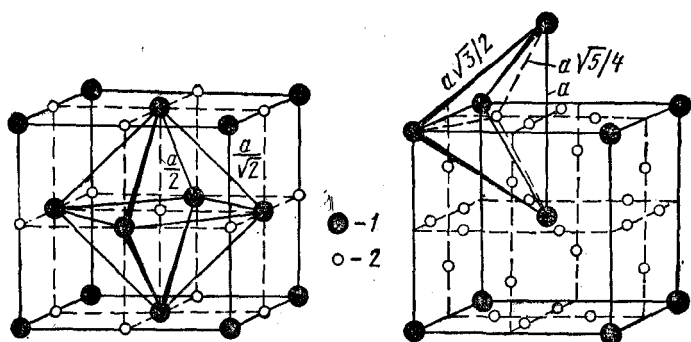


Рис. 29. Октаэдрические поры в г.ц.к.-решетке (а) и тетраэдрические в о.п.к.-решетке (б):
1 — атом металла; 2 — поры

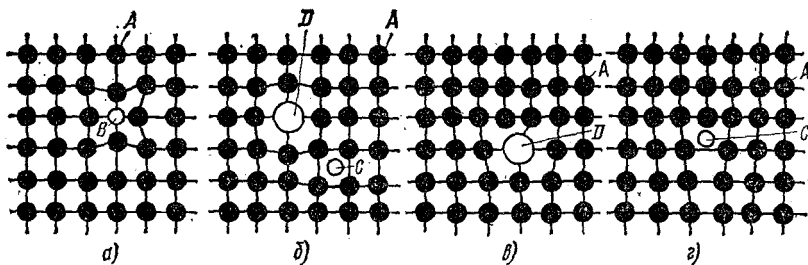


Рис. 30. Искажения кристаллической решетки при образовании твердого раствора замещения (атомы B и D) и внедрения (атом C)

влет однородные кристаллические зерна (рис. 31, а), мало отличающиеся от структуры чистого металла.¹

Все металлы могут в той или иной степени взаимно растворяться друг в друге в твердом состоянии. Например, в алюминии может растворяться до 5,5% Cu, а в меди 39% Zn без изменения типа их кристаллической решетки. В тех случаях, когда компоненты могут замещать друг друга в кристаллической решетке в любых количественных соотношениях, образуется непрерывный ряд твердых растворов.

Твердые растворы замещения с неограниченной растворимостью могут образоваться при соблюдении условий, приведенных ниже.

1. Компоненты должны обладать одинаковыми по типу (изоморфными) кристаллическими решетками. Только в этом случае при изменении концентрации твердого раствора будет возможен непрерывный переход от кристаллической решетки одного компонента к решетке другого компонента.

2. Различие в атомных размерах (ΔR) компонентов должно быть незначительным и не превышать 8–15%.

3. Компоненты должны принадлежать к одной и той же группе Периодической системы элементов или к смежным родственным группам и в связи с этим иметь близкое строение валентной оболочки электронов в атомах.

Например, неограниченно растворяются в твердом состоянии следующие металлы с г. ц. к.-решеткой: Ag и Au ($\Delta R = 0,2\%$), Ni и Cu ($\Delta R = 2,7\%$), Ni и Rd ($\Delta R = 10,5\%$) и др., а также металлы с о. ц. к.-решеткой: Mo и W ($\Delta R = 9,9\%$), V – Ti ($\Delta R = 2,0\%$). Такие металлы, как Na, Ca, K, Pb, Sr и др., имеющие большой атомный диаметр, в Fe, Cu, Ag нерастворимы. Однако даже при соблюдении перечисленных условий непрерывный ряд твердых растворов может не возникнуть. Твердые растворы внедрения образуются только в тех случаях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик.

Твердые растворы этого типа получают лишь при растворении в металле (например, в железе, молибдене, хrome и т. д.) углерода (атомный,

¹ В металловедении принято обозначать: чистые компоненты – большими буквами латинского алфавита A, B, C, твердые растворы – малыми буквами греческого алфавита α , β , γ и т. д., а упорядоченные твердые растворы теми же буквами со штрихом – α' , β' , γ' и т. д.

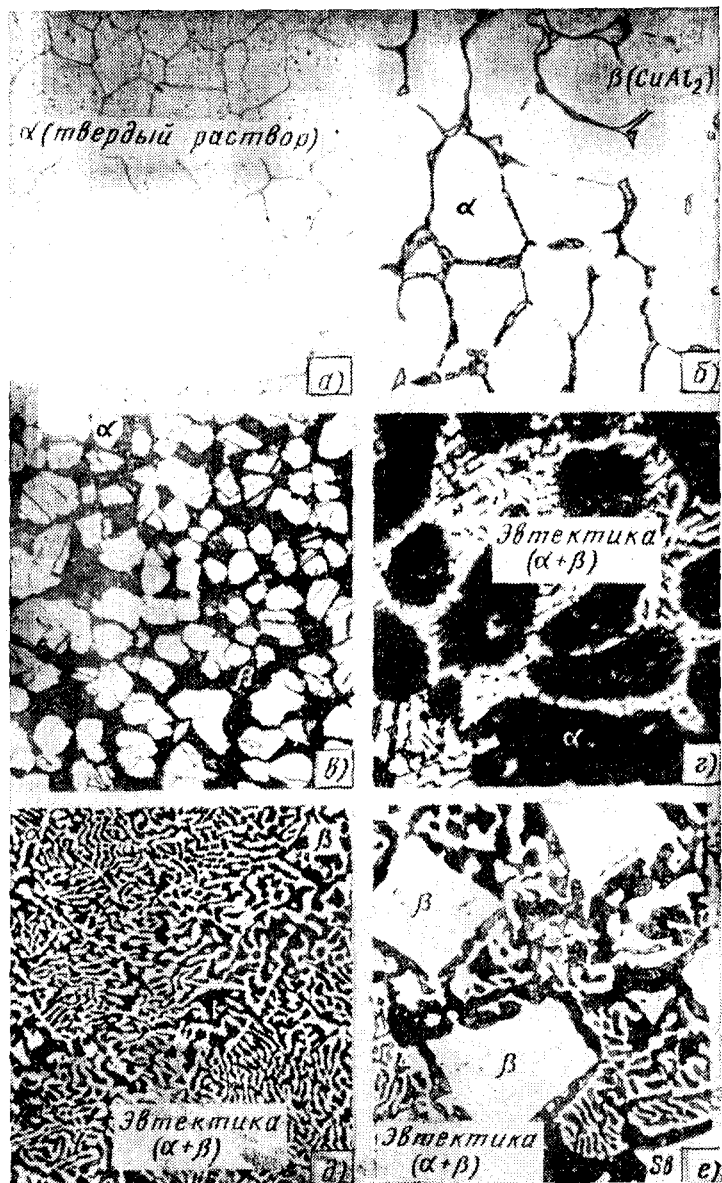


Рис. 31. Типичные микроструктуры сплавов:

а — твердый раствор (Cu — Ni); *б* — твердый раствор меди в алюминии с выделением по границам зерен химического соединения (CuAl_2); *в* — смесь двух твердых растворов в сплаве Cu — Zn ($\alpha + \beta$), полученных в результате перетектического превращения; *г* — эвтектика $\alpha + \beta$ с избыточными кристаллами α в сплаве Pb — Sb; *д* — эвтектика $\alpha + \beta$; *е* — эвтектика $\alpha + \beta$ с избыточными кристаллами β в сплаве Pb — Sb ($\times 250$)

радиус $0,77 \text{ \AA}$), азота ($0,71 \text{ \AA}$), водорода ($0,46 \text{ \AA}$), т. е. элементов с малым атомным радиусом. Твердые растворы внедрения могут быть только ограниченной концентрации, поскольку число пор в решетке ограничено, а атомы основного компонента сохраняются в узлах решетки. Роль этого вида твердого раствора значительна в сталях и чугунах.

Упорядоченные твердые растворы (сверхструктуры). В некоторых сплавах (например, Cu и Au, Fe – Al, Fe – Si, Ni – Mn и др.), образующих при высоких температурах растворы замещения (с неупорядоченным чередованием атомов компонентов), при медленном охлаждении или длительном нагреве при определенных температурах протекает процесс перераспределения атомов, в результате которого атомы компонентов занимают определенные положения в кристаллической решетке (рис. 32).

Твердые растворы, устойчивые при сравнительно низких температурах, получили название упорядоченных твердых растворов, или сверхструктур.

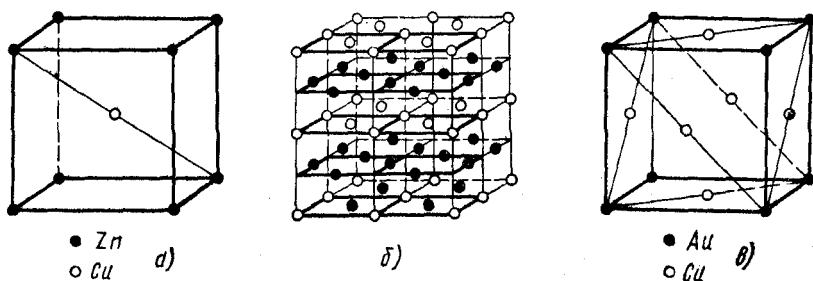


Рис. 32. Кристаллические решетки упорядоченных твердых растворов
a – CuZn; *e* – CuAu; *f* – Cu₃Au

Образование сверхструктуры сопровождается изменением свойств. Так, например, в сплаве пермаллой (железо и 78,5% Ni) сверхструктура резко ухудшает магнитную проницаемость, одновременно повышается твердость, снижается пластичность и изменяется электросопротивление.

Полностью упорядоченные растворы образуются, когда отношение компонентов в сплаве (ат. %) постоянно: 1:1, 1:2, 1:3 и т. д. В этом случае сплаву с упорядоченной структурой можно приписать формулу химического соединения, например CuAu или Cu₃Au (см. рис. 32).

Упорядоченные твердые растворы можно рассматривать, как промежуточные фазы между твердыми растворами и химическими соединениями. Правильное расположение атомов обоих компонентов в решетке и резкое изменение свойств характерно для химических соединений. Однако в упорядоченных твердых растворах в отличие от химического соединения сохраняется решетка растворителя, и при нагреве до определенной температуры (точки Курнакова) степень упорядочения постепенно уменьшается, а выше этой температуры твердый раствор становится неупорядоченным.

2. ХИМИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ

Химические соединения и родственные им по природе фазы в металлических сплавах многообразны. Характерные особенности химических соединений, образованных по закону нормальной валентности, приведены ниже.

1. Кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих соединение. Атомы в решетке химического соединения располагаются упорядоченно, т. е. атомы каждого компонента расположены закономерно и по определенным узлам решетки. Большинство химических соединений имеют сложную кристаллическую структуру.

2. В соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Это позволяет выразить их состав простой формулой A_nB_m , где A и B — соответствующие элементы; n и m — простые числа.

3. Свойства соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов.

4. Температура плавления (диссоциации) постоянная.

5. Образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решеток.

В качестве примера типичных химических соединений с нормальной валентностью можно указать на соединения магния с элементами IV—VI групп Периодической системы (см. табл. 1): Mg_2Sn , Mg_2Pb , Mg_2P_2 , Mg_3Sb_2 , Mg_3Bi_2 , MgS и др. Соединения одних металлов с другими носят общее название интерметаллидов или интерметаллических соединений. Химическая связь между атомами в интерметаллидах чаще металлическая.

Соединения металла с неметаллом (нитриды, карбиды, гидриды и т. д.), которые могут обладать металлической связью, нередко также называют металлическими соединениями.

Большое число химических соединений, образующихся в металлических сплавах, отличается по некоторым особенностям от типичных химических соединений, так как не подчиняется законам валентности и не имеет постоянного состава.

Ниже будут рассмотрены наиболее важные химические соединения, образующиеся в сплавах.

Фазы внедрения. Переходные металлы (Fe, Mn, Cr, Mo и др.) образуют с углеродом, азотом, бором и водородом, т. е. с элементами, имеющими малый атомный радиус, соединения: карбиды, нитриды, бориды и гидриды. Они имеют общность строения и свойств и часто называются фазами внедрения.

Фазы внедрения имеют формулу M_4X (Fe_4N , Mn_4N и др.), M_2X (W_2C , Mo_2C , Fe_2N , Cr_2N и др.), MX (WC , TiC , VC , NbC , TiN , VN и др.).

Кристаллическая структура фаз внедрения определяется соотношением атомных радиусов неметалла (R_x) и металла (R_M). Если $R_x/R_M < 0,59$, то атомы металла в этих фазах расположены по типу одной из простых кристаллических решеток: кубической ($K8$, $K12$) или гексагональной ($G12$), в которую внедряются атомы неметалла, занимая в ней определенные поры.

Фазы внедрения являются фазами переменного состава, а соответствующие им химические формулы обычно характеризуют максимальное содержание в них неметалла. Фазы внедрения обладают высокой электропроводностью, уменьшающейся с повышением температуры. Карбиды,

относящиеся к фазам внедрения, имеют высокую температуру плавления. Многие фазы внедрения обладают высокой твердостью.

Рассмотренные выше твердые растворы внедрения образуются при значительно меньшей концентрации второго компонента (C, N, H) и имеют решетку металла растворителя, тогда как фазы внедрения получают кристаллическую решетку; отличную от решетки металла.

Если условие $R_x/R_M < 0,59$ не выполняется, как это наблюдается для карбида железа, марганца и хрома, то образуются соединения с более сложными решетками, и такие соединения нельзя считать фазами внедрения. На базе фаз внедрения легко образуются твердые растворы вычитания, называемые иногда твердыми растворами с дефектной решеткой. В твердых растворах вычитания часть узлов решетки, которые должны быть заняты атомами одного из компонентов, оказываются свободными. В избытке, по сравнению со стехиометрическим соотношением A_nB_m , имеется другой компонент.

Растворы вычитания образуются, например, в карбидах VC, TiC, ZrC, NbC и др.

Электронные соединения. Эти соединения чаще образуются между одновалентными (Cu, Ag, Au, Li, Na) металлами или металлами переходных групп (Mn, Fe, Co и др.), с одной стороны, и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 (Be, Mg, Zn, Cd, Al и др.) с другой стороны. Соединения этого типа имеют определенное отношение числа валентных электронов к числу атомов, т. е. определенную электронную концентрацию. Так, существуют соединения, у которых это отношение в одних случаях равно $3/2$ (1,48); в других $2^{1/3}$ (1,62), в третьих $7/4$ (1,75). Каждому из указанных соотношений соответствуют и определенные типы кристаллической решетки.

Все соединения с электронной концентрацией, равной $3/2$ (1,48), имеют кубическую объемно-центрированную, сложную кубическую или гексагональную решетку и обозначаются как β -соединения. К соединениям этого типа относятся CuBe, CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, CoAl, FeAl и др.

Соединения с электронной концентрацией $2^{1/3}$ (1,62) имеют сложную решетку и обозначаются γ -фазой. К ним относятся соединения Cu₅Zn₈, Cu₃₁Sn₈, Cu₉Al₄, Cu₃₁Si₈ и др.

Соединения с электронной концентрацией $7/4$ (1,75) имеют плотноупакованную гексагональную решетку и обозначаются ϵ -фазой. К ним относятся соединения CuZn₃, CuCd₃, Cu₃Si, Cu₃Sn, Au₃Sn и др.

Электронные соединения подобно обычным химическим соединениям имеют кристаллическую решетку, отличную от решетки образующих их компонентов. Но в отличие от химических соединений с нормальной валентностью электронные соединения образуют с компонентами, из которых они состоят, твердые растворы в широком интервале концентраций.

Фазы Лавеса. Эти фазы имеют формулу AB_2 и образуются между компонентами типа A и B при отношении атомных диаметров $D_A/D_B = 1,2$ (чаще 1,1 – 1,6). Фазы Лавеса имеют плотноупакованную кристаллическую решетку гексагональную (MgZn₂ и MgNi₂) или гранцентрированную кубическую (MgCu₂). К фазам Лавеса относятся AgBe₂, CaAl₂, TiBe₂, TiCr₂ и др. (тип MgCu₂) или BaMg₂, MoBe₂, TiMn₂ и др. (тип MgZn₂).

Кроме рассмотренных металлических соединений существует и ряд

других, например фазы со структурой никельарсенида NiAs, а также фазы, обозначаемые σ , χ , δ , μ , R , S , T , W и т. д., но о них будет сказано при рассмотрении конкретных сплавов.

3. ГЕТЕРОГЕННЫЕ СТРУКТУРЫ

При кристаллизации многих сплавов (Pb – Sb, Cu – Bi, Zn – Sn, Pb – Bi, Ni – Cr, Fe – C, Al – Cu и др.) образуются структуры, состоящие из механической смеси нескольких фаз. Фазы, образующие эту гетерогенную структуру, обнаруживаются микроанализом (см. рис. 31, б). Рентгенограмма такого сплава показывает наличие кристаллических решеток соответствующего числа фаз, образующих его структуру. Ниже будут рассмотрены такие структуры.

1. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

Диаграммы состояния, или диаграммы фазового равновесия в удобной графической форме показывают фазовый состав сплава в зависимости от температуры и концентрации. Диаграммы состояния строят для условий равновесия или условий, достаточно близких к ним.

Равновесное состояние соответствует минимальному значению свободной энергии. Это состояние может быть достигнуто только при очень малых скоростях охлаждения или длительном нагреве. В связи с этим рассмотрение диаграмм состояния позволяет определить фазовые превращения в условиях очень медленного охлаждения или нагрева. Истинное равновесие в практических условиях достигается редко. В подавляющем числе случаев сплавы находятся в метастабильном состоянии, т. е. в таком состоянии, когда они обладают ограниченной устойчивостью и под влиянием внешних факторов переходят в другие более устойчивые состояния, так как их свободная энергия больше минимальной. Для целей практики важно, что метастабильные состояния нередко сообщают сплавам высокие механические или другие свойства. В этом случае материаловедение должно установить природу метастабильных состояний, обеспечивающих оптимальный комплекс свойств, и разработать режимы термической или какой-либо другой обработки, позволяющей получить эти неравновесные состояния. Исходным положением при решении этих задач является знание диаграмм фазового равновесия.

Правило фаз. Диаграммы фазового равновесия характеризуют окончательное или предельное состояние сплавов, т. е. полученное после того, как все превращения в них произошли и полностью закончились. Это состояние сплава зависит от внешних условий (температуры, давления) и характеризуется числом и концентрацией образовавшихся фаз. Закономерность изменения числа фаз в гетерогенной системе определяется правилом фаз.

Правило фаз устанавливает зависимость между числом степеней свободы, числом компонентов и числом фаз и выражается уравнением $C = K + 2 - \Phi$,

где C — число степеней свободы системы (или вариантность); K — число компонентов, образующих систему, т. е. минимальное число химических элементов, необходимых для образования любой фазы системы; 2 — число внешних факторов; Φ — число фаз, находящихся в равновесии.

Под числом степеней свободы (вариантностью системы) понимают возможность изменения температуры, давления и концентрации без изменения числа фаз, находящихся в равновесии.

При изучении физико-химических равновесий за внешние факторы, влияющие на состояние сплава, принимают температуру и давление. При-

меняя правило фаз к металлам, можно во многих случаях принять изменяющимся только один внешний фактор — температуру, так как давление, за исключением очень высокого, мало влияет на фазовое равновесие сплавов в твердом и жидком состояниях. Тогда уравнение примет следующий вид: $C = K + 1 - \Phi$. Так как число степеней свободы не может быть меньше нуля и не может быть дробным числом, то $K - \Phi + 1 \geq 0$, а $\Phi \leq K + 1$, т. е. число фаз в сплаве, находящемся в равновесном состоянии, не может быть больше, чем число компонентов плюс единица. Следовательно, в двойной системе в равновесии может находиться не больше трех фаз, в тройной — не больше четырех и т. д.

Если в равновесии в системе с определенным числом компонентов находится максимальное число фаз, то число степеней свободы системы равно нулю ($C = 0$). Такое равновесие называют инвариантным (безвариантным). При инвариантном равновесии сплав из данного числа фаз может существовать только в совершенно определенных условиях: при постоянной температуре и определенном составе всех находящихся в равновесии фаз. Это означает, что превращение начинается и заканчивается при одной постоянной температуре.

В случае уменьшения числа фаз на одну против максимально возможного число степеней свободы возрастает на единицу ($C = 1$). Такую систему называют моновариантной (одновариантной). Когда $C = 2$, система бивариантна (двухвариантна).

Равновесие в двухкомпонентных системах. Как уже было отмечено, условием равновесия является минимум свободной энергии. Самопроизвольно в системе протекают лишь те физические процессы, при которых свободная энергия уменьшается. Если сплав состоит из одной фазы, например жидкого или твердого раствора α , то свободная энергия ($F_{ж}$, F_{α}) при постоянной температуре и давлении зависит от ее (т. е. фазы) природы и состава (рис. 33, а). Для случая, приведенного на рис. 33, а, устойчив α -твердый раствор, так как его свободная энергия (F_{α}) ниже, чем у жидкой фазы ($F_{ж}$). Если система (сплав) состоит из двух и более фаз, то при постоянной температуре и давлении ее свободная энергия определяется по правилу смешения (рис. 33, б).

Точка F_c (рис. 33, б), характеризующая свободную энергию сплава состава C_c , лежит на прямой, соединяющей точки, характеризующие свободную энергию α - и β -фаз (F_{α} и F_{β}) и делит эту прямую на отрезки, обратно пропорциональные весовым количествам α - и β -фаз.

Если α - и β -фазы, образующие данную систему, могут изменять свой состав, то свободная энергия каждой фазы в зависимости от концентрации может изменяться так, как это показано на рис. 33, в.

Состав фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, отвечает точками C_{α} и C_{β} (рис. 33, в). Двухфазное состояние соответствует концентрациям, лежащим в пределах C_{α} и C_{β} , где свободная энергия смеси двух фаз α -состава C_{α} и β -состава C_{β} , определяемая токами на прямой ab , меньше свободной энергии отдельных фаз. Составы, имеющие концентрацию меньше, чем C_{α} , в условиях равновесия будут состоять только из α -фазы, а сплавы с концентрацией более C_{β} из β -фазы.

В двухкомпонентной системе при некоторых условиях, например инвариантном равновесии ($C = 0$), могут одновременно сосуществовать три

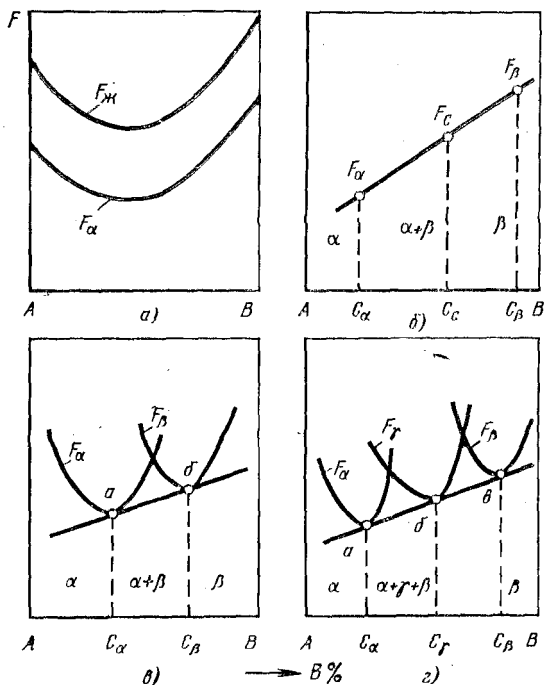


Рис. 33. Зависимость свободной энергии (термодинамического потенциала) от состава сплава

фазы, например жидкая фаза и два твердых раствора.

Изотермы свободной энергии в зависимости от состава для этого случая приведены на рис. 33, г. Состав фаз, находящихся в равновесии, определяется проекцией на ось концентраций точек касания линии $ab\gamma$ к кривым F_α , F_γ и F_β (точки C_α , C_γ и C_β).

При данной температуре в равновесии могут существовать (см. рис. 33, г): одна α -фаза в сплавах, имеющих концентрацию менее C_α ; три фазы α , β , и γ в сплавах концентрации в пределах $C_\alpha - C_\beta$ и состава, отвечающего точкам C_α , C_γ и C_β (изменение состава в пределах от C_α до C_β не изменяет равновесного состава фаз, а приводит только к изменению количественного соотношения между фазами); одна β -фаза устойчивая в сплавах, имеющих концентрацию более C_β .

По кривым свободной энергии можно геометрическим путем построить основные типы диаграмм состояния.

Обычно диаграммы состояния строят экспериментально, а термодинамические равновесия и правила фаз используют для анализа опытных данных. Диаграммы состояния строят в координатах температура — концентрация в % по массе или реже в атомных процентах¹.

¹ Из соображения удобства чаще пользуются процентами по массе, но при установлении природы образующихся фаз следует пользоваться атомными процентами.

Для построения диаграмм состояния, особенно для определения температур затвердевания, используют термический анализ. Для этой цели экспериментально получают кривые охлаждения отдельных сплавов и по их перегибам или остановкам, связанным с тепловыми эффектами превращений, определяют температуры соответствующих превращений. Эти температуры называют *критическими точками*. Для изучения превращений в твердом состоянии используют различные методы физико-химического анализа: микроанализ, рентгеноструктурный, дилатометрический, магнитный и др.

2. ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ

В жидком состоянии большинство металлов неограниченно растворяется друг в друге, образуя однофазный жидкий раствор. Только некоторые металлы, например железо со свинцом, медь со свинцом, почти полностью не растворимы в жидком состоянии и разделяются по плотности, образуя два несмешивающихся жидких слоя.

Переход сплава из жидкого состояния в твердое протекает только при наличии некоторого переохлаждения в результате образования центров кристаллизации (зародышей) и последующего их роста в виде дендритных или полногранных кристаллитов.

Любые фазы, образующиеся в сплаве, отличаются по составу от исходного жидкого раствора, поэтому для образования устойчивого зародыша необходимы не только гетерофазные флуктуации, но и флуктуации концентрации. Флуктуациями концентрации называют временно возникающие отклонения химического состава сплава в отдельных малых объемах жидкого раствора от среднего его состава. Такие флуктуации возникают вследствие диффузионного перемещения атомов вещества в результате тепловых движений в жидком растворе.

Чем больше отклонение состава флуктуации от среднего состава сплава, тем труднее она образуется. Однако, учитывая колоссальное число атомов, составляющих жидкий раствор, можно ожидать, что в данном объеме металла существует большое число участков, имеющих состав, значительно отличающийся от среднего.

Зародыш новой фазы может возникнуть только в тех микрообъемах исходной фазы, состав которых в результате флуктуации концентрации и расположения атомов соответствует составу и строению новой кристаллизующейся фазы. Если при этом концентрационные флуктуации соответствуют микрообъемам, имеющим размер не меньше критического, возникает устойчивый зародыш, способный к росту.

С увеличением степени переохлаждения возрастает число подобных зародышей.

Наличие в жидкой фазе взвешенных частиц, отвечающих рассмотренным выше условиям модифицирования, способствует образованию большого числа зародышей.

Скорость роста кристаллов в жидких растворах меньше, чем в чистых металлах. Это объясняется тем, что рост кристалла связан с диффузионным перемещением атомов компонентов в жидком растворе.

3. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ НЕОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Диаграмма состояния для случая полной взаимной растворимости компонентов A и B в жидком и твердом состояниях и изменение свободной энергии в зависимости от концентрации и температуры даны на рис. 34.

При температуре выше линии t_{dab} , называемой *линией ликвидус*¹, существует только жидкая фаза $Ж$. В этой области (рис. 34, б) свободная энергия жидкой фазы $F_{ж}$ ниже свободной энергии твердого раствора F_{α} , состоящего из компонентов A и B .

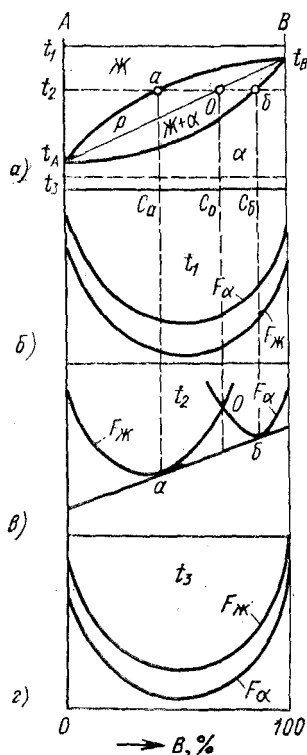
В области ниже линии t_{dab} , называемой *линией солидус*¹, устойчив α -твердый раствор, так как его свободная энергия F_{α} меньше, чем жидкой фазы $F_{ж}$ (рис. 34, в).

Между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся жидкая фаза и α -твердый раствор. При температуре t_2 (рис. 34, а, в) свободная энергия меняется с изменением состава по линии $F_{жаб}F_{\alpha}$. В интервале $t_A C_a$ (см. рис. 34, а) устойчив жидкий раствор, а в интервале $C_b t_B$ — α -твердый раствор. В сплавах интервала $C_a C_b$ равновесным является двухфазное состояние: жидкость состава точки a (C_a) и кристаллы α состава точки b (C_b). Свободная энергия этих сплавов определяется прямой ab , являющейся отрезком общей касательной к кривым изменения свободной энергии жидко-

го $F_{ж}$ и твердого F_{α} растворов.

Построение диаграммы состояния методом термического анализа приведено на рис. 35.

Температура охлаждаемого чистого компонента A равномерно понижается до t_A (рис. 35, а, кривая A), при которой компонент A и затвердевает. На кривой отмечается остановка (горизонтальная линия), так как согласно правилу фаз только в этом случае при постоянной температуре могут сосуществовать две фазы — твердая и жидкая ($C = 1 + 1 - 2 = 0$). После затвердевания компонента A , когда $\Phi = 1$, температура снова равномерно понижается. Аналогично может быть рассмотрена кристаллизация и компонента B (рис. 35, а, кривая B).



¹ Ликвидус в переводе с латинского означает — жидкий, солидус — твердый.

Рис. 34. Зависимость свободной энергии от состава и температуры и диаграмма состояния сплавов из компонентов, обладающих полной взаимной растворимостью в жидком и твердом состояниях. $F_{ж}$ — свободная энергия жидкой фазы; F_{α} — свободная энергия твердой фазы (α -твердого раствора)

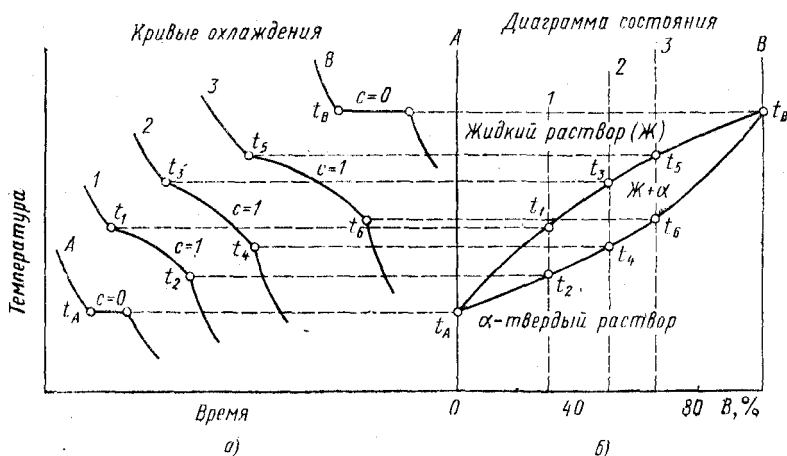


Рис. 35. Построение диаграммы состояния для случая полной взаимной растворимости компонентов А и В в твердом состоянии

При охлаждении сплава 1 температура понижается до t_1 (рис. 35, а). При температуре t_1 начинается процесс кристаллизации, и на кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации.

Начиная от температуры t_1 , из жидкого сплава кристаллизуется твердый раствор. Процесс кристаллизации протекает при понижающейся температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов α -твердого раствора) число степеней свободы будет равно единице ($C = 2 + 1 - 2 = 1$).

При достижении температуры t_2 (рис. 35) сплав затвердевает и при более низких температурах существует только α -твердый раствор. Аналогично затвердевают и другие сплавы этой системы.

Если найденные критические точки перенести на диаграмму, где по оси абсцисс нанесен состав сплава, а по оси ординат — температура, и одноименные критические точки (т. е. отражающие одинаковый физический процесс) соединить плавными кривыми, то получится диаграмма состояния системы сплавов А и В, образующих непрерывный ряд твердых растворов (рис. 35, б).

Начало затвердевания сплавов происходит при температурах, соответствующих линии ликвидус $t_{A1}t_3t_5t_B$ (рис. 35, б).

Температура окончания кристаллизации соответствует линии солидус $t_{A2}t_4t_6t_B$.

В интервале температур между линиями ликвидус и солидус сосуществуют две фазы — жидкий сплав и α -твердый раствор (рис. 35).

Рассмотрим более подробно процесс кристаллизации сплава, содержащего 50% компонента В (рис. 36). Кристаллизация сплава начинается при температуре t_1 . Ниже температуры t_1 сплав является двухфазным (жидкость и α -кристаллы). Двухфазное состояние, характерное для процесса кристаллизации, существует в интервале температур $t_1 - t_4$ (см. рис. 36).

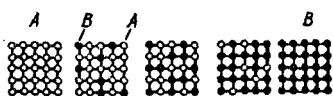
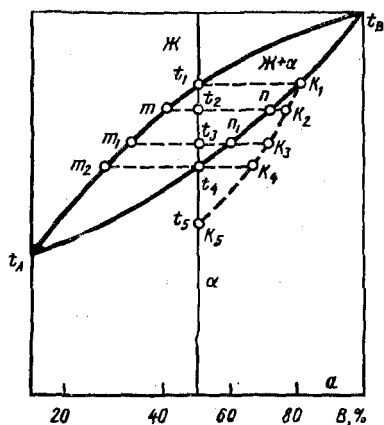


Рис. 36. Диаграмма состояния для случая неограниченной растворимости компонентов А и В в твердом состоянии

Однако каждой температуре соответствуют определенные количество и концентрация фаз.

Для определения состава фаз, находящихся в равновесии при любой температуре, лежащей между линией ликвидус и солидус, например при t_2 или t_3 , нужно через данный температурный уровень t_2 или t_3 провести линию, параллельную оси концентрации до пересечения с линиями ликвидус и солидус. Тогда проекция точки пересечения этой линии с ликвидусом (m , m_1) на ось концентрации укажет состав жидкой фазы, а точки пересечения с линией солидус (n , n_1) — состав твердой фазы (α -раствора).

Линии mn и m_1n_1 и другие, соединяющие состав фаз, находящихся в равновесии, называют *конодами*. Если точка, которая показывает состав сплава при данной температуре, попадает в область однофазного состояния, например на рис. 36 выше линии ликвидус или ниже линии солидус, то количество данной фазы (по массе) составляет 100%, а ее состав соответствует исходному составу сплава.

В процессе кристаллизации изменяется не только состав фаз, но и количественное соотношение между ними. Для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, пользуются правилом отрезков (рычага). Согласно этому правилу, например, для определения весового или объемного количества твердой фазы необходимо вычислить отношение длины отрезка, примыкающего к составу жидкой фазы, к длине всей коноды; для определения количества жидкой фазы — отношение длины отрезка, примыкающего к составу твердой фазы, к длине коноды. Следовательно, количество твердой фазы α (в процентах) при температуре t_2 определится отношением отрезка t_2m к длине коноды mn : $\alpha = \frac{t_2m}{mn} 100\%$, а масса или объем жидкой фазы $Ж = \frac{t_2n}{mn} 100\%$.

Окончание затвердевания сплава соответствует температуре t_4 . Выделяющиеся кристаллы твердого раствора имеют переменный состав, зависящий от температуры. Однако при медленном охлаждении процессы диффузии в жидкой и твердой фазах (объемная диффузия), а также процессы взаимной диффузии между ними (межфазная диффузия) успевают за процессом кристаллизации, поэтому состав кристаллов выравнивается. В этих условиях сплав после затвердевания будет состоять из однородных кристаллических зерен твердого раствора (см. рис. 31, а), а их состав будет соответствовать исходному составу сплава.

Неравновесная кристаллизация. Процесс диффузии протекает медленно, поэтому в реальных условиях охлаждения состав в пределах каждого кри-

сталла и разных кристаллов не успевает выравняться, и будет неодинаковым.

Неоднородные по составу кристаллы твердого раствора можно характеризовать средней концентрацией, которая на рис. 36 лежит справа от линии солидуса¹.

Рассмотрим снова сплав, содержащий 50% компонента В, начинающий затвердевать при температуре t_1 , при которой образуются кристаллы α ; состав их соответствует точке K_1 .

При температуре t_2 состав жидкой фазы будет соответствовать точке m , а α -фазы — точке n . Но отдельные части кристаллов α -фазы, которые образовались при температурах, превышающих температуру t_2 , не изменили своего начального состава, и средний состав кристаллов будет соответствовать точке K_2 . При понижении температуры средний состав кристаллов α -твердого раствора все более отклоняется от равновесного. При температуре t_3 он будет соответствовать не n , а K_3 . Если через точки $K_1 - K_5$ провести кривую, она будет характеризовать средний состав кристаллов α при данной скорости охлаждения. При температуре t_4 в условиях равновесия фаз выбранный сплав должен затвердеть. В неравновесных условиях этого не произойдет, так как в сплаве останется жидкая фаза, количество которой определяется из соотношения $\frac{t_4 K_4}{m_2 K_4} 100\%$.

Сплав окончательно затвердевает тогда, когда средний состав α -фазы будет соответствовать составу взятого сплава. Это произойдет при температуре t_5 (точка K_5), при которой периферийные зоны кристаллов будут иметь состав, отвечающий 50% компонента В (см. рис. 36). Следовательно, в неравновесных условиях сплав затвердевает ниже равновесной температуры затвердевания. Линию $K_1 - K_5$ называют линией *неравновесного солидуса*. Каждый сплав при заданной скорости охлаждения характеризуется своим неравновесным солидусом.

Дендритная (внутрикристаллитная) ликвация. В результате неравновесной кристаллизации химический состав образующихся кристаллов α -твердого раствора по сечению оказывается переменным.

В процессе кристаллизации обычно образуются кристаллы твердого раствора дендритного типа, поэтому оси первого порядка, возникающие в начальный момент кристаллизации, обогащены более тугоплавким компонентом В. Периферийные слои кристалла и межосные пространства, кристаллизующиеся в последнюю очередь, будут обогащены компонентом А, понижающим температуру плавления сплава, и их состав близок к концентрации, соответствующей исходной концентрации сплава. Такую неоднородность состава сплава внутри отдельных кристаллов называют *внутрикристаллитной* или *дендритной ликвацией*. Чем больше разность температур между солидусом и ликвидусом, тем больше дифференциация по составу между жидкой и твердой фазами и тем сильнее проявляется этот вид ликвации. Быстрое охлаждение способствует развитию дендритной ликвации. Вследствие разной травимости участков твердого раствора,

¹ Для упрощения принято, что однородность, соответствующая равновесию, поддерживается только в жидкой фазе, но не в твердой, где скорость диффузии много меньше.



Рис. 37. Микроструктура сплава твердого раствора Cu-Ni ($\times 200$):
a — после литья; *b* — после деформации и гомогенизации

имеющих неодинаковый состав, неоднородность внутри каждого кристалла может быть легко выявлена при микроанализе (рис. 37, *a*).

Дендритная ликвация может быть ослаблена продолжительным нагревом затвердевшего сплава при температурах, обеспечивающих достаточную скорость диффузии (несколько ниже солидуса). После такого нагрева, называемого *диффузионным отжигом*, или *гомогенизацией*, дендритная структура литого сплава уже не выявляется и сплав состоит из однородных кристаллов твердого раствора (рис. 37, *b*).

4. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Ограниченная растворимость наиболее часто встречается в металлических сплавах. При образовании ограниченных твердых растворов различают два типа диаграмм состояния: с эвтектическим и с перитектическим превращением.

Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и эвтектику (рис. 38 и 39). Как видно из рис. 38, при t_1 свободная энергия жидкой фазы ниже, чем α и β -фаз, поэтому выше линии ликвидус acb устойчива лишь жидкая фаза.

Линия $adceb$ — линия солидус (рис. 38). При температурах ниже линии солидус сплавы обладают минимальной свободной энергией в кристаллическом состоянии (рис. 38 и 39): в интервале концентраций of устойчив раствор α (твердый раствор компонента B в A), в интервале концентраций fK — смесь двух фаз α - и β -растворов и в интервале концентраций $K100$ одна фаза — β -раствор (твердый раствор компонента A в B).

Между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся две фазы: α - или β -твердые растворы, и жидкая фаза J (рис. 38 и 39).

При температурах, соответствующих линии ac , из жидкого сплава выделяются кристаллы α -твердого раствора; а линии bc — кристаллы β (рис. 38, 39). Точка d характеризует предельную растворимость компонента B в компоненте A , а точка e — компонента A в компоненте B .

Рис. 38. Диаграмма состояния (а) и изменения свободной энергии (термодинамического потенциала) в зависимости от состава и температуры (б — д) для сплавов с эвтектическим превращением

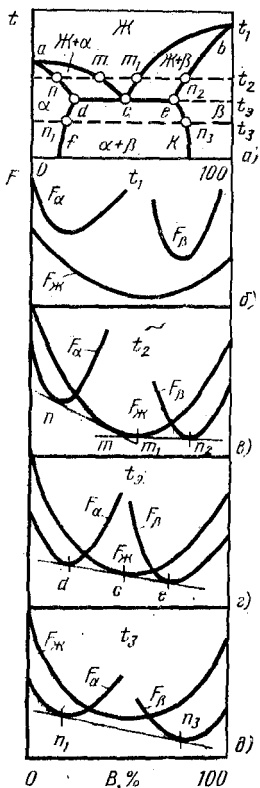
Сплав, соответствующий точке *c* (в нашем случае 50% *B*), затвердевает при постоянной температуре t_3 . При этой температуре кривые свободной энергии жидкого раствора *Ж* и α - и β -твердых растворов имеют общую касательную (рис. 38), и эти фазы могут находиться в равновесии. При температуре несколько ниже t_3 жидкий сплав оказывается насыщенным по отношению к обеим α - и β -фазам (рис. 38, б), поэтому при температуре t_3 одновременно с жидким раствором сосуществуют предельно насыщенные кристаллы α - и β -твердых растворов, образующих гетерогенную структуру.

Сплавы, в которых происходит одновременная кристаллизация α - и β -фаз при постоянной и самой низкой для данной системы сплавов температуре, называют *эвтектическими*.

Структуру, состоящую из определенного сочетания двух (или более) твердых фаз, одновременно кристаллизовавшихся из жидкого сплава, называют *эвтектикой*¹. Сплавы, располагающиеся влево от эвтектического состава (см. рис. 39, точка *e*) и имеющие концентрацию в пределах точек *d* и *c*, называются *доэвтектическими*, а сплавы, находящиеся справа в пределах концентрации точек *c* и *e* — *заэвтектическими*. Изотерма *dce* соответствует температуре сосуществования трех фаз жидкого сплава и кристаллов двух α - и β -твердых растворов (эвтектики) в до- и заэвтектических сплавах.

Эвтектическая кристаллизация. Теория кристаллизации эвтектик разработана А. А. Бочваром. Согласно этой теории сначала зарождаются и растут кристаллы одной из фаз, например α -твердого раствора, богатого компонентом *A*. При этом жидкость, окружающая этот кристалл α -раствора, естественно обогащается вторым компонентом *B*, и в результате этого происходит выделение кристаллов β -твердого раствора. Образованию кристаллов β -фазы способствует и то, что кристаллы α -фазы могут играть для них роль готовой подкладки. Жидкость, прилегающая к образовавшимся кристаллам β -фазы, в свою очередь обогащается компонентом *A*, и поэтому вновь выделяются кристаллы α -фазы, богатые компонентом *A*. В результате попеременного пересыщения жидкости по отношению к α - и β -фазам образуется эвтектическая колония.

Твердую фазу, образующуюся в жидкости первой, называют ведущей. Кристаллы ведущей фазы принимают различную форму — дендрита, пластины, округлую. Вторая фаза заполняет промежутки между кристаллами или ветвями дендрита ведущей фазы.



¹ Слово эвтектика в переводе с греческого означает легко плавящаяся или хорошо плавящаяся.

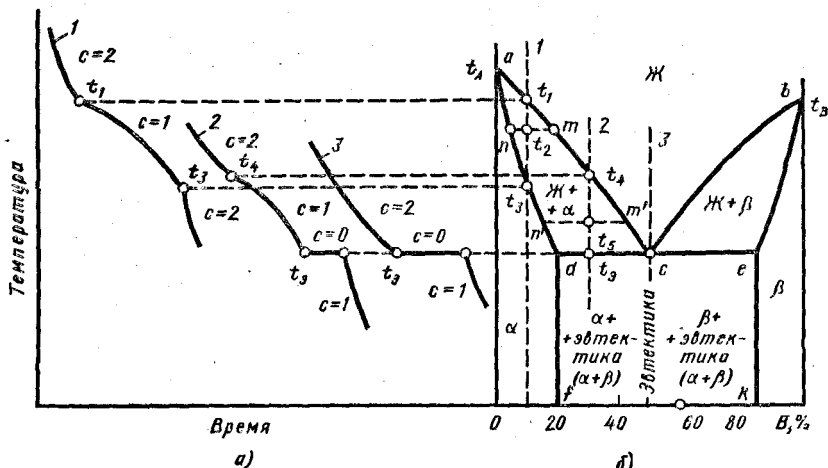


Рис. 39. Кривые охлаждения (а) и диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы (б)

Эвтектическая структура в условиях сравнительно высоких степеней переохлаждения состоит из мелких кристаллов обеих фаз α и β , так как при одновременной кристаллизации из жидкого сплава рост каждой из них затрудняется (см. рис. 31, д).

Процесс кристаллизации отдельных сплавов. Сплавы, расположенные левее точки d (см. рис. 39) и правее точки e , кристаллизуются так же, как и сплавы с неограниченной растворимостью (см. рис. 36).

Например, кристаллизация сплава 1 (см. рис. 39) начинается при температуре t_1 и заканчивается при температуре t_3 . Состав жидкой фазы при кристаллизации изменяется по линии ликвидус, а твердой фазы — по линии солидус. Кривая охлаждения сплава не отличается от кривой охлаждения для сплавов, приведенных на рис. 35. После затвердевания сплав состоит только из α -твердого раствора и при дальнейшем понижении температуры никаких фазовых превращений не претерпевает. Сплавы, лежащие правее точки e , по этим же условиям кристаллизации состоят только из кристаллов β .

Рассмотрим теперь кристаллизацию доэвтектического сплава 2 на рис. 39. При температуре несколько ниже t_4 в жидкости образуются кристаллы α -твердого раствора. На кривой охлаждения (рис. 39, а) при t_4 отмечается перегиб, связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. Процесс кристаллизации α -раствора (т. е. сосуществования двух фаз) будет происходить в интервале температур, так как система имеет одну степень свободы ($C = 2 + 1 - 2 = 1$). Состав кристаллов α -твердого раствора в условиях равновесия определяется точками пересечения коноды с линией солидус, а остающейся жидкости — точками пересечения коноды с линией ликвидус. Например, при температуре t_5 составу жидкой фазы соответствует точка m' , а твердой — точка m .

Количество жидкой и твердой фаз определяют по правилу отрезков. Например, при температуре t_5 количество жидкой фазы определяют из от-

пошения $\frac{n't_s}{m'n'}$ 100%, а количество кристаллов α -твердого раствора — из от-

ношения $\frac{t_s m'}{n' m'}$ 100%. При достижении эвтектической температуры t_3 кристаллы α достигают предельной концентрации (точка d) α_d , а жидкая фаза получает эвтектический состав (точка c) J_c . В этих условиях при температуре t_3 из жидкой фазы одновременно кристаллизуются предельно насыщенные растворы α и β с образованием эвтектики: $J_c \rightarrow \alpha_d + \beta_e$.

Процесс кристаллизации эвтектики протекает при постоянной температуре t_3 , так как согласно правилу фаз при одновременном существовании трех фаз постоянного состава (J_c , α_d и β_e) система инвариантна ($C = 2 + 1 - 3 = 0$). На кривой охлаждения (см. рис. 39, *a*) при кристаллизации эвтектики образуется площадка. Следовательно, после затвердевания сплав состоит из первичных кристаллов α и эвтектики $\alpha + \beta$. Любой доэвтектический сплав, соответствующий составу, находящемуся между точками d и c , имеет те же структурные составляющие.

На рис. 31, *г* показана микроструктура доэвтектического сплава Pb — Sb, кристаллизующегося так же, как сплав 2 (см. рис. 39).

Эвтектический сплав (точка c на рис. 39, *б*) начинает кристаллизоваться при достижении температуры несколько ниже t_3 . Кристаллизация эвтектического сплава протекает при постоянной температуре. На кривой охлаждения эвтектического сплава (см. рис. 39, *a*), как и при кристаллизации компонентов A и B , отмечается только горизонтальная площадка при температуре t_3 . При этой температуре равновесие инвариантное $\Phi = 3$, $K = 2$, $C = 2 + 1 - 3 = 0$. После затвердевания сплав состоит из эвтектики $\alpha + \beta$.

Кристаллизация заэвтектических сплавов протекает так же, как и доэвтектических сплавов. Однако вместо кристаллов α -твердого раствора из жидкой фазы будут выделяться кристаллы β -твердого раствора. Структура заэвтектических сплавов состоит из первичных кристаллов β -фазы и эвтектики $\alpha + \beta$ (см. рис. 31, *e*).

Количественное соотношение структурных составляющих в различных сплавах после затвердевания можно определить по правилу отрезков. Например, количество первичных кристаллов α в доэвтектическом сплаве 2 будет равно $\frac{t_3 c}{dc}$ 100%, а количество эвтектики $\frac{t_3 d}{dc}$ 100% (см. рис. 39).

Неравновесная кристаллизация. Рассмотренные процессы относятся к условиям, близким к равновесным (т. е. при очень медленном охлаждении).

Увеличение скорости охлаждения кроме развития внутрикристаллической ликвации в кристаллах α - и β -твердых растворов может вызвать значительные изменения в структуре и фазовом составе затвердевающих сплавов. Например, при неравновесной кристаллизации эвтектика может образовываться в сплавах, состав которых находится левее точки d , т. е. меньше предельной растворимости компонента B в A или правее точки e , т. е. меньше предельной растворимости компонента A в компоненте B .

Рассмотрим это на примере сплава 1 (рис. 40, *a*). При ускоренном охлаждении, когда выравнивающая диффузия в твердой фазе не успевает про-

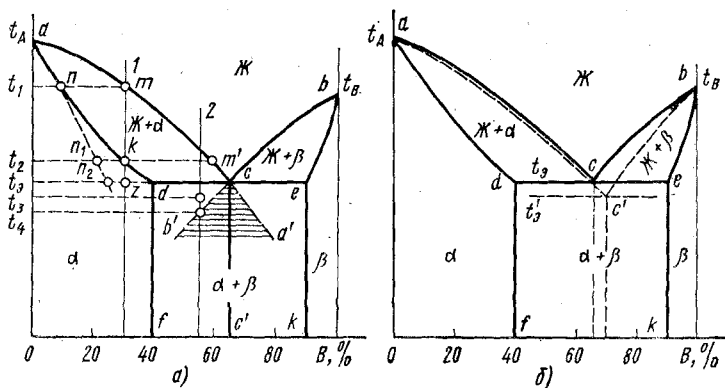


Рис. 40. Диаграммы состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и эвтектику (неравновесная кристаллизация)

изойти, средний состав кристаллизующейся α -фазы будет определяться неравновесным солидусом mn_2 . Кристаллизация сплава в условиях медленного охлаждения, близких к равновесию, должна закончиться при температуре t_2 (точка k).

При ускоренном охлаждении жидкая фаза сохраняется до эвтектической температуры (линия mn_1n_2 не пересекает ординату сплава 1 выше t_3). При эвтектической температуре количество оставшейся жидкости будет $\frac{n_2z}{n_2c} \cdot 100\%$. Эта часть жидкой фазы претерпевает эвтектическое превращение при температуре t_3 . Следовательно, при неравновесной кристаллизации сплав 1 будет после затвердевания состоять из первичных кристаллов α -твердого раствора и эвтектики $\alpha + \beta$, т. е. иметь структуру, отличную от получаемой в условиях равновесия, т. е. кристаллов α -твердого раствора. С увеличением скорости охлаждения точка предельной растворимости d как бы сдвигается влево, что имеет большое практическое значение.

Путем гомогенизации (длительного высокотемпературного нагрева) эти сплавы можно привести к равновесному состоянию. При нагреве до высоких температур (но ниже температуры плавления эвтектики) β -фаза растворяется в α -фазе или, наоборот, α -фаза в β -фазе (в зависимости от состава сплава), а как следствие этого эвтектика исчезает.

Повышенные скорости охлаждения могут изменить и структуру доэвтектических и заэвтектических сплавов, затвердевающих в условиях равновесия с образованием эвтектики $\alpha + \beta$ и кристаллов избыточной α - или β -фазы (см. рис. 40, а). При неравновесной кристаллизации эти сплавы могут иметь чисто эвтектическую структуру. Такую структуру принято называть квазиэвтектической, так как она имеет состав, отличный от состава эвтектики, представленного диаграммой фазового равновесия.

Образование кристаллов α -фазы из жидкости возможно только при достижении температуры несколько ниже соответствующей линии ac или ее продолжения, а β -фазы — при температуре ниже соответствующей линии bc или ее продолжения, поскольку только в этом случае исходная жидкая фаза оказывается пересыщенной по отношению к α - или β -фазам. В за-

пгтрихованной области $b'ca'$, образованной продолжением линии ликвидус ac и bc , жидкая фаза окажется пересыщенной как относительно α -, так и β -фаз, поэтому в этой области возможна одновременная кристаллизация α - и β -твердых растворов, образующих эвтектику (квазиэвтектику). Рассмотрим это на примере сплава 2 (см. рис. 40, а). Если температура переохлажденной жидкой фазы будет находиться между эвтектической линией и t_4 , например t_3 , то из жидкой фазы сначала выделяются кристаллы α -фазы, а затем закристаллизуется эвтектика. Чем больше степень переохлаждения жидкой фазы в интервале температур $t_3 - t_4$, тем меньше образуется избыточных кристаллов α и больше эвтектики (квазиэвтектики).

При переохлаждении жидкой фазы до температуры ниже t_4 она окажется пересыщенной компонентами A и B , из нее одновременно начнут кристаллизоваться α - и β -твердые растворы, составляющие эвтектику. Эвтектика (квазиэвтектика) будет обогащена компонентом A относительно равновесного состава. Чем больше степень переохлаждения, тем мельче будут кристаллы α - и β -фаз, образующих эвтектику.

Для некоторых сплавов при определенной скорости охлаждения «переохлажденность» жидкой фазы по отношению к β -фазе больше, чем к α -фазе. Это приводит к смещению эвтектической точки c (см. рис. 40, б) вправо, и сплав эвтектического состава должен затвердевать как доэвтектический.

Ликвация по плотности. При кристаллизации сплавов по диаграмме состояния типа приведенной на рис. 39 нередко можно наблюдать явление, называемое *ликвацией по плотности*. Например, в сплавах $Pb - Sb$ выделяющиеся в процессе кристаллизации кристаллы α (твердого раствора Pb в Sb) или β (твердого раствора Sb в Pb) значительно отличаются по плотности от остающейся жидкой части сплава и вследствие этого либо всплывают кристаллы β или оседают на дно кристаллы α . В результате слиток получается неоднородным по составу и свойствам. В связи с этим в медленно охлажденном доэвтектическом сплаве указанной системы в результате ликвации верхняя часть слитка обогащается сурьмой и состоит только из эвтектики, а нижняя содержит много избыточных кристаллов α и небольшое количество эвтектики (рис. 41).

Чтобы предупредить ликвацию по плотности, сплав быстро охлаждают, энергично перемешивают, а иногда добавляют третий компонент, кристаллизующийся первым в виде разветвленных дендритов, препятствующих расслоению сплава. Этот последний способ используют при получении вкладышей из баббитов.

Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и перитектику (рис. 42). Линия acb на диаграмме соответствует линии ликвидус, а линия $adeb$ — линии солидус. Точка d характеризует максимальную растворимость компонента B в компоненте A , а точка e — предельную растворимость компонента A в компоненте B . Линию cde называют линией *перитектического* превращения. При перитектической температуре, как и при эвтектической, существуют три фазы постоянного состава: жидкая J_c и два твердых раствора: α_d и β_e что соответствует невариантному равновесию и возможно только при постоянной температуре t_p .

Перитектическое превращение существенно отличается от эвтектического. Если при эвтектическом превращении из жидкой фазы одновременно

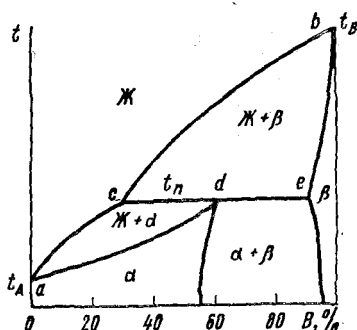
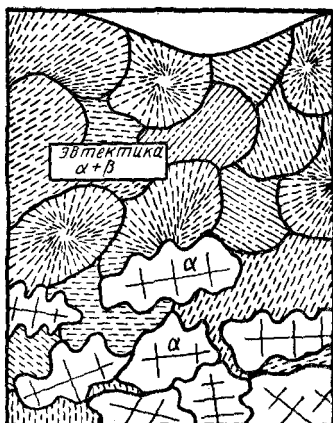


Рис. 41. Неоднородность отливки (схема), обусловленная ликвацией по плотности

Рис. 42. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и претерпевающих перитектическое превращение

кристаллизуются две твердые фазы, то при перитектическом превращении кристаллизуется только одна фаза, образующаяся в результате взаимодействия ранее выделившейся твердой фазы с жидкой фазой сплава определенного состава.

Рассмотрим механизм перитектического превращения. В сплавах, имеющих концентрацию между точками c и d по достижении температуры t_n (линия cd), в равновесии находятся жидкая фаза состава точки c (J_c) и кристаллы β состава точки e (β_e). При этой температуре протекает перитектическая реакция $J_c + \beta_e \rightarrow \alpha_d + J_e$, в результате которой образуются кристаллы твердого раствора α .

В этих сплавах после перитектического превращения в избытке оказывается жидкая фаза. Таким образом, процесс кристаллизации сплавов при температуре t_n не заканчивается, и при дальнейшем понижении температуры из жидкого сплава кристаллизуется α -твердый раствор. После затвердевания сплавы будут состоять только из α -твердого раствора (рис. 42). В сплавах, расположенных между точками d и e , образование кристаллов α происходит при температуре t_n (линия de) также в результате перитектического превращения $J_e + \beta_e \rightarrow \alpha_d + \beta_e$. Для этих сплавов соотношение реагирующих фаз характеризуется избыточным количеством β -фазы, поэтому в результате перитектического превращения часть β -фазы остается неизрасходованной и сплавы после затвердевания будут иметь структуру, состоящую из $\alpha + \beta$ -фаз.

Размеры и форма кристаллов α и β и их взаимное расположение зависят от условий кристаллизации. Наиболее часто перитектическая структура состоит из развитых чередующихся кристаллов α и β (см. рис. 31, в).

В сплавах левее точки c происходит кристаллизация с образованием только α -фазы, а правее точки e кристаллизация с образованием только β -фазы. Для этой системы структурный и фазовый состав совпадают.

Перитектическое превращение наблюдается во многих промышленных сплавах, например в сплавах железа с углеродом (до 0,5%), меди с цинком, меди с оловом и т. д.

5. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ХИМИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ

Диаграмму состояния сплавов, в которых присутствует устойчивое химическое соединение A_nB_m , можно разделить на две части (рис. 43). Одна часть диаграммы характеризует сплавы, образуемые одним из компонентов с химическим соединением (область $A - A_nB_m$), которое играет роль самостоятельного компонента, а другая часть — сплавы, образуемые вторым компонентом с этим же химическим соединением (область $B - A_nB_m$). Каждая часть диаграммы представляет сплавы с ограниченной растворимостью в твердом состоянии и образованием эвтектики.

Сплавы, расположенные в области γ -раствора левее ординаты химического соединения A_nB_m , представляют собой твердые растворы компонента A в соединении A_nB_m ; сплавы, расположенные правее ординаты соединения, — соответственно растворы компонента B в соединении A_nB_m . Твердому раствору на базе компонента A соответствует α -фаза, а на базе компонента B — β -фаза.

Процесс кристаллизации $A - A_nB_m$ начинается при температурах, соответствующих линии ликвидус abc . При достижении температур, соответствующих линии ab , начинает кристаллизоваться твердый раствор α , а соответствующих линии bc — раствор γ . Конец кристаллизации соответствует линиям ak , kbf и fc , образующим линию солидус. Линия ak характеризует температуры конца кристаллизации α -раствора, а линия fc — γ -раствора. При температуре, отвечающей горизонтальной линии kbf , образуется эвтектика $\alpha + \gamma$ (эвтектика I).

Кристаллизация сплавов $B - A_nB_m$ начинается при температурах, соответствующих линии ликвидус cde . При температурах, образующих линию cd , из жидкого сплава начинают выпадать кристаллы твердого раствора γ , а линию de — кристаллы твердого раствора β . Линия cn — конец кристаллизации γ -раствора, а линия me — β -раствора. Линия ndm соответствует температуре образования эвтектики $\gamma + \beta$ (эвтектика II).

В сплавах $A - A_nB_m$ ниже линий солидус (см. рис. 43) ak и fc существуют однофазные структуры α - или γ -растворы, а ниже эвтектической горизонтали kbf — избыточные кристаллы α или γ и эвтектика $\alpha + \gamma$ (эвтектика I). Соответственно в сплавах $B - A_nB_m$ при температурах ниже линии cn будет только γ -раствор, ниже линии em — β -раствор и ниже эвтектической линии ndm — эвтектика $\gamma + \beta$ (эвтектика II) и избыточные кристаллы γ или β .

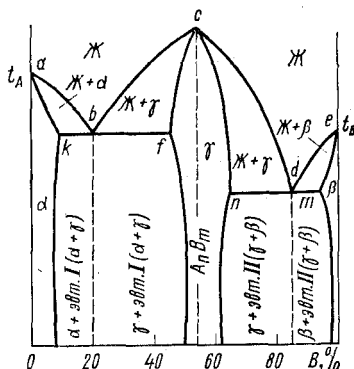


Рис. 43. Диаграмма состояния сплавов с образованием устойчивого химического соединения A_nB_m

6. ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Во многих сплавах после их затвердевания, т. е. в твердом состоянии, происходят фазовые превращения. Они вызываются полиморфными превращениями компонентов и распадом твердого раствора в связи с изменением взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии.

Превращения в твердом состоянии протекают в результате образования зародышей новой фазы и последующего их роста. Кристаллизационные процессы образования фаз в твердом состоянии подчиняются тем же закономерностям, что и процессы кристаллизации из жидкости. Остаются лишь на особенностях превращения в твердом растворе.

Превращения при распаде твердого раствора или полиморфном превращении протекают с образованием фаз, имеющих состав, отличный от исходной матричной фазы, поэтому для гомогенного возникновения зародыша новой фазы критического размера необходимо наличие флуктуации свободной энергии и концентрации. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше критический размер зародыша и требуемые для его образования флуктуации свободной энергии и концентрации. Чаще зародыши образуются в дефектных местах кристаллической решетки, на границах зерен, в местах скопления дислокаций, на включениях примесей и т. д. (гетерогенное зарождение). Это объясняется уменьшением работы образования зародышей (по сравнению с гомогенным зарождением), ускорением диффузионных процессов и тем самым облегчением получения концентрационных флуктуаций, необходимых для зарождения новой фазы. Поэтому чем мельче зерно исходной фазы, тем больше возникает зародышей новой фазы и тем быстрее протекает фазовое превращение. Рост зародышей новой фазы происходит неупорядоченным переходом атомов через границу раздела из исходной фазы во вновь образуемую.

Диффузионная подвижность атомов в твердом состоянии значительно меньше, чем в жидкой фазе, поэтому образование и рост зародышевой новой фазы в твердом состоянии затруднены сложностью получения требуемых флуктуаций состава и замедленным подводом атомов одного из компонентов исходной (матричной) фазы к границам растущего кристалла.

Превращение в твердом состоянии характеризуется также тем, что при образовании зародыша новой фазы во многих случаях соблюдается принцип структурного и размерного соответствия.

Зародыш новой фазы сопряжен с исходной фазой по определенным кристаллографическим плоскостям, наиболее сходным по расположению атомов и по расстоянию между ними.

Пока на границе новой и исходной фаз существует сопряженность или когерентность решеток по определенным кристаллографическим плоскостям (рис. 44, а), рост новой фазы происходит с большой скоростью, так как атомы перемещаются упорядоченно на незначительные расстояния. Однако образование зародыша новой фазы влечет за собой возникновение упругой энергии (т. е. энергии упругой деформации) за счет разности удельного объема исходной и новой фаз. Величина этой энергии в некоторый момент превышает предел упругости среды, что вызывает сдвиговую деформацию, нарушение когерентности и образование межфазовой

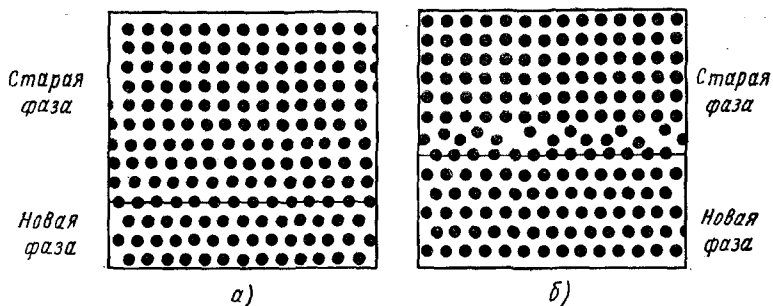


Рис. 44. Схематическое изображение соотношений между решеткой исходной и новой фаз: а — непрерывный переход одной решетки в другую при росте кристалла новой фазы (когерентная связь); б — неупорядоченность на границе, приводящая к нарушению когерентной связи

границы (рис. 44, б). Вследствие этого когерентный рост становится невозможным.

Когерентный рост может быть нарушен и при достижении растущим кристаллом границы зерна или других дефектов кристалла.

При высоких температурах когерентность быстро нарушается, поскольку предел упругости оказывается сильно сниженным, однако рост кристаллов новой фазы продолжается достаточно быстро, но уже в результате диффузионного перемещения атомов от матричной фазы к новой через границу раздела фаз. Такой механизм превращения называется *диффузионным*, или *нормальным*.

Если при этом между исходной и новой фазами существует структурное соответствие, то новая фаза располагается вдоль определенных кристаллографических плоскостей исходной фазы в виде пластин или игл. Такую структуру называют *видманштеттовой*¹. Кристаллы новой фазы ускоренно растут в тех плоскостях и направлениях решетки исходной фазы, в которых легко обеспечивается ориентационная связь между этими двумя фазами. При высоких температурах, когда превращение протекает по нормальному (диффузионному) механизму, взаимная ориентация фаз возможна только при их кристаллографическом соответствии.

Если новая стабильная фаза по составу и структуре кристаллической решетки сильно отличается от исходной, нередко возникает метастабильная фаза, которая по составу или структуре является промежуточной.

При определенных условиях метастабильная фаза переходит в стабильную, что сопровождается снижением свободной энергии. Этот переход обычно ведет к нарушению когерентной связи решеток и образованию обычной межфазной границы (см. рис. 44, б).

При больших скоростях охлаждения можно подавить нормальные диффузионные превращения, например полиморфное, распад твердого раствора и др. В этом случае сплав после охлаждения будет состоять из метастабильной при низкой температуре фазы, устойчивой при высокой температуре.

В случае полиморфного превращения при переохлаждении высокотемпературной фазы до низких температур чаще происходит бездиффузионное

¹ По имени австрийского исследователя А. Видманштеттена, который в 1908 г. обнаружил такую структуру в железоникелевом метеорите.

превращение высокотемпературной модификации в низкотемпературную. Бездиффузионное превращение осуществляется сдвиговым путем. В основе сдвигового механизма превращения лежит кооперативное и закономерное перемещение атомов, при которых они сохраняют своих соседей и смещаются по отношению один к другому на расстояния, меньше межатомных. Изменение состава фаз при этом не происходит. Такое превращение называют *мартенситным*, а образующуюся фазу *мартенситом*¹. При протекании превращения образующийся кристалл мартенсита когерентно связан с исходной фазой, и его рост идет с большой скоростью (10^3 м/с) даже при температурах, близких к абсолютному нулю, поэтому такое превращение называют *атермическим*.

При нарушении когерентности решеток дальнейший упорядоченный переход атомов из одной модификации в другую становится невозможным, и рост кристалла мартенсита прекращается. Диффузионный переход атомов из одной фазы в другую при таких низких температурах практически исключается.

7. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ С ЧАСТИЧНЫМ РАСПАДОМ ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ПОНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ

Диаграмма состояния сплавов с частичным распадом твердого раствора при понижении температуры приведена на рис. 45. Линии *ac* и *bc*, как и в рассмотренной выше диаграмме с ограниченной растворимостью, являются линиями ликвидус. При температурах, соответствующих линии *ac*, из жидкого сплава начинают выделяться кристаллы α (твердого раствора компонента *B* в компоненте *A*), а по линии *bc* — кристаллы β -фазы (твердого раствора компонента *A* в компоненте *B*).

Точка *d* показывает предельную растворимость компонента *B* в компоненте *A* при эвтектической температуре, а точка *f* — при комнатной температуре. Таким образом, линия *df* характеризует изменение растворимости компонента *B* в компоненте *A* с изменением температуры; ее называют *линией предельной растворимости*.

Соответственно точки *e* и *k* показывают растворимость компонента *A* в компоненте *B* при эвтектической и комнатной температуре. При температуре, соответствующей линии *dce*, происходит кристаллизация эвтектики: $J_c \rightarrow \alpha_d + \beta_e$.

Сплавы, расположенные левее точки *f*, состоят из α -твердого раствора, а сплавы, лежащие правее точки *e*, — из β -твердого раствора, т. е. эти сплавы однофазные.

После затвердевания доэвтектические сплавы состоят из первичных предельно насыщенных кристаллов α и эвтектики $\alpha + \beta$, а заэвтектические сплавы — из первичных предельно насыщенных кристаллов твердого раствора β и эвтектики $\alpha + \beta$.

Область диаграммы состояния, расположенная между кривыми растворимости *df* и *ek*, соответствует двухфазному состоянию ($\alpha + \beta$ -твердые растворы). В доэвтектических и заэвтектических сплавах присутствующие фазы с понижением температуры меняют свой состав. Это влечет за собой

¹ Обычно мартенситом называют структуру закаленной стали.

Рис. 45. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, уменьшающейся при понижении температуры

распад кристаллов α - и β -твердых растворов. При понижении температуры из α -фазы выделяется β -фаза¹, а из β -фазы — α -фаза. Состав α -фазы изменяется по линии df , а β -фазы по линии ek . После окончательного охлаждения доэвтектические сплавы будут иметь структуру $\alpha_f + \text{эвтектика} (\alpha_f + \beta_k) + \beta_{IIk}$, а заэвтектические сплавы — структуру $\beta_k + \text{эвтектика} (\alpha_f + \beta_k) + \alpha_{IIf}$.

Если концентрация выбранного сплава находится между точками d и f , то в таком сплаве при температурах ниже линии df из α -твердого раствора выделяется β_{II} -фаза. При распаде β -фазы в процессе охлаждения, т. е. ниже линии ek , выделяется α_{II} -фаза. Рассмотрим более подробно процесс распада пересыщенного твердого раствора.

Структурные превращения, обусловленные ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Разберем на примере сплава 1 (рис. 45) превращения, связанные с распадом твердого раствора вследствие уменьшения растворимости компонента B в компоненте A с понижением температуры.

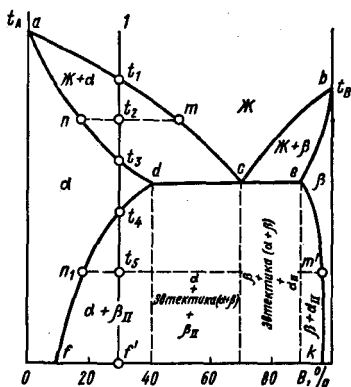
В сплаве 1 кристаллизации начинается при температуре t_1 и заканчивается при t_3 . Состав жидкой фазы в процессе кристаллизации изменяется по линии ликвидус, а твердой фазы — по линии солидус. Например, при температуре t_2 состав жидкой фазы соответствует точке m , а α -фазы — точке n .

По окончании затвердевания сплав состоит только из кристаллов α -твердого раствора. При дальнейшем охлаждении по достижении температуры t_4 твердый раствор α оказывается насыщенным компонентом B ; при более низких температурах растворимость второго компонента уменьшается, поэтому из α -раствора начинает выделяться избыточный компонент в виде кристаллов β_{II} .

При температурах ниже t_4 сплав состоит из двух фаз: кристаллов α -твердого раствора и вторичных кристаллов β_{II} -твердого раствора. Состав кристаллов α -твердого раствора с понижением температуры изменяется по линии df , а кристаллов β -твердого раствора — по линии ek ; например, при температуре t_5 состав α -фазы определяется точкой n_1 , а состав β -фазы точкой m_1 .

Количественное соотношение между кристаллами α -твердого раствора и выделившимися вторичными кристаллами β -твердого раствора может быть установлено по правилу отрезков:

¹ Так как компонент B может растворять компонент A , то из α -твердого раствора выделяются не кристаллы компонента B , а кристаллы β -твердого раствора, а из β -твердого раствора кристаллы α -твердого раствора. Кристаллы, выделившиеся из твердого раствора, называют вторичными и обозначают в данном случае символами α_{II} (β_{II}) в отличие от первичных α (β) кристаллов, выделяющихся из жидкой фазы. Выделение вторичных кристаллов из эвтектических составляющих структурно не обнаруживается, так как они объединяются с соответствующими фазами эвтектики.



$$\alpha = \frac{t_3 m_1}{n_1 m_1} 100\%; \quad \beta = \frac{t_3 n_1}{n_1 m_1} 100\%.$$

После окончательного охлаждения сплав будет состоять из кристаллов α -твердого раствора состава, отвечающего точке f и некоторого количества избыточных (вторичных) кристаллов β -твердого раствора состава точки k (см. рис. 31, б).

Зародыши кристаллов β образуются в первую очередь на границах исходных кристаллов α -твердого раствора. Кристаллы β_{II} при выделении в условиях медленного охлаждения и интенсивного развития диффузионных процессов оказываются сравнительно крупными и равноосными¹. Состав α - и β -фаз различный, поэтому для образования β -фазы необходимо диффузионное перераспределение компонентов. При высоких скоростях охлаждения диффузионные процессы, необходимые для образования β -фазы не успевают пройти, и β -фаза не выделяется из α -фазы.

Это означает, что твердый раствор будет переохлажден без его распада до низких температур. Такой α -твердый раствор будет пересыщен компонентом B , и состав его будет соответствовать не точке f , а точке f' .

Быстрое охлаждение, задерживающее выделение избыточного компонента и фиксирующее после охлаждения состояние (или концентрацию), которое сплав имел при высокой температуре, называют закалкой. Закаленный и пересыщенный твердый раствор неустойчив и при нагреве, а в некоторых случаях и при комнатной температуре начинает распадаться. Скорость распада пересыщенного твердого раствора увеличивается при повышении температуры нагрева.

На начальных стадиях распада в пересыщенном α -твердом растворе образуются объемы, обогащенные компонентом B , получившие название зоны Гинье — Престона (ГП).

Зона (ГП-1) представляет собой, например, в сплавах Al — Cu диски диаметром 40–60 Å и толщиной в несколько атомных слоев при сохранении кристаллической решетки исходного α -твердого раствора.

При дальнейшем развитии процесса распада зоны ГП-1 растут, и размещение атомов в них становится упорядоченным (ГП-2), близким к кристаллической решетке избыточной фазы. При повышении температуры (или увеличении длительности выдержки при данной температуре) на базе зон ГП (или самостоятельно после растворения зон) образуются зародыши β -фазы и происходит их рост.

Нередко при старении вместо стабильной β -фазы образуется метастабильная β' -фаза, которая по структуре или по составу является промежуточной между α - и β -фазами. Далее метастабильная β' -фаза переходит в стабильную β -фазу. Следовательно, распад пересыщенного α -раствора происходит по ступеням, при малых структурных (концентрационных) различиях между отдельными стадиями превращения, через метастабильные фазы.

Решетка метастабильной β' -фазы на первых этапах выделения когерент-

¹ При нагреве в сплавах с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии фазовые превращения протекают в обратном направлении.

но связана с матрицей. При повышенных температурах когерентность нарушается, и β' -фаза «отрывается» от α -раствора.

Зоны ГП или дисперсные частицы избыточной β' - и β -фаз повышают прочность и твердость сплава (см. стр. 110).

Распад пересыщенного твердого раствора, полученного путем закалки, связанный с упрочнением сплава, называют *дисперсионным твердением*, или *старением*.

Образовавшиеся при старении дисперсные частицы избыточных фаз имеют пластинчатое строение.

При нагреве сплава в области $\alpha + \beta$ -фаз (см. рис. 45) выделения β -фазы превращаются в сферические и растут. Это приводит к уменьшению межфазной поверхности и понижению свободной энергии. Образование сферических частиц, например, из пластинчатых выделений называют *сфероидизацией*, укрупнение выделений — *коагуляцией*.

Процессы коагуляции и сфероидизации происходят путем переноса вещества (диффузии) через твердый раствор. При коагуляции более мелкие частицы β -фазы растворяются, более крупные растут, причем матричный твердый раствор при этом обедняется избыточным компонентом.

Вблизи более мелких частиц концентрация второго компонента B в матричном α -твердом растворе выше, а в объемах, прилегающих к более крупным частицам фазы, ниже. Благодаря перепаду концентрации компонент B диффундирует в α -твердом растворе от границы раздела с дисперсной частицей к границе раздела с крупной частицей, компонент A — от крупной к мелкой. Такое диффузионное перераспределение компонентов приводит к тому, что у более крупных кристаллов β -фазы твердый раствор α оказывается пересыщенным, что вызывает их рост. Около более дисперсных частиц твердый раствор, наоборот, становится ненасыщенным, и они растворяются.

Коагуляция и сфероидизация частиц упрочняющей фазы сопровождается разупрочнением сплава и повышением его пластичности.

Термическую обработку, вызывающую полный распад твердого раствора, коагуляцию и сфероидизацию избыточной фазы, а как следствие этого, разупрочнение сплава, называют *отжигом*.

8. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, КОМПОНЕНТЫ КОТОРЫХ ИМЕЮТ ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Полиморфные превращения одного или обоих компонентов сплава изменяют его структуру и свойства. Такие превращения происходят во многих промышленных сплавах, например сплавах железа, титана и др.

Диаграмма состояния сплавов, образующих твердые растворы с неограниченной растворимостью, в которых один из компонентов A имеет две модификации A_α и A_β , представлена на рис. 46.

В случае, приведенном на рис. 46, а, все сплавы после затвердевания состоят из однофазного β -раствора, который является твердым раствором компонентов A_β (в состоянии, когда он имеет β -модификацию) и B . При понижении температуры A_β -модификация превращается в A_α -модификацию. В связи с этим в области, ограниченной линиями ac и ab , в равновесии находятся две фазы $\alpha + \beta$, где α -фаза является твердым

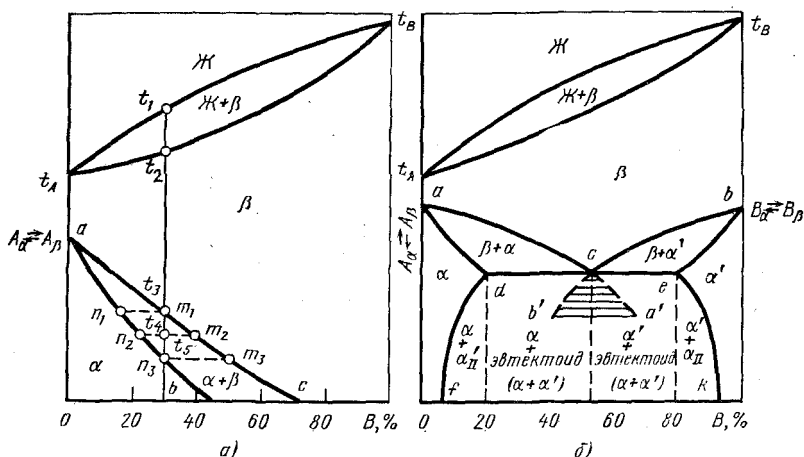


Рис. 46. Диаграммы состояния сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения: а — полиморфные превращения одного компонента; б — то же, двух компонентов и образование эвтектоида

раствором компонента B в α -модификации компонента A ; а β -фаза твердым раствором B в β -модификации компонента A . Ниже линии ab сплавы состоят только из α -фазы. Кристаллическая решетка α -раствора отлична от решетки β -раствора. На диаграмме (рис. 46, а) линия ac при охлаждении соответствует температуре начала, а линия ab — температуре окончания полиморфного $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

При температуре ниже ac β -твердый раствор в условиях равновесия становится неустойчивым, и в его кристаллах возникают зародыши α -твердого раствора. Развитие превращения $\beta \rightarrow \alpha$ возможно только при дальнейшем охлаждении сплава. Образующиеся кристаллы α -твердого раствора при понижении температуры изменяют свой состав по линии ab , а кристаллы β -твердого раствора — по линии ac .

При температурах, отвечающих линии ab , полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение заканчивается, и при более низкой температуре сплавы имеют однофазную структуру α -твердого раствора. В сплавах, находящихся между точками b и c , $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение при комнатной температуре не заканчивается, и после охлаждения эти сплавы сохраняют двухфазную структуру $\alpha + \beta$.

Сплавы, лежащие правее точки c , не претерпевают полиморфного превращения и при всех температурах имеют структуру β -твердого раствора.

Из диаграммы состояния видно, что полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении в условиях, близких к равновесию, протекает в интервале температур и сопровождается диффузионным перераспределением компонентов между обеими фазами.

Диаграмма состояния сплавов, у которых высокотемпературные модификации компонентов (β) обладают полной взаимной растворимостью, а низкотемпературные (α) — ограниченной, приведена на рис. 46, б. В результате первичной кристаллизации все сплавы этой системы образуют однородный β -твердый раствор.

С понижением температуры β -твердый раствор распадается вследствие ограниченной растворимости компонентов в α -модификации. Линии ac и cb соответствуют температурам начала распада β -твердого раствора. При температурах ниже линии ac в равновесии находятся кристаллы твердых растворов β и α , состав которых определяется линиями ac (β -фаза) и ad (α -фаза).

При температурах ниже линии bc в равновесии находятся β - и α' -фазы. Состав β -твердого раствора при понижении температуры изменяется по линии cb , а α -фазы по линии be . По достижении изотермы dce твердый раствор, состав которого отвечает точке c (β_c), при постоянной температуре распадается ($c = 0$): $\beta_c \rightarrow \alpha_d + \alpha'_e$ (эвтектоид).

Распад β -раствора на смесь двух фаз α и α' может быть описан аналогично эвтектическому превращению, но в этом случае исходной фазой будет твердый раствор (а не жидкость, как это встречается при эвтектическом превращении). Подобное превращение в отличие от эвтектического называют *эвтектоидным*, а смесь полученных кристаллов ($\alpha + \alpha'$) — *эвтектоидом*. Сплавы, расположенные левее точки c , называются доэвтектоидными; сплав, отвечающий точке c , — эвтектоидным, а сплавы, лежащие правее точки c , — заэвтектоидными.

Линия df указывает на изменение предельной растворимости компонента B в α -модификации компонента A в зависимости от температуры, а линия ek — компонента A в α -модификации компонента B .

Распад твердого раствора может происходить и в условиях больших степеней переохлаждения. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше будет количество избыточных фаз (α или α') и больше эвтектоида. В области, очерченной линиями $b'ca'$ (рис. 46, *a*), избыточные фазы выделяться не будут. В этой области образуется только квазиэвтектоид, который отличается от эвтектоида непостоянством своей концентрации. В доэвтектоидных сплавах квазиэвтектоид обеднен компонентом B относительно равновесного содержания (см. рис. 46, *б*, точка c), а в заэвтектоидных сплавах обогащен компонентом B .

Строение эвтектоида всегда тоньше, чем эвтектики. Чем больше степень переохлаждения β -твердого раствора, тем дисперснее фазы, образующие эвтектоид. Изменяя степень дисперсности фаз в эвтектоиде, можно в широких пределах менять механические и физические свойства сплавов.

При переохлаждении β -твердого раствора до низких температур протекает сдвиговое мартенситное превращение. В результате мартенситного превращения, особенно в сталях, сильно повышается твердость. В связи с этим нагрев стали до температур, соответствующих области стабильного β -твердого раствора, и последующее быстрое охлаждение для получения структуры мартенсит также называют *закалкой*.

9. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ, СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Между составом и структурой сплава, определяемой типом диаграммы состояния и свойствами сплава, как показал Н. С. Курнаков, существует определенная зависимость (рис. 47). При образовании непрерывного ряда твердых растворов свойства (твердость, электропроводность и др.) изменяются по криволинейной зависимости (рис. 47).

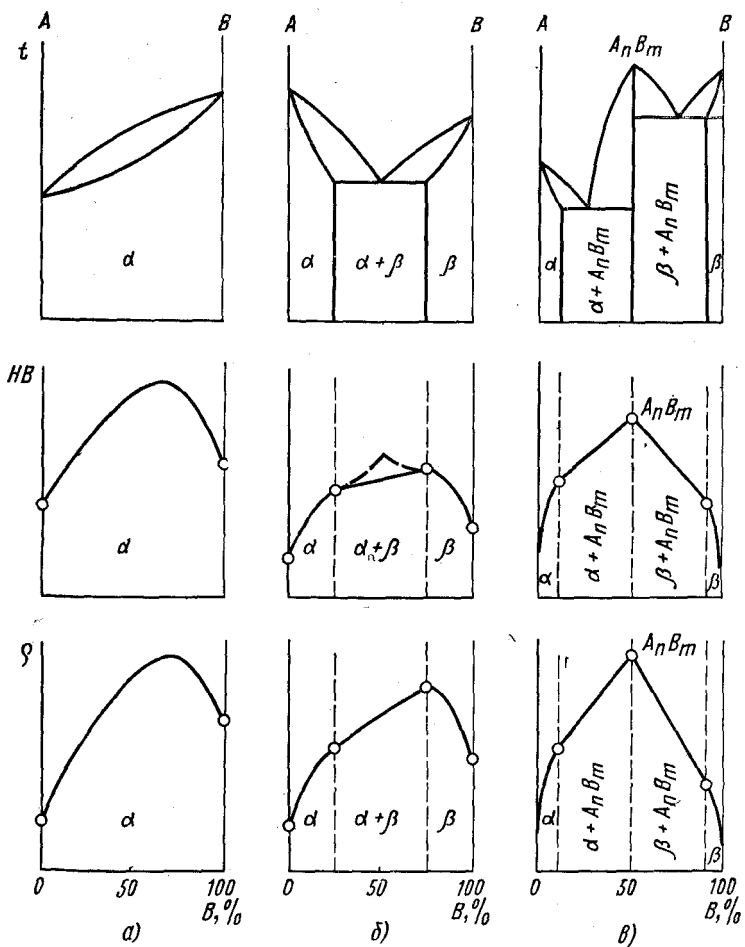


Рис. 47. Схема зависимости свойств сплавов от типа диаграммы состояния (ρ — удельное электросопротивление; HB — твердость)

Образование твердых растворов всегда сопровождается (рис. 47, а) значительным увеличением электрического сопротивления и уменьшением температурного коэффициента электросопротивления.

В сплавах с ограниченной растворимостью свойства при концентрациях, отвечающих однофазному твердому раствору, изменяются по криволинейной зависимости, а двухфазной области — по прямой (см. рис. 47, б). Крайние точки на прямой являются свойствами предельно насыщенных твердых растворов.

При образовании механической смеси, например $\alpha + \beta$ -фаз, некоторые свойства (твердость, прочность, электропроводность и др.) представляют собой средние из свойств фаз, образующих смесь.

При концентрации, соответствующей химическому соединению (рис. 47, в), отмечается характерный перелом на кривой свойств (сингулярная

точка). Это объясняется тем, что химические соединения обладают индивидуальными свойствами, обычно резко отличающимися от свойств образующих их компонентов.

А. А. Бочвар показал, что существует определенная связь между диаграммой состояния и литейными свойствами.

Сплавы — твердые растворы, имеют низкие литейные свойства (плохая жидкотекучесть, склонны к образованию рассеянной пористости и трещинам). Для получения высоких литейных свойств концентрация компонентов в литейных сплавах должна превышать их максимальную растворимость в твердом состоянии и приближаться к эвтектическому составу (см. рис. 47, б). Эвтектические сплавы обладают хорошей жидкотекучестью, и усадка в них проявляется в виде концентрированной раковины. Сплавы, находящиеся в области однородных твердых растворов, пластичны и поэтому хорошо прокатываются, куются, прессуются и т. д. Пластичность сильно снижается при появлении в структуре эвтектики, поэтому в деформируемых сплавах максимальная растворимость при эвтектической температуре является верхним пределом содержания компонентов (см. рис. 47, б).

10. ПОНЯТИЕ О ДИАГРАММАХ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ

Диаграмма состояния тройных сплавов имеет вид трехгранной призмы. Основанием призмы служит равносторонний треугольник, который указывает концентрацию компонентов. Этот треугольник называют *концентрационным*.

Компоненты, образующие сплав, указывают в вершинах треугольника, двойные сплавы — на сторонах треугольника, а тройные сплавы — точками внутри треугольника.

Для определения состава тройного сплава используют свойство равностороннего треугольника: если через любую точку внутри треугольника, например M (рис. 48, а), провести прямые, параллельные сторонам, то сумма отрезков a, b, c , отсеченных на сторонах, равна стороне треугольника ($a + b + c = AB = BC = CA$).

За 100% одного из компонентов принимают сторону треугольника. Для определения состава сплава, соответствующего, например, точке M , поль-

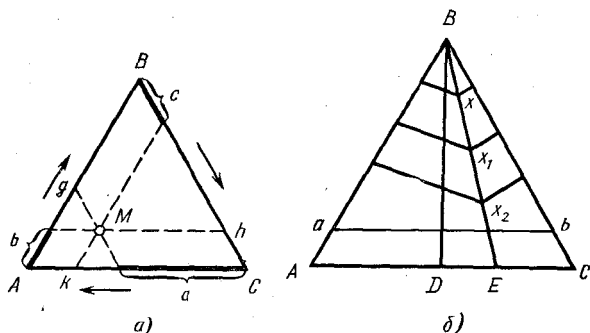


Рис. 48. Концентрационные треугольники тройной системы $A-B-C$

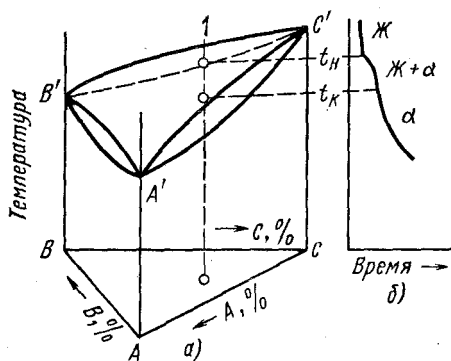


Рис. 49. Диаграмма состояния тройных сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях (а) и кривая охлаждения сплава 1 (б)

зуются отрезками Mh , Mk и Mg , равными соответственно отрезкам a , b и c . Концентрации отсчитывают по часовой стрелке. Тогда отрезок a соответствует содержанию компонента A , отрезок b — содержанию компонента B и отрезок c — содержанию компонента C .

Пользуясь свойствами равно- стороннего треугольника, нетрудно показать следующие закономерности:

1) все сплавы, состав которых характеризуется прямыми, соединяющими вершины треугольника с противолежащей стороной, имеют постоянное соотношение компонентов, указанных в других двух вершинах треугольника; например, для сплавов на прямой BE количественное отношение компонентов A и C остается постоянным (рис. 48, б);

2) все сплавы на прямых, являющихся высотами треугольника (рис. 48, б), имеют постоянное содержание двух компонентов, указанных в вершинах, лежащих по обе стороны от этой высоты; например, в сплавах, состав которых указан высотой BD , содержание компонента A равно содержанию компонента C ;

3) сплавы на прямой, параллельной одной из сторон треугольника, имеют одинаковое содержание компонента, против вершины которого находится эта прямая; в частности, сплавы на прямой ab (рис. 48, б) содержат одинаковое количество компонента B .

Температуры откладывают по высоте призмы. В связи с этим для указания фаз и структуры тройного сплава в зависимости от концентрации и температуры необходимо пространственное изображение соответствующей диаграммы.

Для получения диаграммы состояния тройных сплавов сначала строят (как и для двойных сплавов) кривые охлаждения в координатах температура — время. Эти сплавы отмечают точками в концентрационном треугольнике; из них восстанавливают перпендикуляры, на которых при соответствующих температурах откладывают критические точки. Через эти точки проводят поверхности (вместо линий на диаграммах двойных сплавов).

Общий вид тройных диаграмм состояния определяется характером двойных систем, образующих их боковые грани (рис. 49) и характеризующих взаимодействие компонентов в разной их комбинации.

Тройная диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях приведена на рис. 49. Начало кристаллизации тройных сплавов соответствует температурам, лежащим на поверхности ликвидуса. Окончание кристаллизации тройных α -твердых растворов соответствует температурам, образующим поверхность солидуса.

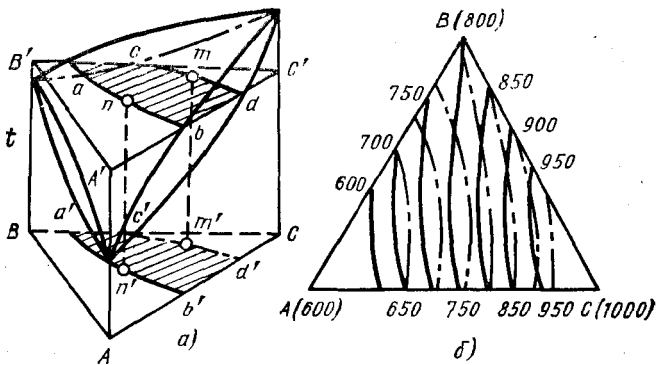


Рис. 50. Изотермические сечения тройной диаграммы с неограниченной растворимостью: *a* — проекция линий ликвидуса и солидуса изотермического сечения; *б* — проекции изотермических поверхностей ликвидуса и солидуса сечения на концентрационный треугольник (— — — начало кристаллизации, - - - - - конец кристаллизации)

Выше поверхности ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии. В интервале температур между поверхностью ликвидус и солидус будет двухфазное состояние $Ж + \alpha$. При температурах ниже поверхности солидус существует только тройной α -твердый раствор.

На рис. 49, б показана кривая охлаждения для сплава 1. В интервале температур $t_H - t_K$ число степеней свободы $C = 3 - 2 + 1 = 2$. Следовательно, в двухфазной области тройной системы (между поверхностями ликвидуса и солидуса) можно одновременно менять и температуру и состав одной из фаз (твердого α или жидкого $Ж$ раствора), не меняя числа фаз в системе.

Превращения в тройных сплавах удобнее наблюдать не по пространственной диаграмме, а по сечениям (разрезам) этих диаграмм.

Применяют следующие виды сечения пространственных диаграмм тройных сплавов:

1) горизонтальные, которые проводят в виде изотермических сечений, указывающих фазовый и структурный состав для всех сплавов при опреде-

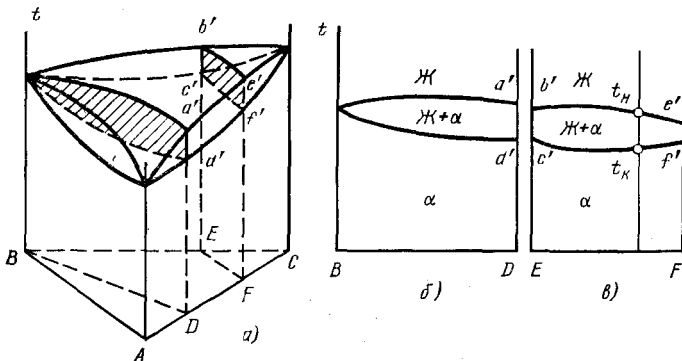


Рис. 51. Политермические сечения тройной диаграммы с неограниченной растворимостью: *a* — следы двух вертикальных разрезов на концентрационном треугольнике; *б*, *в* — вертикальные сечения

ленной температуре, или в виде проекции отдельных поверхностей и линий на горизонтальную плоскость (концентрационный треугольник);

2) вертикальные (полиметрические), широко используемые при изучении тройных сплавов.

Горизонтальный разрез тройной диаграммы сплавов — твердых растворов показан на рис. 50, *а*. Плоскость $A'B'C'$, параллельная плоскости концентрационного треугольника, пересекает поверхность ликвидуса по кривой ab , а поверхность солидуса по кривой cd . Полученные кривые называют соответственно изотермами ликвидуса и солидуса, их проектируют на концентрационный треугольник (линии $a'b'$ и $c'd'$) и около указывают соответствующие им температуры. Если нанести на концентрационный треугольник проекции линий ликвидуса и солидуса для нескольких температур, то можно получить сведения о температурах начала и конца кристаллизации для всех сплавов системы (рис. 50, *б*).

На рис. 51, *а* показаны следы сечения тройной диаграммы, двумя вертикальными плоскостями, а на рис. 51, *б* и *в* — соответствующие разрезы. Следует иметь в виду, что для сплавов, соответствующих плоскости разреза, составы фаз, находящихся в равновесии в двухфазной области, не могут быть определены с помощью этого разреза, так как они обычно лежат вне его. Нельзя определить и количественное соотношение фаз для двухфазной области.

Однако политермические разрезы дают возможность определить температуры начала и конца фазовых превращений в сплавах, соответствующих разрезу (например, точки t_n и t_k для сплава 1 на рис. 51, *в*, отвечающие температурам начала и конца кристаллизации).

Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла (или другого материала) под действием приложенных внешних механических сил. К механическим свойствам металла обычно относят прочность, под которой понимают сопротивление металла (сплава) деформации и разрушению и пластичность, т. е. способность металла к остаточной деформации (остающейся после удаления деформирующих сил) без разрушения.

В результате механических испытаний получают числовые значения механических свойств, т. е. значения напряжений или деформаций, при которых происходят изменения физического и механического состояний материала.

1. ВИДЫ НАПРЯЖЕНИЙ

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Деформация вызывается действием внешних сил, приложенных к телу, или различными физико-механическими процессами, возникающими в самом теле (например, изменением объема отдельных кристаллитов при фазовых превращениях или вследствие температурного градиента).

Возникающие при этом напряжения в случае одноосного растяжения имеют вид $\sigma = P/F$ (кгс/мм²)*.

Сила P , приложенная к некоторой площадке F , обычно не перпендикулярна к ней, а направлена под некоторым углом, поэтому в теле возникают нормальные и касательные напряжения (рис. 52, а). Нормальные напряжения подразделяют на растягивающие (положительные) и сжимающие (отрицательные).

Наличие в испытуемом образце (изделии) механических надрезов, трещин, внутренних дефектов металла (металлургического, технологического или эксплуатационного происхождения), сквозных отверстий, резких переходов от толстого к тонкому сечению и т. д. приводит к неравномерному распределению напряжений, создавая у основания надреза пиковую концентрацию нормальных напряжений (рис. 52, б). В связи с этим такие источники концентрации напряжений называют *концентраторами напряжений*. Пик напряжений (σ_x) тем больше, чем меньше радиус (острие) концентратора напряжения, поэтому все конструкционные концентраторы

* Понятие напряжение введено для оценки величины нагрузки, не зависящей от размеров деформируемого тела. В системе СИ напряжения выражаются в ньютонах или меганьютонах на м² ($1 \text{ кгс/мм}^2 = 9,8 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2 = 9,8 \text{ МН/м}^2 \approx 10 \text{ МН/м}^2$).

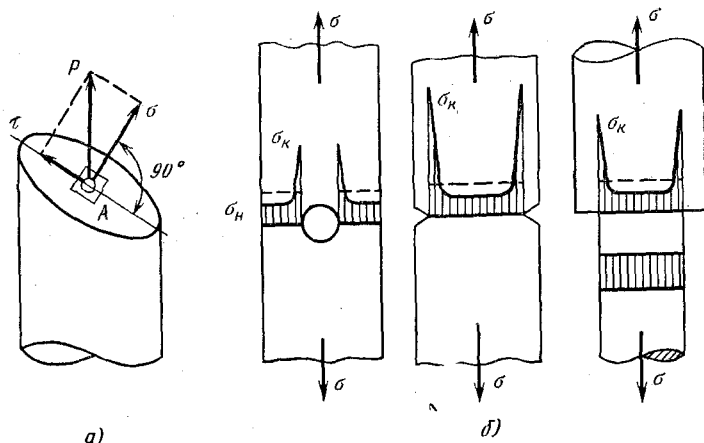


Рис. 52. Образование нормальных σ и касательных τ напряжений при приложении силы F к площади $F(a)$ и эпюры растягивающих напряжений при различных концентраторах напряжений:

σ_n — номинальное (среднее) напряжение (штриховая линия); σ_k — максимальное напряжение

напряжений нужно выполнять с должными закруглениями. Так как напряжения вызываются разными причинами, то различают временные напряжения, обусловленные действием внешней нагрузки и исчезающие после ее снятия, и внутренние напряжения, возникающие и уравнивающиеся в пределах тела без действия внешней нагрузки.

Внутренние напряжения наиболее часто возникают в процессе быстрого нагрева или охлаждения металла вследствие неоднородного расширения (сжатия) поверхностных и внутренних слоев. Эти напряжения называют *тепловыми*. Кроме того, напряжения возникают в процессе кристаллизации, при неоднородной деформации, при термической обработке вследствие неоднородного протекания структурных превращений по объему и т. д. Их называют *фазовыми* или *структурными*. Внутренние напряжения различают и по другому признаку (как предложил Н. Н. Давиденков).

Напряжения I рода, уравнивающиеся в объеме всего тела или отдельных его макрочастей (макронапряжения), возникают в результате технологических процессов, которым подвергают деталь в процессе ее изготовления. Напряжения II рода, уравнивающиеся в объеме зерна (кристаллита), или нескольких блоков (субзерен) возникают в процессе фазовых превращений и деформации металла, когда разные кристаллиты и блоки внутри них оказываются в различном упругонапряженном состоянии. Напряжения III рода, локализирующиеся в объемах кристаллической ячейки, представляют собой статические искажения решетки, т. е. смещения атомов на доли ангстрема из углов кристаллической решетки.

Все эти виды напряжений взаимосвязаны между собой: например, рост микронапряжений III рода может вызвать образование макронапряжений I рода.

Существуют различные методы измерения напряжений I рода. Эти методы основаны на удалении части напряженного тела, измерении возник-

ших при этом упругих деформаций и вычислений по этим деформациям величины и знака остаточных напряжений¹.

Напряжения II и III рода определяют рентгеновским методом.

2. УПРУГАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИИ

Упругая деформация. Упругой деформацией называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела полностью устраняется после прекращения действия внешних сил. Упругая деформация не вызывает заметных остаточных изменений в структуре и свойствах металла; под действием приложенной нагрузки происходит только незначительное относительное и полностью обратимое смещение атомов или поворот блоков кристалла. При растяжении монокристалла возрастают расстояния между атомами, а при сжатии — сближаются. При таком смещении атомов из положения равновесия нарушается баланс сил притяжения и электростатического отталкивания, поэтому после снятия нагрузки смещенные атомы вследствие действия сил притяжения или отталкивания возвращаются в исходное равновесное состояние, и кристаллы приобретают свою первоначальную форму и размеры.

Пластическая деформация. При возрастании касательных напряжений выше определенной величины (предел упругости) деформация становится необратимой. При снятии нагрузки устраняется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют *пластической*, остается.

Пластическая деформация в кристаллах может осуществляться скольжением и двойникованием. Скольжение (смещение) отдельных частей кристалла относительно друг друга происходит под действием касательных напряжений, когда эти напряжения в плоскости и в направлении скольжения достигают определенной критической величины (τ_k).

Схема упругой и пластической деформации металла с кубической структурой, подвергнутого действию касательных напряжений, показана на рис. 53.

Скольжение в кристаллической решетке протекает по плоскостям и на-

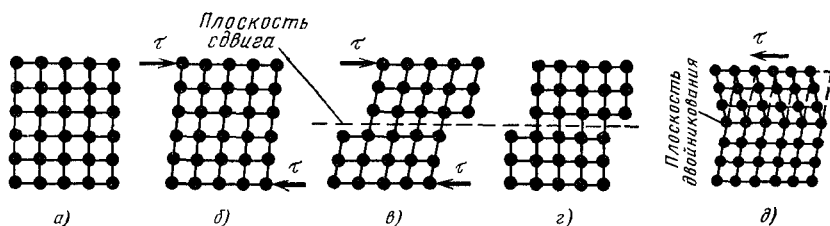


Рис. 53. Схема упругой и пластической деформации металла под действием напряжения сдвига: а — первоначальный кристалл; б — упругая деформация; в — увеличение упругой и пластической деформаций, вызванных скольжением, при нагружении, большем предела упругости; г — напряжение, обуславливающее появление сдвига (после сдвига сохранилась остаточная деформация); д — образование двойника

¹ Только напряжения I рода имеют знак. Напряжения III и большей частью II рода определенного знака не имеют.

правлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, где величина сопротивления сдвигу (τ_k) наименьшая.

Это объясняется тем, что расстояние между соседними атомными плоскостями наибольшее, т. е. связь между ними наименьшая. Плоскости скольжения и направления скольжения, лежащие в этих плоскостях, образуют *систему скольжения*. В металлах могут действовать одна или одновременно несколько систем скольжения.

В металлах, имеющих кубическую гранцентрированную решетку, к числу которых относят Fe_α , Cu, Al и др. (см. рис. 7), скольжение протекает по плоскостям октаэдра (111) и в направлении диагонали грани куба [110]. В кубической объемно-центрированной решетке (Fe_α , Mo, V и др.) процесс скольжения наиболее легко осуществляется по плоскостям (110) и в направлении пространственной диагонали куба [111] (см. рис. 7). В металлах, имеющих гексагональную плотноупакованную решетку (Zn, Be, Mg и др.), скольжение идет по плоскости базиса.

Чем больше в металле возможных плоскостей и направлений скольжения, тем выше его способность к пластической деформации. Металлы, имеющие кубическую кристаллическую решетку, обладают высокой пластичностью, так как скольжение в них происходит во многих направлениях. Металлы с гексагональной плотноупакованной структурой менее пластичны и поэтому труднее, чем металлы с кубической структурой, поддаются прокатке, штамповке и другим способам деформации.

Процесс скольжения не следует, однако, представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой. Такой жесткий, или синхронный, сдвиг (см. рис. 53) потребовал бы напряжений, в сотни или даже тысячи раз превышающие те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций (рис. 54, а). Чтобы дислокации из исходного положения 1 переместились в соседнее положение 14, не нужно сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние. Достаточно, чтобы произошли следующие перемещения атомов: атом 1 в положение атома 2,

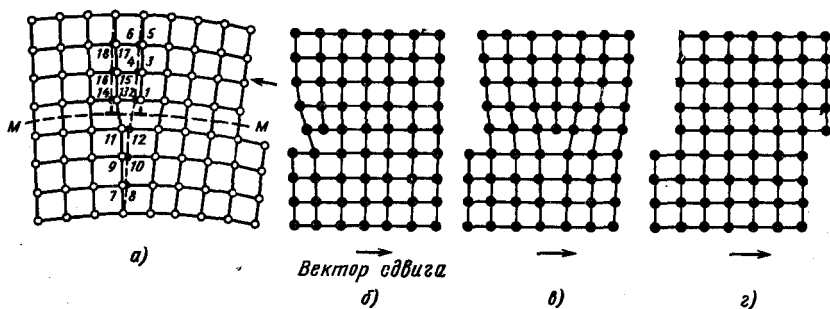


Рис. 54. Движение краевой дислокации, приводящее к образованию ступеньки единичного сдвига на поверхности кристалла:

а — схема движения дислокации; б — краевая дислокация в кристаллической структуре; в — дислокация перемещена на два межатомных расстояния в решетке под влиянием приложенного напряжения; г — выход дислокации на поверхность и появление сдвига

атом 3 — в 4, атом 5 — в 6, атом 7 — в 8, атом 9 — в 10, атом 11 — в 12, атом 13 — в 14, атом 15 — в 16 и атом 17 — в 18. Также смещаются атомы не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости¹

Перемещение дислокации в плоскости скольжения MM через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межплоскостное расстояние (рис. 54, б — г), при этом справа на поверхности кристалла

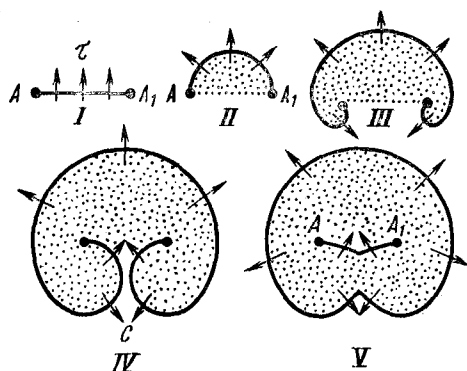


Рис. 55. Схема последовательных стадий источника Франка-Рида

образуется ступенька. Обычно в одном месте выходит на поверхность кристалла группа дислокаций ($\sim 10-100$). Следует иметь в виду, что перемещение дислокаций, образовавшихся в процессе кристаллизации, ограничено. Большие деформации возможны только вследствие того, что движение этих дислокаций вызывает появление или размножение большого количества новых дислокаций в процессе пластической деформации.

Механизм образования дислокаций в процессе деформации был открыт в 1950 г. одновременно двумя учеными — Франком и Ридом, но предсказал его еще в 1940 г. Я. М. Френкель.

Рассмотрим механизм образования дислокации в процессе пластической деформации. Пусть дислокация, расположенная в плоскости скольжения (плоскости рисунка), закреплена в точках A и A_1 (рис. 55, I). Такое закрепление может быть при пересечении данной дислокации другими дислокациями, чужеродными атомами и т. д.

Под действием возрастающего напряжения τ дислокация выгибается, пока не примет форму полусферы (рис. 55, II). Дальнейшее распространение дислокации происходит самопроизвольно путем образования двух спиралей (рис. 55, III и IV). В точке C спирали встречаются (рис. 55, IV), что приводит к образованию внешней замкнутой петли дислокации и нового участка дислокаций, занимающего исходную позицию A и A_1 (рис. 55, V). Внешняя замкнутая дислокационная петля разрастается до внешней поверхности кристалла (зерна, блока), что приводит к элементарному сдвигу. Новая дислокация $A-A_1$ (рис. 55, V) под действием напряжения τ начинает снова выгибаться, как описано выше. Если продолжает действовать напряжение τ , то из одного источника могут образоваться сотни дислокаций, и прекратятся они лишь в том случае, когда на пути развивающейся петли дислокаций встретится препятствие — новые системы дислокаций, частицы избыточных фаз, границы зерна и т. д.

На начальной стадии пластическая деформация скольжением осуществ-

¹ Перемещение дислокации возможно и путем переползания. Переползание — это диффузионное смещение дислокационной линии или ее части вследствие присоединения межузельных атомов или вакансий. При этом дислокации из одной плоскости переходят в другую.

вляется движением дислокаций, в одной системе — стадия легкого скольжения. Дислокации на этой стадии перемещаются сравнительно беспрепятственно на большие расстояния, обеспечивая прогрессирующую деформацию без значительного роста действующих напряжений (I стадия деформационного упрочнения). При более значительной степени деформации протекает стадия множественного скольжения — движение дислокации в двух и более системах. На этой стадии дислокационная структура металла очень усложняется и плотность дислокации возрастает по сравнению с исходным состоянием на 4—6 порядков, достигая 10^{11} — 10^{12} см⁻².

Вследствие упругого взаимодействия между дислокациями сопротивление их движению сильно возрастает и для их продвижения внешнее напряжение должно резко увеличиваться (II стадия упрочнения). Под влиянием все возрастающего напряжения развивается поперечное скольжение винтовых дислокаций, т. е. скольжение с переходом из одной разрешенной плоскости скольжения в другую. Это приводит к частичной релаксации напряжений, аннигиляции отдельных дислокаций разного знака и группировке дислокаций в объемные ячейки, внутри которых плотность дислокаций меньше, чем в стенках ячеек.

В III стадии деформационное упрочнение уменьшается — происходит так называемый динамический возврат.

Дислокации, движущиеся в деформированном металле, порождают большее количество дислоцированных атомов и вакансий.

Двойникование. Пластическая деформация некоторых металлов, имеющих плотноупакованные решетки К12 и Г12, помимо скольжения может осуществляться двойникованием, которое сводится к переориентировке части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой плоскостью двойникования (см. рис. 53, д). Двойникование подобно скольжению сопровождается прохождением дислокаций сквозь кристалл¹.

Изменение структуры поликристаллического металла при пластической деформации. Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла — путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. При этом следует иметь в виду, что зерна ориентированы не одинаково, и поэтому пластическая деформация не может протекать одновременно и одинаково во всем объеме поликристалла.

Первоначально под микроскопом на предварительно полированных и деформированных образцах можно наблюдать следы скольжения в виде прямых линий, эти линии одинаково ориентированы в пределах отдельных зерен.

При большой деформации в результате процессов скольжения зерна (кристаллиты) меняют свою форму. До деформации зерно имело округлую форму (рис. 56, а), после деформации в результате смещения по плоскостям

¹ По сравнению со скольжением двойникование имеет меньшее значение. В металлах с г. ц. к- и о. ц. к-решеткой двойникование наблюдается только при больших степенях деформирования и низких температурах.

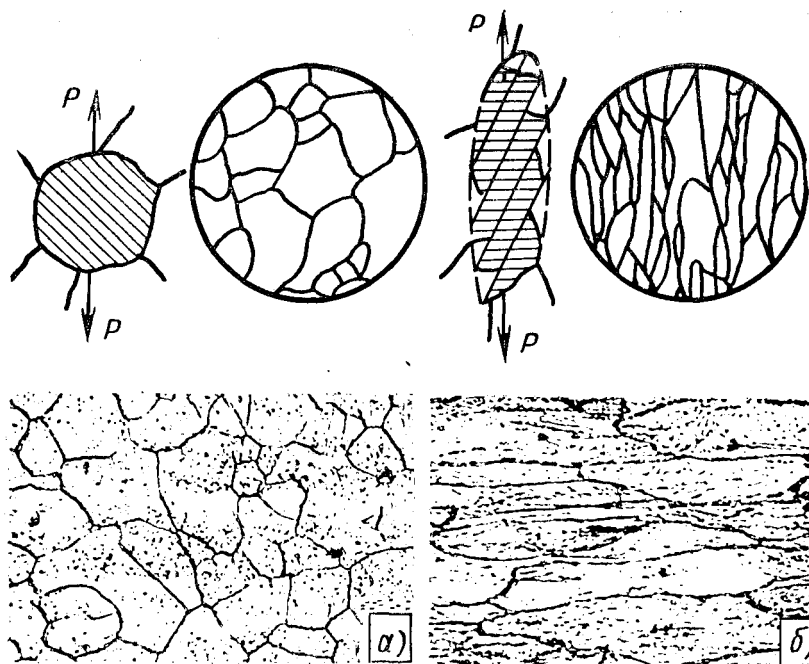


Рис. 56. Изменение формы зерна в результате скольжения (— — — — граница деформированного зерна, кажущаяся ровной благодаря ничтожно малым размерам пачек скольжения): а — схема и микроструктура металла до деформации; б — схема и микроструктура металла после деформации ($\times 150$)

скольжения зерна вытягиваются в направлении действующих сил P , образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 56, б). Одновременно с изменением формы зерна внутри него происходит дробление блоков и увеличение угла разориентировки между ними. Рентгеноструктурный анализ показывает, что после деформации отдельные зерна и блоки упруго напряжены (внутренние напряжения II рода), а кристаллическая решетка по границам зерен, блоков и вблизи плоскостей скольжения искажена (внутреннее напряжение III рода).

Текстура деформации. При большой степени деформации возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Закономерная ориентировка кристаллитов относительно внешних деформационных сил получила название *текстуры* (текстура деформации).

Чем больше степень деформации, тем большая часть кристаллических зерен получает преимущественную ориентировку (текстуру). Характер текстуры зависит от природы металла и вида деформации (прокатка, волочение и т. д.)¹. Кристаллографическую текстуру не следует отождествлять

¹ Для металлов с г. ц. к.-решеткой при волочении направление текстуры $[111]$ и $[100]$, а с о. ц. к. — $[110]$. При прокатке направление текстуры для г. ц. к.-металлов $[110]$ в плоскости (112) и для о. ц. к.-металлов $[001]$ в плоскости (110) .

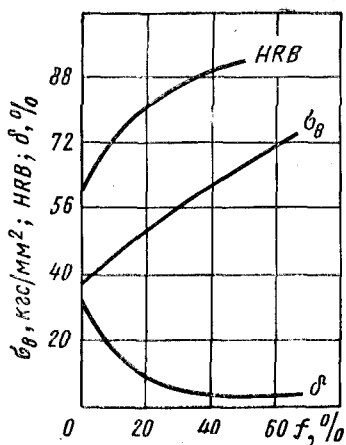


Рис. 57. Влияние пластической деформации на механические свойства стали

с волокнистой структурой. Волокнистость иногда может и не сопровождаться текстурой, так как она определяется наличием примесей. Образование текстуры способствует появлению анизотропии механических и физических свойств.

Наклеп поликристаллического металла. С увеличением степени холодной (ниже $0,15 - 0,2 T_{пл}$) деформации¹ свойства, характеризующие сопротивление деформации (σ_b, σ_t, HRB и др.), повышаются, а способность к пластической деформации — пластичность (δ и $\bar{\Psi}$) уменьшается (рис. 57). Это явление роста упрочнения получило название *наклепа*.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Все дефекты кристаллического строения затрудняют движение дислокаций, а следовательно, повышают сопротивление деформации и уменьшают пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом взаимодействие между ними тормозит дальнейшее их перемещение. Стадия легкого скольжения при деформации поликристаллического металла, в отличие от монокристаллов (см. стр. 82) отсутствует. С самого начала пластической деформации происходит упрочнение металла, связанное со скоплением дислокаций у границ. Однако основное упрочнение при холодной пластической деформации поликристаллических металлов определяется характером множественного скольжения в каждом зерне.

Металлы с г. ц. к.-решеткой упрочняются сильнее, чем металлы с о. ц. к.-решеткой. В результате холодной деформации уменьшается плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление. Холодная деформация ферромагнитных металлов, например железа, повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

3. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Процесс деформации при достижении достаточно высоких напряжений заканчивается разрушением. Процесс разрушения состоит из двух стадий — зарождения трещины и ее распространения через все сечение образца (детали).

Различают два вида разрушения (рис. 58, а):

1) отрыв в результате действия растягивающих (нормальных) напряжений; 2) срез под действием касательных напряжений. Отрыв не сопрово-

¹ Степень деформации $f = \frac{F_0 - F_K}{F_0} \cdot 100\%$, где F_0 и F_K — площади сечения до деформации и после деформации соответственно; $T_{пл}$ — температура плавления, °К.

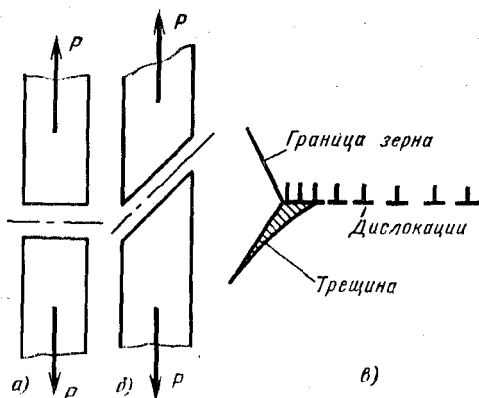


Рис. 58. Схемы отрыва (а), среза (б), образования трещины за счет скопления дислокации у препятствия (в)

ждается предварительной макропластической деформацией. Разрушению путем среза, наоборот, всегда предшествует пластическая деформация. В связи с этим отрыв вызывает хрупкое, а срез вязкое разрушение.

Механизм зарождения трещины одинаков как при хрупком, так и вязком разрушении. Возникновение микротрещин чаще происходит благодаря скоплению движущихся дислокаций перед препятствием (границы субзерен, зерен, межфазовые границы, всевозможные включения и т. д.), что приводит к возникновению концентрации напряжений, достаточных для образования микротрещины¹ (рис. 58, б и в). Концентрация напряжения в устье трещины σ_k зависит от номинального (среднего) напряжения σ_n , длины трещины l и радиуса кривизны в вершине трещины r :

$$\sigma_k = 2\sigma_n \sqrt{\frac{l}{r}}$$

Чем больше l и меньше r , тем выше σ_k . Когда σ_k достигает значения, достаточного для нарушения цельности металла, размер трещины становится критическим и дальнейший ее рост идет самопроизвольно.

Для хрупкого разрушения характерна острая, часто ветвящаяся трещина, а для вязкого — тупая, раскрывающаяся трещина. Если напряжение ниже предела текучести, пластическая деформация происходит только в устье трещины, где отмечается концентрация напряжений.

Вязкое и хрупкое разрушения различаются между собой по величине пластической зоны в вершине трещины. При хрупком разрушении величина пластической зоны в устье трещины мала². При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей впереди распространяющейся трещины, велика.

¹ Образование трещины происходит под воздействием касательных напряжений, вызывающих движение дислокаций (пластическую деформацию). Распространение трещины (разрушение) происходит вследствие действия растягивающих напряжений в ее устье.

² При хрупком разрушении учитывается только пластическая деформация, локализованная в устье трещины и сопутствующая образованию трещины; макропластическая деформация, происходящая до образования трещины, во всем объеме тела непосредственно не связана с распространением трещины.

Пластическое течение материала в вершине трещины сопровождается увеличением радиуса трещины и, следовательно, уменьшением σ_k , которое может оказаться недостаточным для продолжения распространения трещины и она не достигнет критического размера.

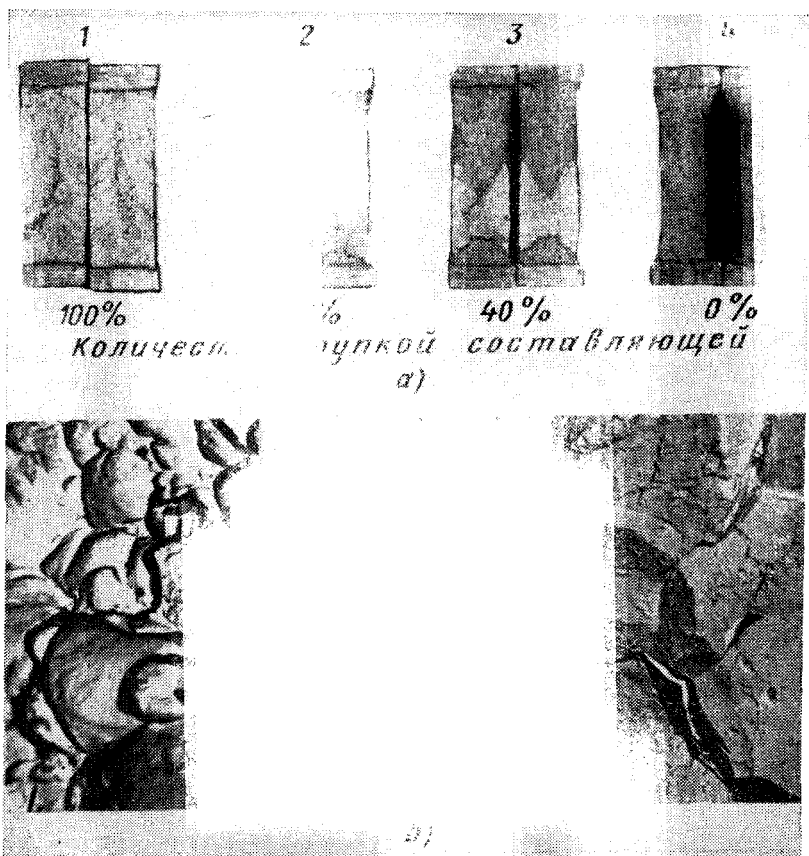
Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины. Скорость распространения хрупкой трещины весьма велика — она близка к скорости звука, поэтому нередко хрупкое разрушение называют «внезапным» или «катастрофическим» разрушением.

Вязкое и хрупкое разрушение можно связать с энергоемкостью процесса разрушения при том или ином виде испытания. Вязкому разрушению соответствуют обычно большие значения поглощенной энергии, т. е. большая работа распространения трещины. Энергоемкость хрупкого разрушения мала и соответственно работа распространения трещины близка к нулю.

С точки зрения микроструктуры существуют два вида разрушения — *транскристаллитное* и *интеркристаллитное*. При транскристаллитном

Рис. 59. Изломы стали:

a — микроструктуры: 1 — хрупкий; 2, 3 — смешанный; 4 — вязкий; *б* — микрофрактограммы ($\times 5000$): 1 — чашечный (вязкий); 2 — рваный (хрупкий); 3 — интеркристаллитное разрушение



разрушении трещина распространяется по телу зерна, а при интеркристаллитном она проходит по границам зерен.

При распространении трещины по телу зерна может происходить как вязкое, так и хрупкое разрушение. Межзеренное разрушение всегда является хрупким.

По внешнему виду излома (визуальное наблюдение) можно судить о характере разрушения. Волокнистый (матовый) излом (рис. 59, а, поз. 1) свидетельствует о вязком разрушении, кристаллический (светлый) излом (рис. 59, а, поз. 3) является результатом хрупкого разрушения.

Изучение тонкой структуры излома с помощью электронного микроскопа (микрофрактография) позволяет более уверенно судить о вязком или хрупком характере разрушения. Вязкое разрушение характеризуется «чашечным» микростроением излома (рис. 59, б, поз. 1). При этом виде разрушения происходит образование внутренних микрообластей («чашек») с последующим удлинением этих локальных очагов разрушения и разрывом перемычек, разделяющих их.

Хрупкое разрушение характеризуется «ручьистым» строением (рис. 59, б, поз. 2) поверхности излома. Хрупкая трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям. Ступени между параллельными плоскостями могут образоваться путем скола или пластического сдвига. Ступени при разрушении сливаются, образуя ручьистый узор.

Вязкий чашечный и хрупкий ручьистый изломы относятся к транскристаллитному разрушению.

При исследовании на электронном микроскопе хрупкое разрушение, идущее по границам зерен, выявляется в виде гладких поверхностей, часто с некоторым количеством выделившихся частиц (рис. 59, б, поз. 3).

Межзеренное разрушение обычно происходит при выделении по границам зерен частиц хрупкой фазы.

Многие металлы (Fe, W, Mo, Zn и др.), имеющие о.ц.к. или г.п.у. кристаллические решетки, в зависимости от температуры могут разрушаться как вязко, так и хрупко. Понижение температуры обуславливает переход от вязкого к хрупкому разрушению. Это явление получило название *хладноломкость*. Явление хладноломкости может быть объяснено схемой А. Ф. Иофе (рис. 60). Понижение температуры без изменения сопротивления отрыву $S_{отр}$ (разрушающего напряжения) повышает сопротивление пластической деформации σ_T (предел текучести), поэтому металлы, вязкие при сравнительно высоких температурах, могут при низких температурах разрушаться хрупко. В указанных условиях сопротивление отрыву достигается при напряжениях, меньших, чем предел текучести. Точка пересечения кривых $S_{отр}$ и σ_T , соответствующая температуре перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому, и наоборот, получила название *критической темпе-*

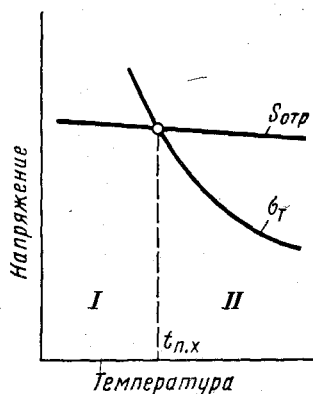


Рис. 60. Схема хрупкого (I) и вязкого (II) разрушений металла в зависимости от температуры испытания

ратуры хрупкости, или порога хладноломкости ($t_{п.х.}$). Чем выше скорость деформации, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Все концентраторы напряжений способствуют хрупкому разрушению. С увеличением остроты и глубины надреза склонность к хрупкому разрушению возрастает. Чем больше размеры изделия, тем больше вероятность хрупкого разрушения (масштабный фактор).

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ¹

Статическими называют испытания, при которых прилагаемая к образцу нагрузка возрастает медленно и плавно. К таким испытаниям относят испытания на растяжение, сжатие, кручение, изгиб и определение твердости.

Различные напряженные состояния, возникающие при том или другом методе статических испытаний, принято оценивать коэффициентом жесткости

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{S_{\max}},$$

где τ_{\max} — наибольшее касательное напряжение; S_{\max} — наибольшее приведенное нормальное (растягивающее) напряжение.

Чем выше значение растягивающих напряжений S_{\max} по сравнению с касательными, тем меньше значение α и тем более жесткое испытание. Испытание на растяжение является более жестким ($\alpha = 0,5$) по сравнению с испытанием на кручение ($\alpha = 0,8$), а наиболее мягкое — испытание на сжатие ($\alpha = 2,0$).

Следует, однако, иметь в виду, что жесткость испытаний определяется не только коэффициентом α , но и свойствами того материала, который испытывают. Так, например, для большинства сталей и деформируемых цветных сплавов, обладающих высокой пластичностью, испытание на растяжение является мягким, в то время как для малопластичного чугуна или литейных алюминиевых сплавов — жестким, приводящим к хрупкому разрушению.

Испытание на растяжение. Этот вид испытания получил широкое распространение для конструкционных сталей, цветных металлов и их сплавов. Испытание на растяжение по результатам одного опыта позволяет установить сразу несколько важных механических характеристик металла или сплава, определяющих его качество и необходимых для конструкторских расчетов.

Для испытания на растяжение используют стандартные образцы (ГОСТ 1497—73). Машины для испытаний снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения (рис. 61, а).

Кривая 1 характеризует поведение (деформацию) металла под действием напряжений, величина которых является условной (σ), ее вычисляют делением нагрузки P в данный момент времени на первоначальную

¹ В настоящем учебнике даются краткие сведения о механических свойствах. Более подробные сведения можно получить в работах: Золотаревский В. С. Механические испытания и свойства металлов. М., Металлургия, 1974; Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение. М., Металлургия, 1975.

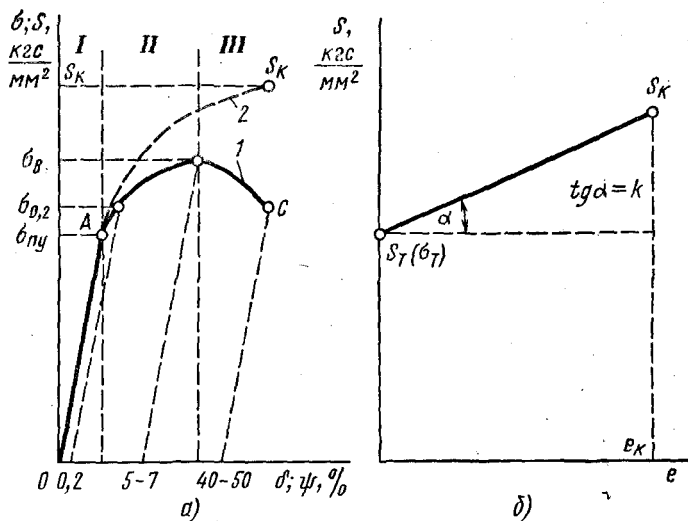


Рис. 61. Диаграммы:

а — растяжения металлов для условных (—) и истинных (---) напряжений; I — область упругой деформации; II — область пластической деформации; III — область развития трещин;

б — истинных напряжений

площадь поперечного сечения образца F_0 ($\sigma = P/F_0$, $кгс/мм^2$). Кривая 2 описывает поведение (деформацию) металла под действием напряжений S , величина которых является истинной, ее вычисляют делением нагрузки P в данный момент времени на площадь поперечного сечения образца в этот же момент. При испытании на растяжение обычно пользуются диаграммой условных напряжений. Как видно из рис. 61, до точки А деформация пропорциональна напряжению. Тангенс угла наклона прямой OA к оси абсцисс характеризует модуль упругости материала $E = \sigma/\delta$ (δ — относительная деформация). Модуль упругости E определяет жесткость материала, интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации.

Физический смысл модуля упругости сводится к тому, что он характеризует сопротивляемость металла упругой деформации, т. е. смещению атомов из положения равновесия в решетке.

Модуль упругости лишь весьма незначительно зависит от структуры металла и определяется силами межатомной связи. Все другие механические свойства являются структурно чувствительными и изменяются в зависимости от структуры (обработки) в широких пределах.

Закон пропорциональности между напряжением и деформацией является справедливым лишь в первом приближении. При точных измерениях, даже при небольших напряжениях в упругой области, наблюдаются отклонения от закона пропорциональности. Это явление называют *неупругостью*. Оно проявляется в том, что деформация, оставаясь обратимой, отстает по фазе от действующего напряжения. В связи с этим при нагрузке-разгрузке на диаграмме растяжения вместо прямой линии получается петля гистерезиса, так как линии нагрузки и разгрузки не совпадают между собой.

Напряжение, соответствующее точке *A*, называют *пределом пропорциональности* ($\sigma_{п.л.}$). Обычно определяют условный предел пропорциональности, т. е. напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между напряжениями и деформациями достигает такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой деформации с осью напряжений, увеличивается на 50% от своего значения на линейном (упругом) участке.

Напряжения, не превышающие предела пропорциональности, практически вызывают только упругие деформации, поэтому нередко его отождествляют с условным пределом упругости ($\sigma_{0,05}$). Это не вполне точно, но приемлемо для многих случаев практики. Предел упругости определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05% (или еще меньше) от первоначальной длины образца.

Напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2%, называют *условным пределом текучести* ($\sigma_{0,2}$).

При испытании железа и других металлов с о.ц.к.-решеткой при достижении предела текучести σ_T на кривой растяжения образуется площадка. В этом случае σ_T — напряжение, отвечающее «площадке текучести» (физический предел текучести). Образование площадки текучести связывают с закреплением дислокаций атмосферами Коттрелла (см. стр. 41). Напряжения при деформации металла растут до тех пор, пока дислокации не оторвутся от закрепляющих их примесных атмосфер. Освобождение дислокации вызывает их лавинное движение и размножение при достигнутом напряжении.

Предел текучести чаще всего выбирают в качестве одного из показателей прочности. Величины $\sigma_{п.л.}$ и $\sigma_{0,2}$ характеризуют сопротивление малым и умеренным деформациям. Дальнейшее повышение нагрузки вызывает более значительную пластическую деформацию во всем объеме металла. Напряжение, отвечающее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца, называют *временным сопротивлением*, или *пределом прочности* σ_B (рис. 61, а).

У пластичных металлов, начиная с напряжения, отвечающего величине σ_B , деформация сосредоточивается в одном участке образца, где появляется местное сужение поперечного сечения, так называемая шейка. В результате множественного скольжения и пересечения дислокации в шейке образуется высокая плотность вакансий, укрупнение которых приводит к возникновению пор. Сливаясь, поры образуют трещину, которая распространяется в направлении, поперечном оси растяжения, и в некоторый момент образец разрушается (точка *C* на рис. 61, а).

При испытании на растяжение определяют, кроме того, характеристики пластичности. К ним относятся относительное удлинение, $\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%$

и относительное сужение $\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\%$, где l_0 и l_k — длина образца до

и после разрушения; F_0 и F_k — площадь поперечного сечения образца до и после разрушения соответственно.

Отношение изменения длины к начальной длине определяет условное удлинение. Отношение в каждый данный момент изменения длины к длине

в этот момент дает истинное удлинение

$$\epsilon_k = \int_{l_0}^{l_k} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_k}{l_0} = \ln \frac{F_0}{F_k} = \ln \left(\frac{1}{1 - \Psi} \right)^*$$

На рис. 61, б приведена диаграмма истинных напряжений, построенная в координатах $S - e$. Учитывая, что роль пластической деформации несравненно больше, чем упругой, считают, что участок диаграммы, соответствующий упругой деформации, совпадает с осью ординат.

Истинное сопротивление отрыву (разрушению) S_k определяется как отношение усилия в момент разрушения к минимальной площади поперечного сечения образца в месте разрыва (кгс/мм²): $S_k = P_k/F_k$.

В случае хрупкого разрушения $\sigma_b \approx S_k$ и определяет действительное сопротивление отрыву или хрупкую прочность материала (рис. 61, б). При вязком разрушении (когда образуется шейка) σ_b и S_k характеризуют сопротивление значительной пластической деформации, а не разрушению. В конструкторских расчетах σ_b и S_k используется редко.

Кривая 2 на рис. 61, а показывает, что в процессе растяжения металл испытывает упрочнение (наклеп), поскольку для его деформации требуется прилагать все возрастающие напряжения.

Если пренебречь упругими деформациями, то коэффициент упрочнения k , характеризующий способность металла к упрочнению при пластической деформации, будет равен

$$k = \operatorname{tg} \alpha = \frac{S_k - \sigma_{0,2}}{e_k}$$

Твердость металлов. Твердостью называют свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактном воздействии в поверхностном слое. Измерение твердости вследствие быстроты и простоты осуществления, а также возможности без разрушения изделия судить о его свойствах, получило широкое применение для контроля качества металла в металлических изделиях и деталях.

Определение твердости по Бринеллю. Метод основан на том, что в плоскую поверхность металла вдавливается под постоянной нагрузкой P твердый стальной шарик (рис. 62, а). После снятия нагрузки в испытуемом металле образуется отпечаток (лунка).

Если поверхность отпечатка выразить через диаметры шарика D и отпечатка d (в мм), то твердость определяется по формуле

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

При испытании стали и чугуна устанавливают $D = 10$ мм и $P = 3000$ кгс ($P = 30D^2$), при испытании меди и ее сплавов $D = 10$ мм и $P = 1000$ кгс ($P = 10D^2$) и при испытании очень мягких металлов (алюминий, баббиты и др.) — $D = 10$ мм и $P = 250$ кгс ($P = 2,5D^2$).

Для определения твердости измеряют диаметр лунки d и находят по нему твердость в прилагаемых к прибору таблицах. Метод Бринелля не рекомендуется применять для металлов твердостью более $HB 450$, так как

* Переход от l_k/l_0 к F_0/F_k проведен исходя из постоянства объема при деформировании.

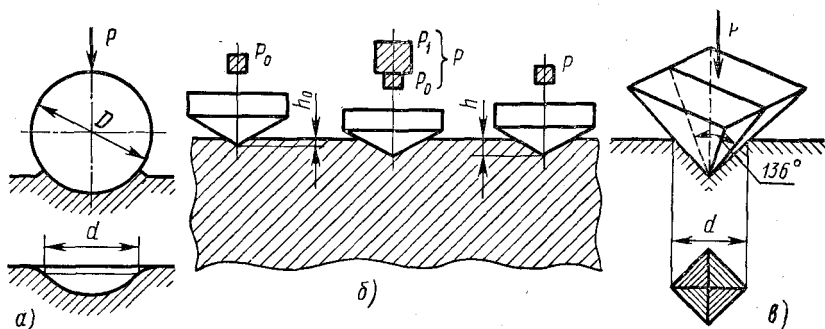


Рис. 62. Схема определения твердости:

а — по Бринеллю; б — по Роквеллу; в — по Виккерсу

шарик может деформироваться, что исказит результаты испытания.

Определение твердости по Роквеллу. В этом методе твердость определяют по глубине отпечатка. Наконечником служит алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной закаленный шарик с $d = 1,588$ мм. Алмазный конус применяют для испытания твердых металлов, а шарик — для мягких металлов.

Конус и шарик вдавливают двумя последовательными нагрузками (рис. 62, б); предварительной $P_0 = 10$ кгс и общей $P = P_0 + P_1$ (где P_1 — основная нагрузка). Основная нагрузка составляет 90 кгс для шарика (шкала В), 140 кгс для алмазного конуса (шкала С) и 50 кгс для алмазного конуса при испытании очень твердых и более тонких материалов (шкала А).

Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм. Твердость по Роквеллу (HR) определяют по формулам:

При измерении по шкалам А и С

$$HR = 100 - e.$$

При измерении по шкале В

$$HR = 130 - e.$$

Величину e определяют по следующей формуле (рис. 62, б):

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

где h — глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием общей нагрузки P , измеренная после снятия основной нагрузки P_1 с оставлением предварительной нагрузки P_0 ; h_0 — глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием нагрузки P_0 .

Твердость по Роквеллу обозначается HRA (испытание алмазным конусом при нагрузке 60 кгс), HRC (тоже при нагрузке 150 кгс) и HRB (испытание стальным шариком при нагрузке 100 кгс) и сразу указывается по шкале прибора.

Метод Роквелла широко применяется в промышленности.

Определение твердости по Виккерсу. Метод используют для определе-

ния твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев. Твердость определяют вдавливанием в испытываемую поверхность (шлифованную или даже полированную) четырехгранной алмазной пирамиды (рис. 62, в).

Твердость по Виккерсу (HV) определяют по формуле

$$HV = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2},$$

где P — нагрузка на пирамиду; α — угол между противоположными гранями пирамиды при вершине, равный 136° ; d — среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка, измеряемых после снятия нагрузки, мм.

При измерении твердости применяют следующие нагрузки: 1,0; 2,0; 5,0; 10,0; 20,0; 30,0; 50,0; 100,0 кгс. Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Твердость по Виккерсу определяется по специальным таблицам по измеренной величине d (диагональ отпечатка).

Микротвердость. Определение микротвердости необходимо для изделий мелких размеров и отдельных структурных составляющих сплавов. Прибор для определения микротвердости состоит из механизма для вдавливания алмазной пирамиды под небольшой нагрузкой и металлографического микроскопа. В испытываемую поверхность вдавливают алмазную пирамиду под нагрузкой 5—500 гс. Твердость H^* определяют по той же формуле, что и твердость по Виккерсу: $H = 1,8544 P/d^2$, где P — нагрузка, гс; d — диагональ отпечатка, мкм.

Образцы для измерений должны быть подготовлены так же, как микрошлифы.

5. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца с концентратором посередине одним ударом маятникового копра (рис. 63). Ударная вязкость a_H , кгс·м/см², (КС)¹ определяется работой A_H , необходимой для излома образца, отнесенной к рабочей площади поперечного сечения F :

$$a_H = \frac{A_H}{F}.$$

Образец устанавливают на двух опорах, затем наносят удар по его середине (рис. 63, б) со стороны, противоположной надрезу. Работа, затрачен-

* При символе H нередко ставят индекс, показывающий величину нагрузки в граммах. Например, H_{50} 220;

¹ С 1/1 1979 г. введен новый ГОСТ 9454—78 «Методы испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах». В новом ГОСТе ударную вязкость обозначают буквами КСУ, КСВ или КСТ. Первые две буквы КС — обозначают символ ударной вязкости, третья буква U, V или T — вид концентратора (U — радиус концентратора $1 \pm 0,07$ мм, V — радиус $0,25 \pm 0,025$ мм и T — трещина). Размерность КС, Дж/м² или кгс·м/см². В учебнике сохранено старое обозначение ударной вязкости a_H , кгс·м/см², которое принято во всех действующих ГОСТах на стали и другие металлы и сплавы.

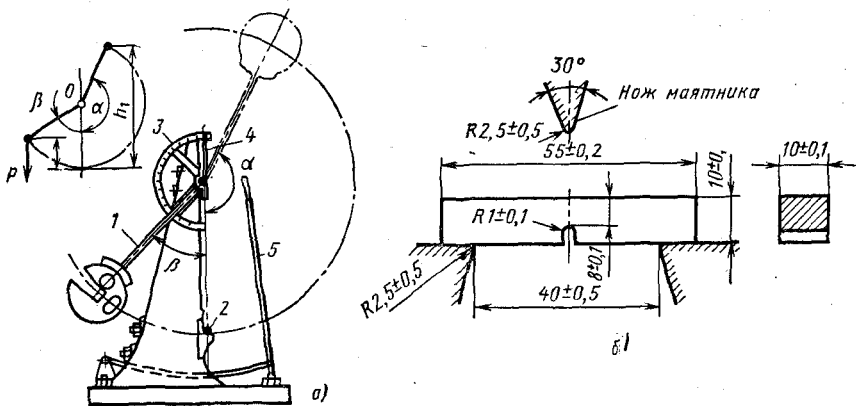


Рис. 63. Схема маятникового копра (а) и образца при испытании (б):
1 — маятник; 2 — образец; 3 — шкала; 4 — стрела; 5 — тормоз

ная на разрушение образца (рис. 63, а),

$$A_H = Ph_1(\cos \beta - \cos \alpha),$$

где P — масса маятника, кг; h_1 — расстояние от оси маятника до его центра тяжести, м; β — угол подъема маятника после разрушения образца; α — угол подъема маятника перед ударом.

Формула дает возможность подсчитать A_H по измеренным углам α и β (P и h_1 — постоянные для данного копра).

В пластичном состоянии у металлов $a_H > 5-7$ кгс·м/см², в хрупком состоянии $a_H < 1-2$ кгс·м/см².

6. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ (ЦИКЛИЧЕСКИХ) НАГРУЗКАХ

Длительное действие на металлические изделия повторно-переменных (циклических) напряжений (рис. 64, а) может вызвать образование трещин и разрушение даже при напряжениях ниже $\sigma_{0,2}$.

Постепенное накопление повреждений в металле под действием циклических нагрузок, приводящее к образованию трещин и разрушению, называют *усталостью*, а свойство металлов сопротивляться усталости называют *выносливостью*.

При усталостном разрушении излом состоит из двух зон. Первая зона (рис. 65, поз. 2) — *зона усталости* имеет гладкую притертую поверхность. Образование этой зоны происходит постепенно. На начальной стадии приложения циклической нагрузки на поверхности образуется большое количество трещин, однако растет только та, которая имеет достаточно большую длину и острую вершину. Продвигаясь в глубь образца, усталостная трещина образует глубокий и острый надрез. В зоне усталости нередко можно видеть полосы («бороздки»), отражающие последовательное положение растущей трещины (рис. 65, а). Трещина развивается как вязкая. В период каждого цикла нагружения у ее вершины протекает большая пластическая деформация. Скорость роста трещины невелика. Рост тре-

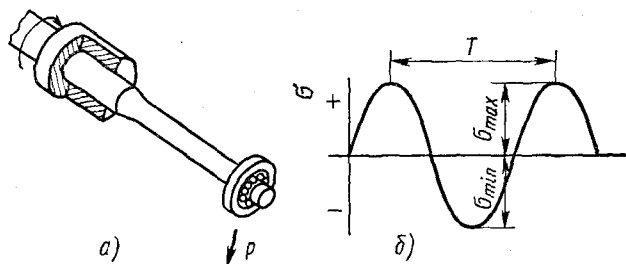


Рис. 64. Схема испытания на усталость (а) и диаграмма циклического изменения напряжений (б)

щины продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда происходит быстрое разрушение. Это приводит к образованию второй зоны в усталостном изломе — зоны долома (рис. 65, поз. 3). Зона долома имеет структуру, характерную для хрупкого или вязкого разрушения при однократных нагрузках (статических или ударных).

Испытание на усталость (ГОСТ 12860—67) проводят для определения предела выносливости, под которым понимают наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. Цикл напряжения — это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. За максимальное σ_{\max} и минимальное σ_{\min} напряжения цикла принимают наибольшее (наименьшее) по алгебраической величине напряжение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$. Если $R_\sigma = -1$, цикл называют симметричным (см. рис. 64, б). Если σ_{\max} и σ_{\min} не равны по величине — цикл асимметричный.

Предел выносливости обозначается σ_R (R — коэффициент асимметрии цикла), а при симметричном цикле σ_{-1} . Предел выносливости чаще определяют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложением изгибающей нагрузки по симметричному циклу (см. рис. 64, а).

Для определения σ_R (σ_{-1}) используют не менее десяти образцов. Каждый образец испытывают только на одном уровне напряжений до раз-

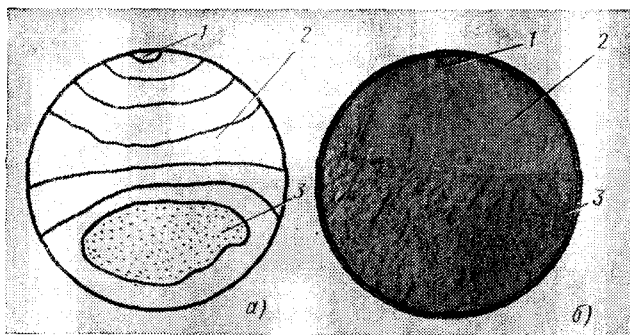


Рис. 65. Излом при усталостном разрушении: а — схема излома; б — макроструктура излома; 1 — очаг зарождения трещины; 2 — излом; 3 — зона долома

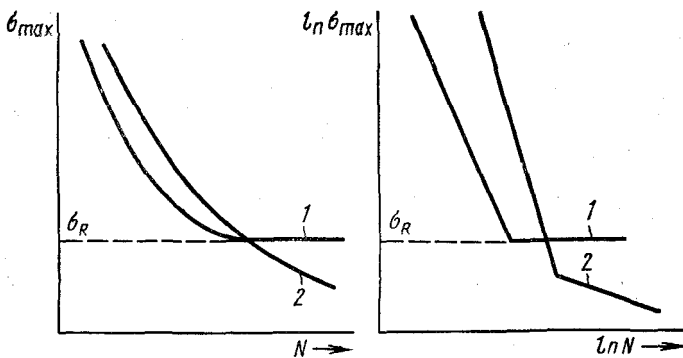


Рис. 66. Кривые усталости

рушения или до базового числа циклов. По результатам испытаний отдельных образцов строят кривые усталости в полулогарифмических или логарифмических координатах (рис. 66). Иногда кривые усталости строят в координатах $\sigma_{\max} - 1/N$.

С уменьшением σ_{\max} долговечность возрастает. Горизонтальный участок на кривой усталости, т. е. σ_{\max} , не вызывающее разрушения при бесконечно большом числе циклов N , соответствует пределу выносливости σ_R (рис. 66, поз. 1).

Многие цветные металлы не имеют горизонтального участка на кривой усталости. В этом случае определяют ограниченный предел выносливости — наибольшее напряжение, которое выдерживает металл (сплав) в течение заданного числа циклов нагружения.

База испытания N должна быть не ниже $10 \cdot 10^6$ для стали и $100 \cdot 10^6$ циклов для легких сплавов и других цветных металлов, не имеющих горизонтального участка на кривой усталости (рис. 66, поз. 2).

Наклонная часть кривой усталости характеризует так называемую *ограниченную выносливость*.

При напряжениях, соответствующих ограниченной выносливости, заранее известно, что через какое-то время деталь разрушится от усталости, поэтому до разрушения ее нужно заменить.

Предел выносливости снижается при наличии концентраторов напряжений. Чувствительность σ_R к концентраторам напряжений при симметричном цикле нагружения определяется эффективным коэффициентом концентрации напряжений K_σ :

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1H}}$$

где σ_{-1} и σ_{-1H} — пределы выносливости образцов гладкого и с надрезом (концентратором напряжения).

7. КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ И МЕТОДЫ ЕЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Конструктивной прочностью материала принято называть комплекс прочностных свойств, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия¹.

Прочностные и пластические свойства, определяемые по ГОСТам, на гладких образцах хотя и имеют очень важное значение (они входят в расчетные формулы) во многих случаях, не характеризуют прочность этих материалов в реальных условиях эксплуатации деталей машин и сооружений. Причиной этого является значительное различие между условиями деформации гладких образцов при механических испытаниях и условиями работы реальных конструкций.

Особенно опасным для пластичных металлов и сплавов является хрупкое разрушение. Оно, как правило, начинается внезапно при напряжениях, значительно меньших не только предела прочности, но и предела текучести, распространяется с большой скоростью и в подавляющем большинстве случаев приводит к различным авариям машин и сооружений. В связи с этим сопротивление материала хрупкому разрушению является важнейшей характеристикой, определяющей надежность работы конструкций. Переход материала от пластичного состояния к хрупкому разрушению есть результат действия многих факторов. Это явление связано, с одной стороны, с природой сплава — типом кристаллической решетки, химическим составом, величиной зерна, загрязнением сплава и т. д., и с другой стороны, с особенностями конструкции и условиями ее эксплуатации — наличием концентраторов напряжений и величиной градиента напряжений, существенным увеличением скорости деформации и степенью понижения температуры окружающей среды. Вследствие этого только для ограниченного количества простых по форме изделий, работающих в условиях статической нагрузки при температурах, близких к комнатной, критериями конструктивной прочности могут служить σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{л.ц}$, δ , ψ .

Для большинства изделий и конструкций, особенно из высокопрочных материалов, склонных к хрупкому разрушению, необходимо использовать и другие критерии оценки конструкционной прочности, которые можно разделить на две группы: 1) критерии, определяющие надежность металлических материалов против внезапных хрупких разрушений (критическая температура хрупкости, вязкость разрушения, работа, поглощаемая при распространении трещины, живучесть при циклическом нагружении и др.); 2) критерии, определяющие долговечность материала (усталостная прочность, контактная выносливость, износостойкость, коррозионная стойкость и т. д.).

Ниже будут рассмотрены основные параметры, определяющие надежность и долговечность металлов и сплавов².

¹ Под служебными свойствами понимаются те свойства, которые характеризуют работоспособность материала в условиях службы изделия.

² Такое понятие, как надежность и долговечность, относящиеся только к изделиям, часто используются в металлведении, поэтому дадим их определение в соответствии с ГОСТ 13377-75.

Критерии, определяющие надежность материала. Многочисленные исследования хрупких разрушений деталей машин и элементов конструкций показывают, что образование хрупких трещин чаще происходит при низких температурах эксплуатации, наличии исходных дефектов типа трещин, повышенных остаточных напряжениях, возникновении статических и динамических перегрузок, а также при увеличении размеров начальных дефектов под действием циклических эксплуатационных нагрузок и коррозии. Хрупкое разрушение судов, мостов, кранов, строительных и дорожных машин обычно начиналось в зонах концентрации напряжений и происходило после некоторой наработки. Это говорит о роли накопления эксплуатационных повреждений и увеличения вероятности одновременного сочетания факторов, способствующих снижению сопротивления хрупкому разрушению.

Повышение сопротивления деталей машин (конструкции) хрупкому разрушению не может быть достигнуто повышением запасов статической прочности, т. е. снижением их номинальной напряженности и увеличением сечения. Это должно достигаться использованием более стойких против перехода в хрупкое состояние материалов, надлежащих конструктивных форм и технологии изготовления, повышением требований к дефектоскопическому контролю на стадии изготовления машин или конструкций для отбраковки некачественного металла или некачественно изготовленных деталей.

Следует отметить, что интенсивное изучение критериев надежности материала началось с момента широкого применения в технике высокопрочных металлических материалов, характерной особенностью которых является склонность к хрупкому разрушению. В результате этого в ряде случаев приходится поступиться прочностью деталей, изготовленных из этих материалов, чтобы предотвратить преждевременное и неожиданное хрупкое разрушение.

Пока не найдено количественных критериев, которые можно было бы положить в основу установления необходимых требований к поставке металлических материалов, обеспечивающих их высокую сопротивляемость хрупкому разрушению в реальных конструкциях. Наиболее распространенными в настоящее время методами определения склонности сталей к хрупкому разрушению является метод определения на ударных образцах порога хладноломкости и методы оценки вязкости разрушения по критериям Ж. Ирвина.

Порог хладноломкости. Как мы уже отмечали ранее, железо, сталь, металлы и сплавы с о. ц. к.- и г. п. у.-решеткой могут разрушаться хрупко или вязко в зависимости от температурного порога хладноломкости. Порог хладноломкости $t_{п.х}$ является одним из важных параметров конструк-

Продолжение сноски.

Надежность — свойство изделия выполнять заданные функции, сохраняя свои эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого промежутка времени или требуемой наработки. Долговечность — свойство изделия сохранять работоспособность до предельного состояния (невозможности его дальнейшей эксплуатации). Для металлов и сплавов надежность и долговечность оцениваются на основе лабораторных испытаний до изготовления из них тех или других изделий. Понятие надежность и долговечность металлических материалов при этом вводится с учетом вида эксплуатационного отказа изделий, изготовленных из этих материалов.

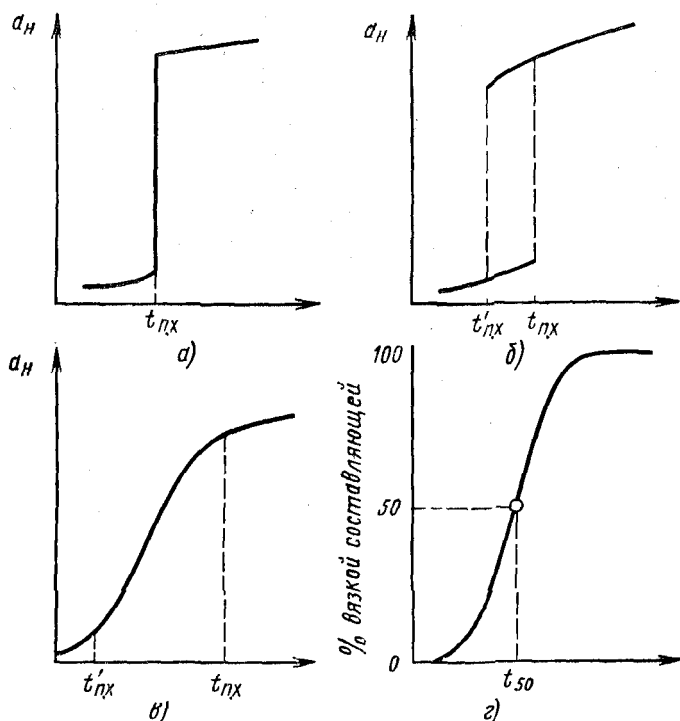


Рис. 67. Серийные кривые зависимости ударной вязкости и содержания вязкой составляющей от температуры

тивной прочности металлических материалов. Зная $t_{п.х}$ и рабочую температуру эксплуатации материала t_p , можно оценить его температурный запас вязкости, под которым понимают интервал температур между $t_{п.х}$ и t_p . Чем больше температурный запас вязкости, тем меньше склонность к охрупчиванию при увеличении скорости нагружения и чувствительность к концентраторам напряжений, т. е. меньше опасность хрупкого разрушения.

Порог хладноломкости определяется путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах (см. стр. 93). В результате этих испытаний строят кривую зависимости ударной вязкости от температуры испытания (так называемую «серийную» кривую по Н. Н. Давиденкову).

На рис. 67 приведены кривые зависимости ударной вязкости от температуры для разных материалов. Для чистых металлов характерен резкий переход от вязкого к хрупкому разрушению (рис. 67, а). У многих хладноломких сплавов интервал температур перехода от вязкого к хрупкому разрушению достаточно широк (рис. 67, б). В этом случае различают верхний $t_{п.х}$ и нижний $t'_{п.х}$ порог хладноломкости. В интервале температур $t_{п.х} - t'_{п.х}$ ударная вязкость имеет нестабильное значение. Для многих сталей на кривой зависимости $a_H - t$ ударная вязкость постепенно снижается, как это

видно на рис. 67, в. В этом случае определить по кривой порог хладноломкости $t_{н.х}$ и $t_{п.х}$ трудно.

Поскольку хрупкий и вязкий характер разрушения при ударном изгибе для стали можно четко различить по виду излома (см. стр. 87), порог хладноломкости нередко определяют по проценту волокна (матовой, волокнистой составляющей) в изломе.

Количество волокна в изломе определяется как отношение площади волокнистого (вязкого) излома к первоначальному расчетному сечению образца (см. рис. 59, а). Далее строится сериальная кривая процент волокна — температура испытания (рис. 67, з). Сериальная кривая в этом случае имеет такой же характер, как и кривые, построенные в координатах $a_n - t$. За порог хладноломкости в этом случае обычно принимается температура, при которой имеется 50% волокна t_{50} (рис. 67, з). Для ответственных деталей за критическую температуру хрупкости нередко принимают температуру, при которой в изломе имеется 90% волокна (t_{90}), а ударная вязкость сохраняет высокое значение.

Порог хладноломкости $t_{п.х}$ не является постоянной материала, а сильно зависит от его структуры, условия испытания, наличия концентраторов напряжений, размеров деталей и т. д.

В рамках теории надежности машин хладноломкость не включается в систему факторов, определяющих надежность конструкции; дается лишь общая рекомендация *не применять материал при температурах ниже порога хладноломкости*.

Работа зарождения и распространения трещин. Как показала практика, оценка сопротивления переходу стали в хрупкое состояние по ударной вязкости не всегда является надежной. Согласно исследованиям величина ударной вязкости зависит от геометрических параметров образца, и даже геометрически подобные образцы не обладают пропорционально одинаковыми свойствами, а сама ударная вязкость является интегральной характеристикой, состоящей из работы зарождения трещины a_3 и работы распространения трещины a_p . Дальнейшее совершенствование метода оценки сопротивления стали хрупкому разрушению по ударной вязкости развивается в направлении разделения общей величины ударной вязкости a_n на работу зарождения a_3 и работу распространения трещины a_p : $a_n = a_3 + a_p$.

Склонность к хрупкому разрушению в первую очередь определяется сопротивлением развитию трещины.

Высокое значение a_n при низком значении a_p (многие высокопрочные материалы) или при очень малом значении a_3 (некоторые пластичные материалы) не является оптимальным для многих изделий и конструкции.

Высокая конструктивная прочность материала достигается только при значительном сопротивлении образованию трещины и высоком сопротивлении ее распространению. Чем больше a_p , тем меньше возможность внезапного хрупкого разрушения. В настоящее время существует ряд методов раздельного определения a_3 и a_p ¹.

¹ При хрупком разрушении $a_p \approx 0$, а при полухрупком она снижается пропорционально количеству волокна в изломе, поэтому определять a_p рекомендуется при полностью вязком изломе.

Наиболее простой метод определения a_3 и a_p предложил А. П. Гуляев. Метод основан на испытании на удар двух образцов с различным радиусом надреза (от 0,1 до 1,0 мм) и последующем построении зависимости «величина a_n — радиус надреза r » и экстраполяции полученной прямой AB до значения $r = 0$ (рис. 68, точка C)¹. Величина a_n при $r = 0$ (надрез в виде трещины) соответствует a_p , а разность между $a_n - a_p$ для $r = 1$ и $r = 0$ — величина a_3 . Работа распространения трещины может быть определена и по методу Б. А. Дроздовского, который сводится к испытанию на удар образцов с усталостной трещиной, которую создают на специальном вибраторе. Вся работа, затрачиваемая на разрушение образца, в этом случае расходуется только на развитие заранее созданной трещины ($a_3 = 0$).

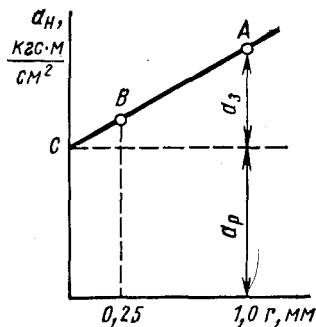


Рис. 68. Определение работы распространения трещины методом экстраполяции (по А. П. Гуляеву)

Значение a_p определяется как отношение работы, затраченной на разрушение образца и измеренной по шкале норм, к его живому сечению. Существуют и другие методы определения a_3 и a_p .

Вязкость разрушения. Для высокопрочных материалов большое распространение получили статические испытания образцов с надрезом и трещиной для определения вязкости разрушения — сопротивления распространению трещины.

Теоретической основой испытания на вязкость разрушения является линейная механика разрушения². Разработанные Ж. Ирвиным положения механики разрушения позволяют оценить влияние трещин и подобных дефектов на сопротивление материала хрупкому разрушению. Базой для линейной механики разрушения послужили работы А. Гриффитса, который показал, что хрупкое разрушение связано с наличием в материале трещин, вызывающих локальную концентрацию напряжений, и происходит за счет энергии, накопленной в материале в результате упругой деформации.

По Ирвину явления, происходящие у устья трещины, могут быть описаны с помощью параметра K , который представляет собой коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины, или локальное повышение растягивающих напряжений у ведущего конца трещины:

$$K = \alpha \sigma_n \sqrt{l},$$

где α — коэффициент, зависящий от типа образца и трещины; σ_n — номинальное (среднее) напряжение вдали от трещины; l — длина трещины.

Параметр Ирвина K определяют экспериментально. Чаще определение K производится в условиях плоского деформированного состояния, когда разрушение происходит путем отрыва — перпендикулярно плоскости тре-

¹ Работа распространения трещины a_p не зависит от радиуса надреза образца.

² Механика разрушения — это наука о влиянии характера нагружения и геометрии тела на его разрушение.

щины¹. В этом случае коэффициент интенсивности напряжения, т. е. относительное повышение растягивающих напряжений в устье трещины, при переходе ее от стабильной к нестабильной стадии роста обозначают K_{1c} (кгс/мм^{3/2}) и называют его *вязкостью разрушения при плоской деформации*. Индекс 1 означает, что коэффициент определен при разрушении путем отрыва перпендикулярно плоскости трещины, а индекс c — что обрыв происходит в момент достижения трещиной критического размера.

Вязкость разрушения, учитывающая кроме напряжения длину трещины, является важной характеристикой металла. Зная коэффициент K_{1c} , можно определить допустимые рабочие напряжения при наличии трещины (другого дефекта) и учесть критическую длину трещины (размер дефекта), которая приводит к хрупкому разрушению.

С увеличением $\sigma_{0,2}$ величина K_{1c} снижается. Для алюминиевых сплавов ($\sigma_{0,2} = 30 \div 70$ кгс/мм²) $K_{1c} = 150 \div 60$ кгс/мм^{3/2}, для титановых сплавов ($\sigma_{0,2} = 70 \div 120$ кгс/мм²) $K_{1c} = 200 \div 120$ кгс/мм^{3/2} и для сталей ($\sigma_{0,2} = 120 \div 210$ кгс/мм²) $K_{1c} = 300 \div 100$ кгс/мм^{3/2}.

Критерии вязкости разрушения используют для характеристик высокопрочных металлических материалов, идущих на изготовление сильно нагруженных конструкций (крупных сварных узлов, деталей самолетов, корпусов ракет, сосудов высокого давления, уникальных по своим размерам сооружений).

Для таких конструкций расчеты можно проводить с точностью до $\pm 10\%$. В остальных случаях погрешность расчетов, без учета поправок, может достигать 50–100%.

Живучесть (скорость развития трещины при циклическом нагружении). Важной характеристикой конструктивной прочности, характеризующей надежность материала, является живучесть при циклическом нагружении. Живучесть — это способность металла работать в поврежденном состоянии после образования трещины. Живучесть измеряется числом циклов от начала образования трещины до разрушения или скоростью развития трещины при данном напряжении.

Живучесть определяют по двум кривым усталости (см. стр. 96). Первую кривую строят для момента образования начальной усталостной трещины, а вторую — по окончательному разрушению. Расстояние между этими кривыми при каждом напряжении, т. е. число циклов работы образца с трещиной, и есть живучесть. Живучесть является самостоятельным свойством материала, которое пока не удастся предсказать на основе знания других механических свойств. Высокие механические свойства, включая достаточную пластичность и ударную вязкость, часто сочетаются с очень низкой живучестью.

¹ Испытание на вязкость разрушения проводят по схеме изгиба или внецентренного растяжения. Для испытания применяют образцы с прямоугольным поперечным сечением и односторонним надрезом. В надрез вводится усталостная трещина. Образцы различных материалов должны иметь разные абсолютные размеры. Соотношение всех размеров образца, надреза и трещины должны обеспечить условия плоской деформации у вершины трещины и упруго-напряженное состояние вдали от нее. Значение K_{1c} вычисляют при нагрузке, отвечающей началу нестабильного развития трещины. При испытании строят диаграмму «нагрузка — смещение» (расстояние между точками по обе стороны от трещины вследствие раскрытия), по которой находят требуемую нагрузку. Коэффициент K_{1c} вычисляется по специальным формулам, выведенным путем анализа напряжений вблизи устья трещины в образцах принятого типа.

Живучесть имеет особое значение для надежности изделий, безаварийная работа которых поддерживается путем периодического дефектоскопирования различными физическими методами для выявления усталостных трещин. Чем меньше скорость развития трещины, тем легче ее обнаружить.

Критерии, обуславливающие долговечность работы металла в конструкциях. Долговечность деталей машин и конструкции в соответствующих условиях их службы определяется усталостью металла, процессами износа, коррозии и т. д., которые вызывают постепенное разрушение. Постепенные отказы в отличие от внезапных отказов чаще не влекут за собой аварийных последствий.

Усталостная прочность. Около 80% всех разрушений носят усталостный характер. Сопротивление металлических материалов усталости определяется пределом выносливости (см. стр. 95).

С увеличением размера образца величина предела выносливости уменьшается («масштабный фактор»). Резко снижают предел выносливости концентраторы напряжений. Чем тщательнее обработана поверхность образца (детали), тем выше предел выносливости. По сравнению с полированными образцами стали ($\sigma_B = 100 \text{ кгс/мм}^2$) предел выносливости шлифованных образцов снижается на 10–15%, а фрезерованных на 45–50%. Коррозия понижает предел выносливости на 40–60%. Предел выносливости изделий всегда ниже, чем образцов (рис. 69).

Многие детали машин (оси, валы и т. д.) работают на изгиб и кручение, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений. При знакопеременной нагрузке трещина усталости, как правило, образуется на поверхности под влиянием растягивающих напряжений. При наличии на поверхности остаточных напряжений сжатия растягивающие напряжения от внешней нагрузки уменьшаются и σ_R повышается; начало разрушения в этом случае происходит не на поверхности, а под упрочненным слоем.

Чувствительность к концентраторам напряжений резко снижается, а предел выносливости возрастает при создании на поверхности остаточных напряжений сжатия путем упрочнения химико-термической или другой обработкой.

Важно, чтобы высокое значение σ_R сочеталось с малой чувствительностью к концентраторам напряжений.

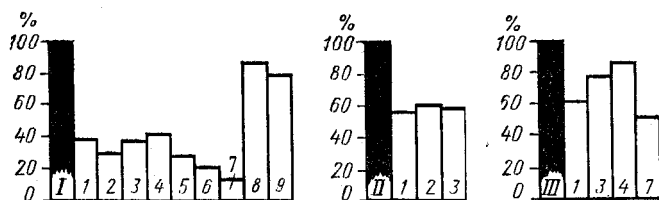


Рис. 69. Соотношение между пределами выносливости стали в малых, больших ($d = 50 + 60 \text{ мм}$) и надрезанных образцах (I–III соответственно) и деталях машины (1–9):

1 – коленчатый вал авиационного двигателя; 2 – коленчатый вал дизеля; 3 – вагонная ось; 4 – прямой вал с напрессованной ступицей; 5 – прямой вал со ступицей на шпоночном соединении; 6 – зубчатое колесо; 7 – болт с резьбой; 8 – заклепочное соединение двух пластин; 9 – сварное соединение пластин

*Изнашивание*¹. При относительном движении сочлененных деталей машин между контактирующими поверхностями возникает трение.

Трение — это результат различных видов взаимодействия, проявляющихся в механических, молекулярно-механических и коррозионно-механических процессах. Соотношение этих видов взаимодействия может быть самым различным в зависимости от условий нагружения, свойств контактирующих материалов и среды.

В результате трения многие детали машин подвергаются износу. Процессы, ведущие к износу, называют *изнашиванием*. В результате износа изменяются размеры деталей, увеличиваются зазоры между трущимися поверхностями, вызывающие биение и стук.

Интенсивность изнашивания определяют как отношение величины износа к обусловленному пути, на котором происходит изнашивание, а скорость изнашивания как отношение величины износа ко времени, в течение которого он возник. Свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию, оцениваемое величиной, обратной скорости (или интенсивности) изнашивания, принято называть *износостойкостью*.

При постоянных условиях трения имеют место три стадии изнашивания: 1) период приработки, при котором происходит интенсивное изнашивание, изменяется микрогеометрия поверхности и материал наклепывается; эти процессы обеспечивают упругое контактное взаимодействие тел; после приработки устанавливается равновесная шероховатость поверхности, характерная для заданных условий трения, которая в дальнейшем не изменяется и непрерывно воспроизводится; 2) период установившегося износа, в течение которого интенсивность износа минимальная для заданных условий трения; 3) период катастрофического износа.

Изнашивание происходит в результате механического, коррозионно-механического, эрозийного, кавитационного или усталостного воздействия.

К *механическому изнашиванию* относят абразивное, гидроабразивное, газоабразивное, эрозийное, кавитационное и усталостное изнашивание.

Абразивное изнашивание материала происходит в результате режущего или царапающего действия твердых тел или частиц. Абразивные частицы — это частицы грязи, пыли, песка. Они попадают между контактирующими поверхностями со смазкой или из воздуха, а также могут появиться в результате развития других видов изнашивания (схватывания, выкрашивания, окисления). Абразивное изнашивание является типичным для многих деталей горных, буровых, строительных, дорожных, сельскохозяйственных и других машин, работающих в технологических средах, содержащих абразивные частицы. Скорость изнашивания высока: 0,1–100 мкм/г.

Изнашивание, происходящее в результате воздействия твердых тел или частиц, увлекаемых потоком жидкости, называют *гидроабразивным изнашиванием*. Оно имеет место в мешалках и импеллерах реакторов, в колесах и корпусах насосов, в шнеках и т. д.

Если абразивные частицы увлекаются потоком газа, как это имеет место в дымоходах и воздуходувках, то вызываемое ими изнашивание называют *газоабразивным изнашиванием*.

¹ Здесь и далее используются термины и определения ГОСТ 23.002–78.

Эрозионное изнашивание происходит в результате воздействия потока жидкости или газа на поверхность.

Под *кавитационным изнашиванием* понимают изнашивание поверхности при относительном движении твердого тела в жидкости в условиях кавитации. В условиях кавитации работают гребные винты, гидротурбины, детали машин, подвергающиеся водяному охлаждению, трубопроводы.

При образовании продуктов химического взаимодействия металла со средой (изнашивание при фреттинг-коррозии и окислительное) возникает *коррозионно-механическое изнашивание*.

При длительном трении сопряженных поверхностей, в случае нормального износа окислительное изнашивание наблюдается в подшипниках скольжения, валах, втулках, поршневых кольцах и т. д.

Изнашивание при фреттинг-коррозии происходит в болтовых и заклепочных соединениях, посадочных поверхностях подшипников качения, шестерен, муфт и других деталей, находящихся в подвижном контакте. Для образования фреттинг-коррозии достаточны даже весьма малые относительные перемещения с амплитудой 0,025 мкм.

Причиной изнашивания является непрерывное разрушение защитной окисной пленки в точках подвижного контакта.

В результате одновременного механического воздействия и воздействия молекулярных или атомных сил наступает изнашивание, получившее название *молекулярно-механического*. К нему следует отнести изнашивание при заедании. Это результат схватывания, глубинного вырывания материала, переноса его с одной поверхности трения на другую и воздействия возникших неровностей на сопряженную поверхность. Такие повреждения возникают там, где между поверхностями контакта исчезают разделяющие их смазочные слои, адсорбированные пленки жира, влаги, газов, пленки окислов и др., и эти поверхности под действием нагрузки сближаются на расстояние межатомного взаимодействия.

Изнашивание при заедании наблюдается на зубчатых колесах, подшипниках скольжения и т. д.

Слой смазки устраняет непосредственный контакт двух поверхностей, благодаря чему не только уменьшаются силы трения, но создаются условия для устранения или уменьшения износа поверхностей. Смазка предотвращает схватывание при трении и обеспечивает хорошую прирабатываемость.

Для многих сталей с повышением твердости (при некотором запасе пластичности) относительная износостойкость возрастает. Повышение износостойкости стали достигается химико-термической обработкой (см. стр. 228), упрочнением поверхности путем механического наклепа или наплавки, образованием промежуточных пленок, предотвращающих непосредственный металлический контакт (фосфатирование, сульфидирование и др.). Износостойкость изделия зависит как от свойств материала, так и условий трения.

При лабораторных испытаниях стремятся выявить основной фактор. Во время испытания изменяют одно из внешних условий трения (например, давление), а остальные (скорость относительного перемещения, среду и т. д.) оставляют постоянными.

При выборе методики испытания нужно, чтобы механизм изнашивания образцов был таким же, как и механизм изнашивания изделия в работе.

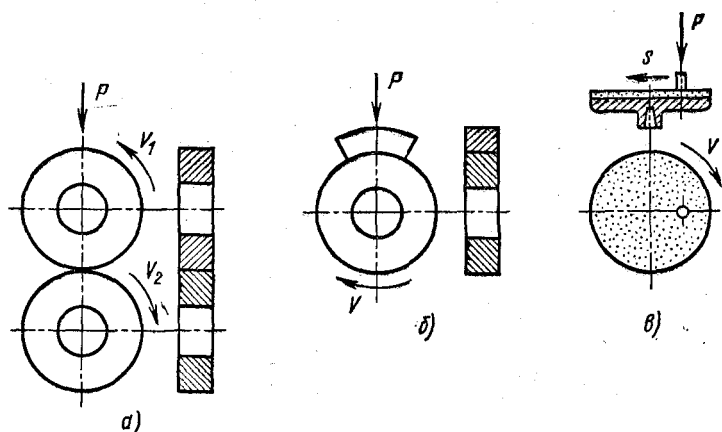


Рис. 70. Методы испытания на износ:

а — качения цилиндрических роликов с принудительным проскальзыванием; б — трение цилиндрических поверхностей ролика и вкладыша при вращении ролика; в — трение образца об абразивную поверхность (шлифовальную шкурку)

Для испытаний на трение и изнашивание наиболее часто применяют машины типа МИ, на которых можно проводить испытания пары цилиндрических образцов-роликов при трении качения с принудительным проскальзыванием (рис. 70, а), а также испытания пары — цилиндрический ролик-вкладыш при трении скольжения (рис. 70, б).

Методика испытания на износ должна приближаться к эксплуатационным условиям. Однако с целью сопоставления результатов на изнашивание, полученных в различных лабораториях, эти испытания должны быть стандартизованы.

Примером стандартизации испытания может служить метод испытания (ГОСТ 17367—71) на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы (рис. 70, в). В этом случае производят трение испытуемого и эталонного образцов об абразивную шкурку при статической нагрузке и отсутствии нагрева. Относительная износостойкость ε определяется по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{н}}} \left(\frac{d_{\text{э}}}{d_{\text{н}}} \right)^2,$$

где $\Delta l_{\text{э}}$ и $\Delta l_{\text{н}}$ — абсолютный линейный износ эталонного и испытуемого образца, мм; $d_{\text{э}}$ и $d_{\text{н}}$ — фактический диаметр эталонного и испытуемого образца, мм.

Контактно-усталостная прочность. Причиной отказа многих изделий (тяжелонагруженные зубчатые и червячные передачи, подшипники качения, катки, бегунки, рельсы, колеса и т. д.) является контактная усталость (усталостное изнашивание). Контактная усталость поверхностных слоев возникает при чистом качении. При контактом нагружении сила действует на весьма малые участки поверхности, вследствие чего в поверхностном слое металла возникают повышенные напряжения, которые, как правило, носят циклический характер и вызывают усталостное разрушение. Контактная

усталость приводит к образованию на поверхности контакта выкрашиваний, образованию оспин (язвин), нередко называемых питтингом.

Процесс разрушения заключается в зарождении усталостной трещины, как правило на поверхности, и постепенном развитии ее в глубь изделия и отделении частиц. Контактная выносливость характеризуется ограниченным пределом усталостного выкрашивания σ_k , т. е. максимальным нормальным напряжением цикла σ_{max} (вычисленным по формулам теории упругости), при котором не наблюдается разрушения поверхностных слоев испытуемого металла при данной базе испытания. Предел контактной выносливости определяется на базе $5 \cdot 10^7 - 2 \cdot 10^8$ циклов (в зависимости от материала). За критерий разрушения принимают начало прогрессирующего выкрашивания, которое может привести к выкрашиванию по всей поверхности. Минимальный размер выкрашивания должен превышать половину малой полуоси контактной площади ($D \geq 0,5b$)¹. По результатам испытания строят кривую контактной усталости.

Прочность конструкции. Из всего рассмотренного выше следует, что прочность конструкции определяется не только свойствами материалов, но и характером конструкции, уровнем технологии и условиями эксплуатации. В связи с этим прочность конструкции может быть повышена только в совокупности металлургических, технологических и конструкторских мероприятий.

О прочности конструкции нельзя судить только по результатам испытания образцов, так как они не отражают того многообразия воздействий, которым подвергается металл в процессе изготовления деталей и их дальнейшей работы в машинах (см. рис. 69).

Критериями оценки прочности конструкции в целом являются стеновые, натурные и эксплуатационные испытания. При таких испытаниях выявляется влияние на прочность и долговечность конструкции таких факторов, как распределение и величина остаточных напряжений, дефектов сварных швов и других дефектов технологии изготовления и конструирования металлоизделий.

Удельная прочность. Во многих отраслях промышленности (авиационной, ракетной, космической, транспортной и т. д.) при выборе материала для той или иной конструкции большое значение имеет удельная прочность, под которой понимают отношение предела прочности σ_b или иной характеристики механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_R , E и др.) к плотности ($k = \sigma_b/\gamma$)².

8. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Увеличение прочности металла при сохранении достаточной пластичности и вязкости повышает надежность и долговечность машин (конструкций) и снижает расход металла на их изготовление вследствие уменьшения сечения деталей машин, что имеет важное народнохозяйственное значение.

¹ Для испытания на контактную усталость применяют трехроликовые двухконтактные машины, в которых испытуемый образец обкатывается под давлением между двумя валами (роликами), а также машины, в которых плоская поверхность подвергается контактному нагружению при обкатке шарами.

² Удельная жесткость (E/γ) у большинства металлов [Fe (сталь), Ti, Al, Mg и др.] и дерева примерно одинакова (~ 2700). Этим можно объяснить многостлетнюю конкуренцию между авиационными конструкциями из стали, алюминия, титана и дерева.

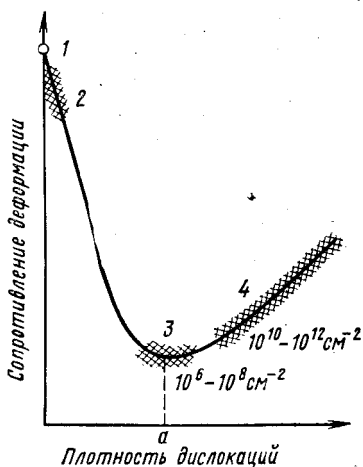


Рис. 71. Схема зависимости сопротивления деформации от плотности и других дефектов в металлах: 1 — теоретическая прочность; 2—4 — техническая прочность (2 — усы; 3 — чистые неупрочненные металлы; 4 — сплавы, упрочненные легированием, наклепом, термической или термомеханической обработкой)

Принято различать *техническую* и *теоретическую* прочность металлов.

Техническую прочность определяют значением описанных выше свойств: $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,2}$, σ_B , S_k , E , σ_R и др.

Под теоретической прочностью понимают сопротивление деформации и разрушению, которое должны были бы иметь материалы согласно физическим расчетам с учетом сил межатомного взаимодействия и предположения, что два ряда атомов одновременно смещаются относительно друг друга под действием напряжения сдвига.

Исходя из кристаллического строения и межатомных сил можно ориентировочно определить теоретическую прочность металла по следующей формуле: $\tau_{теор} \approx G/2\pi$, где G — модуль сдвига¹.

Теоретическое значение прочности, рассчитываемое по указанной формуле, в 100—1000 раз больше технической прочности. Как мы уже отмечали ранее, это связано с дефектами в кристаллическом строении, и прежде всего с существованием дислокаций. Прочность металлов не является линейной функцией плотности дислокаций (рис. 71).

Как видно из рис. 71, минимальная прочность определяется некоторой критической плотностью дислокаций a , приблизительно составляющей $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$. Эта величина относится к отожженным металлам. Величина $\sigma_{0,2}$ отожженных металлов составляет $10^{-5} - 10^{-4}G$.

Если плотность дислокаций (количество дефектов) меньше величины a (рис. 71), то сопротивление деформации резко увеличивается и прочность быстро приближается к теоретической.

Повышение прочности достигается: 1) созданием металлов и сплавов с бездефектной структурой; 2) повышением плотности дефектов (в том числе и дислокаций), затрудняющих движение дислокаций. Повышение прочности возможно также созданием композиционных материалов.

В настоящее время удалось получить кристаллы, практически не содержащие дислокаций. Это нитевидные кристаллы небольших размеров: длиной 2—10 мм и толщиной от 0,5—2,0 мкм, называемые «усами», обладают прочностью, близкой к теоретической. Так, например, предел прочности нитевидных кристаллов железа составляет 1300 кгс/мм^2 , меди 300 кгс/мм^2 и цинка 225 кгс/мм^2 , по сравнению с пределом прочности технического железа 30 кгс/мм^2 , меди 26 кгс/мм^2 и цинка 18 кгс/мм^2 .

¹ Модуль сдвига G — коэффициент пропорциональности между касательным напряжением τ и относительным сдвигом γ ($\tau = G\gamma$). Модуль сдвига для Fe равен 7700 кгс/мм^2 , для Cu — 4400 кгс/мм^2 , для Al — 2700 кгс/мм^2 .

Увеличение размера усов сопровождается резким снижением прочности. Малые размеры нитевидных металлических кристаллов (усов) и высокая чувствительность их к поверхностным дефектам пока ограничивают использование их в технике.

При увеличении количества дефектов (точечных, дислокаций и т. д.) кристаллического строения свыше величины a (рис. 71), происходит упрочнение металла.

Связь между пределом текучести σ_T и плотностью дислокации и других дефектов ρ выражается формулой

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho},$$

где σ_0 — напряжение сдвига до упрочнения (после отжига); b — вектор Бюргерса; α — коэффициент, зависящий от природы металла, его кристаллической решетки и структуры. Он определяется вкладом различных механизмов торможения дислокаций в общее упрочнение и имеет величину порядка 10^{-1} .

Плотность дислокаций не должна превышать $10^{12} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$. При большей плотности в металле образуются трещины.

Все применяемые в настоящее время методы упрочнения металлов — деформационное упрочнение (наклеп), легирование, т. е. создание различных сплавов, термическая и термо-механическая обработка и др. основаны на этом принципе.

Во всех случаях создаются условия для торможения дислокации в результате увеличения их плотности (создание дислокационных барьеров), возрастания сил трения при движении дислокаций за счет упругого взаимодействия с атомами легирующих элементов, образования на дислокациях примесных атмосфер, измельчения блоков (увеличения малоугловых границ), образования дисперсных частиц второй фазы (карбидов, нитридов, различных химических соединений и т. д.).

Деформационное упрочнение уже рассмотрено (см. стр. 84). Предел текучести при наклепе может достигнуть величины $10^{-3} - 10^{-2} G$ ($\rho = 10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$).

При легировании и термической обработке упрочнение связано с образованием твердого раствора, гетерогенных структур различной дисперсности или метастабильных структур, например мартенсита.

При образовании твердого раствора предел прочности, текучести и твердость повышаются. Это объясняется тем, что в неупорядоченном твердом растворе искажение области решетки вокруг атомов растворенного элемента, находящихся в плоскости скольжения, затрудняет продвижение дислокаций.

Упрочнение при образовании твердого раствора может быть определено по формуле, полученной Моттом и Набарро:

$$\sigma_T = G\epsilon^2 C,$$

где G — модуль сдвига, кгс/мм²; ϵ — параметр, зависящий от различия размеров атомов растворенного компонента r и растворителя r_0 ($\epsilon = \frac{r - r_0}{r_0}$); C — атомная концентрация растворенного компонента.

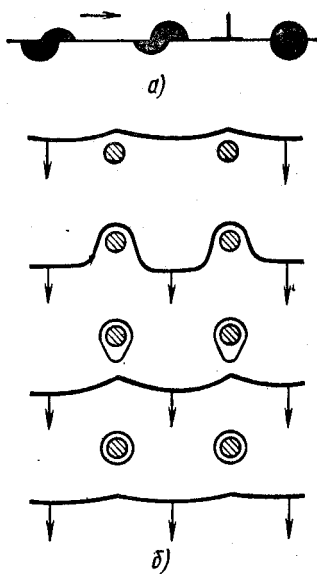


Рис. 72. Модель движения дислокаций в дисперсионно-твердеющих сплавах:

a — перерезание дисперсной частицы скользящей дислокацией; *b* — выгибание и продвижение скользящей дислокации между частицами второй фазы с образованием петель

Значительно затрудняют движение дислокаций, а следовательно, повышают прочность атмосферы Коттрелла даже при малом содержании второго компонента. При образовании твердого раствора внедрения прочность во много раз больше, чем при образовании твердого раствора замещения той же концентрации.

Сочетание повышенной прочности и хорошей пластичности позволяет использовать твердые растворы как основу конструкционных сплавов.

Упрочнение при образовании твердого раствора достигает $\sigma_T = 10^{-3}G$. При повышении температуры выше $0,5-0,6 T_{пл}$ упрочнение за счет образования твердых растворов резко уменьшается.

Наиболее сильно прочностные характеристики ($\sigma_b, \sigma_{0,2}$) возрастают при создании в сплавах высокодисперсной гетерофазной структуры с помощью закалки и старения (см. стр. 68). Упрочнение при старении объясняется торможением дислокаций зонами ГП или частицами выделений.

При образовании зон ГП, расстояние между которыми составляет $\sim 10^2$ Å, дислокации проходят через них (перерезают), что требует повышенных напряжений (рис. 72, *a*). Зоны ГП имеют модуль сдвига больше, чем у исходного твердого раствора α . Чем прочнее зоны ГП и больше их модуль упругости, тем труднее они перерезаются дислокациями. Вокруг зон ГП создается зона значительных упругих напряжений, которая также тормозит движение дислокаций, а следовательно, способствует упрочнению при старении.

В случае когерентных частиц избыточной фазы дислокации под действием приложенных напряжений либо перерезают, либо огибают эти частицы, что зависит от их размеров, прочности и расстояния между ними. В случае некогерентных частиц возможно только огибание их дислокациями. На рис. 72, *b* показано сначала выгибание, а затем (при больших напряжениях) и огибание частиц дислокациями. При возрастании напряжений дислокации образуют замкнутые дислокационные петли вокруг частиц (рис. 72, *b*). Оставив вокруг частиц петли, дислокации продолжают скользить в прежнем направлении (эти петли или кольца, естественно, препятствуют движению новых дислокаций). Критическое напряжение (предел текучести σ_T) проталкивания дислокации обратно пропорционально расстоянию R между частицами (рис. 72, *b*):

$$\sigma_T = \frac{Gb}{R},$$

где b — вектор Бюргерса дислокации; G — модуль сдвига матричной фазы (α -твердого раствора).

По мере того, как расстояние между частицами уменьшается вследствие возникших петель или колец, напряжение, необходимое для продвижения дислокаций между ними, возрастает, что приводит к повышению напряжения сдвига (предела текучести). Упрочнение дисперсными частицами достигает $10^{-2} G$ кгс/мм², но при нагреве до температуры $0,6-0,75 T_{пл}$ резко снижается.

Дисперсными частицами часто являются химические соединения. Чем сложнее кристаллическая решетка фазы упрочнителя и чем больше отличается ее состав от основного твердого раствора, тем сильнее упрочнение. Химические соединения, особенно карбиды и нитриды, имеют высокую твердость, но хрупки. Например, твердость карбида вольфрама WC — H1790, карбида титана TiC — H2850, нитрида тантала TaN — H3230.

При закалке стали на мартенсит упрочнение достигает $\sigma_T = 10^{-2} G$ кгс/мм².

Эффективным барьером для движения дислокаций в металлах является межзеренная граница. Это объясняется тем, что дислокация не может перейти границу зерна, так как в новом зерне плоскости скольжения не совпадают с плоскостью движения этой дислокации. Дальнейшая деформация продолжается в результате возникновения новой дислокации в соседнем зерне, поэтому чем мельче зерно (больше протяженность границ), тем выше прочность металла.

Зависимость предела текучести от размера зерна описывается отношением Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_0 и k — постоянные для данного металла, d — диаметр зерна.

Эта зависимость справедлива и для субзерен. При очень мелком зерне предел текучести может достигнуть $\sigma_T = 10^{-3} G$ кг·с/мм². Повышение прочности при измельчении зерна не сопровождается охрупчиванием металла.

Используя одновременно различные методы упрочнения, можно сильно повысить σ_b , $\sigma_{0,2}$, S_k . Если у поликристаллического железа $\sigma_{0,2} = 10-12$ кгс/мм², то после упрочнения образцов стали можно получить $\sigma_{0,2} = 300$ кгс/мм².

Развитие физического материаловедения позволяет предполагать, что в ближайшее десятилетие будут разработаны специальные сплавы и стали с пределом прочности 350–600 кгс/мм² и легкие сплавы с пределом прочности 100–150 кгс/мм².

Повышение плотности дислокаций или создание условий для их торможения значительно сильнее повышает σ_T , чем $S_{отр}$. При $S_{отр} < \sigma_T$ пластичность металла оказывается исчерпанной, и металл будет разрушаться хрупко, так как при нагружении $S_{отр}$ будет достигнуто раньше, чем σ_T (рис. 60).

Пластичность возрастает при увеличении подвижности дислокаций. Повышение пластичности и снижение порога хладноломкости достигается очисткой металла от примесей, получением требуемой структуры в процессе

плавки и литья, обработки давлением, и главным образом термической обработки.

Так, например, очистка хладноломких металлов (Fe, Cr, Mo, W и др.) от примесей внедрения (O_2 , N_2 , H_2) резко повышает работу распространения трещины и понижает порог хладноломкости.

Основная причина охрупчивания металла в присутствии примесей внедрения — малая подвижность дислокации. Это вызвано, с одной стороны, повышенным сопротивлением решетки раствора внедрения скольжению дислокаций и, с другой стороны, закреплением дислокаций атмосферами из атомов внедрения. Из-за низкой подвижности дислокаций, а следовательно, отсутствия микропластической деформации не происходит релаксации (ослабления) напряжений у вершины хрупкой трещины, чем и объясняется низкое сопротивление распространению трещин.

Чем меньше зерно металла, тем труднее развивается хрупкая трещина, поскольку границы зерен затрудняют переход трещины скола из одного зерна в другое вследствие изменения ее направления движения¹. С другой стороны, зародышевые трещины при мелком зерне меньше.

В связи с этим измельчение зерна, как правило, понижает $t_{п.х}$ и уменьшает возможность хрупкого разрушения. На рис. 73 показано влияние величины зерна стали на температурный порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем выше порог хладноломкости. Для устранения интеркристаллитного (межзеренного) хрупкого разрушения и понижения $t_{п.х}$ надо уменьшать скопление примесей в приграничных объемах (сегрегацию без выделения) и образование на границах зерен хрупких фаз (чаще химических соединений), особенно в виде сплошной сетки.

Твердые растворы обладают большей пластичностью, чем гетерогенные структуры.

Повышение чистоты металла, измельчение зерна, все технологические приемы повышения $t_{п.х}$ способствуют увеличению работоспособности изделия при циклических нагрузках. Чем лучше пластичность, тем больше работа пластической деформации даже при наличии надреза, меньше скорость развития трещины при циклическом нагружении (больше живучесть) и выше предел выносливости.

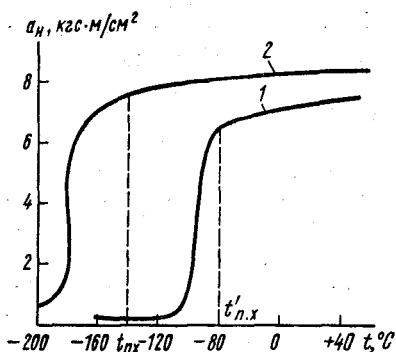
Структурная сверхпластичность. У некоторых сплавов наблюдается эффект сверхпластичности. Суть эффекта состоит в том, что в сверхпластичном состоянии сплавы, имеющие очень

мелкое зерно (~ 10 мкм), приобретают способность к необычно большим пластическим деформациям ($\delta = 10^2 - 10^3\%$) при одновременном снижении сопротивления деформации.

¹ Плоскости скола в каждом зерне имеют свою ориентировку.

Рис. 73. Влияние величины зерна на ударную вязкость железа и порог хладноломкости:

1 — крупнозернистая сталь; 2 — мелкозернистая сталь



При деформации в условиях сверхпластичности имеет место очень высокая чувствительность напряжения течения σ к изменению скорости деформации ϵ :

$$\sigma = k\epsilon^m.$$

Здесь k — коэффициент пропорциональности; m — показатель чувствительности сопротивления деформации к скорости деформации: $m = \frac{\lg(\sigma_1/\sigma_2)}{\lg(\epsilon_1/\epsilon_2)}$, где σ_1 и σ_2 — сопротивление деформации при скоростях деформации ϵ_1 и ϵ_2 соответственно.

Если для обычных металлов и сплавов $m \leq 0,3$, то для сверхпластичного состояния $m > 0,3$ и чаще 0,5—0,7.

Аномально высокая пластичность наблюдается также вблизи температур фазовых превращений и в момент мартенситного превращения (см. стр. 210).

Эффект структурной сверхпластичности наблюдается при температурах (0,6—0,85) $T_{пл}$ в диапазоне скоростей деформации (растяжение) 10^{-4} — 10^{-3} с $^{-1}$.*

При проявлении сверхпластичности деформация протекает главным образом за счет межзеренного перемещения (зернограничного скольжения) и в меньшей степени путем внутризеренного дислокационного скольжения. Используя эффект сверхпластичности, можно при затрате небольших усилий осуществить значительные деформации.

Проблема создания промышленного сверхпластичного материала — это прежде всего получение ультрамелкого равноосного зерна и сохранение его при сверхпластичной деформации. Стабилизация размеров зерна достигается: 1) применением двухфазных сплавов с объемным соотношением фаз 1:1; в этом случае имеет место максимальное развитие межфазовой поверхности, что обеспечивает взаимное торможение роста зерен фаз; 2) использованием дисперсных выделений, являющихся барьером для перемещения границ зерен. В настоящее время для обработки в состоянии сверхпластичности чаще используют цинкоалюминиевый сплав ЦА22 (22% Al), титановые $\alpha + \beta$ -сплавы (см. стр. 332), двухфазные $\alpha + \beta$ -сплавы меди и цинка (латунь), алюминиевый сплав, состоящий из α -раствора и дисперсных частиц Al_3Zr и некоторые другие.

Композиционные материалы. Высокая прочность может быть достигнута не только путем повышения плотности дислокаций, но и созданием так называемых композиционных материалов. Композиционные материалы на металлической основе состоят из пластичной матрицы (чаще алюминий, магний, никель и их сплавы), упрочненной высокопрочными тонкими волокнами (Mo, W, сталь, бор, окись алюминия, графит и др.), которые определенным образом в ней ориентированы. Волокна имеют диаметр от долей микрона до сотен микрон. Такие материалы сочетают высокую прочность волокна, несущего основную нагрузку, с пластичностью матрицы¹. Предел прочности композиционных материалов на основе Al и Mg с углеродными волокнами (30—40 об.%) при 20°C составляет 70—80 кгс/мм² и при 400°C — 60—70 кгс/мм². При армировании Al стальной проволокой (40 об. %) предел прочности при +20°C достигает 160 кгс/мм².

* Скорость деформации ϵ определяется из соотношения $\epsilon = f/\tau$, с $^{-1}$, где f — степень деформации (безразмерная величина); τ — время, с.

¹ Этот принцип ранее был применен в железобетоне, стеклопластиках и т. д. В системах, армированных волокнами, матрица передает нагрузку волокнам и распределяет ее между ними. Прочность такого композиционного материала зависит от прочности волокон, сил сцепления между волокнами и матрицей и от сопротивления матрицы сдвигу.

Применение композиционных материалов, сочетающих свойства сравнительно мягкой матрицы и прочных высокомодульных (до 50 000 кгс/мм² и более) волокон, дающих под нагрузкой малую деформацию, позволяет повысить удельную прочность материала на 20–40%.

Композиционный материал может быть получен направленной кристаллизацией эвтектических сплавов. Роль матрицы и волокон в этом случае выполняют фазы, образующие эвтектическую смесь (например, Nb – Nb₂C, Ta – Ta₂C, Ni – NiMo, Ni₃Al – Ni₃Nb и др.).

Эти сплавы обладают очень высокими механическими свойствами при нормальной и высокой температурах. Так, эвтектический сплав Ni₃Al – Ni₃Nb при +20°C имеет $\sigma_B = 100$ кгс/мм² и при 1100°C – $\sigma_B = 50$ кгс/мм². Недостатком этих материалов является малая пластичность.

Перспективны дисперсноупрочненные сплавы. Под дисперсноупрочненными сплавами понимают композиционные материалы, упрочнителями в которых являются равномерно распределенные на определенном расстоянии (0,1–0,5 мкм) друг от друга дисперсные частицы (размером менее 0,01–0,05 мкм), не растворяющиеся в матрице (чистом металле или твердом растворе). Эти частицы искусственно вводятся в сплав в процессе их получения. Расчет показывает, что эффективное упрочнение достигается при содержании упрочняющей фазы не более 5–10 об. %.

Использование в качестве упрочняющих фаз стабильных тугоплавких соединений, не растворяющихся в матричном металле, позволяет сохранить высокую прочность материала до 0,9–0,95 $T_{пл}$. В связи с этим такие материалы чаще применяют как жаропрочные.

Большая часть работы (до 95%), затрачиваемой на деформацию металла, превращается в теплоту (металл нагревается), остальная часть энергии аккумулируется в металле в виде повышенной потенциальной энергии атомов, смещенных из положения равновесия. О накоплении энергии свидетельствуют увеличение количества нарушений кристаллического строения (поверхностей раздела, вакансий, дислокаций и т. д.) и рост остаточных напряжений в процессе деформации. В связи с этим состояние наклепанного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве такого металла в нем протекают процессы возврата и рекристаллизации, обуславливающие возвращение всех свойств к свойствам металла до деформации.

1. ВОЗВРАТ

При нагреве до сравнительно низких температур (обычно ниже $0,2-0,3 T_{пл}$)¹ начинается процесс возврата, под которым понимают повышение структурного совершенства наклепанного металла в результате уменьшения плотности дефектов строения, однако при этом еще не наблюдается заметных изменений структуры, видимой в оптическом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием.

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (ниже $0,2 T_{пл}$) протекает первая стадия возврата — *отдых*, когда происходит уменьшение точечных дефектов (вакансий) и перераспределение дислокаций без образования новых субграниц.

Избыточные вакансии и межузельные атомы поглощаются дислокациями при перераспределении последних при нагреве. Кроме того, происходит сток вакансий к границам зерен, что определяет уменьшение их концентрации. Далее вакансии и межузельные атомы при встрече взаимно погашаются. В процессе отдыха частично устраняются и дислокации. Дислокации противоположных знаков притягиваются и аннигилируют.

Вторая стадия возврата — *полигонизация*, под которой понимают дробление (фрагментацию) кристаллитов на субзерна (полигоны) с малоугловыми границами.

Для объяснения процесса полигонизации предложен следующий дислокационный механизм. При деформации кристалла, например, путем изгиба возникают дислокации, беспорядочно распределенные в плоскостях скольжения (рис. 74, а). При нагреве, допускающем самодиффузию, избыточные дислокации одного знака выстраиваются в дислокационные стенки, что

¹ $T_{пл}$ — температура плавления, выраженная в абсолютной шкале температур.

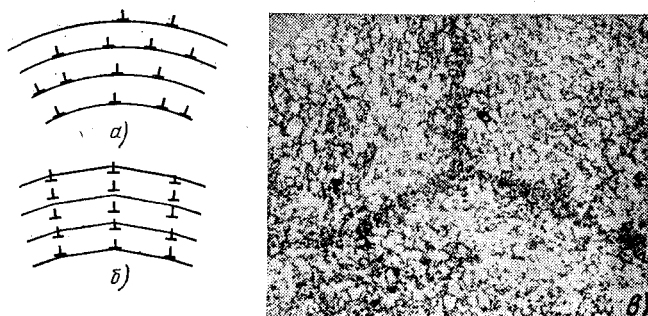


Рис. 74. Схема процесса полигонизации: а — распределение дислокации после деформации; б — образование границ блоков; в — субзерна в структуре железа

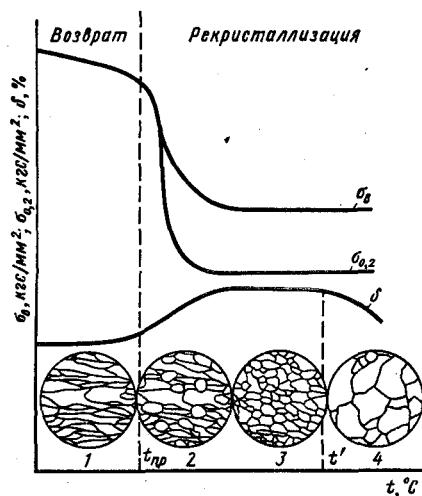


Рис. 75. Влияние нагрева на механические свойства и структуру металла, упроченного деформацией

приводит к образованию в монокристалле или в зернах поликристалла — субзерен (полигонов), свободных от дислокаций и отделенных друг от друга малоугловыми дислокационными границами, часто криволинейными (рис. 74, б). Процесс полигонизации этого классического типа чаще протекает после небольших деформаций при нагреве до $0,25-0,3 T_{пл}$.

В процессе возврата обычный комплекс механических свойств чаще изменяется мало (рис. 75).

2. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Первичная рекристаллизация. При повышении температуры подвижность атомов возрастает и при достижении определенной температуры образуются новые равноосные зерна.

Как видно из рис. 75, до температуры $t_{п.р}$ сохраняется деформированное зерно (рис. 75, поз. 1). При температуре $t_{п.р}$ в деформированном металле образуются и растут зародыши (рис. 75, поз. 2) новых зерен с неискаженной решеткой и значительно меньшей плотностью дефектов, отделенные от остальной части матрицы границами с большими углами разориентировки (высокоугловыми границами). Зародыши новых зерен, вероятно, возникают в участках с повышенной плотностью дислокаций, где сосредоточены наибольшие искажения решетки, т. е. у границ деформированных зерен (блоков) или плоскостей сдвига внутри зерен; затем зародыши растут в результате перехода к ним атомов от деформированных участков.

При нагреве наклепанного металла не восстанавливается старое зерно, а появляется совершенно новое, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. Образование новых, равноосных зерен (рис. 75, поз. 3) вместо ориентированной волокнистой структуры (рис. 75, поз. 1) деформированного металла называется *рекристаллизацией обработки*, или *первичной рекристаллизацией*.

Процесс первичной рекристаллизации термодинамически выгоден, так как сопровождается уменьшением объемной свободной энергии. В результате рекристаллизации наклеп практически полностью снимается и свойства приближаются к их исходным значениям. Как видно из рис. 75, при рекристаллизации предел прочности, и, особенно, предел текучести, резко снижаются, а пластичность (δ , ψ) возрастает. Разупрочнение объясняется снятием искажения решетки и резким уменьшением плотности дислокаций. Плотность дислокации после рекристаллизации снижается с $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ до $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$. Наименьшую температуру $t_{п.р}$ (см. рис. 75), при которой начинается процесс рекристаллизации и происходит разупрочнение металла, называют *температурным порогом рекристаллизации*.

Эта температура не является постоянной физической величиной, как, например, температура плавления. Для данного металла (сплава) она зависит от длительности нагрева, степени предварительной деформации, величины зерна до деформации и т. д. Температурный порог рекристаллизации тем ниже, чем выше степень деформации, больше длительность нагрева или меньше величина зерна до деформации.

Температура начала рекристаллизации $t_{п.р}$ металлов, подвергнутых значительной деформации, для технически чистых металлов составляет примерно $0,4 T_{пл}$ (правило А. А. Бочвара), для чистых металлов она снижается до $(0,1 - 0,2) T_{пл}$, а для сплавов твердых растворов возрастает до $(0,5 - 0,6) T_{пл}$.

Для полного снятия наклепа металл нагревают до более высоких температур, чтобы обеспечить высокую скорость рекристаллизации и полноту ее протекания. Такая термическая обработка получила название *рекристаллизационный отпуск*.

Собирательная рекристаллизация. После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизационных зерен за счет других (рис. 75, поз. 4)¹. Это происходит путем передвижения высокоугловых границ таким образом, что зерна с вогнутыми границами «поедают» зерна с выпуклыми границами. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют *собирательной рекристаллизацией*. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление системы к уменьшению зернограницной (поверхностной) энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна. В период собирательной рекристаллизации предел текучести может уменьшиться в соответствии с соотношением Хола-Петча.

При высокой температуре (выше t') пластичность может также уменьшаться (см. рис. 75), что объясняется сильным ростом зерна (явление перегрева при рекристаллизации).

¹ Собирательная рекристаллизация начинается после того, как выросшие зародыши рекристаллизации приходят во взаимное соприкосновение.

Вторичная рекристаллизация. Некоторые из новых зерен имеют предпочтительное условие для роста. Зерна, растущие с большой скоростью, можно условно рассматривать как зародышевые центры, поэтому процесс их роста получил название *вторичной рекристаллизации*. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое количество очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, вероятно, вызывается благоприятной для роста кристаллографической ориентировкой отдельных зерен, меньшей, чем у других зерен концентрацией дефектов (величиной объемной энергии), и более высокой подвижностью границ в результате неравномерного выделения примесей. Разнозернистость понижает пластичность.

Размер зерна после рекристаллизации. Размер рекристаллизованного зерна оказывает большое влияние на свойства металла. Как указывалось выше, металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью и особенно пластичностью. Однако в некоторых случаях необходимо, чтобы металл имел крупное зерно. Так, например, трансформаторная сталь или техническое железо наиболее высокие магнитные свойства имеют при крупном зерне. Величина зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации может быть больше или меньше исходной. Она зависит от температуры рекристаллизационного отжига (рис. 76, а), его продолжительности (рис. 76, б), степени предварительной деформации (рис. 76, в), химического состава сплава, размера исходного зерна, наличия нерастворимых примесей и т. д. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига размер зерна возрастает. Величина рекристаллизованного зерна тем меньше, чем больше степень деформации (рис. 76, в). При низких температурах (выше $t_{\text{ДПР}}$) t_1, t_2 (рис. 76, б) образование рекристаллизованного зерна происходит не сразу, а через некоторый отрезок времени — так называемый инкубационный период.

При очень малых степенях деформации (рис. 76, в) нагрев не вызывает рекристаллизации. При 3—15%-ной деформации величина зерна после отжига резко возрастает и может во много раз превысить размер исходного зерна. Такую степень деформации называют *критической*. При нагреве после критической степени деформации также не происходит процесса рекристаллизации по механизму образования новых зерен и их роста. Нагрев после критической степени деформации вызывает только быстрый рост од-

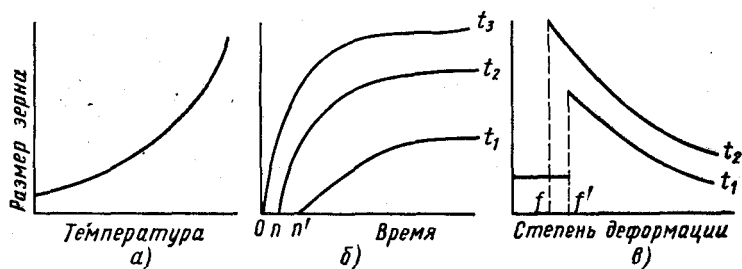


Рис. 76. Влияние температуры, продолжительности и степени деформации на величину рекристаллизованного зерна ($t_1 < t_2 < t_3$; O_n и O_n' — продолжительность инкубационного периода; f и f' — критическая степень деформации).

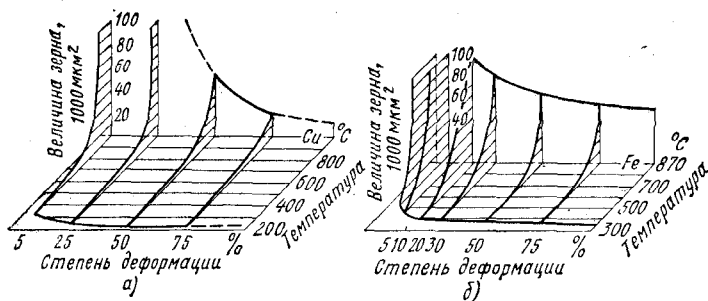


Рис. 77. Диаграмма рекристаллизации:

а — для меди; б — для железа

них исходных нерекристаллизованных зерен за счет поглощения соседних. Такой механизм рекристаллизации, сходный со вторичной рекристаллизацией, объясняется неоднородностью деформации разных зерен при небольших степенях деформации. В связи с этим при нагреве становится возможным рост менее деформированных зерен, т. е. имеющих более низкое значение свободной энергии за счет более деформированных, имеющих большую свободную энергию. При степени деформации выше критической протекает процесс первичной рекристаллизации.

Следовательно, критической называют такую минимальную степень деформации, выше которой при нагреве становится возможным протекание процесса первичной рекристаллизации.

Это объясняется тем, что с развитием деформации возрастает число участков с повышенной плотностью дислокаций и, следовательно, увеличивается возможность образования центров рекристаллизации. При высоких степенях деформации скорость образования рекристаллизованных зародышей превышает скорость их роста, что и предопределяет образование мелкого зерна.

Зависимость размера зерна от температуры и степени деформации часто изображают в виде диаграмм рекристаллизации (рис. 77). Эти диаграммы дают возможность в первом приближении выбрать режим рекристаллизационного отжига. Но следует учитывать, что результаты отжига зависят и от других факторов. Диаграммы рекристаллизации не учитывают влияние примесей, скорости нагрева и величины зерна до деформации. Чем быстрее нагрев, тем мельче зерно. При уменьшении размера исходного зерна повышается критическая степень деформации, и рекристаллизованное зерно (при данной степени деформации) оказывается мельче.

Текстура рекристаллизации. После высоких степеней предшествующей деформации возникает текстура, которая нередко является причиной образования при последующем нагреве текстуры рекристаллизации. В этом случае новые рекристаллизованные зерна имеют преимущественную кристаллографическую ориентировку. Характер текстуры рекристаллизации определяется условиями проведения отжига, видом предшествующей обработки давлением (прокатка, волочение и т. д.), а также количеством и природой примесей.

При низких температурах отжига металлов с г. ц. к.-решеткой (К12) текстура рекристаллизации такая же, как текстура деформации. При высоких

температурах отжига текстура рекристаллизации часто отличается от текстуры деформации или отсутствует. Текстуру рекристаллизации можно наблюдать в меди, алюминии, железе и других металлах. При образовании текстуры рекристаллизации отожженный поликристаллический металл характеризуется анизотропией свойств.

Анизотропия в ряде случаев нежелательна. Например, при глубокой штамповке листы во избежание различных дефектов (складчатости, волнистой кромки и т. д.) должны деформироваться во всех направлениях одинаково. Однако в некоторых случаях получение текстуры желательно. В трансформаторной стали используют анизотропию магнитной проницаемости, таким образом, чтобы ее максимальное значение вдоль $[100]$ было параллельно направлению магнитного потока.

3. ХОЛОДНАЯ И ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИИ

В зависимости от соотношения температуры деформации и температуры рекристаллизации различают холодную и горячую деформации. Холодной деформацией называют такую, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации. В связи с этим холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла.

Деформацию называют горячей, если ее проводят при температурах выше температуры рекристаллизации для получения полностью рекристаллизованной структуры.

При этих температурах деформация также вызывает упрочнение («горячий наклеп»), которое полностью или частично снимается полигонизацией и рекристаллизацией, протекающими при температурах обработки и при последующем охлаждении. В отличие от *статических* полигонизации и рекристаллизации, рассмотренных ранее, процессы полигонизации и рекристаллизации, происходящие в период деформации, называют *динамическими*.

При горячей обработке давлением (прокатке, прессовании, ковке, штамповке и т. д.) упрочнение в результате наклепа (повышение плотности дислокации) непосредственно в процессе деформации непрерывно чередуются с процессом разупрочнения (уменьшением плотности дислокаций) при динамической полигонизации и рекристаллизации во время деформации и охлаждения.

В этом основное отличие динамической полигонизации и рекристаллизации от статической. Механизмы процессов статической и динамической полигонизации и рекристаллизации одинаковы.

Горячую деформацию в зависимости от состава сплава и скорости деформации обычно проводят при температурах $(0,7 - 0,75) T_{пл}$.

При этих температурах процессы динамической полигонизации и рекристаллизации успевают проходить в процессе деформации, что значительно снижает сопротивление металла пластической деформации и повышает пластичность.

Когда металл после деформации имеет частично рекристаллизованную структуру, то такую деформацию правильнее называть неполной горячей, или теплой. В этом случае процесс деформации металла с большими обжатиями и больших сечений затрудняется.

Сплавы железа распространены в промышленности наиболее широко. Главные из них — сталь и чугун представляют собой сплавы железа с углеродом. Несмотря на стремительное развитие производства и применения различного рода материалов, 93% используемых в мире конструкционных материалов составляют стали и чугуны. Для получения заданных свойств в сталь и чугун вводят легирующие элементы. Ниже будет рассмотрено строение и фазовые превращения в сплавах железа с углеродом, а также фазы в сплавах железа с легирующими элементами.

1. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО — УГЛЕРОД

Чистое железо — металл серебристо-белого цвета. Атомный номер 26, атомная масса 55,85 (см. табл. 1), атомный радиус 1,27 Å. Чистое железо, которое может быть получено в настоящее время, содержит 99,999% Fe. Технические сорта железа содержат 99,8—99,9% Fe. Температура плавления железа 1539°C. Известны две полиморфные модификации: α и γ . Модификация α существует при температурах ниже 910°C и выше 1392°C (см. рис. 27). Для интервала температур 1392—1539°C α -железо нередко обозначают как δ -железо.

Кристаллическая решетка α -железа — объемноцентрированный куб с периодом решетки 2,8606 Å. До температуры 768°C α -железо магнитно (ферромагнитно). Критическую точку (768°C), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают A_2 .

Магнитные свойства железа сильно зависят от его чистоты и режимов термической обработки. Для технического железа, содержащего 99,8—99,9% Fe, максимальная магнитная проницаемость $\mu_{\max} = 5000 \div 10000$ Гс/Э и коэрцитивная сила $H_c \approx 0,5-1$ Э; для железа с 99,99% Fe, $\mu_{\max} = 28000$ Гс/Э и $H_c \approx 0,025$ Э. Плотность α -железа 7,68 г/см³. Температурный коэффициент линейного расширения железа $11,7 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, удельное электросопротивление $\sim 10 \cdot 10^6$ Ом·см и коэффициент теплопроводности 0,20 кал/(с·см°C). При температуре 910—1392°C существует γ -железо; оно парамагнитно. Критическую точку $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращения при 910° обозначают соответственно A_{c3} (при нагреве) и A_{r3} (при охлаждении). Критическую точку перехода $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -железа при 1392°C обозначают A_{c4} (при нагреве) и A_{r4} (при охлаждении)¹.

Кристаллическая решетка γ -железа — гранецентрированный куб с пе-

¹ Критические точки A_r и A_c происходят от начальных букв французских слов: A — arrêter — остановка (площадка на кривой охлаждения и нагревания), r — refroidissement — охлаждение и c — chauffage — нагрев.

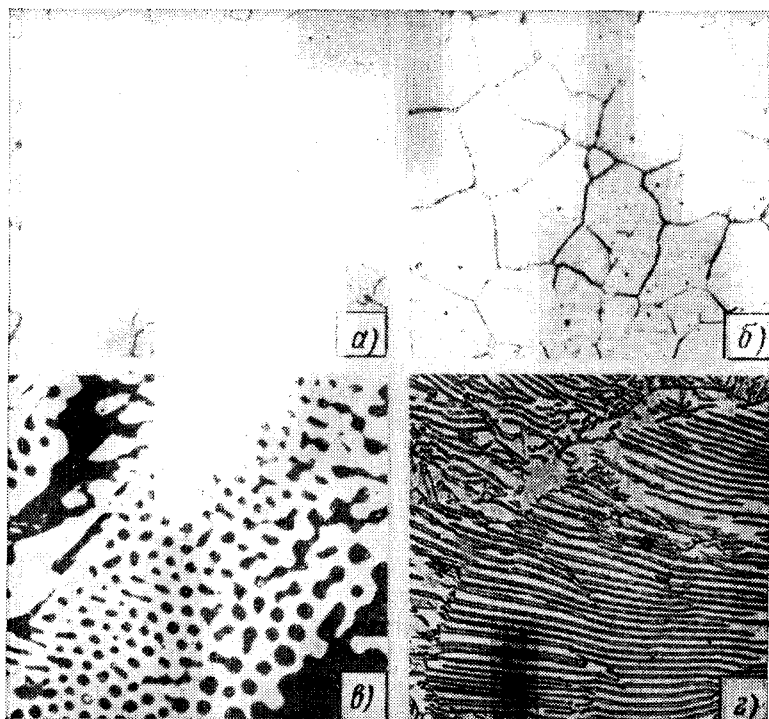


Рис. 78 Структура феррита (а), аустенита, выявленного при 1000°С в вакуумной камере (б; $\times 150$), ледобурита (с) и перлита (д; $\times 1500$)

риодом 3,645 Å при температуре 910°С. Плотность γ -железа (полученная экстраполированием при 20°С) выше, чем α -железа, и равна 8,0–8,1 г/см³. При превращении $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит сжатие. Объемный эффект сжатия составляет примерно 1,0%.

Углерод является неметаллическим элементом II периода четвертой группы (см. табл. 1), атомный номер 6, плотность 2,5 г/см³, атомная масса 12,011, температура плавления 3500°С, атомный радиус 0,77 Å. Углерод полиморфен. В обычных условиях он находится в виде модификации графита, но может существовать и в виде метастабильной модификации алмаза.

Углерод растворим в железе в жидком и твердом состоянии, а также может быть в виде химического соединения — цементита, а в высокоуглеродистых сплавах и в виде графита.

Фазы. В системе Fe — С различают следующие фазы: жидкий сплав, твердые растворы — феррит и аустенит, а также цементит и графит.

Феррит (Ф) — твердый раствор углерода в α -железе. Различают низкотемпературный α -феррит с растворимостью углерода до 0,02% и высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1%. Атом углерода располагается в решетке феррита в центре грани куба, где помещается сфера радиусом 0,29 атомного радиуса железа R_{Fe} , а также в вакансиях, на дислокациях и т. д. Под микроскопом феррит выявляется в виде однородных полиэдрических зерен (рис. 78, а).

Феррит (при 0,006% C) имеет следующие механические свойства: $\sigma_b = 25$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 12$ кгс/мм²; $\delta = 50\%$; $\psi = 80\%$; $HB 80-90$.

Аустенит (А) — твердый раствор углерода в γ -железе. Предельная растворимость углерода в γ -железе 2,14%. Атом углерода в решетке γ -железа располагается в центре элементарной ячейки (см. рис. 28, б), в которой может поместиться сфера радиусом 0,41 R_{Fe} (R_{Fe} — атомный радиус железа) и в дефектных областях кристалла.

Микроструктура аустенита — полиэдрические зерна (рис. 78, б).

Цементит. Это химическое соединение железа с углеродом — карбид железа Fe_3C . В цементите содержится 6,67% углерода. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура плавления цементита точно не определена в связи с возможностью его распада и принимается примерно равной 1550°C¹. До температуры 210°C (точка A_0) цементит ферромагнитен. К характерным особенностям цементита относятся высокая твердость ($HV800-850$) и очень малая пластичность. Цементит является метастабильной фазой. В условиях равновесия в сплавах с высоким содержанием углерода образуется графит.

Графит. Кристаллическая решетка графита гексагональная слоистая (см. рис. 84, а). Межатомные расстояния в решетке небольшие и составляют 1,42 Å, расстояние между плоскостями 3,40 Å. Графит мягок и обладает низкой прочностью.

2. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО — ЦЕМЕНТИТ (МЕТАСТАБИЛЬНОЕ РАВНОВЕСИЕ)

Диаграмма состояния железо — углерод (цементит) приведена на рис. 79. Она показывает фазовый состав и структуру сплавов с концентрацией от чистого железа до цементита (6,67% C).

Система Fe — Fe_3C метастабильная. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш свободной энергии, однако кинетическое образование карбида железа более вероятно.

На диаграмме Fe — Fe_3C точка A (1539°C) отвечает температуре плавления железа, а точка D (~1550°C) — температуре плавления цементита. Точки N (1392°C) и G (910°C) соответствует полиморфному превращению $\alpha \rightleftharpoons \gamma$.

Характерным точкам диаграммы состояния Fe — Fe_3C (см. рис. 79) соответствуют следующие концентрации углерода (% по массе): $B - 0,51\%$ C в жидкой фазе, находящейся в равновесии с δ -ферритом и аустенитом при перитектической температуре 1499°C; $H - 0,1\%$ C (предельное содержание в δ -феррите при 1499°C); $J - 0,16\%$ C — в аустените при перитектической температуре 1499°C; $E - 2,14\%$ C (предельное содержание в аустените при эвтектической температуре 1147°C); $S - 0,8\%$ C в аустените при эвтектоидной температуре 727°C; $P - 0,02\%$ C (предельное содержание в феррите при эвтектоидной температуре 727°C).

Кристаллизация сплавов Fe — Fe_3C . Линия AB (линия ликвидус) показывает температуру начала кристаллизации δ -феррита (Φ) из жидкого сплава

¹ По новым данным температура плавления Fe_3C 1250°C.

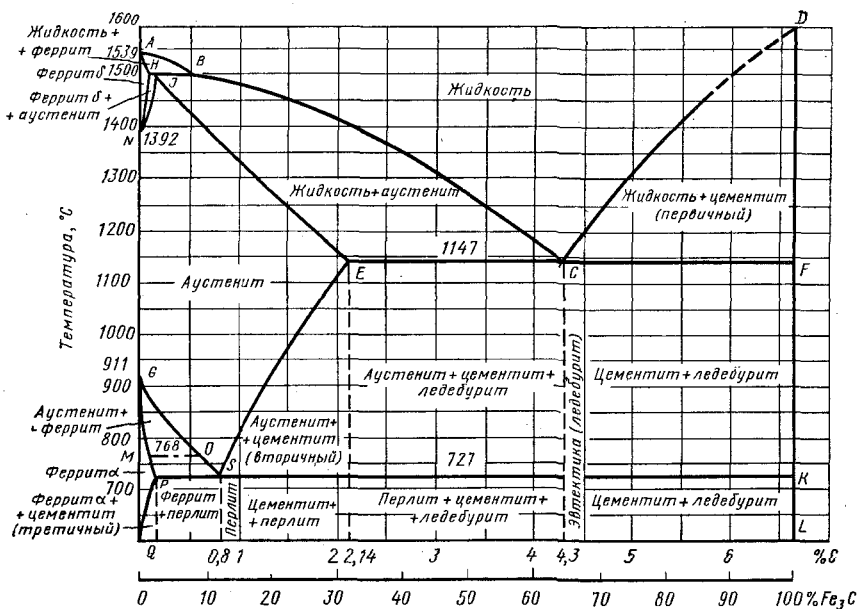
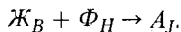
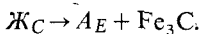


Рис. 79. Диаграмма состояния Fe—Fe₃C

(Ж); BC (линия ликвидус) соответствует температуре начала кристаллизации аустенита (A) из жидкого сплава; CD (линия ликвидус) соответствует температуре начала кристаллизации первичного цементита (Fe₃C) из жидкого сплава; AH (линия солидус) является температурной границей области жидкого сплава и кристаллов δ-феррита; ниже этой линии существует только δ-феррит; HJB — линия перитектического инвариантного (C = 0) равновесия (1499°C); по достижении температуры, соответствующей линии HJB, протекает перитектическая реакция (жидкость состава точки B взаимодействует с кристаллами δ-феррита состава точки H с образованием аустенита состава точки J):



Линия ECF (линия солидус) соответствует кристаллизации эвтектики — ледебурит



Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов, содержащих различное количество углерода.

В сплавах, содержащих до 0,1% C, кристаллизация заканчивается при температурах, соответствующих линии AH, с образованием δ-феррита (см. рис. 79). В сплавах, содержащих 0,1–0,16% C, по достижении температур, отвечающих линии AB, из жидкой фазы начинают выделяться кристаллы δ-феррита и сплав становится двухфазным (жидкий сплав и кристаллы δ-феррита). При температуре 1499°C в равновесии находятся δ-феррит состава точки H (0,1% C) и жидкая фаза состава точки B (0,51% C).

При этой температуре протекает перитектическое превращение ($J_B + \Phi_H \rightarrow \Phi_H + A_J$), в результате которого образуется двухфазная структура δ -феррит (Φ) + γ -твердый раствор (A). В сплаве, содержащем 0,16% С (точка J), исходные кристаллы твердого раствора δ -феррита в результате взаимодействия с жидкой фазой при перитектической реакции полностью превращаются в аустенит: $J_B + \Phi_H \rightarrow A_J$.

В сплавах, содержащих от 0,16 до 0,51% С при перитектической температуре в результате взаимодействия между δ -ферритом и жидкой фазой образуется аустенит, но жидкая фаза остается, правда, в меньшем количестве (рис. 80, сплав 1): $J_B + \Phi_H \rightarrow J_B + A_J$.

В связи с этим при температурах ниже линии JB сплав будет двухфазным: аустенит + жидкость. Процесс кристаллизации закончится по достижении температур, соответствующих линии солидус JE . После затвердевания сплавы приобретают однофазную структуру — аустенит.

Сплавы, содержащие от 0,51 до 2,14% С, кристаллизуются в интервале температур, ограниченном линиями BC и JE . Ниже линии BC сплавы состоят из жидкой фазы и аустенита. В процессе кристаллизации состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус, а аустенита — по линии солидус. Например, в сплаве 2 при температуре t_7 состав жидкой фазы определится точкой z , а аустенита — точкой v (рис. 80). После затвердевания (ниже линии солидус JE) сплавы получают однофазную структуру — аустенит.

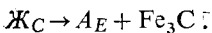
Первичные кристаллы аустенита (так же как и δ -феррита) имеют вид дендритов, величина и строение которых определяются перегревом металла выше линии ликвидус, его составом и условиями охлаждения в процессе кристаллизации.

При кристаллизации доэвтектических сплавов, содержащих от 2,14 до 4,3% С, из жидкой фазы по достижении температур, соответствующих линии ликвидус BC , сначала выделяются кристаллы аустенита. Состав жидкой фазы в интервале температур кристаллизации определяется линией BC , а аустенита — линией JE .

Так, сплав 3 (рис. 80) при температуре t_{12} содержит жидкую фазу состава, отвечающего точке m , и аустенит состава, отвечающего точке n .

При температуре 1147°C аустенит достигает предельной концентрации, соответствующей точке E (2,14% С), а оставшаяся жидкость — эвтектического состава точки C (4,3% С).

При температуре эвтектики (линия ECF) существует неинвариантное ($C=0$) равновесие — аустенита состава точки E (A_E), цементита (Fe_3C) и жидкой фазы состава точки C (J_C). В результате кристаллизации жидкого сплава состава точки C образуется эвтектика ледебурит, состоящая в момент образования из аустенита состава точки E и цементита:



Ледебурит

На кривой охлаждения при кристаллизации эвтектики (ледебурита) отмечается площадка (рис. 80, б). Следовательно, доэвтектические сплавы после затвердевания имеют структуру аустенит + ледебурит ($A + Fe_3C$). Фазовый состав сплава после затвердевания — аустенит и цементит.

Эвтектический сплав (4,3% С) затвердевает при постоянной температуре

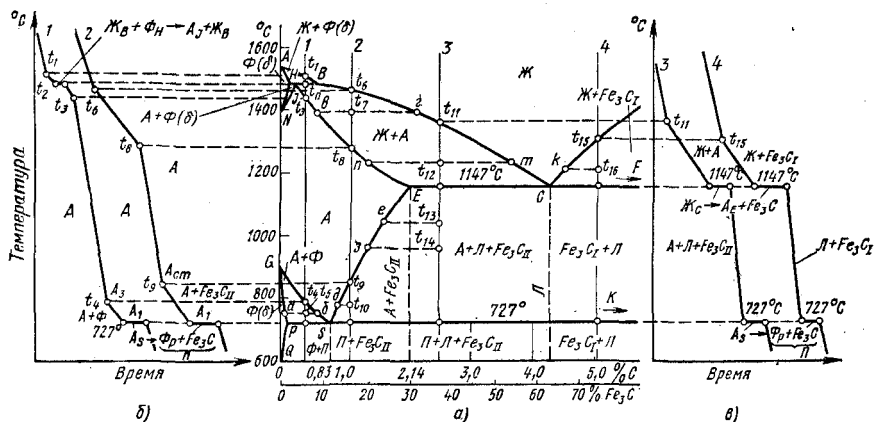


Рис. 80. Диаграмма состояния Fe — Fe₃C (а) и кривые охлаждения стали (б) и чугуна (в)

с образованием только эвтектики — ледобурита, которая состоит из двух фаз: аустенита и цементита (см. рис. 80).

Ледобурит имеет сотовое или пластинчатое строение. При медленном охлаждении образуется сотовый ледобурит, представляющий собой пластины цементита, проросшие разветвленными кристаллами аустенита. Пластинчатый ледобурит состоит из тонких пластин цементита, разделенных аустенитом, и образуется при быстром охлаждении. Сотовое и пластинчатое строение нередко сочетается в пределах одной эвтектической колонии (см. рис. 78, в и 82, б).

Заэвтектические сплавы (4,3—6,7% С) начинают затвердевать с понижением температуры до линии ликвидус CD . При этом в жидкой фазе зарождаются и растут кристаллы цементита. Концентрация углерода в жидком сплаве с понижением температуры уменьшается по линии ликвидус. Так, например, при температуре t_{16} состав жидкости в сплаве 4 определится точкой k . При температуре 1147°C жидкость достигает эвтектической концентрации 4,3% С (точка C) и затвердевает с образованием ледобурита. После затвердевания заэвтектические сплавы состоят из первичного цементита и ледобурита (см. рис. 80). Фазовый состав заэвтектических сплавов после затвердевания — аустенит и цементит.

Сплавы, содержащие до 2,14% С, называют *сталью*; сплавы, содержащие более 2,14% С, — *чугуном*. Принятое разграничение между сталью и чугуном совпадает с предельной растворимостью углерода в аустените. Стали после затвердевания не содержат хрупкой структурной составляющей — ледобурита, и при высоком нагреве имеют только аустенитную структуру, обладающую высокой пластичностью, поэтому они легко деформируются при нормальных и повышенных температурах, т. е. являются в отличие от чугуна ковкими сплавами.

По сравнению со сталью чугуны обладают лучшими литейными свойствами, в частности, более низкими температурами плавления, и имеют меньшую усадку. Это объясняется присутствием в структуре чугунов легкоплавкой эвтектики (ледобурита).

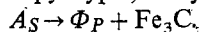
Фазовые и структурные изменения в сплавах Fe – Fe₃C (вторичная кристаллизация). Полиморфные превращения в железе и изменение растворимости углерода в аустените и феррите с понижением температуры вызывают фазовые и структурные превращения. Эти превращения, протекающие в твердом состоянии, описываются линиями (см. рис. 79, 80), приведенными ниже. Линия *NH* – верхняя граница области сосуществования двух фаз – δ-феррита и аустенита. При охлаждении эта линия соответствует температурам начала полиморфного превращения δ-феррита в аустенит. Линия *NJ* – нижняя граница области сосуществования δ-феррита и аустенита; при охлаждении соответствует температурам окончания превращения δ-феррита в аустенит. Верхняя граница области сосуществования феррита (в парамагнитном состоянии) и аустенита соответствует линии *GO*, т. е. температурам начала γ → α-превращения с образованием парамагнитного феррита. Линия *OS* – верхняя граница области сосуществования феррита (в ферромагнитном состоянии) и аустенита; при охлаждении эта линия соответствует температурам начала γ → α-превращения с образованием ферромагнитного феррита.

Температуры, соответствующие линии *GOS* в условиях равновесия, принято обозначать *A₃*.

В сталях, содержащих до 0,8% С полиморфное γ ↔ α-превращение протекает в интервале температур и сопровождается перераспределением углерода между ферритом и аустенитом.

Линия предельной растворимости углерода в аустените *SE* при охлаждении соответствует температурам начала выделения из аустенита вторичного цементита, а при нагреве – концу растворения вторичного цементита в аустените. Принято критические точки, соответствующие линии *SE*, обозначать *A_{cm}*. Линия *GP* при охлаждении отвечает температурам окончания превращения аустенита в феррит, а при нагреве – началу превращения феррита в аустенит.

Температура точки Кюри – линия *MO*; при охлаждении парамагнитный феррит превращается в ферромагнитный, а при нагреве – наоборот. Температуру, соответствующую линии *MO*, обозначают *A₂*. Линия эвтектоидного превращения *PSK* при охлаждении соответствует распаду аустенита (0,8% С) с образованием эвтектоида – феррито-цементитной структуры, получившей название *перлит*:




 Перлит

Критические температурные точки, соответствующие линии *PSK* при охлаждении, обозначают *Ar₁*, а при нагреве *Ac₁**.

Изменения растворимости углерода в феррите в зависимости от температуры соответствуют линии *PQ*. При охлаждении в условиях равновесия эта линия соответствует температурам начала выделения третичного цементита, а при нагреве – полному его растворению.

Сплавы, содержащие ≤ 0,02% С (точка *P*), называют *техническим железом*. Эти сплавы испытывают при охлаждении и при нагреве полиморф-

* Температура полиморфного γ ↔ α-превращения в сталях, содержащих свыше 0,8% С, и в чугунах в условиях равновесия соответствует эвтектоидной и обозначается *A₁*.

ное $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращение между линиями *GOS* и *GP*. В этом интервале температур по границам зерен аустенита образуются зародыши феррита, которые растут в виде зерен, поглощая зерна аустенита.

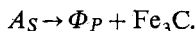
Ниже линии *GP* существует только феррит. При дальнейшем медленном охлаждении по достижении температуры, соответствующих линии *PQ*, из феррита выделяется цементит (третичный). Выделение третичного цемента по границам зерен резко снижает пластичность феррита.

Стали, содержащие от 0,02 до 0,8% С, называют *дозвтектоидными*. Как указывалось выше, эти стали после окончания кристаллизации состоят из аустенита, который не претерпевает изменений при охлаждении вплоть до температуры, соответствующих линии *GOS* (A_3).

При более низких температурах (ниже *GOS*) по границам зерен аустенита образуются зародыши феррита, которые растут, превращаясь в зерна. Количество аустенита уменьшается, а содержание в нем углерода возрастает, так как феррит почти не содержит углерода ($< 0,02\%$ С).

При понижении температуры состав аустенита изменяется по линии *GOS*, а феррита — по *GP*. Например, при температуре t_5 в сплаве 1 в равновесии будет феррит состава точки *a* и аустенит состава точки *b*.

Чем выше концентрация углерода в стали, тем меньше образуется феррита. По достижении 727°C (A_1) содержание углерода в аустените достигает 0,8% (точка *S*). Аустенит, имеющий эвтектоидную концентрацию, распадается с одновременным выделением из него феррита и цемента, образующих перлит:



Эвтектоидное превращение аустенита протекает при постоянной температуре (см. рис. 80, б, площадка на кривой охлаждения) 727°C . При наличии трех фаз (при этой температуре): феррита (0,020% С), цемента (6,67% С) и аустенита (0,8% С) — система инвариантна ($C = 2 + 1 - 3 = 0$).

После окончательного охлаждения доэвтектоидные стали имеют структуру: феррит + перлит (рис. 81, б — е).

Чем больше в стали углерода, тем меньше в структуре избыточного феррита и больше перлита. При содержании в стали 0,6–0,7% С феррит выделяется в виде оторочки (см. рис. 81, е) вокруг зерен перлита (ферритная сетка).

Сталь, содержащую 0,8% С, называют *эвтектоидной*. В этой стали по достижении температуры 727°C (точка *S* на рис. 79) весь аустенит превращается в перлит.

Перлит чаще имеет пластинчатое строение, т. е. состоит из чередующихся пластинок феррита и цемента. Толщина этих пластинок находится в соотношении 7,3:1. После специальной обработки перлит может иметь зернистое строение. В этом случае цементит образует сфериды (см. рис. 81, ж, и).

Стали, содержащие углерод от 0,8 до 2,14%, называют *заэвтектоидными*. Выше линии *SE* в этих сплавах будет только аустенит.

При температурах, соответствующих линии *SE*, аустенит оказывается насыщенным углеродом, и при понижении температуры из него выделяет-

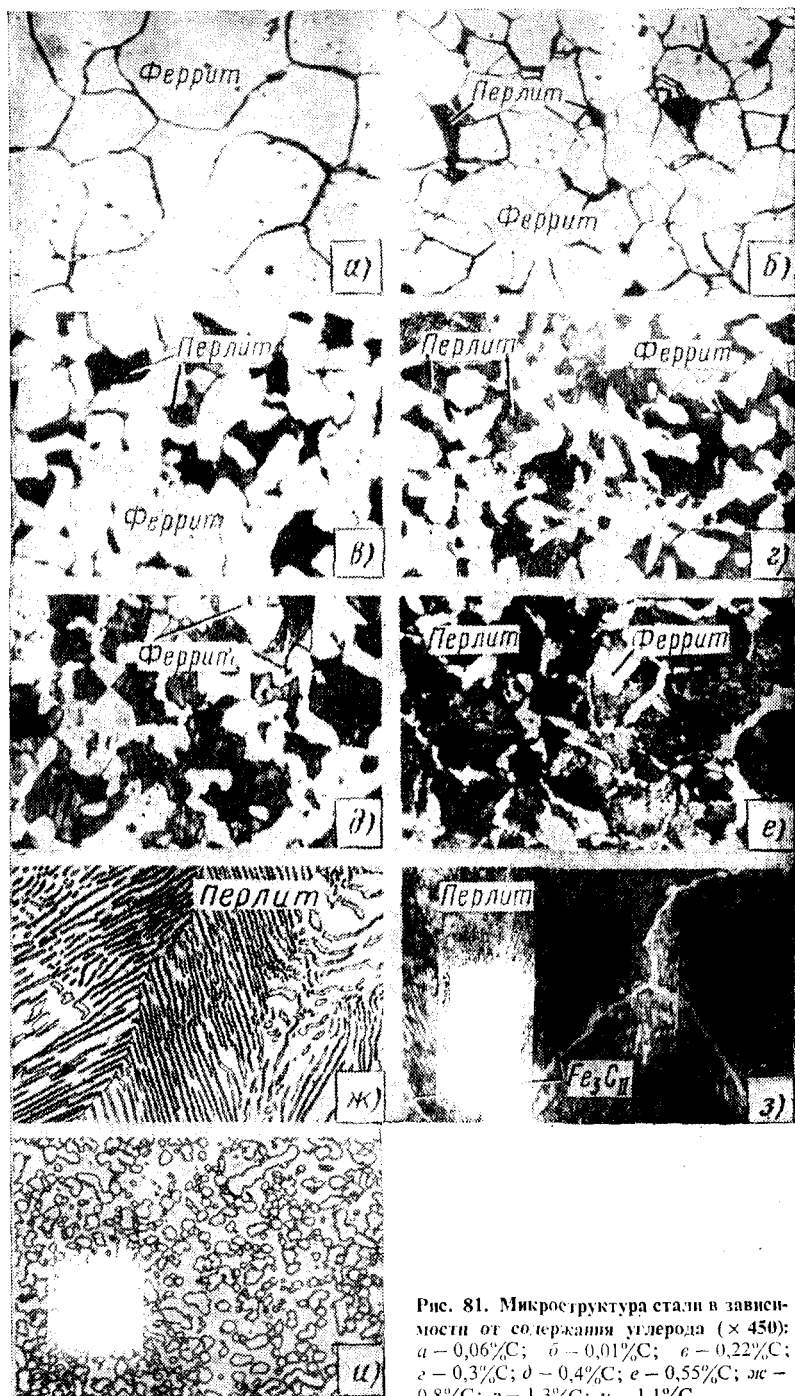


Рис. 81. Микроструктура стали в зависимости от содержания углерода ($\times 450$):
 а — 0,06%С; б — 0,01%С; в — 0,22%С;
 г — 0,3%С; д — 0,4%С; е — 0,55%С; ж — 0,8%С; з — 1,3%С; и — 1,1%С

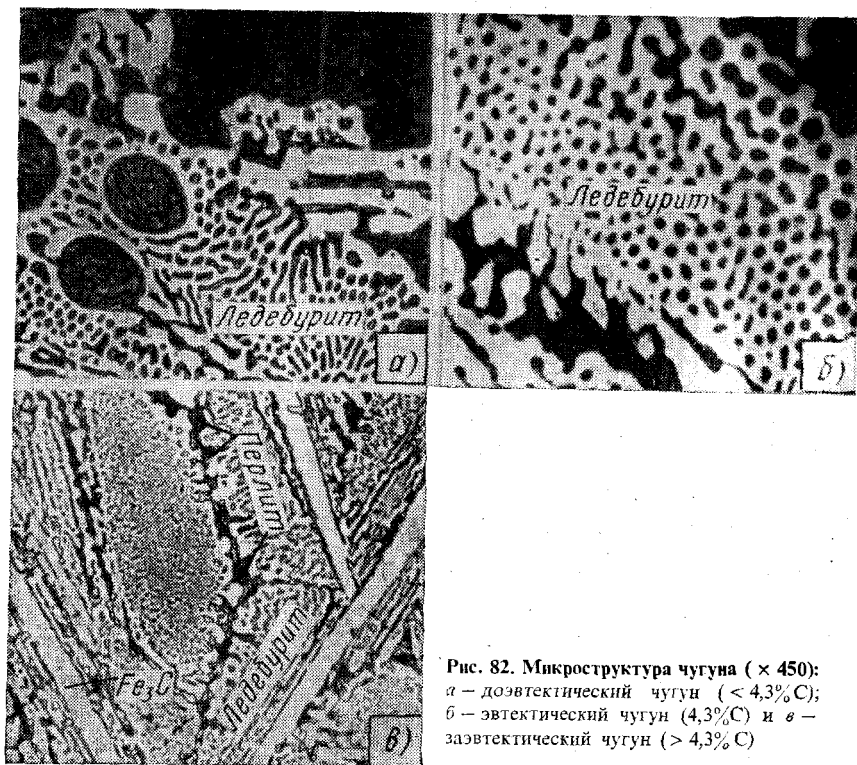


Рис. 82. Микроструктура чугуна ($\times 450$):
 а — доэвтектический чугун ($< 4,3\% \text{C}$);
 б — эвтектический чугун ($4,3\% \text{C}$) и в —
 заэвтектический чугун ($> 4,3\% \text{C}$)

ся вторичный цементит. В связи с этим при температуре ниже линии SE сплавы становятся двухфазными (аустенит + вторичный цементит). По мере выделения цементита концентрация углерода в аустените уменьшается согласно линии SE . Так, при температуре t_{10} состав аустенита в сплаве 2 определяется точкой d (рис. 80, а).

При снижении температуры до A_1 (727°C) аустенит, содержащий $0,8\% \text{C}$ (точка S), превращается в перлит. После охлаждения заэвтектоидные стали состоят из перлита и вторичного цементита, который выделяется в виде сетки по границам бывшего зерна аустенита (см. рис. 81, з) или в виде игл (пластин), закономерно ориентированных относительно аустенита. Количество избыточного (вторичного) цементита возрастает с увеличением содержания в стали углерода.

Выделение вторичного цементита в виде сетки или игл делает сталь хрупкой, поэтому специальной термической обработкой и деформацией ему придают зернистую форму (см. рис. 81, и).

В доэвтектических чугунах ($2,14 - 4,3\% \text{C}$), например в сплаве 3 (см. рис. 80), при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените (линия SE) происходит частичный распад аустенита как первичных его кристаллов, выделившихся из жидкости, так и аустенита, входящего в ледебурит. Этот распад заключается, как было указано выше, в выделении кристаллов вторичного цементита и в уменьшении

в связи с этим содержания углерода в аустените в соответствии с линией SE.

Так, например, при температуре t_{13} его состав определится точкой e , а при температуре t_{14} точкой $з$ (см. рис. 80, сплав 3).

По достижении температуры 727°C (линия PSK) аустенит, обедненный углеродом до эвтектоидного состава (0,8% С), превращается в перлит. Таким образом, доэвтектические чугуны после окончательного охлаждения имеют структуру: перлит, ледебурит (перлит + цементит) и вторичный цементит (рис. 82, а). Чем больше в чугуне углерода, тем меньше перлита и больше ледебурита. Эвтектический чугун содержит 4,3% С (рис. 82, б). При температурах ниже 727°C он состоит только из ледебурита (цементит + перлит).

Заэвтектический чугун (см. рис. 80) содержит углерода больше чем 4,3% и после затвердевания состоит из цементита и ледебурита (аустенит + Fe_3C).

При понижении температуры эвтектический аустенит обедняется углеродом вследствие выделения избыточного цементита и при температуре 727°C распадается с образованием перлита. После охлаждения заэвтектические чугуны (рис. 82, в) состоят из первичного цементита, имеющего форму пластинок, и ледебурита (цементит + перлит). С повышением содержания углерода количество цементита возрастает. Фазовый состав чугунов после охлаждения — феррит и цементит.

Таким образом, сплавы железа с углеродом после окончания кристаллизации имеют указанную выше различную структуру. Однако фазовый состав всех сплавов одинаков: при температурах ниже 727°C они состоят из феррита и цементита.

3. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО — ГРАФИТ (СТАБИЛЬНОЕ РАВНОВЕСИЕ)

Образование стабильной фазы графита в чугуне может происходить в результате непосредственного выделения его из жидкого (твердого) раствора или вследствие распада предварительно образовавшегося цементита.

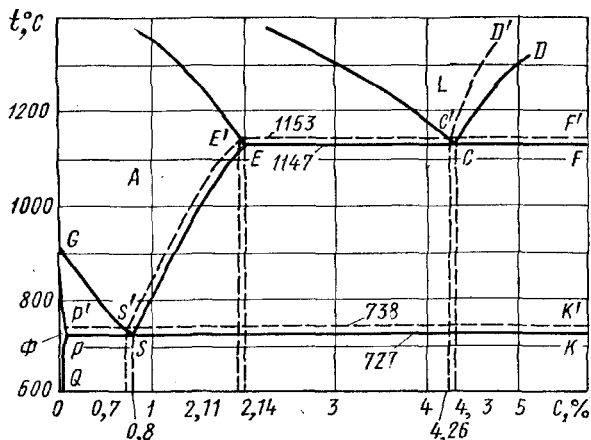


Рис. 83. Диаграмма состояния Fe — С (железо — графит)

Процесс образования в чугунах (стали) графита называют *графитизацией*.

Диаграмма состояния стабильного равновесия сплавов Fe – C показана на рис. 83 (штриховые линии соответствуют выделению графита, а сплошные – цементита).

В стабильной системе при температурах, соответствующих линии $C'D'$, кристаллизуется первичный графит. При температуре 1153°C (линия $E'C'F'$) образуется графитная эвтектика: аустенит + графит.

По линии $E'S'$ выделяется вторичный графит, а при 738°C (линия $S'K'$) образуется эвтектонд, состоящий из феррита и графита. Если при эвтектической кристаллизации выделяется только графит, то чугун называют *серым*, если графит и цементит, – *половинчатым* и если только цементит, – *белым*.

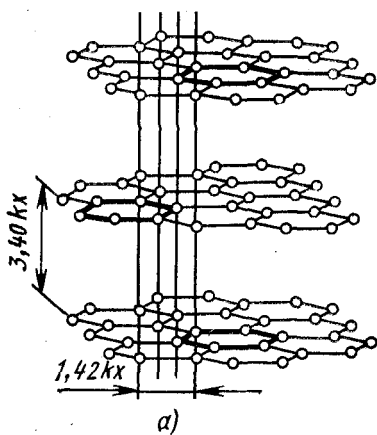
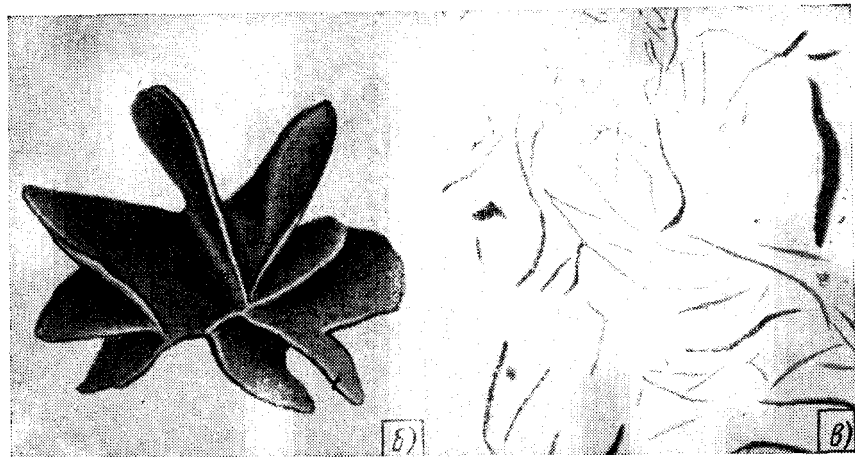


Рис. 84. Структура графита:

а – кристаллическая решетка графита; *б* – включения графита, выделенные из чугуна; *в* – микроструктура чугуна, показывающая выделения графита (шлиф нетравлен) $\times 100$



Вероятность образования в жидкой фазе (или аустените) метастабильного цементита, содержащего 6,67%С, значительно больше, чем графита, состоящего только из атомов углерода. Графит образуется при очень малой скорости охлаждения, когда степень переохлаждения жидкой фазы невелика.

Ускоренное охлаждение частично или полностью прекращает кристаллизацию графита и способствует образованию цементита. При охлаждении жидкого чугуна ниже 1147°C образуется цементит.

В жидком чугуне присутствуют различные включения (графит, SiO_2 , Al_2O_3 и др.)¹. Эти частицы облегчают образование и рост графитных зародышей. При наличии готовых зародышей процесс образования графита может протекать и при температурах, лежащих ниже 1147°C. Этому же способствует легирование чугуна Si, который вызывает процесс графитизации.

Графит, образующийся из жидкой фазы, растет из одного центра и, разветвляясь в разные стороны, приобретает форму сильно искривленных лепестков (рис. 84, б). В плоскости шлифа графит имеет вид прямолинейных или завихренных пластинок, которые представляют собой сечения графитных лепестков (рис. 84, в). Если в процессе кристаллизации образуется цементит (первичный или эвтектический), то при определенных условиях возможен его распад с образованием аустенита и графита.

При последующем медленном охлаждении возможно выделение графита из аустенита и образование эвтектичного графита в интервале температур 738–727°C.

Основная масса графита в серых чугунах образуется в период кристаллизации из жидкой фазы. Графит, возникающий при распаде аустенита, не образует самостоятельных выделений, а наслаивается на имеющихся графитных включениях, увеличивая их размеры. Если аустенит переохлажден ниже 727°C, то распад происходит с выделением ферритно-цементитной структуры. Если чугун, в котором углерод находится в виде цементита, подвергнут длительному нагреву при высоких температурах, в нем также протекает процесс графитизации, т. е. распад цементита на графит и феррит при температурах ниже 738°C или на графит и аустенит при более высокой температуре.

4. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И ПОСТОЯННЫХ ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА СТАЛИ

Сталь является многокомпонентным сплавом, содержащим углерод и ряд постоянных или неизбежных примесей: Mn, Si, S, P, O, N, H и др., которые оказывают влияние на ее свойства. Присутствие этих примесей объясняется трудностью удаления части из них при выплавке (P, S), переходом их в сталь в процессе ее раскисления (Mn, Si) или из шихты — легированного металлического лома (Cr, Ni и др.). Эти же примеси, но в больших количествах, присутствуют и в чугунах.

Влияние углерода. Структура стали (см. рис. 79, 85) после медленного охлаждения состоит из двух фаз — феррита и цементита. Количество це-

¹ Для ускорения процесса графитизации из жидкой фазы в чугун нередко вводят так называемые модификаторы, образующие добавочные центры кристаллизации.

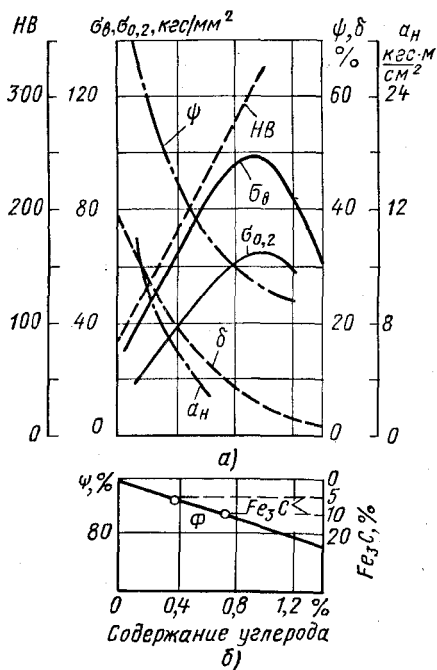


Рис. 85. Влияние углерода на механические свойства стали (а) и количество фаз, присутствующих в ней (б)

ментита возрастает в стали прямо пропорционально содержанию углерода (рис. 85, б).

Например, при содержании в стали 0,37% С количество цементита составляет 5,0%, при 0,7% С — 10% (рис. 85, б) и при 2,0% С достигает 30%. Как указывалось выше, твердость цементита (HV 800—850) во много раз больше твердости феррита (HV 80—90).

Твердые и хрупкие частицы цементита повышают сопротивление движению дислокаций, т. е. повышают сопротивление деформации, и, кроме того, они уменьшают пластичность и вязкость. Вследствие этого с увеличением в стали углерода возрастают твердость, пределы прочности и текучести и уменьшаются относительное

удлинение, относительное сужение и ударная вязкость (рис. 85, а).

Повышение содержания углерода облегчает переход стали в хладноломкое состояние. Каждая 0,1% С повышает температуру порога хладноломкости $t_{п.х}$ в среднем на 20°C и расширяет переходный интервал от вязкого к хрупкому состоянию.

При содержании в стали углерода свыше 1,0—1,1% ее твердость в отожженном состоянии возрастает, а предел прочности уменьшается. Последнее объясняется выделением по границам бывшего зерна аустенита вторичного цементита, образующего в сталях указанного состава сплошную сетку (см. рис. 81, з). При испытании на растяжение в этой сетке возникают высокие напряжения, и цемент, будучи хрупким, разрушается. Это приводит к преждевременному разрушению образца и соответственно к снижению предела прочности (см. рис. 85, а).

С увеличением содержания углерода в стали снижается плотность, растет электросопротивление и коэрцитивная сила и понижаются теплопроводность, остаточная индукция и магнитная проницаемость.

Влияние кремния и марганца. Содержание кремния в углеродистой стали в качестве примеси обычно не превышает 0,35—0,4%, а марганца 0,5—0,8%. Кремний и марганец переходят в сталь в процессе ее раскисления при выплавке. Они раскисляют сталь, т. е. соединяясь с кислородом закисы железа FeO, в виде окислов переходят в шлак. Эти процессы раскисления улучшают свойства стали. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка.

Кремний, остающийся после раскисления в твердом растворе (в ферри-

те), сильно повышает предел текучести $\sigma_{0,2}$. Это снижает способность стали к вытяжке, и особенно холодной высадке. В связи с этим в сталях, предназначенных для холодной штамповки и холодной высадки, содержание кремния должно быть сниженным.

Марганец заметно повышает прочность, практически не снижая пластичности и резко уменьшая красноломкость стали, т. е. хрупкость при высоких температурах, вызванную влиянием серы.

Влияние серы. Сера является вредной примесью в стали. С железом она образует химическое соединение FeS , которое практически нерастворимо в нем в твердом состоянии, но растворимо в жидком металле. Соединение FeS образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988°C . Эта эвтектика образуется даже при очень малых содержаниях серы. Кристаллизуясь из жидкости по окончании затвердевания, эвтектика преимущественно располагается по границам зерна. При нагревании стали до температуры прокатки или ковки ($1000-1200^\circ\text{C}$) эвтектика расплавляется, нарушается связь между зернами металла, вследствие чего при деформации стали в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины. Это явление носит название *красноломкости*.

Присутствие в стали марганца, обладающего большим сродством к сере, чем железо, и образующего с серой тугоплавкое соединение MnS , практически исключает явление красноломкости. В затвердевшей стали частицы MnS располагаются в виде отдельных включений. В деформированной стали эти включения деформируются и оказываются вытянутыми в направлении прокатки.

Сернистые включения сильно снижают механические свойства, особенно ударную вязкость (a_n) и пластичность (δ , ψ) в поперечном направлении вытяжки при прокатке и ковке, а также предел выносливости. Работа зарождения трещины a_z не зависит от содержания серы, а работа развития вязкой трещины a_b и вязкость разрушения K_{Ic} с увеличением содержания серы резко снижаются. Кроме того, эти включения ухудшают свариваемость и коррозионную стойкость. В связи с этим содержание серы в стали строго ограничивается; в зависимости от качества стали оно не должно превышать $0,035-0,06\%$.

Влияние фосфора. Фосфор является вредной примесью, и содержание его в зависимости от качества стали допускается не более $0,025-0,045\%$.

Растворяясь в феррите, фосфор сильно искажает кристаллическую решетку и увеличивает пределы прочности и текучести, но уменьшает пластичность и вязкость. Снижение вязкости тем значительнее, чем больше в стали углерода. Фосфор значительно повышает порог хладноломкости стали и уменьшает работу развития трещины. Сталь, содержащая фосфор на верхнем пределе для промышленных плавок ($0,045\%$), имеет работу распространения трещины в 2 раза меньшую, чем сталь, содержащая менее $0,005\%$ P. Каждая $0,01\%$ P повышает порог хладноломкости стали на $20-25^\circ\text{C}$.

Вредное влияние фосфора усугубляется тем, что он обладает большой склонностью к ликвации. Вследствие этого в серединных слоях слитка отдельные участки сильно обогащаются фосфором и имеют резко пониженную вязкость. Современные методы получения стали не обеспечивают глубокого очищения металла от фосфора.

Влияние азота, кислорода и водорода. Азот и кислород присутствуют в стали в виде хрупких неметаллических включений (например, окислов FeO , SiO_2 , Al_2O_3 , нитридов Fe_4N и др.), в виде твердого раствора или, находясь в свободном виде, располагаются в дефектных участках металла (раковинах, трещинах и т. д.). Примеси внедрения (азот, кислород), концентрируясь в зернограницных объемах и образуя выделения нитридов и оксидов по границам зерен, повышают порог хладноломкости и понижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды, частицы шлаков и т. п.), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить, если они присутствуют в повышенных количествах или располагаются в виде скоплений, предел выносливости и вязкости разрушения K_{1c} .

Очень вредным является растворенный в стали водород, который сильно охрупчивает сталь. Поглощенный при выплавке стали водород не только охрупчивает сталь, но приводит к образованию в катаных заготовках и крупных поковках *флокенов*. Флокены представляют собой очень тонкие трещины овальной или округлой формы, имеющие в изломе вид пятен — хлопьев серебристого цвета. Флокены резко ухудшают свойства стали. Металл, имеющий флокены, нельзя использовать в промышленности.

Влияние водорода при сварке проявляется в образовании холодных трещин в наплавленном и основном металле.

Нанесение на поверхность стальных изделий гальванических покрытий или травление в кислотах для очистки ее связано с опасностью насыщения поверхности водородом, что также вызывает охрупчивание. Если водород находится в поверхностном слое, то он может быть удален в результате нагрева при $150-180^\circ\text{C}$, лучше всего в вакууме $\sim 10^{-2} - 10^{-3}$ мм рт. ст. Наводороживание и охрупчивание возможно и при работе стали в контакте с водородом, особенно при высоком давлении.

Широко применяемые в последние годы выплавка или разливка в вакууме значительно уменьшают содержание водорода в стали.

5. ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В СТАЛИ

Легирующие элементы при введении в сталь могут образовывать с железом следующие фазы:

- 1) твердые растворы;
- 2) легированный цементит или самостоятельные специальные карбиды;
- 3) интерметаллические соединения.

Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения железа. Все элементы, за исключением углерода, азота, водорода, и отчасти бора¹, образуют с железом твердые растворы замещения. Они растворяются в железе и влияют на положение точек A_3 и A_4 , определяющих температурную область существования α - и γ -железа.

Легирующие элементы по влиянию на температурную область существования полиморфных модификаций железа можно разделить на две группы.

¹ Атомы бора частично располагаются в порах решетки α -железа, а частично замещают атомы железа.

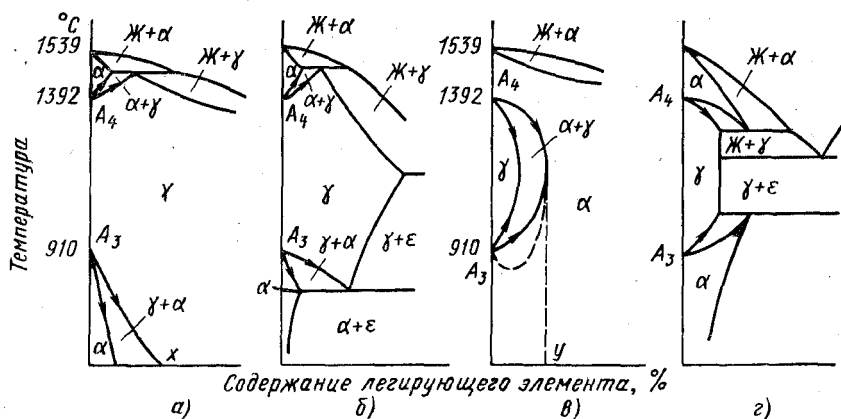


Рис. 86. Схема влияния легирующих элементов на полиморфизм железа

К элементам первой группы относятся никель и марганец, которые понижают точку A_3 и повышают точку A_4 . В результате этого на диаграмме состояния железо — легирующий элемент наблюдается расширение области γ -фазы и сужение области существования α -фазы (рис. 86, а). Как видно из рис. 86, а, под влиянием легирующих элементов точка A_4 повышается до линии солидус, а точка A_3 при повышенной концентрации легирующего элемента снижается до нормальной температуры. Следовательно, сплавы, имеющие концентрацию легирующего элемента больше указанной на рис. 86, а (точка х), не испытывают фазовых превращений $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ и при всех температурах представляют твердый раствор легирующего элемента в γ -железе. Такие сплавы называют *аустенитными*.

Сплавы, частично претерпевающие превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ называют *полуаустенитными*.

На рис. 87 приведены диаграммы состояния сплавов Fe — Ni и Fe — Mn, иллюстрирующие описанные изменения в положении критических точек A_3 и A_4 .

К элементам первой группы относятся также медь, углерод и азот, но они при небольшом содержании в сплаве расширяют область существования гомогенной γ -фазы (см. рис. 86, б), а при большем содержании вследствие их ограниченной растворимости в железе сначала сужают однофазную область γ -фазы и затем ее полностью выключают, хотя двухфазные области, в которых присутствует γ -фаза, сохраняются.

Элементы второй группы (Cr, W, Mo, V, Si, Al и др.) понижают точку A_4 и повышают точку A_3 . Это приводит к тому, что при определенной концентрации легирующих элементов (см. точку у на рис. 86, в) критические точки A_4 и A_3 , а точнее их интервалы, сливаются, и область γ -фазы полностью замыкается. При содержании легирующего элемента большем, чем указано на рис. 86, в (точка у), сплавы при всех температурах состоят из твердого раствора легирующего элемента в α -железе. Такие сплавы называют *ферритными*, а сплавы, имеющие лишь частичное превращение, — *полуферритными*. На рис. 88, а и 88, б приведены диаграммы состояния

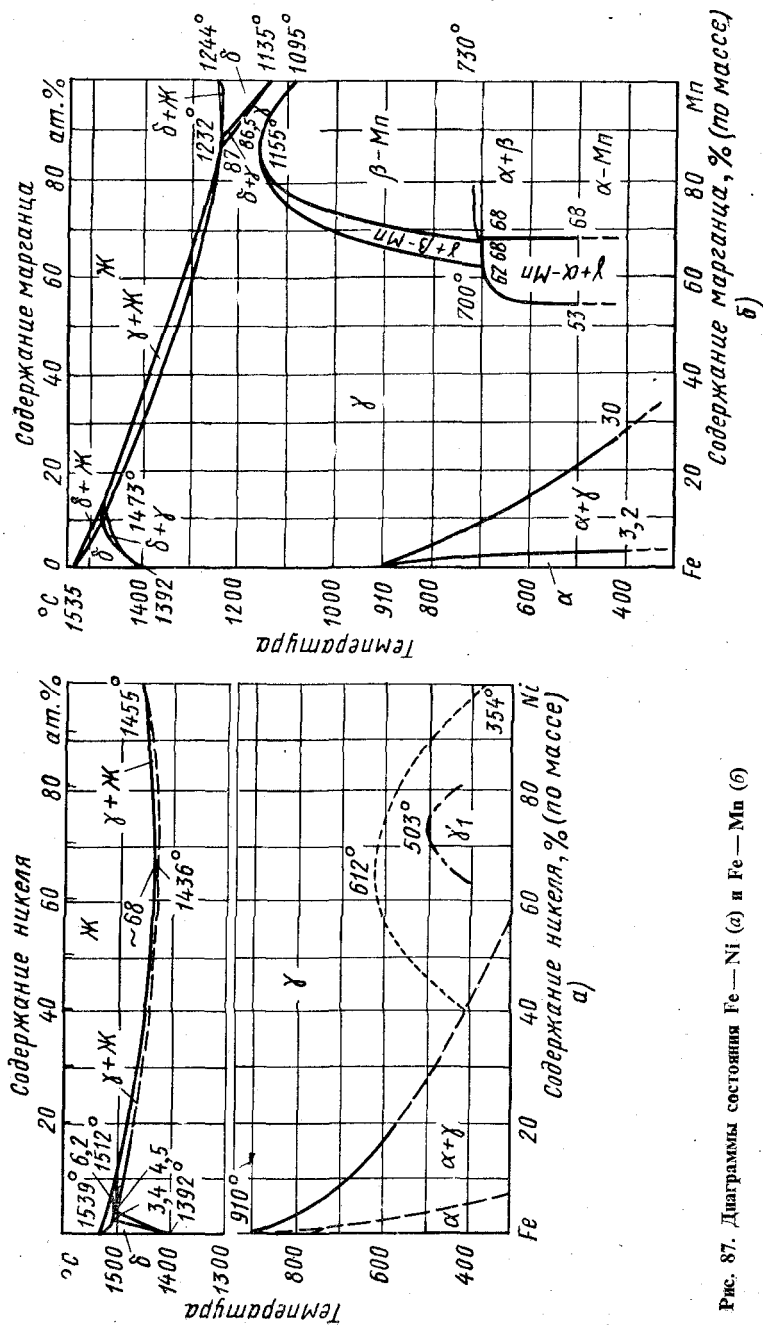


Рис. 87. Диаграммы состояния Fe—Ni (а) и Fe—Mn (б)

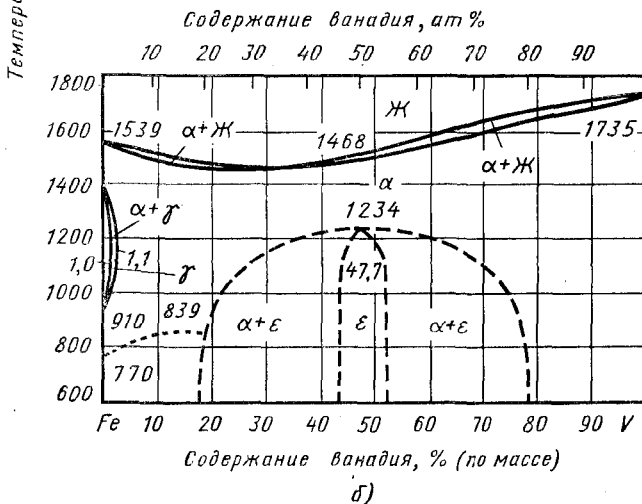
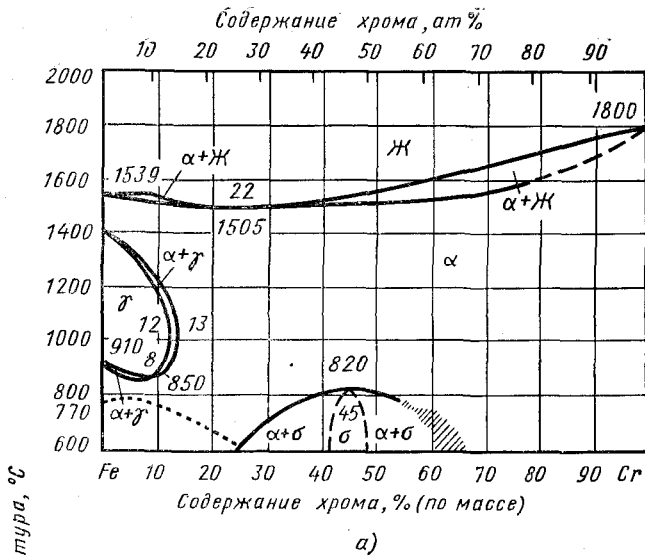


Рис. 88. Диаграммы состояния Fe—Cr (а) и Fe—V (б)

сплавов Fe—Cr и Fe—V, характерные для этой группы элементов.

К этой же группе легирующих элементов надо отнести бор, цирконий, ниобий. Даже при сравнительно небольшом содержании эти элементы способствуют сужению области γ -фазы. Однако вследствие их малой растворимости в железе, прежде чем наступает полное замыкание однофазной области γ -фазы, образуются двухфазные сплавы (см. рис. 86, з).

Основой современных сложнелегированных сталей являются не двойные, а тройные, четвертные и более сложные твердые растворы. При введении в сплав нескольких легирующих элементов их влияние на α и γ -области диаграммы состояния не всегда суммируется.

Углерод чаще повышает растворимость легирующих элементов в γ -растворе (аустените), сдвигая точку u вправо (см. рис. 86, в). В сплавах с открытой γ -областью углерод повышает устойчивость аустенита до более низких температур, что приводит к сдвигу линий, соответствующих $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению (точка x на рис. 86, а) влево.

Вертикальные разрезы тройной диаграммы равновесия Fe — Mn — C и Fe — Cr — C приведены на рис. 89, а и б. Перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения протекают не при постоянной температуре, как в двойных системах, а в некотором интервале температур. В системе Fe — Mn — C γ -фаза с увеличением содержания марганца существует и в области более низких температур. В системе Fe — Cr — C с возрастанием концентрации хрома область существования γ -фазы сужается. Состав карбидной фазы (К) в марганцовистых сталях соответствует соединению (Fe, Mn)₃C, в котором часть атомов железа замещена атомами марганца. В хромистых сталях образуются специальные хромистые карбиды, состав и структура которых зависят от содержания углерода и хрома. При низком содержании углерода и высоком содержании хрома образуются ферритные стали, не претерпевающие полиморфного превращения (рис. 89, б).

Легирующие элементы оказывают большое влияние на эвтектоидную концентрацию углерода (точка S диаграммы состояния Fe — C) и предельную растворимость углерода в γ -железе (точка E на рис. 79). Такие элементы, как Ni, Co, Si, W, Mo, Cr, Mn, точки S и E сдвигают влево в сторону меньшего содержания углерода (см. рис. 79), а V, Ti, Nb наоборот, повышают концентрацию углерода в эвтектиде. Это объясняется тем, что составы феррита и карбидов в эвтектиде (перлите) иные, чем в двойных железоуглеродистых сплавах. Соответственно из-за изменения состава аустенита меняется и растворимость в нем углерода.

Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита. Как видно из рис. 90, легирующие элементы, растворенные в феррите, повышают его предел прочности (рис. 90, а), не изменяя существенно относительного удлинения (рис. 90, б), за исключением марганца и кремния при содержании их больше 2,5–3,0%. Наиболее сильно упрочняют феррит, кремний, марганец и никель. Остальные элементы сравнительно мало изменяют прочность феррита.

Легирующие элементы при введении их в сталь в количестве 1–2% снижают ударную вязкость (рис. 90, в) и повышают порог хладноломкости. Исключение составляет никель, который, упрочняет феррит при одновременном увеличении его ударной вязкости и понижением порога хладноломкости.

Феррит, легированный хромом, марганцем и никелем, при быстром охлаждении из области температур γ -раствора претерпевает мартенситное превращение. Структура приобретает игольчатое строение. Твердость феррита возрастает до HB 200–250. Повышение твердости происходит вследствие наклепа феррита в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, протекающего с увеличением объема. Наклеп, вызываемый фазовыми превращениями, называют *фазовым наклепом*.

При нагреве закаленного феррита до 500–550°C протекает сначала процесс возврата, а затем процесс рекристаллизации, который приводит к образованию зернистого строения и снижению твердости.

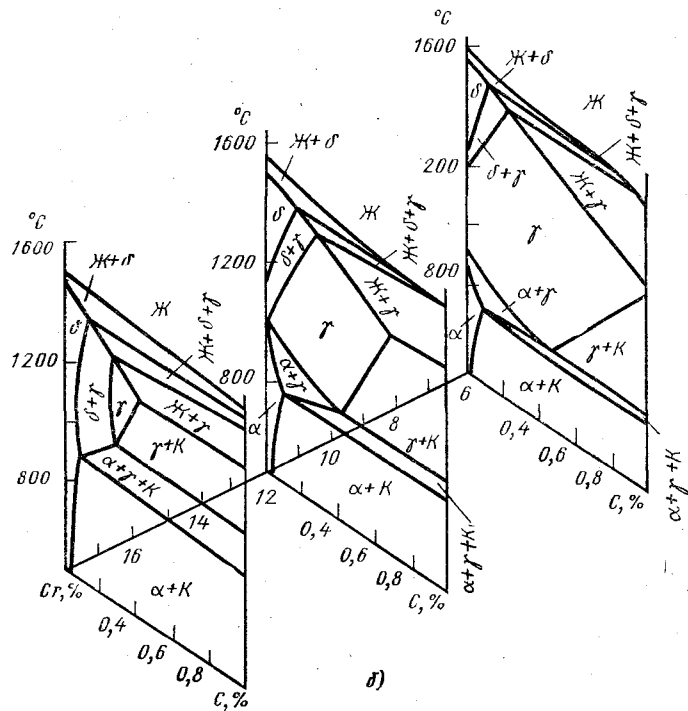
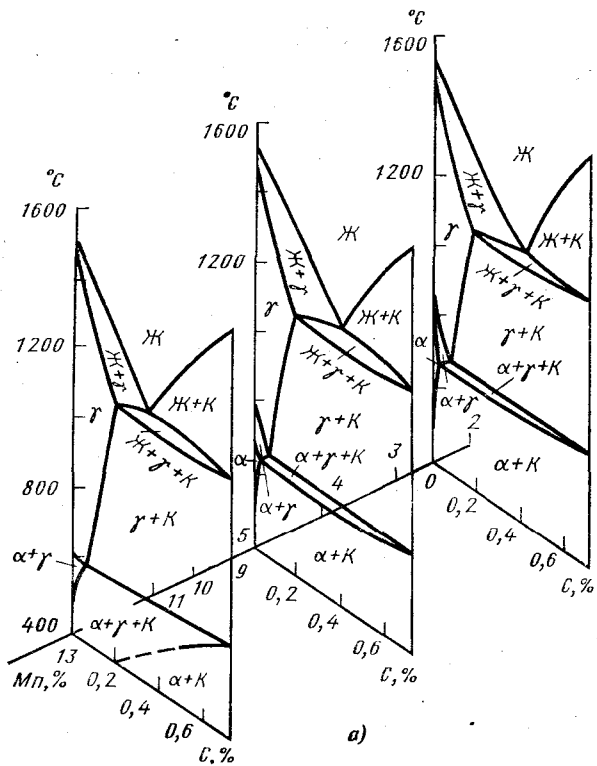


Рис. 89. Вертикальные разрезы тройной диаграммы состояния:
 а – Fe – Mn – C; б – Fe – Cr – C

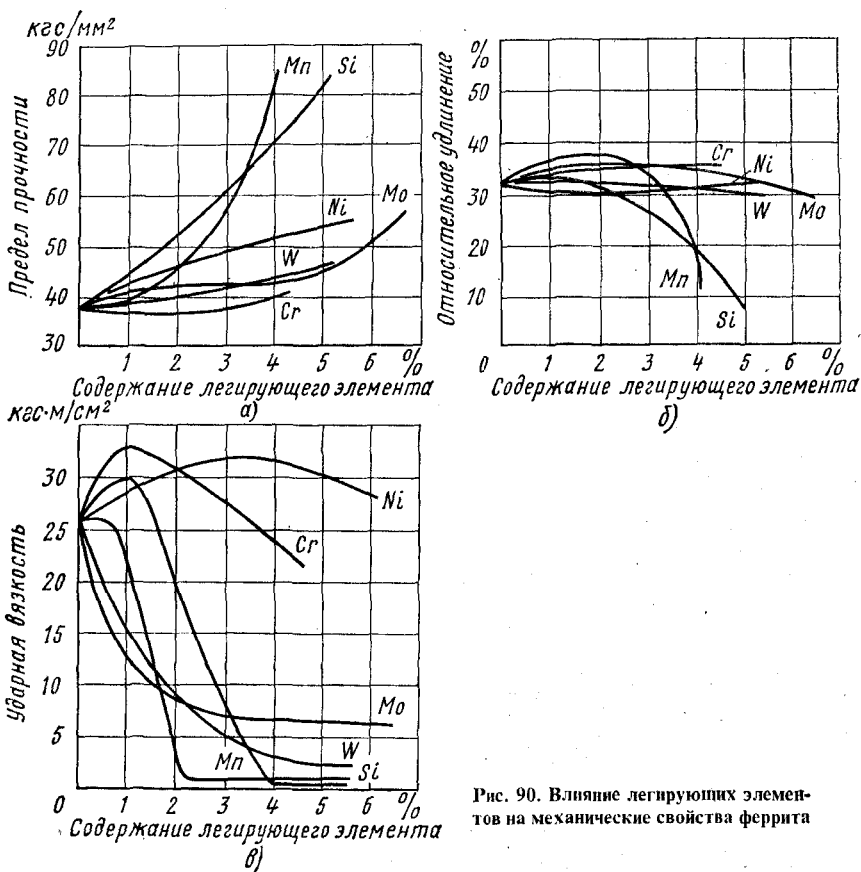


Рис. 90. Влияние легирующих элементов на механические свойства феррита

Вследствие трудности переохлаждения до низких температур легированный молибденом, вольфрамом и другими элементами γ -раствор не претерпевает мартенситного превращения и поэтому не упрочняется при закалке.

Легирующие элементы, растворяясь в γ -железе, повышают прочность аустенита при нормальной и высоких температурах. Для легированного аустенита характерны низкий предел текучести при сравнительно высоком пределе прочности. Аустенит легко наклеивается, т. е. быстро и сильно упрочняется под действием деформации. Аустенит парамагнитен, обладает большим коэффициентом теплового расширения.

Карбидная фаза в легированных сталях. По отношению к углероду легирующие элементы подразделяют на две группы:

1) графитизирующие элементы: Si, Ni, Cu, Al (находятся в твердом растворе);

2) карбидообразующие элементы: Fe \rightarrow Mn \rightarrow Cr \rightarrow Mo \rightarrow W \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Zr \rightarrow Ti (расположены по возрастающей степени сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз).

А. П. Гуляев показал, что активность этих элементов как карбидообра-

зователей тем сильнее, а устойчивость карбидов против диссоциации и растворения при нагреве в аустените тем больше, чем менее достроена электронная d -подгруппа соответствующего металла переходных групп¹. При введении, например, ванадия в сталь, содержащую хром и молибден, более сильный карбидообразующий элемент ванадий при отсутствии достаточного количества углерода отнимает его сначала от карбида хрома, а затем от карбида молибдена. Хром и молибден в этом случае переходят в твердый раствор.

При малом содержании в стали таких карбидообразующих элементов, как Mn, Cr, W и Mo, последние растворяются в цементите, замещая в нем атомы железа. Состав цементита в этом случае может быть выражен формулой $(Fe, M)_3C$, где M — легирующий элемент. Так, при растворении марганца в цементите образуются карбид $(Fe, Mn)_3C$, при растворении хрома — карбид $(Fe, Cr)_3C$.

Марганец может заместить в решетке цементита все атомы железа ($Fe_3C \rightarrow Mn_3C$), хром — до 25 ат.%, молибден — до 3 ат.% и вольфрам лишь до 0,8–1,0 ат.%. Более сильные карбидообразующие элементы (Ti, Nb, V, Zr) практически не растворяются в цементите и образуют самостоятельные специальные карбиды.

При повышенном содержании хрома, вольфрама, молибдена в зависимости от содержания углерода в стали могут образовываться специальные карбиды. На рис. 91 приведены изотермические сечения (при 20°C) части тройных диаграмм состояния Fe — Cr — C, Fe — Mo — C и Fe — W — C; показаны фазовые области, в которых существуют разные карбидные фазы.

Если содержание хрома не превышает 2%, то образуется легированный цементит $(Fe, Cr)_3C$. При повышенном содержании хрома образуется специальный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$. При еще больших содержаниях хрома ($> 10 - 12\%$) образуется карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (рис. 91, а).

При введении вольфрама и молибдена в сталь в количестве, превышающем предел насыщения цементита этими элементами, образуются сложные карбиды $Fe_3Mo_3C(Fe_2Mo_2C)$ и $Fe_3W_3C(Fe_2W_2C)$ (рис. 91, б и в)².

Специальные карбиды, образуемые легирующими элементами, способны растворить железо и другие металлические элементы. Так, например, карбид Cr_7C_3 при 20°C растворяет до 55% Fe, образуя сложный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$, а карбид $Cr_{23}C_6$ — до 35% Fe, образуя карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$.

Приняты следующие обозначения карбидов: M_3C (карбиды цементитного типа), $M_{23}C_6$ и M_7C_3 (карбиды, имеющие кристаллическую решетку карбидов хрома), M_6C и M_4C (карбиды с решеткой, в которой атомы металла расположены по типу карбидов вольфрама или молибдена) и, наконец, MC (карбиды по типу кубической гранцентрированной решетки). Под символом M подразумевается сумма металлических элементов, входящих в состав карбида.

¹ Никель и кобальт имеют d -подгруппу, более заполненную электронами, чем железо, и поэтому они карбидов в стали не образуют.

² Карбиды Fe_2W_2C и Fe_2Mo_2C кристаллизуются обычно с недостатком углерода; в этом случае их химический состав соответствует ближе формулам Fe_3W_3C и Fe_3Mo_3C .

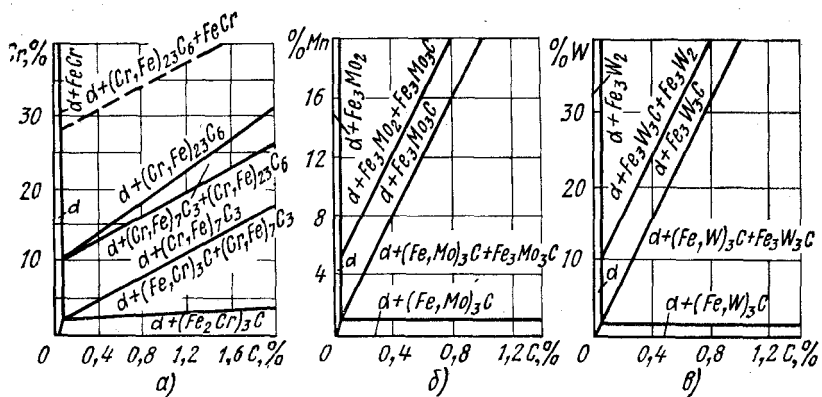


Рис. 91. Изотермические сечения тройных диаграмм состояния:
 а — Fe — Cr — C; б — Fe — Mo — C; в — Fe — W — C

Карбиды, образующиеся в легированных сталях, можно разделить на две группы. К *первой* группе относятся карбиды типа M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ и M_6C (M_4C), имеющие сложные кристаллические решетки. Карбиды этой группы сравнительно легко растворяются в аустените при нагреве.

Ко *второй* группе относятся карбиды типа MC: VC, TiC, NbC, TaC (атомы металла расположены по типу кубической решетки), WC (атомы металла расположены по типу объемно-центрированной кубической решетки), W_2C и Mo_2C (атомы металла расположены по типу гексагональной решетки). Эти карбиды относятся к фазам внедрения. В отличие от карбидов первой группы фазы внедрения в реальных условиях нагрева стали почти не растворяются в аустените.

Интерметаллические соединения. При высоком содержании легирующие элементы образуют с железом или друг с другом интерметаллические соединения. Примером таких соединений могут служить Fe_7Mo_6 , Fe_7W_6 , Fe_3Nb_2 , Fe_3Ti и др. В сплавах Fe — Cr и Fe — V образуются твердая и хрупкая σ -фазы, отвечающие соединению FeCr (см. рис. 88, а) и FeV (см. рис. 88, б). В сплавах Fe — Cr — Mo (8–27% Cr и > 5% Mo), Fe — Cr — Ni — Mo (2–3% Mo) может образовываться хрупкая χ -фаза состава Fe_3CrMo .

6. СТРУКТУРНЫЕ КЛАССЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Легированные стали по структуре в условиях равновесия можно разделить на следующие классы (рис. 92): доэвтектоидные стали, содержащие в структуре эвтектоид и избыточный легированный феррит (рис. 93, а), эвтектоидные и заэвтектоидные стали. Последние содержат в структуре эвтектоид и избыточные (вторичные) карбиды типа M_3C (рис. 93, б), выделяющиеся при охлаждении из аустенита. Доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные легированные стали независимо от структуры (дисперсности) эвтектоида или квазиэвтектоида обычно объединяют в один класс — *перлитные стали*. *Ледебуритные* (карбидные) стали имеют в структуре в литом состоянии эвтектику типа ледебурита (рис. 93, в), в которой находятся крупные частицы карбида. В результатековки карбиды прини-

мают форму обособленных глобулей (рис. 93, е). Количество карбидов в этих сталях достигает 30–35%. Ледебуритные стали по структуре следовало бы рассматривать как белые чугуны. Но так как они содержат сравнительно небольшое количество углерода ($C < 2,0\%$) и могут подвергаться пластической деформации (ковке), их относят к сталям. Как указывалось выше, под влиянием легирующих элементов точки S и E диаграммы состояния $Fe - C$ перемещаются влево или вправо (V, Ti, Nb), поэтому граница между доэвтектоидными, заэвтектоидными и ледебуритными сталями сдвинута в область других содержаний углерода, чем в системе $Fe - C$.

Так, при содержании в стали 5,0% Cr (см. рис. 92) концентрация углерода в эвтектоиде (точка S) снижается до 0,5%, а предельная растворимость углерода в аустените (точка E) до 1,3%. При 10% Cr точка S соответствует 0,25–0,3% C , точка E – 1,0% C .

При низком содержании углерода и большом количестве легирующего элемента, ограничивающего область существования аустенита (Cr, W, Mo, V, Si, Al и др.), образуется сталь, относящаяся к *ферритному классу* (рис. 93, в). Структура такой стали при всех температурах состоит из легированного феррита, чаще с некоторым количеством карбидов.

При высоком содержании в стали легирующего элемента, расширяющего область γ -фазы (Ni, Mn), при комнатной температуре можно получить чисто аустенитную структуру (рис. 93, г). Этот класс сталей, не испытывающий $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращения, называют *аустенитным*.

При повышенном содержании легирующих элементов возникает также полуферритные и полуаустенитные стали (рис. 93, д). В этих сталях $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение протекает только частично, и их структура состоит из аустенита и феррита.

Таким образом, основываясь на фазовом равновесии, легированную сталь подразделяют на классы: перлитный, аустенитный, ферритный, полуферритный, полуаустенитный и ледебуритный. Классификация по структуре в равновесном состоянии была разработана П. Обергофером. Французским ученым Л. Гийе предложено классифицировать стали исходя из структуры, получаемой после охлаждения с $900^\circ C$ на воздухе образцов небольших размеров. Согласно этой классификации стали делят на четыре класса: перлитный, мартенситный, аустенитный и карбидный (рис. 93, е).

Стали перлитного класса содержат сравнительно небольшое количество легирующих элементов, стали мартенситного класса – большее количество и стали аустенитного класса – еще большее количество легирующих элементов.

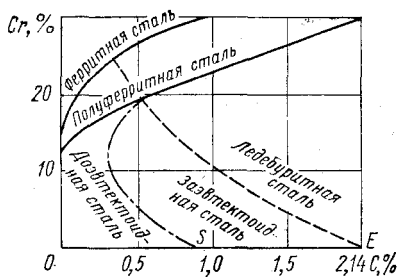


Рис. 92. Структурные классы сталей в системе $Fe - Cr - C$

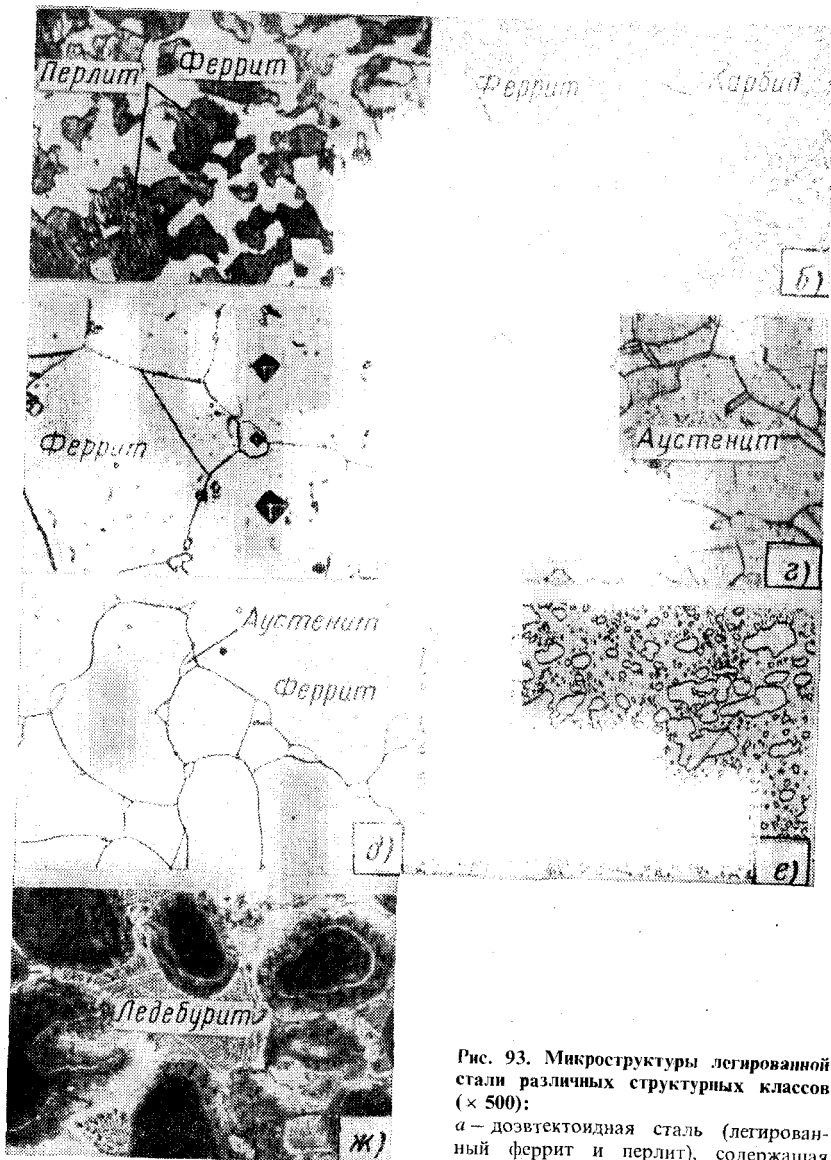


Рис. 93. Микроструктуры легированной стали различных структурных классов ($\times 500$):

а — доэвтектоидная сталь (легированный феррит и перлит), содержащая 0,22% С, 1,01% Cr, 1% Mn и 1% Si (перлитный класс); б — заэвтектоидная сталь (зернистый карбид), содержащая 0,95% С и 1,3% Cr (перлитный класс); в — сталь

ферритного класса (0,1% С и 28% Cr); г — сталь аустенитного класса (0,2% С, 8,5% Ni и 18% Cr); д — полуаустенитная сталь; е — сталь карбидного (ледебуритного) класса (1,3% С, 12,5% Cr) послековки и отжига; ж — сталь карбидного (ледебуритного) класса (1,3% С, 12,5% Cr) в литом состоянии

Сплавы железа с углеродом ($> 2,14\%$ С) называют чугуном. Присутствие эвтектики в структуре чугуна (см. рис. 82) обуславливает его использование исключительно в качестве литейного сплава. Углерод в чугуне может находиться в виде цементита или графита или одновременно в виде цементита и графита. Цементит придает излому специфический светлый блеск, поэтому чугун, в котором весь углерод находится в виде цементита, называют белым. Графит придает излому чугуна серый цвет. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: серый, высокопрочный с шаровидным графитом и ковкий.

1. СЕРЫЙ И БЕЛЫЙ ЧУГУН

Серый чугун. Серый чугун (технический) представляет собой по существу сплав Fe — Si — C, содержащий в качестве неизбежных примесей Mn, P и S. В структуре серых чугунов большая часть или весь углерод находится в виде графита. Характерная особенность структуры серых чугунов, определяющая многие его свойства, заключается в том, что графит имеет в поле зрения микрошлифа форму пластинок. Наиболее широкое применение получили доэвтектоидные чугуны, содержащие 2,4 — 3,8% С. Чем выше содержание в чугуне углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства. В связи с этим количество углерода в чугуне обычно не превышает 3,8%. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не меньше 2,4%.

Кремний, содержание которого в серых чугунах находится в пределах 1,2 — 3,5%, оказывает большое влияние на строение, а следовательно, и на свойства чугунов, поэтому при изучении структурообразования в техническом чугуне нужно пользоваться не диаграммой состояния Fe — C, а тройной диаграммой Fe — Si — C.

Разрез тройной диаграммы состояния Fe — Si — C для постоянного содержания кремния (2,0%) дан на рис. 94. В отличие от стабильной диаграммы Fe — C (см. рис. 83) в системе Fe — C — Si перитектическое ($J + \delta\text{-феррит} \rightarrow A$), эвтектическое ($J \rightarrow A + \Gamma$) и эвтектоидное ($A \rightarrow \Phi + \Gamma$) превращения протекают не при постоянной температуре, а в некотором интервале температур.

Охлаждение чугуна в реальных условиях вносит существенные отклонения от условий равновесия, поэтому по равновесной диаграмме состояния нельзя судить о процессе затвердевания и получающихся при этом фазах в структурах. Структура чугуна в отливках зависит в первую очередь от химического состава (содержания углерода и кремния) и скорости кристаллизации.

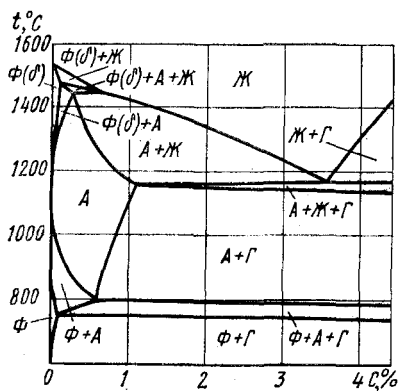


Рис. 94. Диаграмма состояния Fe—Si—C (2,0% Si):

Ж — жидкий сплав, Φ — феррит, Γ — графит

в чугунах углерода, тем меньше требуется кремния для получения заданной структуры.

В зависимости от содержания углерода, связанного в цементит, различают несколько видов чугуна.

1. Белый чугун; весь углерод находится в виде цементита Fe_3C . Структура чугуна (рис. 96, а) — перлит и ледебурит (область I на рис. 95).

2. Половинчатый чугун; большая часть углерода (свыше 0,8%) находится в виде Fe_3C . Структура чугуна — перлит, ледебурит и пластинчатый графит¹ (область II на рис. 95).

3. Перлитный серый чугун; структура (рис. 96, б) — перлит и пластинчатый графит (область III на рис. 95). В этом чугуне 0,7–0,8% С находится в виде Fe_3C , входящего в состав перлита.

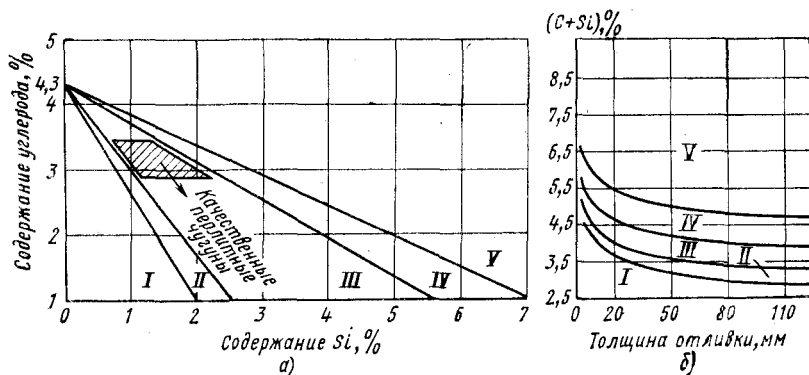


Рис. 95. Структурные диаграммы для чугунов:

а — влияние С и Si на структуру чугуна; б — влияние скорости охлаждения (толщины отливки) и суммы С + Si на структуру чугуна; I — белые чугуны; II—V — серые чугуны

¹ Графит кристаллизуется в виде довольно сложных форм (см. рис. 84, б), но сечение плоскостью микрошлифа имеет вид пластинок.

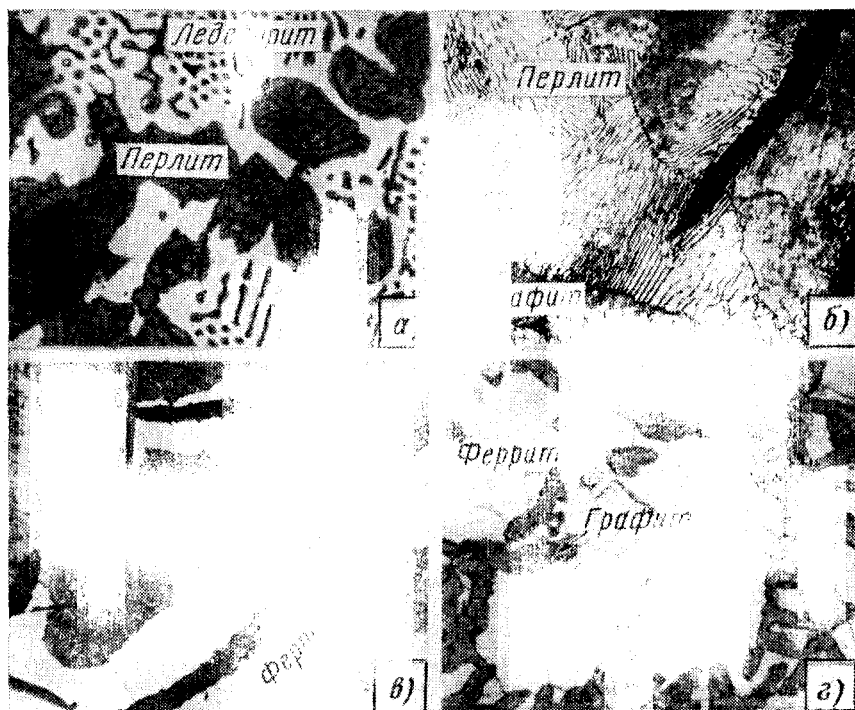


Рис. 96. Микроструктура серого чугуна ($\times 500$):

а — белый чугун; б — первичный серый чугун; в — ферритно-перлитный серый чугун; г — ферритный серый чугун

4. Ферритно-перлитный серый чугун; структура (рис. 96, в) — перлит, феррит и пластинчатый графит (область IV на рис. 95). В этом чугуне в зависимости от степени распада эвтектоидного цемента в связанном состоянии находится от 0,7 до 0,1% С.

5. Ферритный серый чугун; структура (рис. 96, г) — феррит и пластинчатый графит (область V на рис. 95). В этом случае весь углерод находится в виде графита.

При данном содержании углерода и кремния процесс графитизации протекает тем полнее, чем медленнее охлаждение. В производственных условиях скорость охлаждения удобно характеризовать по толщине стенки отливки. Чем тоньше отливка, тем быстрее охлаждение и в меньшей степени протекает процесс графитизации (см. рис. 95, б). Следовательно, содержание кремния надо увеличивать в отливке небольшого сечения, охлаждающейся ускоренно, или в чугуне с меньшим содержанием углерода. В толстых сечениях отливок, охлаждающихся медленно, процесс графитизации протекает полнее и содержание кремния может быть меньше.

Количество марганца в чугуне не превышает 1,25—1,4%. Марганец препятствует процессу графитизации, т. е. затрудняет выделение графита и повышает способность чугуна к отбеливанию (к появлению, особенно в поверхностных слоях, структуры белого или половинчатого чугуна).

Сера является вредной примесью, ухудшающей механические и литейные свойства чугуна, поэтому ее содержание ограничивают до 0,1–0,12%. В сером чугуне сера образует сульфиды (FeS , MnS) или их твердые растворы (Fe , Mn) S .

Содержание фосфора в сером чугуне приблизительно 0,2%, но иногда допускается даже до 0,5%. При повышенном содержании фосфора в структуре чугуна образуются твердые включения фосфидной эвтектики: в серых чугунах, — двойной Fe_3P — аустенит, а в белых тройной Fe_3C — Fe_3P — аустенит. Образование эвтектики улучшает литейные свойства чугуна (повышает жидкотекучесть), при этом увеличивается хрупкость отливок.

Механические свойства чугуна обусловлены его структурой, главным образом графитной составляющей. Чугун можно рассматривать как сталь, пронизанную графитом, который играет роль надрезов, ослабляющих металлическую основу структуры. В этом случае механические свойства будут зависеть от количества, величины и характера распределения включений графита.

Чем меньше графитовых включений, чем они мельче и больше степень изолированности их друг от друга, тем выше прочность чугуна. Чугун с большим количеством прямолинейных крупных графитовых выделений, разделяющих его металлическую основу, имеет грубозернистый излом и низкие механические свойства. Чугун с мелкими и завитыми графитными выделениями обладает более высокими свойствами.

Пластинки графита уменьшают сопротивление отрыву, предел прочности, и особенно пластичность чугуна. Относительное удлинение при растяжении серого чугуна независимо от свойств металлической основы практически равно нулю ($\leq 0,5\%$). Графитовые включения мало влияют на снижение предела прочности при сжатии и твердости, величина которых определяется главным образом структурой металлической основы чугуна. При сжатии чугун претерпевает значительные деформации, и разрушение имеет характер среза под углом 45° . Разрушающая нагрузка при сжатии, в зависимости от качества чугуна и его структуры, в 3–5 раз больше, чем при растяжении, поэтому чугун рекомендуется использовать преимущественно для изделий, работающих на сжатие.

Пластинки графита менее значительно, чем при растяжении, снижают прочность и при изгибе, так как часть изделия испытывает сжимающие напряжения. Предел прочности при изгибе имеет промежуточное значение между пределом прочности на растяжение и пределом прочности на сжатие. Твердость чугуна в зависимости от металлической основы $\text{HB } 143\text{—}255$.

Графит, нарушая сплошность металлической основы, делает чугун малочувствительным к всевозможным внешним концентраторам напряжений (дефектам поверхности, надрезам, выточкам и т. д.). Вследствие этого серый чугун имеет примерно одинаковую конструктивную прочность в отливках простой формы или с ровной поверхностью, и сложной формы с надрезом или плохо обработанной поверхностью. Графит повышает износостойкость и антифрикционные свойства чугуна вследствие собственного «смазывающего» действия и повышения прочности пленки смазки. Очень важно, что графит улучшает обрабатываемость резанием, делая стружку ломкой.

Металлическая основа в сером чугуна обеспечивает наибольшую прочность и износостойкость, если она имеет перлитную структуру (рис. 96, б). Присутствие в структуре феррита, не увеличивая пластичности и вязкости чугуна, снижает его прочность и износостойкость. Наименьшей прочностью обладает ферритный серый чугун.

Серый чугун маркируется буквами С — серый и Ч — чугун (ГОСТ 1412—70). После букв следуют цифры. Первые цифры указывают среднюю величину предела прочности при растяжении, а вторые — среднюю величину предела прочности при испытании на изгиб. Предел прочности при изгибе используют для оценки пластичности чугуна, так как относительное удлинение у всех серых чугунов практически равно нулю.

Серые чугуны по свойствам и применению можно распределить на группы, приведенные ниже.

Ферритные и ферритно-перлитные чугуны (СЧ 00, СЧ 12—28, СЧ 15—32, СЧ 18—36) имеют пределы прочности при растяжении 12—18 и при изгибе 28—40 кгс/мм². Их примерный состав: 3,1—3,6% С; 1,8—2,5% Si; 0,6—1,2% Mn; ≤ 0,3—0,60% P; ≤ 0,15% S (химический состав устанавливают в зависимости от толщины стенок отливки). Структура чугунов — перлит, феррит и графит грубой (СЧ 00, СЧ 12—28) или средней величины. Эти чугуны применяют для изготовления малоответственных деталей, испытывающих небольшие нагрузки в работе. Например, чугун СЧ 12—28 используют для строительных колон, фундаментных плит, а чугуны СЧ 15—32 и СЧ 18—36 — для литых малонагруженных деталей сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуры и т. д.

Перлитные чугуны (СЧ 21—40, СЧ 24—44, СЧ 28—48, СЧ 32—52, СЧ 36—56, СЧ 40—60) применяют для отливки станин мощных станков и механизмов, поршней, цилиндров, деталей, работающих на износ в условиях больших давлений (компрессорное, арматурное и турбинное литье, дизельные цилиндры, блоки двигателей, детали металлургического оборудования и т. д.). Структуры этих чугунов — мелкопластинчатый перлит (сорбит) с мелкими завихренными графитными включениями. К перлитным чугунам относятся так называемые сталистые и модифицированные чугуны.

Сталистые чугуны (СЧ 24—44, СЧ 28—48) получают выплавкой с добавлением в шихту 20—30% стального лома; чугуны имеют пониженное содержание углерода, что обеспечивает получение более дисперсной перлитной основы с меньшим количеством графитных включений. Примерный состав: 2,9—3,3% С; 1,1—1,8% Si; 0,8—1,2% Mn; ≤ 0,2% P; ≤ 0,12% S. Содержание кремния в этих чугунах должно быть достаточным для предотвращения возможности отбеливания чугуна.

Модифицированные чугуны (СЧ 32—52, СЧ 36—56, СЧ 40—60 и СЧ 44—64) получают при добавлении в жидкий чугун перед разливкой специальных добавок — модификаторов (75%-ный ферросилиций, силикокальций в количестве 0,3—0,8% и т. д.). Модифицирование применяют для получения в чугунных отливках с различной толщиной стенок перлитной металлической основы с вкраплением небольшого количества изолированных пластинок графита средней величины. Модифицирование наиболее эффективно при использовании чугуна определенного состава и перегрева

его перед модифицированием до 1400°C. Перегрев обеспечивает измельчение графитных включений и способствует получению более плотных отливок.

Модифицированию подвергают низкоуглеродистый чугун, содержащий сравнительно небольшое количество кремния и повышенное количество марганца и имеющий без введения модификатора структуру половинчатого чугуна, т. е. ледебурит, перлит и графит. Примерный химический состав чугуна: 2,5–3,0% С; 1,1–1,5% Si; 0,8–1,2% Mn; ≤0,2% P и ≤0,12% S (СЧ 40–60 и СЧ 44–64).

Для снятия литейных напряжений и стабилизации размеров чугунные отливки отжигают при 500–570°C. В зависимости от формы и размеров отливки выдержка при температуре отжига составляет 3–10 ч. Охлаждение после отжига медленное, вместе с печью. После такой обработки механические свойства изменяются мало, а внутренние напряжения снижаются на 80–90%. Иногда для снятия напряжений в чугунных отливках применяют естественное старение чугуна — выдержку их на складе в течение 6–10 месяцев. Такая выдержка снижает напряжения на 40–50%.

Антифрикционные чугуны применяют для изготовления подшипников скольжения, втулок и других деталей, работающих при трении о металл, чаще в присутствии смазки. Эти чугуны должны обеспечивать низкое трение (малый коэффициент трения), т. е. антифрикционность. Антифрикционные свойства чугуна определяются соотношением перлита и феррита в основе, а также количеством и формой графита. Антифрикционные чугуны изготавливают следующих марок¹: АЧС-1 (3,2–3,6% С, 1,3–2,0% Si; 0,6–1,2% Mn; 0,15–0,3% P; ≤0,12% S; 0,2–0,4% Cr; 1,5–2,0% Cu), АЧС-2 (3,2–3,8% С; 1,4–2,2% Si; 0,4–0,7% Mn; 0,15–0,4% P; ≤0,12% S; 0,2–0,4% Cr; 0,2–0,4% Ni; 0,03–0,1% Ti; 0,3–0,5% Cu) и АЧС-3 (3,2–3,8% С; 1,7–2,6% Si; 0,4–0,7% Mn; 0,15–0,4% P; ≤0,12% S; 0,03–0,1% Ti).

Детали, работающие в паре с закаленными или нормализованными стальными валами, изготавливают из перлитных серых чугунов АЧС-1 и АЧС-2; для работы в паре с термически не обработанными валами применяют перлитно-ферритный чугун АЧС-3.

Перлитный чугун, содержащий повышенное количество фосфора (0,3–0,5%), используют для изготовления поршневых колец. Высокая износостойкость колец обеспечивается металлической основой, состоящей из тонкого перлита и равномерно распределенной фосфидной эвтектики при наличии изолированных выделений пластинчатого графита.

Белый и отбеленный чугун. Белый чугун вследствие присутствия в нем цементита обладает высокой твердостью, хрупок и практически не поддается обработке резанием, поэтому имеет ограниченное применение.

Отбеленными называют чугунные отливки, в которых поверхностные слои имеют структуру белого (или половинчатого) чугуна, а сердцевина — серого чугуна. Между этими зонами может быть переходный слой. Отбел на некоторую глубину (12–30 мм) является следствием быстрого охлаждения

¹ А — антифрикционный, Ч — чугун, С — серый.

ния поверхности, возникающего в результате отливки чугуна в металлические формы (кокиль) или в песчаную форму.

Высокая твердость поверхности ($HB\ 400-500$) обуславливает хорошую сопротивляемость против износа, особенно абразивного, поэтому из отбеленного чугуна изготавливают прокатные валки листовых станов, колеса, шары для мельниц и т. д. В этом случае применяют чугун с пониженным содержанием кремния, который склонен к отбеливанию. Его примерный состав: $2,8-3,6\% C$; $0,5-0,8\% Si$; $0,4-0,6\% Mn$.

Вследствие различной скорости охлаждения по сечению и получения разных структур отливка имеет большие внутренние напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Для снятия напряжений отливки подвергают термической обработке, т. е. их нагревают при $500-550^{\circ}C$.

2. ВЫСОКОПРОЧНЫЙ ЧУГУН С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Высокопрочный чугун получают присадкой в жидкий чугун небольших доз некоторых щелочных или щелочноземельных металлов. Чаще для этой цели применяют магний в количестве $0,03-0,07\%$. По содержанию остальных элементов высокопрочный чугун не отличается от обычного серого.

Под действием магния графит в процессе кристаллизации принимает не пластинчатую, а шаровидную форму (рис. 97, а-в). Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при данном объеме, значительно меньше ослабляет металлическую основу чугуна, чем пластинчатый графит. В отличие от пластинчатого шаровидный графит не является активным концентратором напряжений. Чугуны с шаровидным графитом имеют более высокие механические свойства, не уступающие литой углеродистой стали, сохраняя при этом хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость и т. д. Обычный состав чугуна: $2,7-3,6\% C$; $1,6-2,7\% Si$; $0,5-0,6\% Mn$; $\leq 0,10\% S^1$ и $\leq 0,10\% P$.

Маркируют высокопрочный чугун буквами ВЧ, затем следуют цифры. Первые цифры марки показывают среднее значение предела прочности при растяжении, вторые — относительное удлинение. Чугуны ВЧ 50-2, ВЧ 60-2, ВЧ 70-3, ВЧ 80-3, ВЧ 100-4, ВЧ 120-4 имеют перлитную металлическую основу (рис. 97, б), чугуны ВЧ 45-5 — перлитно-ферритную и ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 — ферритную (рис. 97, в). Для снятия литейных напряжений, повышения механических свойств чугуны подвергают термической обработке.

Отливки из высокопрочного чугуна широко используют в различных отраслях народного хозяйства: в автостроении и дизелестроении для колеччатых валов, крышек цилиндров и других деталей; в тяжелом машиностроении — для многих деталей прокатных станов; в кузнечно-прессовом оборудовании, например, для шабот-молотов, траверс прессов, прокатных валков; в химической и нефтяной промышленности — для корпусов насосов, вентилях и т. д.

¹ В чугунах ВЧ 80-3, ВЧ 100-4, ВЧ 120-4 содержание серы $\leq 0,01\%$.

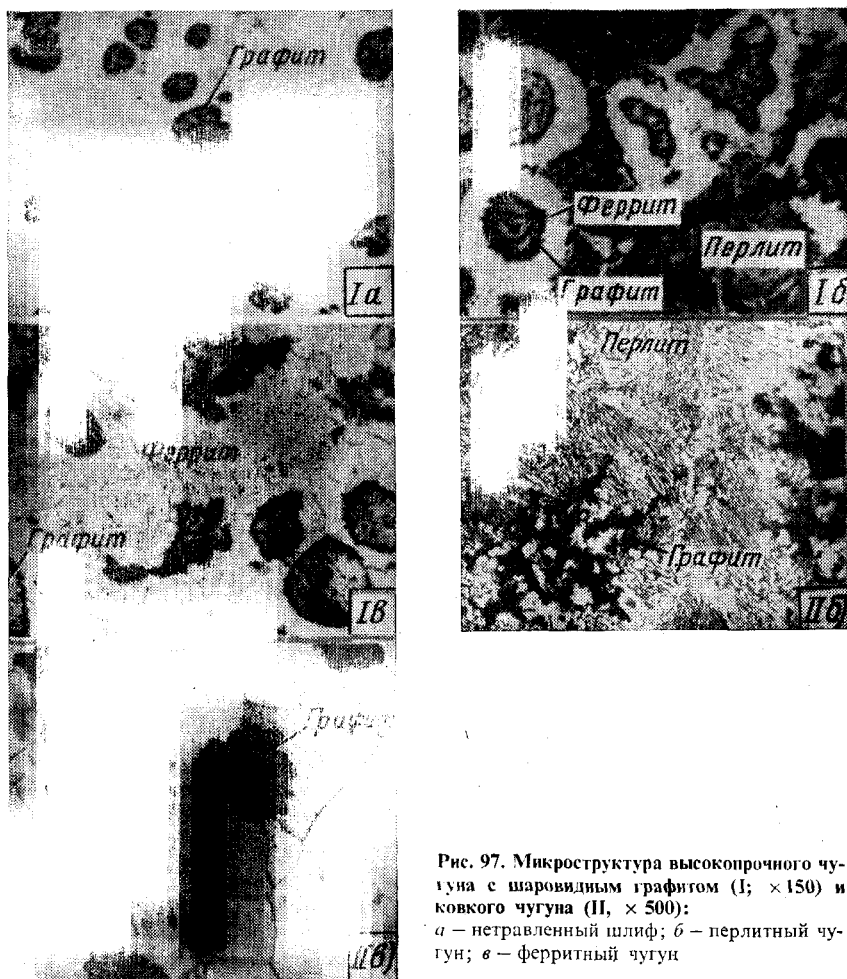


Рис. 97. Микроструктура высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (I; $\times 150$) и ковкого чугуна (II, $\times 500$): а — не травленный шлиф; б — перлитный чугун; в — ферритный чугун

Высокопрочные чугуны применяют и для изготовления деталей станков, кузнечно-прессового оборудования, работающих в подшипниках и других узлах трения при повышенных и высоких давлениях (до 120 кгс/мм²).

Антифрикционные чугуны с глобулярным графитом изготавливают двух марок: АЧВ-1 (2,8–3,5% С; 1,8–2,7% Si; 0,5–1,2% Mn; $\leq 0,7\%$ Cu) с перлитной структурой и АЧВ-2 с повышенным содержанием кремния (2,2–2,7%) и ферритно-перлитной структурой (~50% перлита).

Перлитный высокопрочный чугун АЧВ-1 предназначен для работы в узлах трения с повышенными окружными скоростями в паре с закаленным или нормализованным валом.

Антифрикционный чугун АЧВ-2 применяют в паре с «сырым» (в состоянии поставки) валом.

3. КОВКИЙ ЧУГУН

Ковкий чугун получают длительным нагревом при высоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна. В результате отжига образуется графит хлопьевидной формы (см. рис. 97, II б, в). Такой графит по сравнению с пластинчатым меньше снижает прочность и пластичность металлической основы структуры чугуна. Металлическая основа ковкого чугуна: феррит (ферритный ковкий чугун; рис. 97, II в) и реже перлит (перлитный ковкий чугун; рис. 97, II б). Наибольшей пластичностью обладает ферритный ковкий чугун, который применяют в машиностроении.

Химический состав белого чугуна, отжигаемого на ковкий чугун, выбирают в пределах: 2,5–3,0% С; 0,7–1,5% Si; 0,3–1,0% Mn; $\leq 0,12\%$ и $\leq 0,18\%$ Р (в зависимости от требуемой структуры металлической основы). Чугун имеет пониженное содержание углерода и кремния. Более низкое содержание углерода способствует повышению пластичности, так как при этом уменьшается количество графита, выделяющегося при отжиге, а пониженное содержание кремния исключает выделение пластинчатого графита в структуре отливки при охлаждении.

Толщина сечения отливки не должна превышать 40–50 мм. При большем размере отливок в сердцевине образуется пластинчатый графит, и чугун становится непригодным для отжига.

Схема отжига на ферритный ковкий чугун приведена на рис. 98. Отжиг проводят в две стадии. Первоначально отливки (чаще упакованные в ящики с песком) выдерживают при 950–970°C. В этот период протекает I стадия графитизации, т. е. распад цементита, входящего в состав ледебурита ($A + Fe_3C$), и установление стабильного равновесия аустенит + графит. В результате распада цементита диффузионным путем образуется хлопьевидный графит (углерод отжига).

Затем отливки охлаждают до температур, соответствующих интервалу эвтектоидного превращения. При охлаждении происходит выделение из аустенита вторичного цементита, его распад и в итоге рост графитных включений. При достижении эвтектоидного интервала температур охлаждение резко замедляют или дают длительную выдержку при температуре несколько ниже этого интервала (см. рис. 98). В этот период протекает II ста-

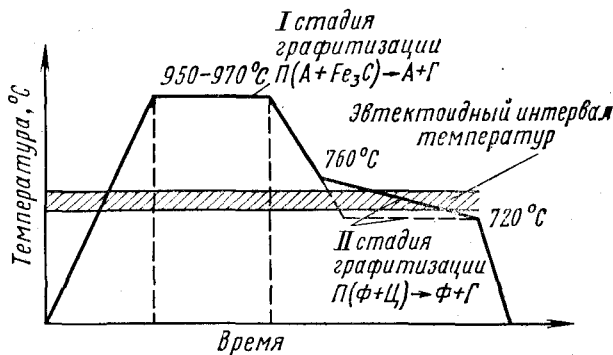


Рис. 98. Схема отжига ковкого чугуна

дия графитизации: распад аустенита с образованием ферритнографитной структуры или распад цементита, входящего в состав структуры перлит, с образованием феррита и графита (в процессе выдержки ниже эвтектоидной температуры). После окончания II стадии графитизации структура чугуна состоит из феррита и хлопьевидного графита.

Излом ферритного чугуна бархатисто-черный вследствие большого количества графита. Если не проводить выдержку ниже эвтектоидной температуры (или если в этом интервале температур скорость охлаждения повышенная), то образуется перлитный ковкий чугун ($II + \Gamma$), имеющий светлый (сталистый) излом.

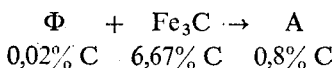
Для ускорения отжига применяют различные меры: чугун модифицируют алюминием (реже бором, висмутом и другими элементами), повышают температуру нагрева чугуна перед разливкой, применяют перед отжигом старение, чаще в процессе нагрева до температуры отжига при 350–400°C, повышают температуры I стадии графитизации (но не выше 1080°C) или же выполняют отжиг в защитной атмосфере. В этом случае длительность отжига составляет 24–60 ч.

Ковкий чугун маркируют КЧ и цифрами. Первые две цифры указывают предел прочности при растяжении и вторые – относительное удлинение. Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках. Например, ферритные ковкие чугуны КЧ 37–12 и КЧ 35–10 используют для изготовления деталей, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы и т. д.), а КЧ 30–6 и КЧ 33–8 – для изготовления менее ответственных деталей (головки, хомутики, гайки, глушители, фланцы, муфты и т. д.) Твердость ферритного чугуна НВ 163. Перлитные ковкие чугуны КЧ 50–4, КЧ 56–4, КЧ 60–3 и КЧ 63–2 обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Твердость перлитного чугуна НВ 241–269. Из перлитного ковкого чугуна изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, втулки, муфты, тормозные колодки и т. д. Ковкий чугун применяют главным образом для изготовления тонкостенных деталей в отличие от высокопрочного магниевого чугуна, который используют для деталей большого сечения. Некоторое применение нашел антифрикционный ферритно-перлитный чугун АКЧ-1 и АКЧ-2.

1. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

При многих видах термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации). Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории кристаллизации.

Общее представление о превращениях, которые протекают в стали при нагреве, можно получить из диаграммы состояния (см. рис. 99). При нагреве эвтектоидной стали (0,8% С) несколько выше критической точки A_1 (727°C) перлит (ферритно-карбидная структура) превращается в аустенит:



Превращение состоит из двух одновременно протекающих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода и растворения в аустените цементита.

При нагреве доэвтектоидной стали выше точки A_1 после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура — аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур $A_1 - A_3$ феррит постепенно растворяется в аустените: содержание углерода в аустените при этом уменьшается в соответствии с линией GS. При температуре A_3 феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали. Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали. При температуре несколько выше A_1 (727°C) перлит превращается в аустенит, содержащий 0,8% С. В интервале температур $A_1 - A_{cm}$ происходит растворение избыточного цементита. Выше температуры A_{cm} будет только аустенит, содержание углерода в котором соответствует его содержанию в стали. Механизм процесса превращения перлита в аустенит состоит в зарождении зерен аустенита и их росте.

Аустенит при температурах несколько выше A_{c1} (727°C) содержит ~0,8% С. Образование зародышей аустенита с таким содержанием углерода возможно благодаря флуктуациям концентрации углерода в феррите. Зародыши аустенита образуются на границе раздела феррита и цементита (рис. 99, в), где наличие дефектов уменьшает работу образования зародыша аустенита и больше вероятность флуктуационного возникновения в феррите участков критического размера с содержанием ~0,8% С¹.

¹ Некоторые исследователи полагают, что механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -перестройки сдвиговый при наличии когерентных границ. В образовавшиеся по сдвиговому механизму пластинчатые участки γ -фазы от Fe_3C диффундирует углерод, и они становятся способными к росту зародышами аустенита.

При росте зародыша когерентность α - и γ -решеток нарушается, сдвиговый механизм заменяется нормальным механизмом роста и зерна аустенита приобретают равноосную форму.

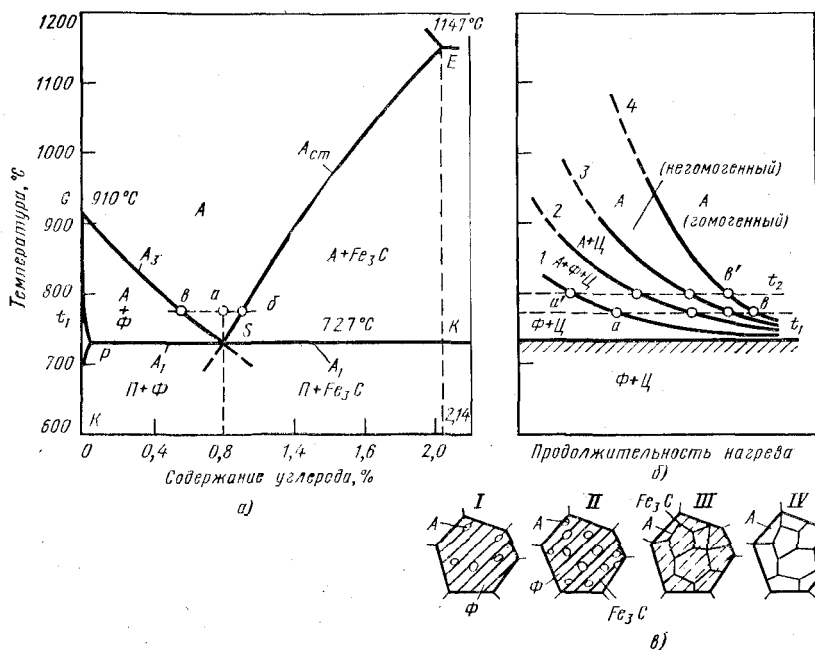


Рис. 99. Превращение стали с ферритно-цементитной структурой при нагреве: а — схема изменений фазового состава при нагреве (диаграмма Fe — Fe₃C); б — схема изотермического образования аустенита; 1 — начало превращения перлита в аустенит; 2 — конец превращения перлита в аустенит; 3 — полное растворение карбидов; 4 — гомогенизация аустенита; в — последовательные стадии превращения перлита в аустенит

После исчезновения границ феррита и цементита, где преимущественно зарождается аустенит, наблюдается только рост зерен аустенита без возникновения новых зародышей. Образовавшийся аустенит неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше (точка б на рис. 99, а), чем в участках, прилегающих к ферриту (точка в на рис. 99, а). Под влиянием этого градиента перепада концентрации происходит диффузия атомов углерода в аустените в направлении от границы с цементитом к участкам, граничащим с ферритом, что приводит к нарушению равновесия на межфазных поверхностях между аустенитом и указанными фазами. Восстановление равновесия достигается в результате дальнейшего растворения цементита в аустените и перехода атомов углерода в феррит, что облегчает превращение его в аустенит.

Рост участков аустенита в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения протекает быстрее, чем растворение цементита, поэтому после превращения феррита в аустенит в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цементита (рис. 99, в, III), и для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена. Образовавшийся в результате описанных превращений аустенит неоднороден по составу, и для его гомогенизации требуется дополнительное время.

Для описания процесса перехода ферритно-цементитной структуры в аустенитную часто пользуются диаграммами изотермического образования аустенита, дающими представление о протекании превращения при различных температурах. Для построения диаграммы небольшие образцы из исследуемой стали быстро нагревают до заданной температуры, например t_{12} (рис. 99, б), лежащей выше точки A_1 , и выдерживают при этой температуре.

В процессе изотермической выдержки фиксируют начало и конец отдельных стадий превращения перлита в аустенит. Если полученные экспериментальные точки нанести на график в координатах температура — время и соединить их плавными кривыми, то получится диаграмма, подобная схематически показанной на рис. 99, б.

Как следует из диаграммы изотермического образования аустенита, процесс превращения перлита в аустенит резко ускоряется при повышении температуры. Это объясняется, с одной стороны, ускорением диффузионных процессов, а с другой — увеличением градиента концентрации в аустените.

Скорость превращения ферритно-цементитной структуры в аустенитную, помимо температуры нагрева, зависит от ее исходного состояния. Чем тоньше ферритно-цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и меньше пути диффузии, а следовательно, быстрее протекает процесс аустенизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобулей, замедляет процесс образования аустенита.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенизации, что объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита.

Введение в сталь хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените. Соответственно больше требуется времени и для гомогенизации аустенита. Легирующие элементы неравномерно распределены между ферритом и карбидами, а следовательно, и в аустените содержание легирующих элементов по объему будет не одинаково.

Процесс гомогенизации аустенита по содержанию легирующих элементов требует большего времени, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в решетке γ -фазы значительно меньше, чем углерода.

При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит протекает в некотором интервале температур. На рис. 100 приведена термокинетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева.

Начало превращения ферритно-карбидной структуры в аустенитную на термокинетической диаграмме (рис. 100) соответствует температурам A_{c1} , конец полиморфного $\alpha - \gamma$ -превращения — температурам линии II и полное растворение карбидов — температурам, образующим линию III. Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение ферритно-цементитной структуры (перлита) в аустенитную. Интервал температур, в котором протекает превращение перлита в аустенит, тем

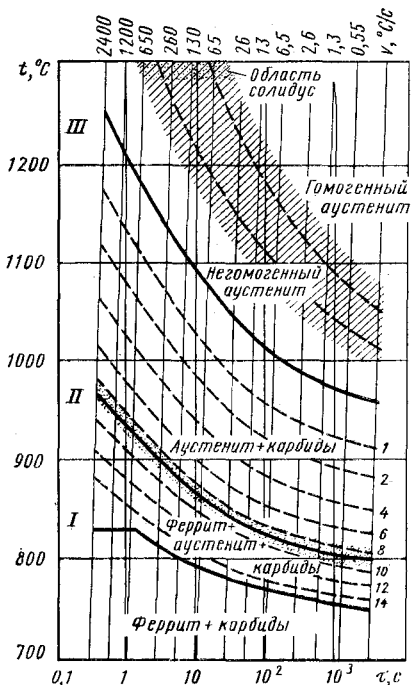


Рис. 100. Термокинетическая диаграмма превращения ферритно-карбидной структуры в аустенит в стали, содержащей 1,0% С и 1,0% Сг: I — начало $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{c1}); II — конец $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; III — конец растворения карбидов. Цифры у кривых указывают количество нерастворимых в аустените карбидов (%) при данном нагреве

больше, чем выше скорость нагрева, поэтому при скоростном нагреве например, токами высокой частоты, температура нагрева для аустенитизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве.

2. РОСТ ЗЕРНА АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ

Как указывалось выше, зародыши аустенита при нагреве выше A_1 образуются на границах раздела феррит — карбид. При таком нагреве число зародышей всегда достаточно велико и начальное зерно аустенита мелкое. Однако нередко при таких невысоких температурах нагрева наблюдается разнотернистость — на фоне мелкого зерна отмечаются и очень крупные зерна.

При дальнейшем повышении температуры или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит собирательная рекристаллизация, и зерно увеличивается. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен. Зерно растет в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых. Размер зерна, образовавшегося при нагреве до данной температуры, естественно, не изменяется при последующем охлаждении.

Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей одного марочного состава вследствие влияния условий их выплавки.

По склонности к росту зерна различают два предельных типа сталей: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур (1000—1050 $^\circ\text{C}$) зерно увеличивается незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше A_1 (рис. 101). Различная склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом.

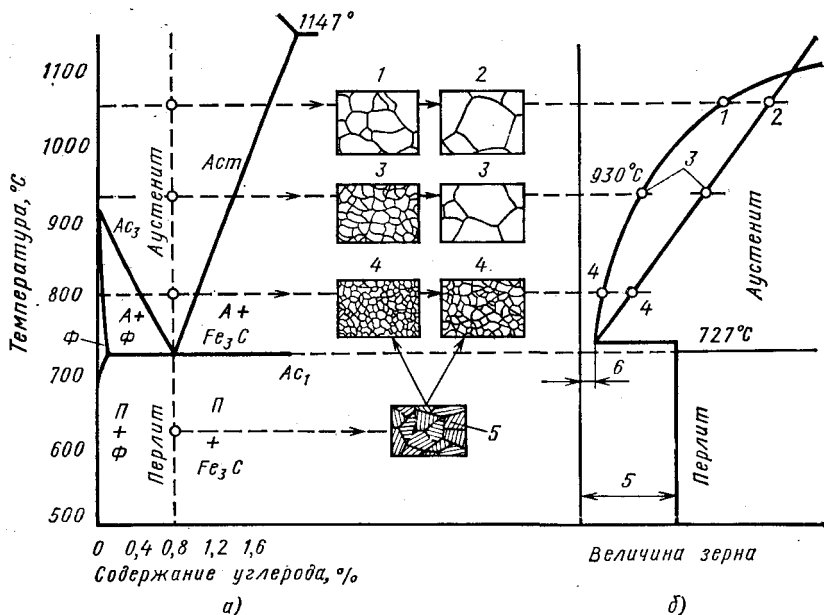


Рис. 101 Диаграмма состояния Fe—Fe₃C (а) и схема роста зерна аустенита в стали, содержащей 0,8%С (б):

1 — наследственно мелкозернистая сталь; 2 — наследственно крупнозернистая сталь; 3 — наследственное зерно; 4 — зерно при нагреве под термическую обработку; 5 — исходное зерно; 6 — начальное зерно аустенита

Стали, раскисленные алюминием, наследственно мелкозернистые, так как в них образуются дисперсные частицы AlN, тормозящие рост зерна аустенита. Растворение этих частиц влечет за собой быстрый рост зерна.

В двухфазных областях, например в заэвтектоидных сталях, в интервале температур $A_{c1} - A_{cm}$ (рис. 101, а) рост зерна аустенита сдерживается нерастворившимися карбидными частицами. Такое же сдерживающее влияние на рост зерна в доэвтектоидных сталях в интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$ (рис. 101, а) оказывают участки феррита.

Легирующие элементы, особенно карбидообразующие, замедляющие собирательную рекристаллизацию, задерживают рост зерна аустенита. Наиболее сильно действуют Ti, V, Zr, Nb, W и Mo, образующие труднорастворимые в аустените карбиды, которые служат барьером. Более слабое влияние оказывает такой карбидообразующий элемент, как хром. Марганец и фосфор способствуют росту зерна аустенита.

Следует отметить, что термины — наследственно крупнозернистая и наследственно мелкозернистая сталь не обозначают того, что данная сталь имеет всегда крупное или всегда мелкое зерно. Наследственное зерно, полученное в стандартных условиях технологической пробы, указывает лишь на то, что при нагреве до определенных температур крупнозернистая сталь приобретает крупное зерно при более низкой температуре, чем сталь мелкозернистая (рис. 101).

Наследственно мелкозернистая сталь при достаточно высокой температуре может даже иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно

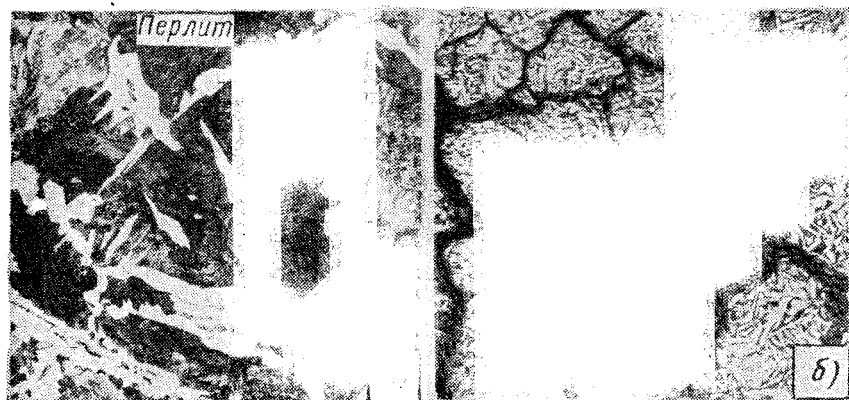


Рис. 102 Микроструктура перегретой (а) и пережженной (б) стали ($\times 100$)

крупнозернистая сталь, поэтому введено понятие о *действительном* зерне, т. е. зерне, существующем в стали при данной температуре.

Размер действительного зерна аустенита обусловлен температурой нагрева, продолжительностью выдержки при ней и склонностью данной стали к росту зерна при нагреве.

Перегрев и пережог. Продолжительный нагрев доэвтектоидной (заэвтектоидной) стали при температурах, значительно превышающих A_3 или A_{cm} , приводит к образованию крупного действительного зерна как непосредственно при этой температуре, так и после охлаждения до 20°C . Такой нагрев принято называть *перегревом* стали. Перегретая сталь характеризуется крупнокристаллическим изломом.

В перегретой стали нередко часть феррита (цементита) образуется по сдвиговому механизму превращения. Рост видманштеттовых кристаллов феррита (цементита) происходит при высоких температурах в условиях диффузии углерода (рис. 102).

Перегрев может быть исправлен повторным нагревом стали доэвтектоидной до температуры выше точки A_{c3} (см. рис. 101), а эвтектоидной и заэвтектоидной — выше A_{c1} .

Нагрев при еще более высокой температуре, чем нагрев, вызывающий перегрев и к тому же в окислительной атмосфере, называют *пережогом* стали; он сопровождается образованием по границам зерен окислов железа (см. рис. 102, б). При пережоге излом стали камневидный. Пережог — несправимый дефект стали.

Влияние величины зерна на свойства стали. Величина зерна стали не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств, получаемых при испытании на статическое растяжение (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) и твердость, но с ростом зерна резко снижается ударная вязкость, работа распространения трещины и повышается порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем более сталь склонна к закалочным трещинам и деформациям. Все это следует учитывать при выборе режимов термической обработки.

Выявление и определение величины зерна. Рост зерна аустенита определяют различными методами (ГОСТ 5639—65): цементацией, окислением,

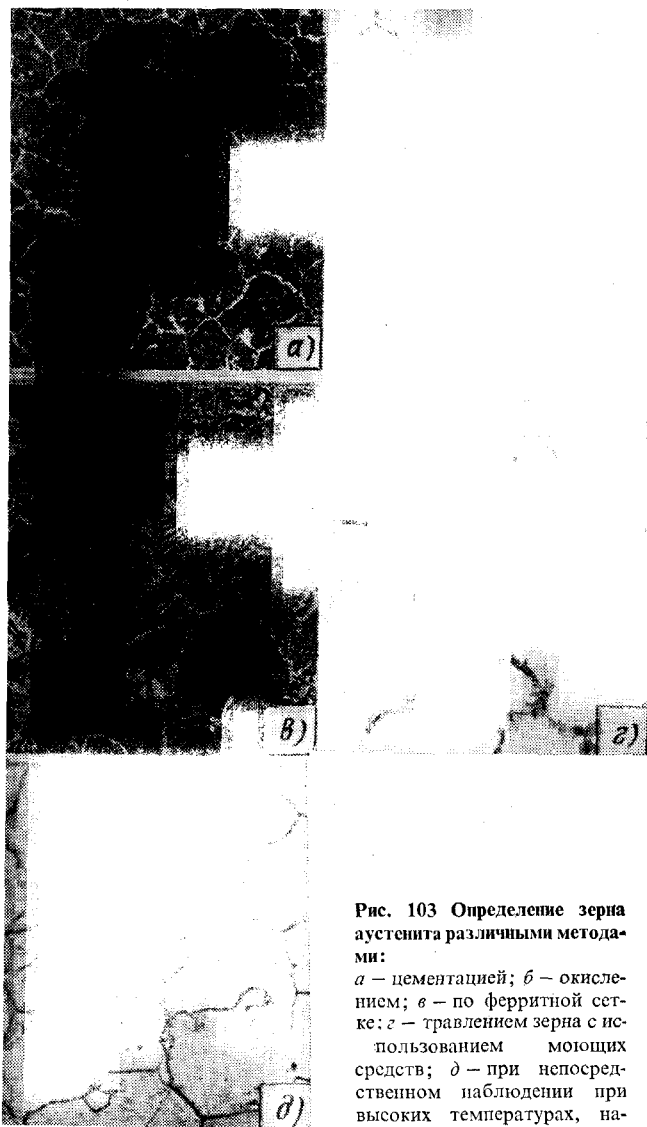


Рис. 103 Определение зерна аустенита различными методами:

a — цементацией; *b* — окислением; *в* — по ферритной сетке; *г* — травлением зерна с использованием моющих средств; *д* — при непосредственном наблюдении при высоких температурах, нагрев в вакуумной камере

по ферритной или цементитной сетке и травлением границ зерен. По методу цементации образец доэвтектоидной стали насыщают углеродом при 930°C в течение 8 ч. При этом содержание углерода в аустените, находящемся в поверхностной зоне, достигает заэвтектоидной концентрации. При последующем медленном охлаждении по границам зерна аустенита выделяется вторичный цементит, образующий сплошную сетку, по которой после охлаждения определяют величину бывшего зерна аустенита (рис. 103, *a*).

При использовании других методов выявления зерна температуру нагрева принимают равной температуре закалки или на 20–30°C выше этой температуры. Время выдержки при таком нагреве 3 ч.

В случае применения метода окисления металлографический шлиф нагревают в защитной атмосфере и после окончания выдержки в печь подают воздух. Шлиф охлаждают в воде, полируют и травят 15%-ным раствором соляной кислоты в этиловом спирте. Границы бывших зерен аустенита выявляются на шлифе сеткой окислов (рис. 103, б). Метод, основанный на образовании сетки феррита, применяют для доэвтектоидных, а метод образования сетки цементита – для заэвтектоидных сталей. Образцы нагревают до заданной температуры и охлаждают со скоростью, обеспечивающей образование сетки феррита или цементита (рис. 103, в). Нередко зерно аустенита определяют на образцах после закалки и отпуска при 225–550°C путем травления микрошлифа в растворе пикриновой кислоты с добавлением 0,5–1,0% моющих средств «Астра» или «Новость». Более перспективный метод определения зерна аустенита – при помощи специальных микроскопов с нагревательной вакуумной камерой. В этом случае непосредственно наблюдают зерно аустенита, существующее при высоких температурах (рис. 103, д). Величину зерна определяют под микроскопом при увеличении в 100 раз. Зерна, видимые на шлифе, сравнивают с эталонными изображениями, приведенными на рис. 104. Величину зерна определяют баллами. Между номером зерна N (баллом) и количеством зерен n , помещающихся на 1 мм² шлифа, существует следующая зависимость: $n = 2^{N+3}$.

Стали с зерном № 1–5 относят к группе крупнозернистых, а с зерном № 6–15 к мелкозернистым.

3. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

(ДИАГРАММА ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА)

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_{c3} (для доэвтектической стали) или выше A_{cm} (для эвтектоидной стали), переохладить до температуры ниже A_1 , то аустенит оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение.

Для описания кинетики превращения переохлажденного аустенита пользуются экспериментально построенными диаграммами время – температура – степень распада или диаграммами изотермического превращения аустенита, т. е. превращения, протекающего при постоянной температуре¹.

Для изучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы стали нагревают до температур, соответствующих существованию стабильного аустенита, а затем быстро охлаждают (переохлаждают аустенит) до температуры ниже A_1 , например до 700, 600, 500, 400, 300°C и т. д., и выдерживают при этих температурах до полного распада аустенита.

¹ В литературе на английском языке эти диаграммы называют TTT: time – temperature – transformation.

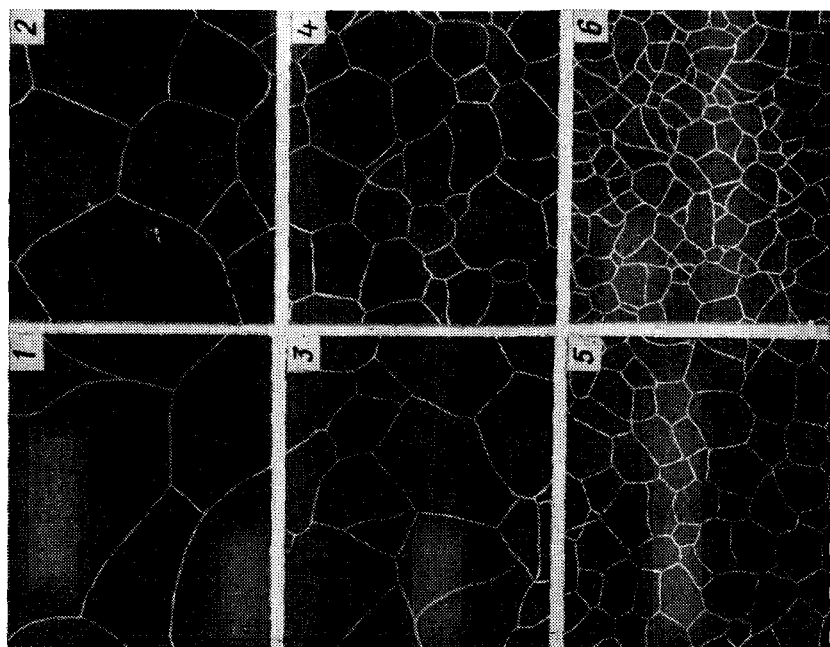
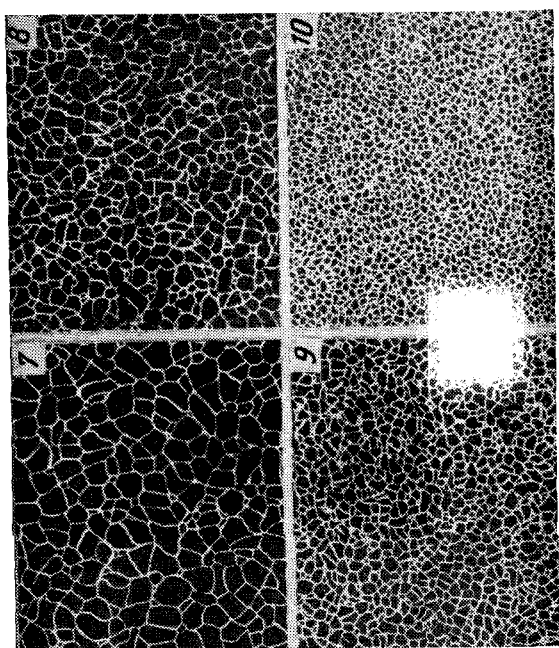


Рис. 104. Шкала зернистости стали. Цифрами указаны номер зерна $\times 100$

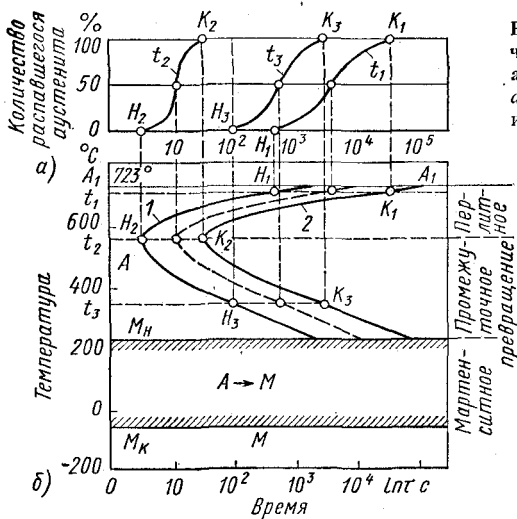


Рис. 105 Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали с 0,8% С:
 а — кинетические кривые; б — диаграмма изотермического превращения аустенита

Степень его распада можно определять разными методами: микроскопическим, магнитным, дилатометрическим и др.

Результаты исследования при постоянной температуре характеризует кривая, показывающая количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада. Как видно из рис. 105, а, в течение некоторого

промежутка времени (H_1, H_2, H_3) распад аустенита экспериментально не фиксируется. Этот период называют инкубационным.

По истечении этого периода аустенит начинает распадаться с образованием более стабильных структур. В области повышенных температур распад протекает с образованием структуры из феррита и цемента. Скорость распада сначала быстро увеличивается, а затем постепенно замедляется. Через некоторое время (K_1, K_2, K_3) процесс распада полностью заканчивается или приостанавливается. Построение таких кривых после охлаждения до разных температур (t_1, t_2, t_3 и т. д.) позволяет получить диаграмму изотермического превращения аустенита (рис. 105, б). Для этого нужно отрезки времени, соответствующие началу (H_1, H_2, H_3) и концу распада аустенита (K_1, K_2, K_3 и т. д.) или какой-то заранее принятой степени превращения для каждой из исследуемых температур (t_1, t_2, t_3), перенести на график, на котором по оси абсцисс откладывается время¹, а по оси ординат — температура, и одноименные точки соединить плавными кривыми. В диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 105, б) кривая 1 характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 показывает время, необходимое для полного распада аустенита.

Область, лежащая левее кривой начала распада аустенита (см. рис. 105, б), определяет продолжительность инкубационного периода; в интервале температур и времени, соответствующих этой области, существует переохлажденный аустенит, практически не претерпевающий заметного распада. Длительность инкубационного периода характеризует устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума, и далее вновь возрастает (рис. 105, б).

¹ Шкалу времени для удобства построения чаще выбирают логарифмической, так как время распада может колебаться в широких пределах — от долей секунды до десятков минут и даже часов.

При температуре наименьшей устойчивости аустенита скорость превращения очень велика. В углеродистых сталях длительность инкубационного периода при этой температуре не превышает 1,0–1,5 с. Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняется возрастанием разности свободных энергий аустенита и образующимися фазами (структурой). При этом, как уже указывалось выше, уменьшается размер критического зародыша, способного к росту, и возрастает количество объемов в исходном аустените, в которых могут возникнуть зародыши новой фазы. Повышение устойчивости аустенита и уменьшение скорости его превращения при больших степенях переохлаждения вызывается снижением скорости образования и роста новых фаз вследствие замедления процесса диффузии.

При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже мартенситной точки M_s , соответствующей температуре начала превращения переохлажденного аустенита в мартенсит (см. рис. 105, б), диффузионные процессы полностью подавляются, и образование структуры, состоящей из феррита и цементита, становится невозможным. В этом случае протекает бездиффузионное превращение аустенита в структуру закаленной стали, называемую *мартенситом* и представляющую собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе.

Содержание углерода в мартенсите по этой причине в общем случае не отличается от его содержания в переохлажденном аустените¹.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области, или ступени, превращения (рис. 105, б): *перлитную область промежуточного превращения* (промежуточного между перлитным и мартенситным превращением) и *мартенситную*.

Знание этих превращений важно для решения многих практических задач. Перлитное превращение протекает в процессе отжига стали (см. стр. 192), а мартенситное — при закалке стали (см. стр. 197). Промежуточное превращение важно для понимания так называемой изотермической закалки стали (см. стр. 211).

4. ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Перлитное превращение (см. рис. 105) переохлажденного аустенита носит кристаллизационный характер и по своему механизму является *диффузионным*. Это следует из того, что аустенит, например, углеродистой стали (рис. 106), практически однородный по концентрации углерода, распадается с образованием феррита (почти чистое железо) и цементита, содержащего 6,67% С, т. е. состоит из фаз, имеющих различную концентрацию углерода. Ведущей, в первую очередь возникающей фазой при этом является карбид (цементит). Его зародыши, как правило, образуются на границах зерен аустенита.

В результате роста частиц этого карбида прилегающий к нему объем аустенита обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. При этом кристаллики феррита за-

¹ Это положение полностью справедливо для тех сталей, у которых мартенситная точка M_s соответствует температурам ниже 100°C.

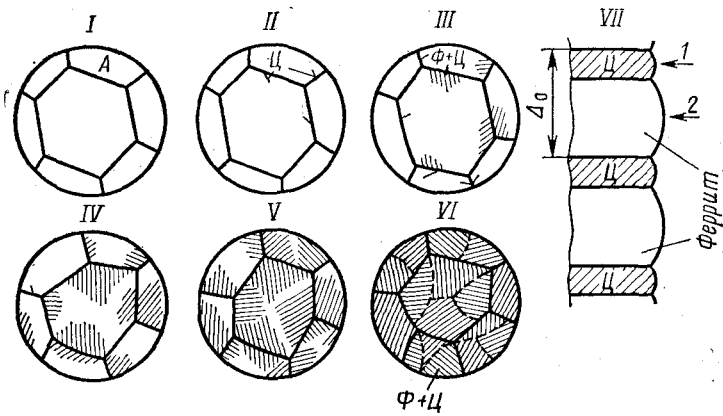
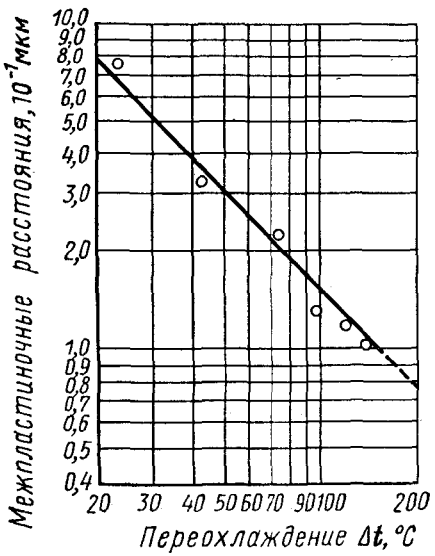


Рис. 106 Схема возникновения и роста перлитного зерна:

I – аустенит; II – образование зародыша цементита на границе зерна аустенита; III – образование пластин цементита и феррита, IV–VI – рост и образование новых пластин цементита и феррита (перлита); VII – перераспределение углерода при образовании перлита; 1 – высокая концентрация углерода – цементит (6,67% C); 2 – низкая концентрация углерода – феррит (0,02% C)

рождаются на границе с цементитом, который облегчает этот процесс.

Дальнейший рост ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что затрудняет дальнейшее развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В обогащенном таким образом углеродом аустените зарождаются новые и растут ранее возникшие пластинки цементита (карбидов). Вследствие этих процессов образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникновения новых и роста имеющихся кристалликов (пластинок) феррита. В результате происходит колониальный (совместный) рост кристалликов феррита и цементита, образующих перлитную колонию (рис. 106).



Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение. Пластинчатые структуры эвтектоидного типа часто определяют как перлит, сорбит и троостит или соответственно грубо-, средне-, и тонкодифференцированный перлит. Чем больше переохлаждение, тем тоньше получается ферритно-цементитная структура, т. е. меньше величина межпластинчатого расстояния Δ_0 (рис. 107), равного усредненной сумме толщин двух пластинок феррита и цементита (см. рис. 106), и выше твердость.

Рис. 107. Влияние степени переохлаждения на межпластиночные расстояния Δ_0 в перлите

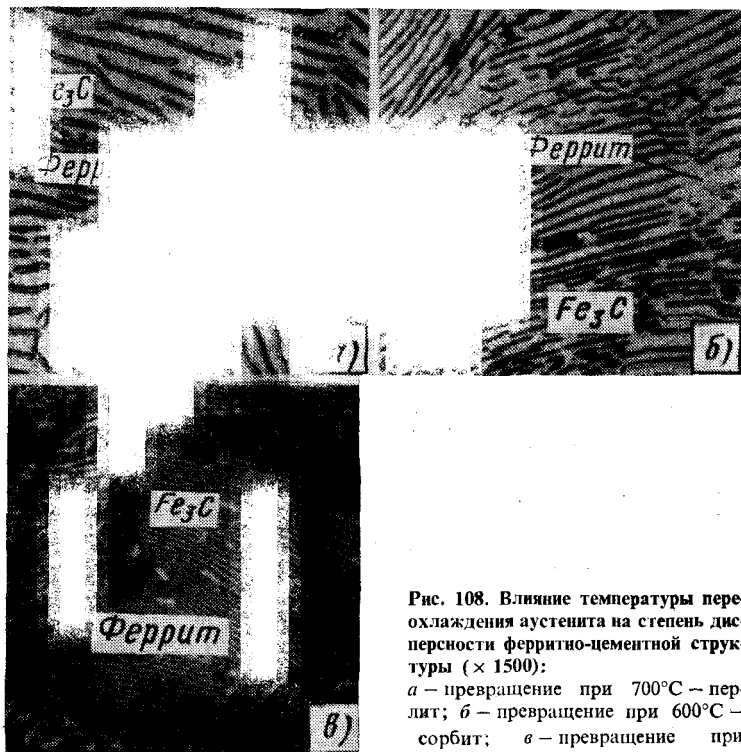


Рис. 108. Влияние температуры переохлаждения аустенита на степень дисперсности ферритно-цементитной структуры ($\times 1500$):

a – превращение при 700°C – перлит; *б* – превращение при 600°C – сорбит; *в* – превращение при $\sim 500^{\circ}\text{C}$ – троостит

Структура	Перлит	Сорбит	Троостит
Δ_0 , мкм	0,6–1,0	0,25–0,3	0,1–0,15
<i>HV</i>	180–250	250–350	350–450

Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритно-цементитными структурами, имеющими пластинчатое строение, и различающиеся лишь степенью дисперсности (рис. 108).

Однако в отличие от перлита (эвтектоида) сорбит и троостит, называемые квазиэвтектоидными, не являются равновесными структурами в сталях, не соответствующих эвтектоидному составу (содержат углерода больше или меньше $0,8\%$).

Механические свойства стали со структурами перлита, сорбита и троостита. Твердость и прочность стали с указанными структурами прямо пропорциональна величине поверхности раздела между ферритом и цементитом, поэтому с увеличением степени дисперсности ферритно-цементитной структуры, т. е. с понижением температуры ее распада, твердость, пределы прочности, текучести и выносливости возрастают (см. рис. 109).

Относительное удлинение и относительное сужение наивысшие у сорбита. При переходе к трооститу (более низкой температуре превращения) пластичность (δ и ψ) уменьшаются.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях. В этих сталях (рис. 110) в отличие от эвтектоидной стали

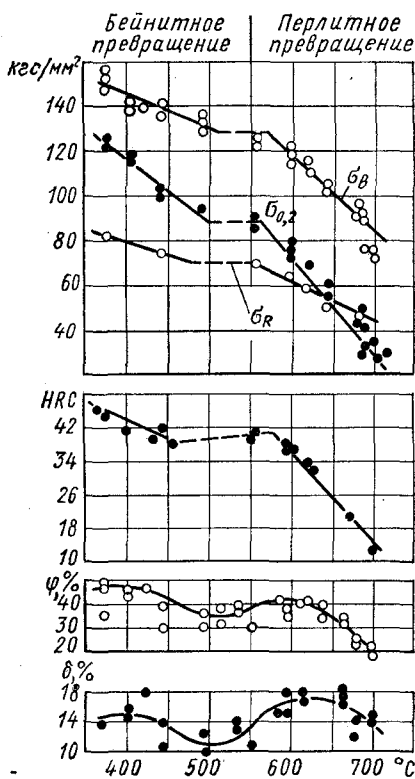


Рис. 109. Зависимость механических свойств стали с 0,78% С от температуры превращения аустенита в феррито-цементитную структуру (σ_B — предел прочности, $\sigma_{0,2}$ — предел текучести, σ_R — предел выносливости)

в верхнем интервале температур сначала выделяются избыточные фазы — феррит (в доэвтектоидной стали) или избыточный цементит (в заэвтектоидной стали).

Начало выделения избыточного феррита (цементита) на диаграмме изотермического распада отмечается дополнительной кривой (рис. 110, а, и в). Количество выделяющегося избыточного феррита (или цементита) уменьшается с понижением температуры, и при некоторой степени переохлаждения распад начинается непосредственно с образования зародышей эвтектоида или, точнее, квазиэвтектоида, т. е. структуры эвтектоидного типа, но отличающейся иным составом, чем перлит (эвтектоид). Покажем это на примере доэвтектоидной стали, содержащей 0,45% С (рис. 111). При 727°C (равновесная точка A_1) количество феррита в доэвтектоидной стали с 0,45%С определится отношением aS/pS (рис. 111, б).

При переохлаждении до $\sim 625^\circ\text{C}$ количество феррита станет меньше и выразится отношением $b\delta/g\delta$. При $\sim 580^\circ\text{C}$ количество избыточного феррита станет равным нулю.

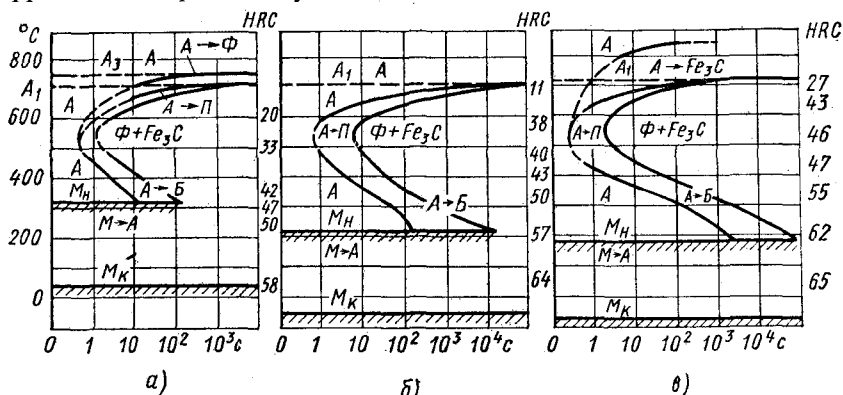


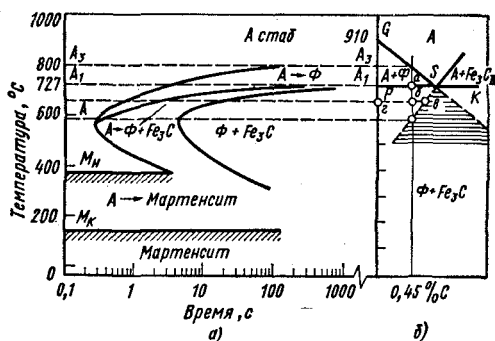
Рис. 110. Диаграммы изотермического превращения для доэвтектоидной (а), эвтектоидной с 0,8%С (б) и заэвтектоидной стали, содержащей 1,29%С (в). HRC — твердость продуктов распада аустенита

Рис. 111. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали с 0,45% С (а) и часть диаграммы состояния Fe—Fe₃C (б)

В заштрихованном (см. рис. 111, б) треугольнике избыточные фазы из аустенита выделяться не будут, а будет образовываться квазиэвтектоид. Так как с понижением температуры количество выделяющегося избыточного феррита (цементита)

уменьшается, то квазиэвтектоид сорбит или троостит в доэвтектоидных сталях содержит углерода < 0,8%, а в заэвтектоидных сталях > 0,8%.

Увеличение содержания углерода в аустените доэвтектоидной концентрации повышает его устойчивость (кривые изотермической диаграммы сдвигаются вправо; см. рис. 110).



5. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ

Природа мартенсита. Мартенсит является упорядоченным пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20°C не превышает 0,002%, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть в пределе 2,14%.

Атомы углерода занимают октаэдрические поры вдоль оси [001] в решетке α -железа (мартенсите) и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рис. 112, а), в которой один период с больше другого — a . При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы c увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются (рис. 112, б).

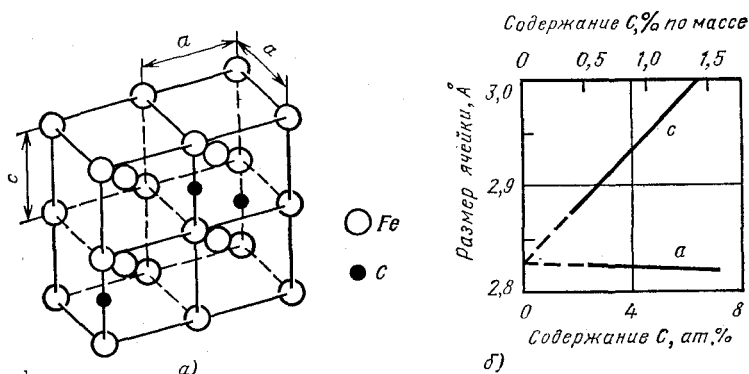


Рис. 112. Кристаллическая структура мартенсита:

а — кристаллическая решетка; б — периоды решетки мартенсита в зависимости от содержания углерода

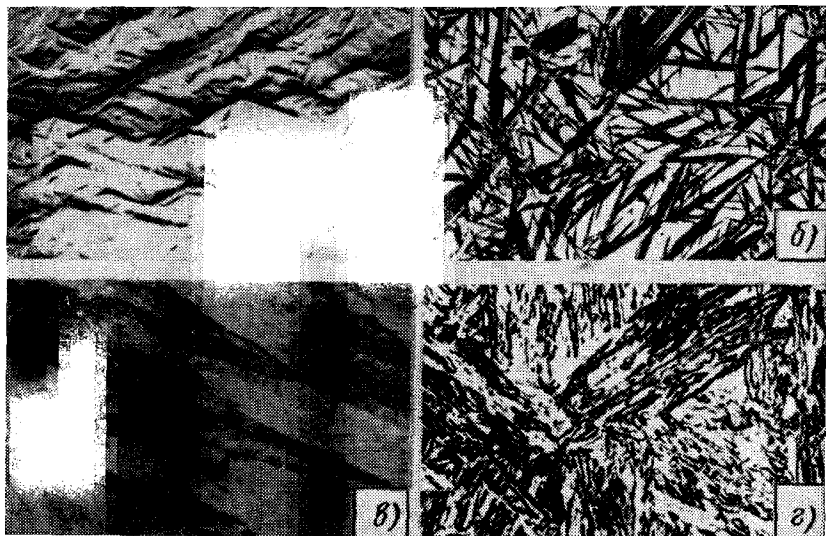


Рис. 113. Микроструктура мартенсита:

a — мартенситный рельеф; *б* — высокоуглеродистый пластинчатый мартенсит и остаточный аустенит ($\times 500$); *в* — низкоуглеродистый реечный мартенсит ($\times 2700$); *г* — мартенсит (реечный) стали содержащей 0,45% С ($\times 1000$)

Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение c/a , т. е. больше тетрагональность решетки. Отношение $c/a = 1 + 0,046C$, где C — концентрация углерода в аустените, % (по массе).

Механизм мартенситного превращения. Мартенситное превращение происходит только в том случае, если быстрым охлаждением аустенит переохлажден до низких температур, при которых диффузионные процессы становятся невозможными. Превращение носит бездиффузионный характер, т. е. оно не сопровождается диффузионным перераспределением атомов углерода и железа в решетке аустенита.

Мартенситное превращение осуществляется путем сдвига и не сопровождается изменением состава твердого раствора.

Сдвиговый механизм превращения отличается закономерным кооперативным направленным смещением атомов в процессе перестройки решетки. Отдельные атомы смещаются относительно друг друга на расстояния, не превышающие межатомные, сохраняя взаимное соседство, однако величина абсолютного смещения растет пропорционально удалению от межфазной границы. Это приводит к макроскопическому сдвигу, внешним проявлением которого является игольчатый микрорельеф на поверхности металлического шлифа (рис. 113, *a*)¹ В процессе превращения кристаллы мартенсита сопряжены с аустенитом по определенным кристаллографическим плоскостям (см. рис. 44), и межфазная граница не образуется.

Пока на границе мартенсита и аустенита существует сопряженность ре-

¹ При мартенситном превращении происходит одновременный и направленный групповой сдвиг атомов в решетке аустенита. Направление перемещения большой группы атомов, расположенных в одной или нескольких смежных плоскостях, подобно сдвигу при пластической деформации.

шетоk (когерентность), скорость образования и роста кристаллов мартенсита очень велика $\sim 10^3$ м/с.

В процессе роста мартенситного кристалла вследствие разности удельных объемов аустенита и мартенсита увеличиваются упругие напряжения в области когерентного сопряжения, что в конечном счете приводит к пластической деформации и образованию межфазной границы с неупорядоченным расположением атомов. Сопряженность решеток нарушается и по достижении растущим кристаллом границы зерна (субграницы) или других дефектов кристалла. При нарушении когерентности решеток дальнейший упорядоченный переход атомов из аустенита в мартенсит становится невозможным, и рост кристалла мартенсита прекращается.

Диффузионный переход атомов из кристаллов аустенита в мартенсит при низких температурах невозможен. Дальнейшее превращение протекает в результате образования новых кристаллов мартенсита.

Кинетика мартенситного превращения. Мартенситное превращение в общем случае не удается подавить быстрым охлаждением, как это может быть при диффузионных превращениях, протекающих по обычной кристаллизационной кинетике. Превращение начинается сразу при температуре M_n^1 и протекает не в изотермических условиях, а в интервале температур. При переохлаждении до температуры, соответствующей точке M_n , аустенит начинает превращаться в мартенсит.

Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры M_n . Если охлаждение прескратить, то мартенситное превращение практически также остановится. Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от диффузионного перлитного, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки A_1 . Количество образовавшегося мартенсита в зависимости от температуры, до которой охлажден образец, может быть выражено так называемой мартенситной кривой (рис. 114). Чем ниже температура, тем больше образуется мартенсита. Количество мартенсита при этом возрастает в результате образования все новых и новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших кристаллов, имеющих некогерентную границу. По достижении определенной для каждой стали температуры превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают M_k . Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_n и M_k (рис. 115, а). Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_n и M_k (рис. 115, б).

Мартенситное превращение очень чувствительно к напряжениям, а деформация аустенита может вызывать превращение даже при температурах выше M_n .

Кристаллы мартенсита ориентационно связаны с решеткой аустенита, поэтому скорость их роста в разных кристаллографических направлениях неодинакова. Вследствие этого кристаллы мартенсита имеют форму пла-

¹ В иностранной литературе мартенситная точка обозначается M_s от английского слова start (начало). Точка конца превращения обозначается M_f от слова finish (конец).

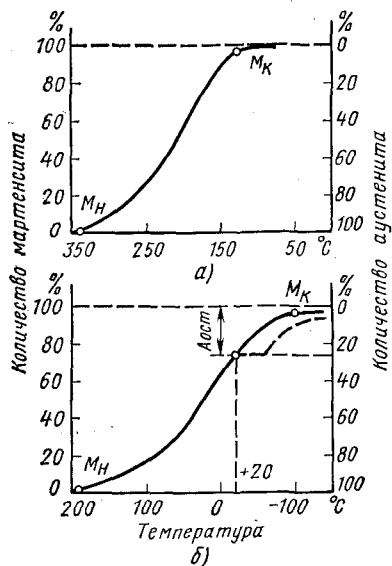


Рис. 114. Мартенситные кривые для низкоуглеродистой (а) и высокоуглеродистой (б) стали ($A_{ост}$ — остаточный аустенит): — — — — — мартенситная кривая после стабилизации аустенита
а — низкоуглеродистая сталь; б — высокоуглеродистая сталь

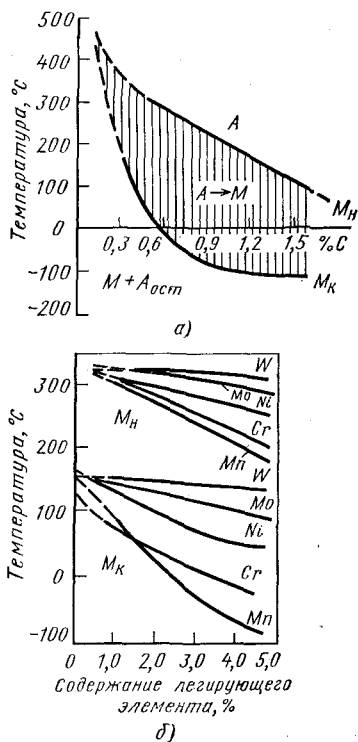


Рис. 115. Температура мартенситных точек M_s и M_f :
а — влияние содержания углерода; б — влияние содержания легирующих элементов

стин, которые закономерно ориентированы в исходном аустените: (011) мартенсита \parallel (111) аустенита и [111] мартенсита \parallel [110] аустенита. Кристаллы мартенсита в зависимости от состава стали, а следовательно, и от температуры своего образования могут иметь различные морфологию и субструктуру. Различают два типа мартенсита — пластинчатый и речный. Пластинчатый мартенсит образуется в высокоуглеродистых сталях, характеризующихся низкой температурой мартенситной точки (см. рис. 114, 115). В этом случае кристаллы мартенсита состоят в средней своей части из большого числа микродвойников, образующих среднюю зону повышенной травимости, называемую нередко мидридом¹. Толщина этих двойников может достигать сотен ангстрем.

На рис. 113, б приведена микроструктура такого мартенсита. Его кристаллы представляют собой широкие пластины. В плоскости шлифа они имеют вид игл.

Наиболее часто (конструкционные углеродистые и легированные стали) кристаллы мартенсита имеют форму тонких реек (речный мартенсит), вытянутых в одном направлении (см. рис. 113, в, г). Чаще образуется и наблю-

¹ От английского midrid — сокращенное middle ribbon — средняя полоска.

дается пакет из реек. Такой мартенсит называют *массивным*, в отличие от игольчатого.

Тонкая структура реечного мартенсита сложна и представляет собой запутанные дислокации высокой плотности ($\sim 10^{12}$ см $^{-2}$) при отсутствии двойниковых кристаллов. Пакеты (пачки реек) имеют высокоугловые границы. Поскольку точка M_H в конструкционных сталях, содержащих углерода менее 0,4–0,5%, лежит при высоких температурах, кристаллы мартенсита в процессе охлаждения претерпевают распад с выделением карбида железа (отпуск). В связи с этим внутри реек располагаются дисперсные частицы карбида железа.

Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Они тем крупнее, чем больше зерно аустенита. Первая пластина мартенсита имеет протяженность, соответствующую поперечному размеру зерна аустенита. Кристаллы, образующиеся при более низких температурах, стеснены в своем развитии и имеют меньшие размеры.

Остаточный аустенит. Мартенситное превращение не протекает до конца (см. рис. 114), поэтому в закаленных сталях, имеющих точку M_K ниже 20°C, а именно в углеродистых сталях, содержащих свыше 0,4–0,5% С (см. рис. 115, а), присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температура точек M_H и M_K , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов (за исключением Со и Al). В стали с 0,6–1,0% С количество остаточного аустенита не превышает 10%, а в стали, содержащей 1,3–1,5% С, оно достигает 30–50%.

В некоторых сталях с высоким содержанием углерода и легирующих элементов — например, в стали с 1,3%С и 12% Cr, количество остаточного аустенита после закалки с высоких температур может достигать 80–100%. Это объясняется снижением температуры, соответствующей точке $M_{H'}$ в область отрицательных температур. При больших количествах остаточного аустенита (20–30%) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых полей между иглами мартенсита (см. рис. 113, б).

Стабилизация аустенита. Если задержать на некоторое время охлаждение при температуре, лежащей ниже температуры, соответствующей точке $M_{H'}$, например 20°C (см. рис. 114, б), то аустенит, сохранившийся непревращенным при охлаждении до этой температуры, становится более устойчивым. Подобная стабилизация аустенита выражается в том, что при последующем понижении температуры превращение аустенита в мартенсит возобновляется не сразу (см. рис. 114, б), а происходит при более низкой температуре и менее интенсивно. Количество образующегося в итоге мартенсита оказывается меньше, чем при непрерывном охлаждении. Это явление стабилизации проявляется более сильно в интервале температур $M_H - M_K$ и зависит от температуры, при которой задерживалось охлаждение. Температура, ниже которой проявляется этот эффект стабилизации, по предложению А. П. Гуляева, обозначается M_c . Явление стабилизации иногда объясняют релаксацией напряжений, которые стимулируют мартенситное превращение.

Свойства мартенсита. Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода (рис. 116); в стали с 0,6–0,7%

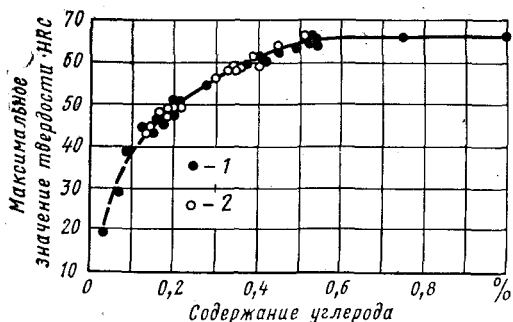


Рис. 116. Твердость мартенсита в зависимости от содержания в нем углерода и легирующих элементов: 1 — углеродистая сталь; 2 — легированная

С, обладает пониженным сопротивлением зарождению трещины и особенно низким сопротивлением развитию трещины и разрушается хрупко.

Высокая твердость мартенсита объясняется влиянием внедренных атомов углерода в решетку α -фазы, созданием микро- и субмикроскопической неоднородности строения с равномерным ее распределением по объему, т. е. большим числом нарушений кристаллического строения. Каждый кристалл мартенсита состоит из большого числа блоков, размер которых значительно меньше, чем в исходном аустените. Дробление блоков происходит вследствие больших микронапряжений, возникающих в результате объемных изменений при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращениях и соответственно пластической деформации, создающей фазовый наклеп. Поверхности раздела кристаллов мартенсита, и особенно границы блоков, представляют собой трудно преодолимые препятствия для движения дислокаций. Все это и определяет высокую твердость стали, имеющей мартенситную структуру. Хрупкость мартенсита связана с образованием атмосфер из атомов углерода на дефектах строения.

Присутствие углерода и других примесей в твердом растворе повышает электросопротивление и коэрцитивную силу мартенсита, понижает остаточную индукцию и магнитную проницаемость по сравнению с ферритом.

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали, и особенно с аустенитом, имеет наибольший удельный объем. Удельный объем аустенита при содержании 0,2—1,4% С составляет 0,12227—0,12528 см³/г, а мартенсита 0,12708—0,13061 см³/г. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделий или даже появление трещин.

Увеличение объема стали после закалки по сравнению с исходным состоянием зависит от содержания углерода в мартенсите, %:

Содержание углерода, %	0,4	0,6	0,7	0,83	1,2
Увеличение объема, %	0,4	0,46	0,85	1,13	0,9*

* Уменьшение объема в данном случае связано с увеличением в структуре закаленной стали количества остаточного аустенита, имеющего меньший удельный объем.

С твердость мартенсита HRC 65 (HV 960), что во много раз больше твердости феррита.

Предел прочности низкоуглеродистого мартенсита (0,025% С) составляет ~100 кгс/мм², а при 0,6—0,8% С достигает 260—270 кгс/мм². Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению. Мартенсит, содержащий свыше 0,35—0,4%

Наибольшее увеличение объема наблюдается у эвтектоидной стали, поэтому она наиболее чувствительна к закалочным трещинам и деформациям.

6. ПРОМЕЖУТОЧНОЕ (БЕЙНИТНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ

Природа бейнита. Бейнитное (промежуточное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями (см. рис. 105). В результате промежуточного превращения образуется *бейнит*, представляющий собой структуру, состоящую из α -твердого раствора, претерпевшего мартенситное превращение и несколько пересыщенного углеродом, и частиц карбидов. Различают структуру верхнего и нижнего бейнита. Верхний бейнит, образующийся обычно в области температур $\sim 500-350^\circ\text{C}$, имеет «перистый» вид (типа резаной соломы). Частицы карбидов выделяются не в виде пластинок, как в перлите, а в виде изолированных узких частиц (рис. 117, *а*). Нижний бейнит образуется обычно при температурах от 350°C до точки M_n и имеет игольчатое (пластинчатое) или мартенситоподобное строение (рис. 117, *б*). Карбидные частицы в нижнем бейните располагаются в пластинках α -фазы (рис. 117, *в*).

Механизм промежуточного превращения. Бейнитное (промежуточное) превращение переохлажденного аустенита сочетает в себе элементы перлитного и мартенситного превращений: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и сдвиговое кооперативное мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.

Бейнитное превращение протекает при температурах, когда самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов практически невозможна, а диффузия углерода еще достаточно высока. Это и предопределяет особенности бейнитного превращения. В начале этого превращения происходит диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию в нем объемов, обогащенных и обедненных углеродом.

Рис. 117. Микроструктура бейнита:

а — верхний бейнит ($\times 500$); *б* — нижний бейнит и остаточный аустенит ($\times 500$); *в* — нижний бейнит и остаточный (светлые участки) аустенит ($\times 10000$)



Участки аустенита с низким содержанием углерода, у которых точка M_s лежит в области температур промежуточного превращения (см. рис. 115), претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение по мартенситному механизму. В объемах аустенита, обогащенных углеродом, если их пересыщение высокое, в процессе изотермической выдержки могут выделяться частицы карбидов, что, естественно, приведет к обеднению этих участков аустенита углеродом и к протеканию в них превращения по мартенситному механизму. Мартенситный механизм образования α -фазы обуславливает ее мартенситную структуру и появление характерного рельефа на поверхности микрошлифов, особенно заметного при образовании нижнего бейнита.

Образующаяся при бейнитном превращении α -фаза (мартенсит) пересыщена углеродом и при том тем сильнее, чем ниже температура превращения. В связи с этим сразу после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, если диффузионная подвижность при данной температуре достаточно повышенная, из пересыщенного α -раствора могут выделяться частицы карбидов. Механизм образования верхнего и нижнего бейнита в принципе одинаков. Различие, вероятно, состоит в том, что в области образования верхнего бейнита вначале происходит более значительная дифференциация по концентрации углерода в кристаллах аустенита, что вызывает более сильное обогащение объемов аустенита углеродом и, следовательно, образование более обедненной углеродом α -фазы, поэтому выделение карбидов происходит главным образом из аустенита.

При образовании нижнего бейнита, наоборот, обогащение аустенита углеродом обычно сравнительно невелико, а пересыщение α -фазы более значительно, поэтому карбиды выделяются главным образом в кристаллах α -фазы (см. рис. 117, в).

Рассматриваемое промежуточное превращение как и мартенситное чаще не идет до конца. Неразложившийся при изотермической выдержке аустенит при последующем охлаждении может в той или иной степени претерпевать мартенситное превращение или сохраняться (остаточный аустенит).

Механические свойства стали с бейнитной структурой. Образование верхнего бейнита (распад при $\sim 550-450^\circ\text{C}$) снижает пластичность стали по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в перлитной области (см. рис. 109). Твердость и прочность при этом не изменяются или несколько снижаются.

Пониженная пластичность верхнего бейнита связана с выделением сравнительно грубых карбидов по границам ферритных зерен.

В результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения (см. рис. 109) наблюдается некоторое повышение прочности, твердости и пластичности.

Нижний бейнит по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области (сорбит, троостит) имеет более высокую твердость и прочность при сохранении высокой пластичности.

Высокие прочностные свойства нижнего бейнита объясняются наличием внедренных атомов углерода и большой плотностью дислокаций в мартенситной α -фазе, а также образованием включений дисперсных карбидов, расположенных в кристаллах этой фазы.

7. ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Рассмотренные диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита справедливы только для углеродистых и низколегированных сталей, содержащих Co, Cu, Ni. Для легированных сталей, у которых в состав аустенита кроме углерода входят карбидообразующие элементы или кремний, изотермическая диаграмма имеет другой вид (рис. 118). У этих сталей на изотермической диаграмме (рис. 118, *a* и *б*) два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответствующих перлитному (диффузионному) и бейнитному (промежуточному) превращениям. Оба превращения разделены областью относительной устойчивости аустенита¹. В случае доэвтектоидной или заэвтектоидной легированных сталей на диаграмме изотермического распада переохлажденного аустенита, так же как и углеродистой стали, появляется добавочная линия, соответствующая началу выделения избыточного легированного феррита или карбида.

Особенность промежуточного превращения в легированных сталях заключается в том, что оно не идет до конца. Часть аустенита, обогащенного углеродом, при изотермической выдержке не распадается, и при дальнейшем понижении температуры может лишь частично превратиться в мартенсит или даже не претерпевать этого превращения. Таким образом, в результате промежуточного превращения легированная сталь приобретает структуру, состоящую из бейнита и некоторого количества мартенсита или нераспавшегося, т. е. остаточного, аустенита.

Все легирующие элементы (за исключением кобальта) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и бейнитного превращений и на диаграмме изотермического превращения сдвигают вправо, т. е. в сторону большего времени выдержки, кривые начала и конца распада. Причины высокой устойчивости переохлажденного аустенита в области перлитного превращения многие исследователи связывают с тем, что в результате распада легированного аустенита в перлитной области образуются феррит и легированный цементит или специальный карбид. Для образования такой ферритно-карбидной структуры между γ -твердым раствором и карбидом должно пройти диффузионное перераспределение не только углерода, но и легирующих элементов. Карбидообразующие элементы переходят в карбиды, а элементы, не

¹ Диаграмма этого типа является наиболее общей. Диаграммы с одним минимумом устойчивости аустенита следует рассматривать как частный случай с наложением температурных интервалов перлитного и бейнитного распадов.

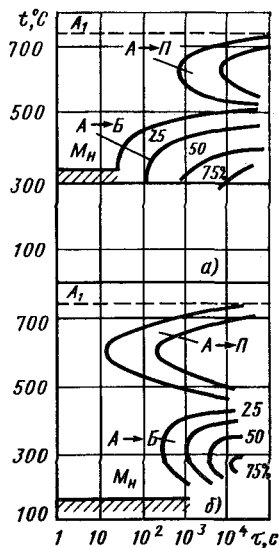


Рис. 118. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (схемы). Цифры у кривых указывают степень превращения, %

образующие карбидов, — в феррит. Замедление распада аустенита в перлитной зоне объясняется очень малой скоростью диффузии легирующих элементов в аустените и уменьшением скорости диффузии углерода под влиянием карбидообразующих элементов. Кроме того, легирующие элементы уменьшают скорость полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, которое находится в основе распада аустенита.

В области температур промежуточного превращения переохлажденного аустенита возможна лишь диффузия углерода, а диффузия легирующих элементов исключается, поэтому при распаде аустенита образуются α -раствор и карбид цементитного типа, имеющие то же содержание легирующих элементов, что и исходный аустенит. Следовательно, для образования бейнита необходима только диффузия углерода без перераспределения концентрации легирующих элементов.

Особенно повышается устойчивость переохлажденного аустенита при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов, например Cr и Ni, Cr и Mn и т. д., и при том в повышенном количестве.

Легирующие элементы влияют неодинаково на устойчивость аустенита в перлитной и промежуточной областях. Чаще в сталях с небольшим содержанием углерода максимальная скорость превращения соответствует промежуточной области (см. рис. 118, а), а в сталях с высоким содержанием углерода — интервалу температур перлитного превращения (см. рис. 118, б). Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита позволяют определить, какие превращения возможны в выбранной стали, при каких температурах они протекают и какова скорость их развития при данной температуре.

8. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Схематические диаграммы, показывающие влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита и на количество структурных составляющих после охлаждения углеродистой эвтектоидной стали, приведены на рис. 119.

Чем больше скорость охлаждения и ниже температура распада аустенита (рис. 119), тем дисперснее образующаяся ферритно-цементитная структура, подобно тому, как это наблюдалось при изотермическом распаде аустенита. Следовательно, при небольшой скорости охлаждения v_1 образуется перлит, при большей v_2 — сорбит и еще большей v_3 — троостит (рис. 119, а). Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется.

При высоких скоростях охлаждения (см. рис. 119, а, кривая v_4) часть аустенита переохлаждается до точки M_n и превращается в мартенсит. Структура в этом случае состоит из троостита и мартенсита.

При очень большой скорости охлаждения диффузионный распад аустенита становится вообще невозможным, и тогда аустенит переохлаждается до точки M_n и превращается в мартенсит (см. рис. 119, а, кривая v_5). Превращение аустенита в мартенсит не идет до конца, поэтому в закаленной стали наряду с мартенситом всегда присутствует в некотором количестве остаточный аустенит (см. рис. 119, а и в). Минимальную скорость охлаждения (см. рис. 119, а, кривая v_k), при которой весь аустенит переохлаждается



Рис. 119. Наложение кривых охлаждения (а) на диаграмму изотермического распада аустенита, схема влияния скорости охлаждения на температуру превращения аустенита (б) и количество структурных составляющих (в) в эвтектоидной стали

до точки M_H и превращается в мартенсит, называют *критической скоростью закалки*.

При охлаждении легированных сталей с различными скоростями образуются более сложные структуры (рис. 120). Если распад аустенита в перлитной зоне протекает быстрее, чем в промежуточной, то при охлаждении с небольшой скоростью образуется перлит (кривая v_1). При охлаждении с большей скоростью (v_3) наряду с перлитом получается бейнит, при этом часть аустенита, не претерпевшая распада в перлитной и бейнитной областях, превращается в мартенсит. В этом случае структура будет состоять из перлита, бейнита, мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита (рис. 120, в).

Частичное превращение в бейнитной области изменяет состав аустенита, он обогащается углеродом, поэтому снижается температура, соответствующая точке M_H , и увеличивается количество остаточного аустенита. При еще большей скорости охлаждения (рис. 120, а, кривая v_4) частично происходит перлитное превращение, большая часть аустенита переохлаждается до температуры, соответствующей точке M_H , и превращается в мартенсит. После охлаждения сталь будет иметь структуру, состоящую из троостита, мартенсита и остаточного аустенита. При скорости охлаждения выше критической скорости закалки (кривая v_K) образуется только мартенсит. Критическая скорость закалки неодинакова для разных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой составом стали. Чем больше его устойчивость, тем меньше критическая скорость закалки. Угле-

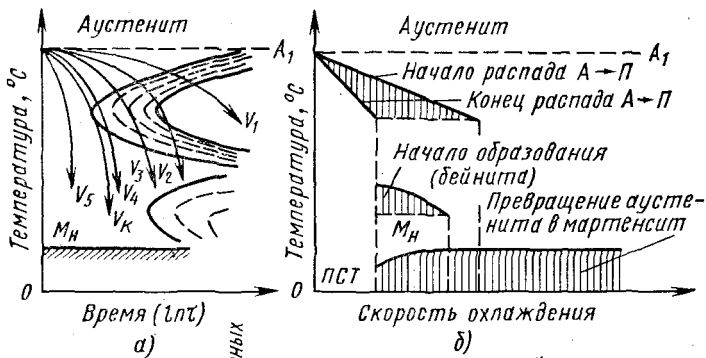


Рис. 120. Превращение переохлажденного аустенита легированной стали, обладающего высокой устойчивостью при температурах промежуточного превращения: *a* — кинетика изотермического превращения переохлажденного аустенита; *б* — влияние скорости охлаждения на температуру превращения аустенита; *в* — влияние скорости охлаждения на количество структурных составляющих после окончания превращения



родистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (800–200°C/с). Наименьшей величиной критической скорости обладает эвтектоидная сталь. Чем крупнее зерно аустенита и чем больше его однородность (т. е. чем выше температура нагрева), тем выше устойчивость переохлажденного аустенита и меньше критическая скорость закалки.

Легирующие элементы, повышая устойчивость аустенита, резко снижают критическую скорость закалки. Например, при введении 1% С критическая скорость закалки уменьшается в 2 раза, а при введении 0,4% Мо критическая скорость закалки снижается от 200 до 50°C/с. Сильно снижают критическую скорость закалки марганец и никель, в меньшей степени ее снижает вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость снижается до 20–30°C/с и ниже. Кобальт является единственным легирующим элементом, понижающим устойчивость аустенита и повышающим критическую скорость закалки.

9. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Диаграммы изотермического распада аустенита могут только приближенно характеризовать превращения, протекающие при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раза больше, чем при изотермическом распаде. Отсюда в первом приближении величина критической скорости закалки (°C/с) может быть определена по формуле

$$v_k = \frac{A_1 - t_{\min}}{1,5\tau_{\min}}$$

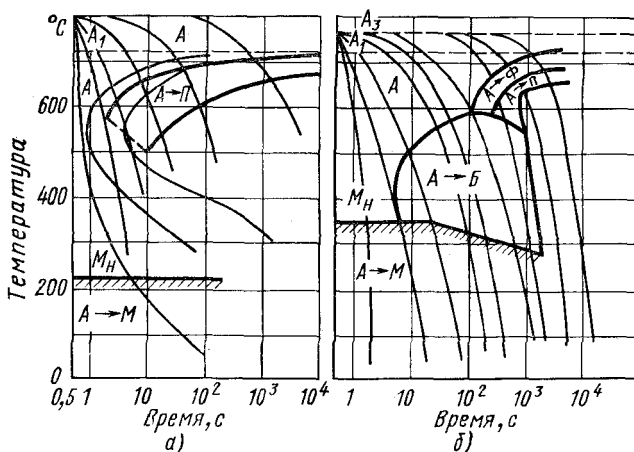


Рис. 121. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита: *а* — эвтектоидная сталь; *б* — доэвтектоидная легированная сталь с 0,39% С, 1,0% Cr; 0,15% Mo. Тонкие линии на диаграмме для эвтектоидной стали соответствуют диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита

где A_1 — температура, соответствующая равновесной точке (727°C); t_{\min} — температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита; τ_{\min} — время минимальной устойчивости аустенита в перлитной области.

В последнее время для разработки технологии термической обработки используют кроме диаграмм изотермического распада аустенита, необходимых для различных изотермических методов обработки, термокинетические диаграммы. По этим диаграммам можно получить точные данные о температурных интервалах протекания фазовых превращений при непрерывном охлаждении и об образующихся при этом структурных составляющих.

Термокинетические диаграммы также строят в координатах температура — время на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры начала и конца перлитного и промежуточного превращений и соответственно области этих превращений (рис. 121). Эти диаграммы показывают, что при малых скоростях охлаждения в углеродистой стали протекает только диффузионный распад аустенита с образованием ферритно-цементитной структуры различной степени дисперсности (перлит, сорбит, троостит). При высоких скоростях охлаждения (выше v_K) диффузионный распад аустенита подавляется, и аустенит претерпевает только мартенситное превращение. В легированной стали существует и область промежуточного превращения, где аустенит претерпевает распад с образованием бейнита (рис. 121, б). Повышение скорости охлаждения подавляет перлитное превращение и приводит к образованию бейнита. Промежуточное превращение не идет до конца, и поэтому после охлаждения наряду с бейнитом всегда будут присутствовать мартенсит и остаточный аустенит. Для получения мартенситной структуры охлаждение должно происходить со скоростью выше критической, когда перлитное и бейнитное превращение становится невозможным.

10. ПРЕВРАЩЕНИЕ МАРТЕНСИТА И ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ (ОТПУСК СТАЛИ)

Термическую обработку, заключающуюся в нагреве обычно закаленной стали до температуры ниже точки A_1 , называют *отпуском*.

Типичная структура закаленной стали — мартенсит и остаточный аустенит, которые являются неравновесными фазами. Переход стали в более устойчивое состояние должен сопровождаться распадом мартенсита и остаточного аустенита с образованием структуры, состоящей из феррита и цементита. Распад этих фаз идет по диффузионному механизму, и поэтому скорость процесса в основном обусловлена температурой нагрева. Из указанных фаз при нагреве в первую очередь начинает распадаться мартенсит.

★ **Распад мартенсита (первое превращение при отпуске).** На *первой стадии* превращения, протекающего при температуре ниже 150°C , в кристаллах мартенсита образуются ϵ -карбиды. На образование частиц этих карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, непосредственно окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода в этих участках резко уменьшается, тогда как более удаленные участки сохраняют исходную концентрацию углерода, полученную после закалки. Таким образом, после нагрева до низких температур (ниже 150°C) в стали наряду с частицами выделившихся карбидов одновременно присутствуют два α -твердых раствора (мартенсита) с более высокой (исходной) и низкой концентрацией углерода.

В связи с этим данный тип распада мартенсита называют *прерывистым*.

При температурах меньше 150°C скорость диффузии мала, поэтому образующиеся частицы карбидов не увеличиваются, а распад мартенсита сопровождается зарождением новых частиц карбида, обычно на границах кристаллов мартенсита и в местах с повышенной плотностью дефектов.

Выделяющиеся карбидные частицы имеют форму тонких пластинок толщиной в несколько атомных слоев и длиной в несколько сот ангстрем. Пластинки ϵ -карбида когерентно связаны с решеткой α -раствора (рис. 122). Вследствие того что удельные объемы ϵ -карбида и α -раствора различны, между ними возникают сильные микроискажения кристаллических решеток обеих фаз.

Вторая стадия распада мартенсита протекает при $150-350^\circ\text{C}$. На этой стадии выделяются карбиды из мартенсита, и, следовательно, он обедняется углеродом.

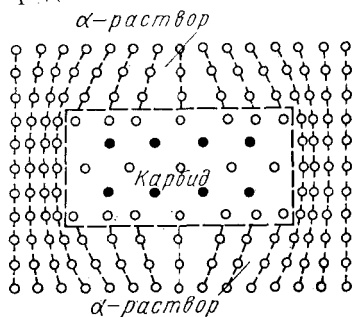


Рис. 122. Схема возникновения искажений решетки при образовании зародыша внутри кристаллика α -твердого раствора. Решетки карбида и α -фазы связаны между собой (когерентны). Белые кружки — атомы железа, черные — атомы углерода.

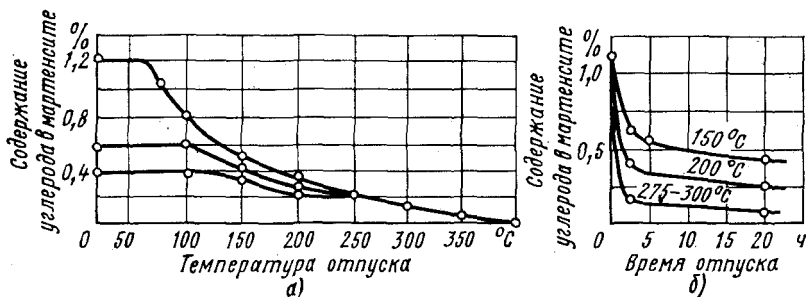


Рис. 123. Содержание углерода в мартенсите:

а — в зависимости от температуры отпуска (стали с 0,4; 0,6 и 1,2%С); б — в зависимости от продолжительности отпуска (сталь с 1,2%С)

При этих температурах отпуска диффузия углерода возрастает, и кристаллы карбидов укрупняются в результате притока атомов углерода из областей твердого раствора (мартенсита) с повышенной концентрацией углерода. Поэтому в конечном счете концентрация углерода в кристаллах мартенсита оказывается близкой к однородной.

Частицы карбидов, образующиеся при низкотемпературном отпуске, по кристаллографическому строению и составу отличаются от цементита. В мартенсите после низкотемпературного отпуска присутствует гексагональный ϵ -карбид (Fe_xC — вероятно Fe_2C). Образование ϵ -карбида при отпуске вместо более стабильного цементита объясняется тем, что на границе α -раствора и ϵ -карбида сопряжение решеток лучше, а следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе мартенсита и цементита, и поэтому возникновение критического зародыша этого карбида требует меньшей флуктуации энергии.

При низкотемпературном отпуске легированных сталей не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, и поэтому выделяющиеся частицы карбидов имеют такое же среднее содержание легирующих элементов, как и в мартенсите.

Структуру, образующуюся в результате распада мартенсита при температурах ниже $350^\circ C$, называют *отпущенным мартенситом*, который отличается от мартенсита закалки меньшей концентрацией в нем углерода и включением дисперсных кристалликов ϵ -карбида, когерентно связанных с решеткой мартенсита. Содержание углерода в отпущенном мартенсите определяется температурой и продолжительностью нагрева, а также составом исходного мартенсита. Чем выше температура отпуска, тем меньше содержание углерода (рис. 123, а) в твердом растворе (мартенсите). С увеличением длительности нагрева при этих температурах сначала наблюдается интенсивное выделение углерода, а затем процесс замедляется и при больших выдержках практически прекращается (рис. 123, б).

Обеднение раствора углеродом приводит к тому, что степень его тетрагональности (c/a) постепенно уменьшается и при $300-350^\circ C$ становится практически равной единице, как в кубической решетке. Это свидетельствует о том, что количество углерода, остающегося в α -твердом растворе (мартенсите), приближается к равновесному. Однако решетка α -раствора остается упругоискаженной и отличается повышенной плотностью дефек-

тов строения. Распад мартенсита при отпуске сопровождается уменьшением объема.

Легирующие элементы оказывают незначительное влияние на распад мартенсита только при температурах ниже 150°C . При более высоких температурах введение в сталь Cr, Mo, W, V, Si и Ti сильно тормозит процессы распада мартенсита, образования и роста частиц карбидов. Это имеет большое практическое значение. Если в углеродистой и низколегированной стали состояние отпущенного мартенсита, обладающего высокой твердостью, сохраняется лишь до $250-350^{\circ}\text{C}$, то в высоколегированной стали такое состояние сохраняется до $450-500^{\circ}\text{C}$ и выше.

Превращение остаточного аустенита (второе превращение при отпуске). При отпуске высокоуглеродистых и многих легированных среднеуглеродистых сталей, содержащих повышенное количество остаточного аустенита, при $200-300^{\circ}\text{C}$ происходит бейнитное превращение. В результате превращения остаточного аустенита образуются те же фазы, т. е. обедненный углеродом мартенсит и частицы карбидов, что и при отпуске закаленного мартенсита при той же температуре, но структурное состояние продуктов распада отличается от получаемых при превращении мартенсита.

Большинство легирующих элементов не только увеличивает количество остаточного аустенита в закаленной стали из-за снижения температуры M_s , но и повышает температурный интервал его распада при отпуске. В некоторых высоколегированных сталях, например быстрорежущих, содержащих $25-35\%$ остаточного аустенита, распад его протекает после отпуска при $500-600^{\circ}\text{C}$.

Снятие внутренних напряжений и карбидное превращение (третье превращение при отпуске). При $350-400^{\circ}\text{C}$ полностью завершается процесс выделения углерода из α -раствора (мартенсита), происходит нарушение когерентности и обособление решеток феррита и карбида, связанное с одновременным протеканием карбидного превращения, в результате которого образуется цементит ($\epsilon\text{Fe}_x\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$).

Кроме того, изменяются размеры и форма карбидных частиц (она приближается к сфероидальной). Наряду с карбидным превращением при этих температурах отпуска также происходит изменение субструктуры — полигонизация α -фазы и релаксация макро- и микронапряжений, возникающих при закалке в процессе мартенситного превращения. Образующуюся после отпуска при $350-400^{\circ}\text{C}$ структуру обычно называют *трооститом отпуска*.

Коагуляция карбидов (четвертое превращение при отпуске). Повышение температуры отпуска до 500°C и выше в углеродистых и многих низко- и среднелегированных сталях не вызывает изменения фазового состава. Однако с повышением температуры изменяется микроструктура; протекает процесс коагуляции и сфероидизации карбидов.

Коагуляция карбидов в процессе отпуска происходит вследствие переноса атомов углерода через α -твердый раствор, при этом происходит растворение более мелких и рост более крупных частиц карбидов при обеднении углеродом α -твердого раствора (см. стр. 69). Структуру стали после высокого отпуска называют *сорбитом отпуска*.

Частицы карбидов в структуре троостита или сорбита отпуска в отличие от троостита и сорбита, полученных в результате распада переохлажденного аустенита, имеют зернистое, а не пластинчатое строение. образо-

вание зернистых структур улучшает многие свойства стали. При одинаковой твердости, пределе прочности и пластичности сталь с зернистой структурой имеет более высокие значения предела текучести, относительного сужения и ударной вязкости.

В результате коагуляции размер частиц карбидов становится $\sim 10 \cdot 10^{-5}$ мм, тогда как после отпуска при $400-450^\circ\text{C}$ их величина $3 \cdot 10^{-5}$ мм (троостит отпуска). При температурах, близких к точке A_1 , образуется еще более грубая ферритно-карбидная структура (диаметр карбидных частиц $\sim 30 \cdot 10^{-5}$ мм), называемая *зернистым перлитом* (зернистым цементитом).

Легирующие элементы Mo, W, V, Cr замедляют процесс коагуляции, поэтому после отпуска при одинаковой температуре сталь, легированная этими элементами, сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц и соответственно большую прочность. При указанных высоких температурах становится возможной диффузия и легирующих элементов, которая приводит к их перераспределению между ферритом и цементитом. Карбидообразующие элементы (Mo, W, Cr) диффундируют из феррита в цементит, некарбидообразующие (Ni, Co, Si) — из цементита в феррит. Обогащение цементита легирующими элементами до предела насыщения приводит к его превращению в специальный карбид ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C , который образуется в тех самых местах, где ранее были частицы цементита (превращение «на месте»). Возможно, однако, и прямое (или непосредственное) выделение частиц специальных карбидов, вызывающее эффект дисперсионного (или вторичного) твердения (MC).

Влияние отпуска на механические свойства. Распад мартенсита при отпуске влияет на все свойства стали. При низких температурах отпуска (до $200-250^\circ\text{C}$) уменьшается склонность стали к хрупкому разрушению. В случае низкотемпературного отпуска твердость закаленной и отпущенной стали не зависит от содержания в ней легирующих элементов и определяется в основном содержанием углерода в α -растворе. В связи с этим высокоуглеродистые стали, имеющие высокую твердость после закалки, сохраняют ее (более высокое содержание углерода в мартенсите) и после отпуска при температурах до $200-250^\circ\text{C}$. Прочность и вязкость стали при низких температурах отпуска несколько возрастают вследствие уменьшения макро- и микронапряжений и изменения структурного состояния. Повышение температуры отпуска от $200-250$ до $500-600^\circ\text{C}$ заметно снижает твердость, пределы прочности, текучести и повышает относительное удлинение и сужение (рис. 124, а).

Это объясняется уменьшением содержания углерода в α -растворе, срывом когерентности на границе между карбидами и α -фазой, развитием в ней сначала процесса возврата, а затем, при высокой температуре, процессов рекристаллизации и коагуляции карбидов.

Все легированные стали, особенно содержащие карбидообразующие элементы, после отпуска при одинаковых температурах обладают более высокой твердостью, чем углеродистые, что связано с замедлением процесса распада мартенсита, образования и коагуляции карбидов. В сталях, содержащих большое количество таких элементов, как хром, вольфрам или молибден, в результате отпуска при высоких температурах ($500-600^\circ\text{C}$) наблюдается даже повышение твердости, связанное с выделе-

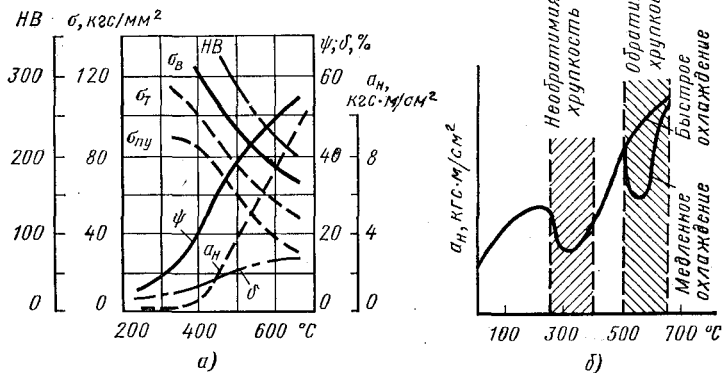


Рис. 124. Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной стали с 0,45%С (а) и изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска и последующей скорости охлаждения (б)

нием в мартенсите частиц специальных карбидов, повышающих сопротивление пластической деформации.

Хрупкость при отпуске легированных сталей. При отпуске (250–400 и 500–550 °С) некоторых легированных сталей снижается ударная вязкость. Такое снижение вязкости получило название *отпускной хрупкости*.

В легированной стали могут возникнуть два вида отпускной хрупкости (рис. 124, б).

Первый вид отпускной хрупкости, называемой *необратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью I рода, наблюдается в результате отпуска при 250–400 °С. Отличительной особенностью хрупкости I рода является ее необратимый характер; повторный отпуск при той же температуре не улучшает вязкости. Хрупкость этого вида устраняется нагревом до температуры свыше 400 °С, снижающим, однако, твердость. Последующий нагрев при 250–400 °С не снижает ударную вязкость.

Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом. Хрупкое состояние обусловлено возникновением объемно-напряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита. В связи с этим отпуск в области температур наиболее интенсивного развития хрупкости I рода не проводят.

Второй вид отпускной хрупкости, называемой *обратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью II рода, наблюдается в некоторых сталях определенной легированности, если они медленно охлаждаются (в печи или даже на воздухе) после отпуска при 500–550 °С или их слишком долго выдерживают при 500–550 °С. При развитии хрупкости II рода происходит сильное уменьшение ударной вязкости и, что самое главное, повышение порога хладноломкости. В стали в состоянии хрупкости II рода уменьшается работа зарождения трещины, и особенно ее распространение. Этот вид хрупкости не возникает, если охлаждение с температуры отпуска проводят быстро, например в воде (см. рис. 124, б). При быстром охлаждении с температур отпуска 500–550 °С излом – волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения получается хрупкий кристаллический излом.

Существенным признаком хрупкости II рода является ее обратимость. Хрупкость, возникшая в результате медленного охлаждения с 500—550°C, может быть устранена повторным отпуском при 600—650°C с последующим быстрым охлаждением. Она может быть вызвана вновь дополнительным отпуском определенной длительности при 500—550°C.

Хрупкость II рода наиболее часто наблюдается в сталях, содержащих повышенное количество фосфора или марганца, кремния, хрома или же при одновременном введении в сталь хрома и никеля или марганца. Введение в сталь молибдена или вольфрама в небольших количествах (0,2—0,3% Mo или 0,5—0,7% W) значительно уменьшает склонность ее к отпускной хрупкости.

Появление хрупкости II рода наиболее вероятно связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов к границе зерна и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами без выделения избыточных мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфидов и т. д.). Особенно значительное влияние оказывает обогащение пограничных зон фосфором, снижающим работу образования межзеренных трещин, что приводит к развитию отпускной хрупкости.

Многие исследователи связывают хрупкость II рода с выделением из α -раствора по границам зерен дисперсных фаз: карбидов, нитридов, фосфидов и т. д.

11. ТЕРМИЧЕСКОЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Под старением понимают изменение свойств, протекающее во времени без заметного изменения микроструктуры. Эти процессы происходят главным образом в низкоуглеродистых сталях.

Известны два вида старения стали: термическое и деформационное (механическое).

Термическое старение. Оно протекает в результате изменения растворимости углерода и азота в α -железе (см. рис. 79) в зависимости от температуры.

При ускоренном охлаждении с 650—700°C (как, например, при сварке, охлаждении тонкого листа после прокатки и т. д.) в низкоуглеродистой стали задерживается выделение третичного цементита и при комнатной температуре фиксируется пересыщенный α -раствор (феррит). При последующей выдержке стали при комнатной температуре (естественное старение) или при повышенной температуре 50—150°C (искусственное старение) происходит образование атмосфер Коттрелла или распад твердого раствора с выделением третичного цементита (ϵ -карбида) в виде дисперсных частиц. Старение технического железа (стали) может быть связано также и с выделением из твердого раствора частичек нитрида $Fe_{16}N_2$ или Fe_4N .

Термическое старение заметно протекает в низкоуглеродистых сталях. При более высоком содержании углерода вследствие зародышевого воздействия большого количества цементитных частиц, образовавшихся при перлитном превращении, самостоятельного выделения третичного цементита (ϵ -карбида) не наблюдается.

Деформационное (механическое) старение. Этот процесс протекает после пластической деформации, если она происходит при температурах ниже температуры рекристаллизации, и особенно при 20°C. Деформационное старение развивается в течение 15–16 суток при 20°C и в течение нескольких минут при 200–350°C.

Термическое и деформационное старение повышают прочность, твердость, порог хладноломкости и резко снижают ударную вязкость. Повышение прочности при термическом старении объясняется тем, что выделившиеся из феррита карбиды и нитриды создают значительные микронапряжения и затрудняют движение дислокаций. При деформационном старении основное упрочнение, вероятно, связано не с выделением избыточной фазы, а с образованием атмосфер Коттрелла из атомов углерода и азота вокруг скоплений дислокаций, что затрудняет их движение. При нагреве деформированной стали возможно образование частиц карбидов и метастабильной нитридной фазы Fe_{16}N_2 или стабильного нитрида Fe_4N .

В сталях возможно термодформационное старение, т. е. одновременное протекание термического и деформационного старений. Старение отрицательно сказывается на эксплуатационных и технологических свойствах многих сталей. Оно может протекать в строительных и мостовых сталях, подвергаемых пластической деформации при гибке, монтаже и сварке, и, усиливаясь охрупчиванием при низких температурах, явиться причиной разрушения конструкции. Развитие деформационного старения резко ухудшает штампуемость листовой стали, поэтому многие углеродистые стали подвергают обязательно испытаниям на склонность их к деформационному старению.

Склонность стали к старению снижается при модифицировании ее алюминием, титаном или ванадием.

Упрочнению термической обработкой подвергаются до 8—10% общей выплавки стали в стране, т. е. не менее 10 млн. т. в год. В машиностроении объем термического передела составляет до 40% стали, потребляемой этой отраслью. Номенклатура упрочняемых деталей велика — от деталей приборов, разнообразных деталей машин до крупных элементов металлургического, транспортного, энергетического оборудования.

Основными видами термической обработки, различно изменяющими структуру и свойства стали и назначаемыми в зависимости от требований, предъявляемых к полуфабрикатам (отливкам, поковкам, прокату и т. д.) и готовым изделиям, являются отжиг, нормализация, закалка и отпуск.

1. ОТЖИГ I РОДА

Этот вид отжига в зависимости от температурных условий выполнения устраняет химическую или физическую неоднородность, созданную предшествующими обработками. Характерная особенность этого отжига состоит в том, что устранение неоднородности происходит независимо от того, протекают ли в сплавах при этой обработке фазовые превращения или нет, поэтому отжиг I рода можно производить при температурах выше или ниже температур фазовых превращений.

Гомогенизация (диффузионный отжиг). Диффузионный отжиг применяют для слитков легированной стали с целью уменьшения дендритной или внутрикристаллитной ликвации, которая повышает склонность стали, обрабатываемой давлением, к хрупкому разрушению, к анизотропии свойств и возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (тонкие внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде белых овальных пятен).

Дендритная ликвация понижает пластичность и вязкость легированной стали, поэтому не только слитки, но и крупные отливки нередко подвергают гомогенизации. Нагрев при диффузионном отжиге должен быть высоким (1100—1200°C), так как только в этом случае более полно протекают диффузионные процессы, необходимые для выравнивания в отдельных объемах состава стали.

Общая продолжительность диффузионного отжига (нагрев, выдержка и медленное охлаждение) больших садок металла достигает 50—100 ч и более. В зависимости от состава стали и массы садки продолжительность выдержки составляет 8—20 ч.

Для удаления поверхностных дефектов слитки после отжига иногда подвергают нагреву при 670—680° в течение 1—16 ч, что снижает твер-

дость. Фасонные отливки после гомогенизации подвергают полному отжигу или нормализации (см. стр. 197) для измельчения зерна и улучшения свойств.

Рекристаллизационный отжиг. Под рекристаллизационным отжигом понимают нагрев холоднодеформированной стали выше температуры рекристаллизации, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением. Этот вид отжига применяют перед или после холодной обработки давлением и как промежуточную операцию для снятия наклепа между операциями холодного деформирования.

Температура отжига для достижения рекристаллизации по всему объему и сокращения времени процесса превышает температуру порога рекристаллизации. Для углеродистых сталей с 0,08–0,2% С, чаще подвергаемых холодной деформации (прокатке, штамповке, волочению), температура отжига 680–700°C. Отжиг калиброванных прутков (холодная протяжка) из высокоуглеродистой легированной стали (хромистой, хромокремнистой и др.) проводят при 730°C. Продолжительность нагрева составляет от 0,5 до 1,5 ч.

При отжиге стали, кроме рекристаллизации феррита может протекать процесс коагуляции и сфероидизации цементита, в результате которого повышается пластичность стали и облегчается обработка давлением.

Отжиг для снятия остаточных напряжений. Этот вид отжига применяют для отливок, сварных изделий, деталей после обработки резанием и д. р., в которых в процессе предшествующих технологических операций из-за неравномерного охлаждения, неоднородной пластической деформации и т. п. возникли остаточные напряжения.

Остаточные напряжения могут вызвать изменение размеров, коробление и поведку изделия в процессе его обработки (например, резанием), эксплуатации или хранения. При резании за счет удаления части металла происходит нарушение равновесия остаточных напряжений, влекущих за собой деформацию изделия. Изменение размеров в процессе хранения связано с перераспределением остаточных напряжений при их релаксации. Отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводится при температуре 160–700°C с последующим медленным охлаждением. Например, многие детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконапряженные зубчатые колеса, червяки и д. р.) нередко проходят отжиг (отпуск) после основной механической обработки при 570–600°C в течение 2–3 ч и после окончательной механической обработки для снятия шлифовочных напряжений при 160–180°C 2–2,5 ч. Отжиг для снятия сварных напряжений проводится при 650–700°C.

Остаточные напряжения снимаются и при проведении других видов отжига, например рекристаллизационного, с фазовой перекристаллизацией, а также при отпуске (особенно высоком) закаленной стали.

2. ОТЖИГ II РОДА (ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ)

Отжиг II рода заключается в нагреве стали до температур выше точек A_{c_2} или A_{c_1} , выдержке и последующем, как правило медленном, охлаждении, в результате которого фазовые превращения приводят к достижению практически равновесного структурного (фазового) состояния.

Следовательно, после отжига углеродистой стали получают структуры, указанные на диаграмме состояния железо — цементит (см. рис. 79); феррит и перлит в доэвтектоидных сталях; перлит в эвтектоидной стали; перлит и вторичный цементит в заэвтектоидных сталях. После отжига сталь обладает низкой твердостью и прочностью при высокой пластичности. Фазовая перекристаллизация, происходящая при отжиге, измельчает зерно и устраняет видманшттетову и другие неблагоприятные структуры стали.

Отжиг в промышленности в большинстве случаев является подготовительной термической обработкой. Отжигу подвергают отливки, поковки, прокат. Понижая прочность и твердость, отжиг улучшает обработку резанием средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, он способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению с соответствующими характеристиками, полученными после литья,ковки и прокатки. Отжиг в некоторых случаях, например для многих крупных отливок, является окончательной термической обработкой, так как после него в изделиях практически отсутствуют остаточные напряжения и их деформация оказывается минимальной.

Различают следующие виды отжига: полный, изотермический и неполный.

Полный отжиг. Этот вид отжига заключается в нагреве доэвтектоидной стали на $30-50^{\circ}\text{C}$ выше температуры, соответствующей точке A_{c3} , выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (рис. 125, а). При этом отжиге происходит полная фазовая перекристаллизация стали.

При нагреве до температуры выше точки A_{c3} на $30-50^{\circ}\text{C}$ образуется аустенит, характеризующийся мелким зерном, и поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура, обеспечивающая высокую вязкость и пластичность, а также возможность достижения высоких свойств после окончательной термической обработки (рис. 125).

Чрезмерное повышение температуры нагрева выше точки A_{c3} вызывает рост зерна аустенита, что ухудшает свойства стали. Время нагрева и продолжительность выдержки при заданной температуре зависят от типа нагревательной печи, способа укладки изделий в печь, высоты садки, типа полуфабриката (лист, сортовой прокат и т. д.).

На металлургических заводах скорость нагрева не ограничивают и она зависит от мощности печи. Часто она составляет около $100^{\circ}\text{C}/\text{ч}$, а продолжительность выдержки — $0,5-1 Q$ (где Q — масса садки в т). Металл загружают в печь непосредственно после выгрузки предыдущей садки при температуре печи $450-500^{\circ}\text{C}$.

Медленное охлаждение должно обеспечить распад аустенита при малых степенях переохлаждения (см. рис. 125, б, поз. 1), чтобы избежать образования излишне дисперсной ферритно-карбидной структуры и свойственной ей более высокой твердости.

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали. Чем больше устойчивость аустенита в области температур перлитного превращения, тем

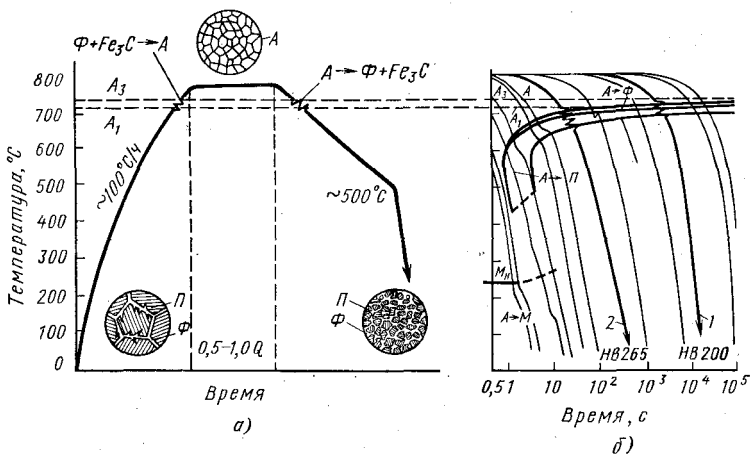


Рис. 125. Схема полного отжига доэвтектоидной стали:

a — схема отжига; *b* — термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита с указанием скорости охлаждения при отжиге (1) и нормализации (2)

медленнее должно быть охлаждение. В связи с этим легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются значительно медленнее (10–100°C/ч), чем углеродистые (250–200°C/ч). Скорость охлаждения при отжиге можно регулировать, проводя охлаждение печи с закрытой или открытой дверцей, с полностью или частично выключенным обогревом.

Полному отжигу обычно подвергают сортового прокат, поковки и фасонные отливки.

Изотермический отжиг (рис. 126). В этом случае сталь обычно легированную нагревают, как и для полного отжига, и сравнительно быстро охлаждают (переносом в другую печь) до температуры, лежащей ниже точки A_1 (обычно $\sim 650^\circ\text{C}$) и назначают изотермическую выдержку, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе¹.

Преимущество изотермического отжига состоит в уменьшении длительности процесса, особенно для легированных сталей, которые приходится очень медленно охлаждать для требуемого снижения твердости. Для наибольшего ускорения отжига температуру изотермической выдержки выбирают близкой к температуре минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области. Другое преимущество изотермического отжига заключается в получении более однородной структуры, так как при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается, и превращение по всему объему стали происходит при одинаковой степени переохлаждения.

¹ Разновидностью изотермического отжига является патентирование, при котором изотермическую выдержку дают при температуре, обеспечивающей получение структуры тонкопластинчатого сорбита. Патентированию подвергается катанка перед волочением проволоки. Проволока после патентирования в процессе волочения сильно упрочняется.

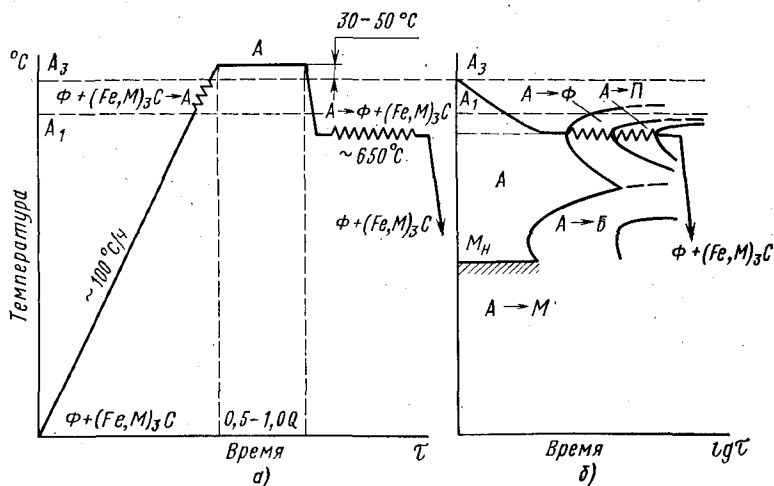


Рис. 126. Схема изотермического отжига (А — аустенит, Φ — феррит, П — перлит): а — график отжига; б — изотермическая диаграмма с кривой охлаждения при изотермическом отжиге

Изотермический отжиг улучшает обрабатываемость резанием, чистоту поверхности и уменьшает деформации при последующей термической и химико-термической обработке.

Этот отжиг используют для поковок (шестерни, валы, муфты и т. д.) и других заготовок небольших размеров.

При отжиге больших садок (20—30 т и более) быстрое и равномерное охлаждение до температуры изотермической выдержки невозможно. Превращение в отдельных местах садки протекает при разных температурах, что приводит к получению неравномерной структуры и твердости в пределах одной садки, и поэтому для таких садок изотермический отжиг обычно не применяют.

Неполный отжиг. Этот отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (немного выше точки A_{c1}).

Для доэвтектоидных сталей неполный отжиг применяют для улучшения обрабатываемости резанием. Однако при неполном отжиге происходит частичная перекристаллизация стали только вследствие превращения перлит — аустенит. Избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит, и поэтому значительная его часть не подвергается перекристаллизации. В связи с этим неполный отжиг доэвтектоидных сталей применяют в том случае, если горячая механическая обработка их была выполнена правильно и при этом не было получено крупного зерна такой структуры, как, например, видманштеттова.

Для заэвтектоидных сталей применяют только неполный отжиг. В этих сталях нагрев несколько выше точки A_{c1} (обычно на $10-30 \text{ } ^\circ\text{C}$) вызывает практически полную перекристаллизацию и позволяет получить зернистую структуру перлита (см. рис. 81, и) вместо пластинчатой (рис. 81, ж и з). Такой отжиг называют *сфероидизацией*.

Частицы цементита, не растворившегося при нагреве, и микрообъемы с повышенной концентрацией углерода в аустените, из-за недостаточно полной его гомогенизации, служат центрами кристаллизации для цементита, выделяющегося при последующем охлаждении ниже точки A_1 и принимающего в этом случае зернистую форму. В результате нагрева значительно выше точки A_{c1} и растворения большей части цементита и более полной гомогенизации аустенита последующее выделение его ниже точки A_{c1} происходит в пластинчатой форме. Если избыточный цементит находился в виде сетки (см. рис. 81, з), что является дефектом, то перед этим отжигом предварительно нужно провести нормализацию с нагревом выше A_{cm} для растворения сетки из вторичного цементита с последующим охлаждением на воздухе или в воздушной струе для предупреждения выделения этого цементита по границам аустенита. Нормализацию нередко проводят с прокатного (ковочного) нагрева.

Стали, близкие к эвтектоидному составу, имеют узкий интервал температур нагрева ($750-760^\circ\text{C}$) для отжига на зернистый цементит, для заэвтектоидных углеродистых сталей интервал расширяется до $770-790^\circ\text{C}$. Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале ($770-820^\circ\text{C}$).

Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на ферритно-карбидную структуру, сфероидизацию и коагуляцию образовавшихся карбидов, при охлаждении до $620-680^\circ\text{C}$. Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. В этом случае сталь медленно охлаждают ($30-50^\circ\text{C}/\text{ч}$) до $620-680^\circ\text{C}$. Выдержка при постоянной температуре, необходимая для распада переохлажденного аустенита и коагуляции карбидов, составляет $1-3$ ч в зависимости от массы отжигаемого металла. Последующее охлаждение производят на воздухе.

Сталь с зернистым перлитом имеет более низкую твердость, предел прочности и соответственно более высокие значения относительно удлинения и сужения. Например, эвтектоидная сталь с пластинчатым перлитом имеет твердость $HV\ 228$, а с зернистым перлитом — $HV\ 163$; соответственно предел прочности 82 и 63 кгс/мм² и относительное удлинение 15 и 20% . После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием, т. е. возможно применение больших скоростей резания и достигается высокая чистота поверхности.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

Вследствие ускоренного охлаждения после прокатки или другой горячей обработки легированные стали получают неравномерную структуру: сорбит, троостит, бейнит или мартенсит и, как следствие этого, высокую твердость. Для снижения твердости на металлургических заводах сортовой прокат подвергают высокому отпуску при $650-680^\circ\text{C}$ (несколько ниже точки A_1). При нагреве до указанных температур происходят процессы распада мартенсита, коагуляции карбидов и в итоге снижение твердости (см. стр. 184).

Отжиг нормализационный (нормализация). Нормализация заключается в нагреве доэвтектоидной стали до температуры, превышающей точку A_{c3} на 50°C , а эвтектоидной стали выше A_{cm} также на 50°C , непродолжительной выдержке для прогрева садки и завершения фазовых превращений и охлаждении на воздухе (см. рис. 125, б, поз. 2). Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье или прокатке, ковке или штамповке.

Ускоренное охлаждение на воздухе (см. рис. 125, б, поз. 2) приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность ферритно-цементитной структуры и увеличивает количество перлита или, точнее, квазиэвтектоида типа сорбита или троостита¹. Это повышает на 10–15% прочность и твердость нормализованной средне- и высокоуглеродистой стали по сравнению с отожженной.

Нормализация горячекатаной стали повышает ее сопротивление хрупкому разрушению, что характеризуется снижением порога хладноломкости и повышением работы развития трещины.

Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. При повышении твердости нормализация обеспечивает большую производительность при обработке резанием и получение более чистой поверхности. Для отливок из среднеуглеродистой стали нормализацию или нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки и высокого отпуска. Механические свойства будут в этом случае несколько ниже, но изделия подвергнутся меньшей деформации по сравнению с получаемой при закалке, и вероятность появления трещин практически исключается.

Нормализацию с последующим высоким отпуском ($600\text{--}650^\circ\text{C}$) часто используют для исправления структуры легированных сталей вместо полного отжига, так как производительность и трудоемкость этих двух операций выше, чем одного отжига.

3. ЗАКАЛКА

Закалка — термическая обработка, заключается в нагревании стали до температуры выше критической (A_{c3} для доэвтектоидной и A_{c1} — для заэвтектоидной сталей) или температуры растворения избыточных фаз, выдержке и последующем охлаждении со скоростью, превышающей критическую (рис. 127). Закалка не является окончательной операцией термической обработки. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные закалкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки обязательно подвергают отпуску.

Инструментальную сталь в основном подвергают закалке и отпуску для повышения твердости, износостойкости и прочности, а конструкционную сталь — для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности и вязкости, а для ряда деталей также и высокой износостойкости.

Выбор температуры закалки. Доэвтектоидные стали нагревают до температуры на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше точки A_{c3} (рис. 128). В этом случае сталь с ис-

¹ Для некоторых высоколегированных сталей охлаждение на воздухе по существу является закалкой.

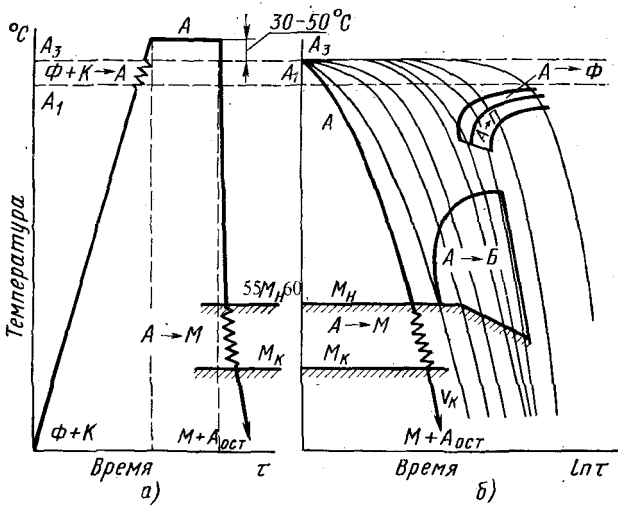


Рис. 127. Схема закалки доэвтектоидной стали:
 а — график закалки; б — термокинетическая диаграмма с указанием скорости охлаждения при закалке

ходной структурой перлит — феррит при нагреве приобретает аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мартенсит. Закалку от температур, соответствующих межкритическому интервалу ($A_{c1} - A_{c3}$), не применяют. При всех температурах нагрева в межкритическом интервале температур вследствие получения после закалки структуры мартенсита и сохранившегося при нагреве феррита твердость и прочность стали имеют более низкие значения по сравнению со значениями, полученными при закалке от температур выше A_{c3} .

Заэвтектоидные стали под закалку нагревают несколько выше A_{c1} (рис. 128). При таком нагреве образуется аустенит при сохранении некоторого количества вторичного цементита. После охлаждения структура стали состоит из мартенсита и нерастворимых частиц карбидов, обладающих высокой твердостью. Верхний предел температуры закалки для большинства заэвтектоидных сталей ограничивают, так как чрезмерное повышение температуры выше A_{c1} связано с ростом зерна, что приводит к снижению прочности и сопротивления хрупкому разрушению. Поэтому интервал колебания температур закалки большинства сталей невелик ($15-20^\circ\text{C}$).

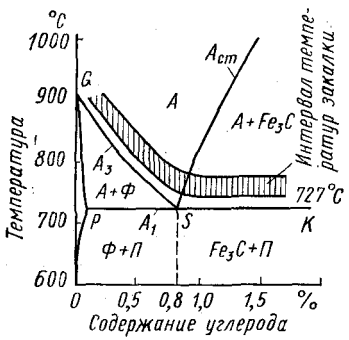


Рис. 128. Диаграмма состояния Fe—Fe₃C с нанесенными температурами закалки доэвтектоидной и заэвтектоидной стали

Для многих сталей температура нагрева под закалку значительно превышает крити-

Ориентировочная продолжительность нагрева изделий для закалки

Условия нагрева	Продолжительность нагрева, на 1 мм сечения (или толщины изделия), с			Условия нагрева	Продолжительность нагрева, на 1 мм сечения (или толщины изделия), с		
	круглого	квадратного	прямоугольного		круглого	квадратного	прямоугольного
В электропечи	40—50	50—60	60—75	В соляной ванне В соляной ванне	12—15	15—18	18—22
В пламенной печи	35—40	45—60	55—60		6—8	8—10	10—12

ческие точки Ac_1 и Ac_3 (на 150—250°C), что необходимо для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита.

Это повышение температуры не ведет к заметному росту зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Продолжительность нагрева при аустенитизации стали. Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна и обезуглероживания поверхностных слоев стали.

Общая продолжительность нагрева $\tau_{общ} = \tau_{сп} + \tau_{ив}$, где $\tau_{сп}$ — продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловленная формой и размером изделия, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т. д.; $\tau_{ив}$ — продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, не зависящая от формы и размера изделия и определяемая только составом и исходным состоянием стали.

Для определения $\tau_{общ}$ чаще пользуются опытными данными (табл. 2).

Эти данные не являются единственными, на некоторых заводах следующие скорости нагрева на 1 мм сечения: в электропечи 1,5—2 мин; в пламенной печи 1,0 мин; в соляной ванне 0,5 мин и в свинцовой ванне 0,1—0,15 мин.

Величина $\tau_{ив}$ должна быть минимальной, но обеспечивать завершение фазовых превращений в стали и необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

Продолжительность изотермической выдержки при заданной температуре для деталей машин часто принимают равной 15—25% от продолжительности сквозного прогрева.

Выдержка в электропечи при температуре закалки для инструмента из углеродистой стали (0,7—1,3%С) рекомендуется 50—80 с на 1-мм наименьшего сечения, а легированной стали 70—90 с; при нагреве в соляной ванне соответственно 20—25 с для углеродистой стали и 25—30 с для легированной.

Фасонный инструмент и детали машин сложных форм при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогреть в печи при 400—600°C.

Выбор среды для нагрева при термической обработке. При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с по-

верхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали.

Окисление создает невозвратимые потери металла, ухудшает состояние поверхностных слоев и требует последующей очистки от окалины. Окисление происходит в результате взаимодействия стали с кислородом ($2\text{Fe} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{FeO}$), парами воды ($\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeO} + \text{H}_2$) и двуокисью углерода ($\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightarrow \text{FeO} + \text{CO}$).

В начальной стадии нагрева окисление происходит вследствие указанных химических реакций, развивающихся на поверхности. После образования пленки окисла процесс окисления протекает в результате диффузии атомов кислорода через слой окалины к металлу и встречной диффузии атомов (ионов) металла через окалины по направлению к поверхности.

При нагреве до $500-550^\circ\text{C}$ окисление незначительно, но при дальнейшем увеличении температуры сильно возрастают скорость и интенсивность окисления, причем особенно значительно, если образующая окалина имеет пористость (что свойственно закиси железа).

Обезуглероживание протекает при высоких температурах в результате взаимодействия стали с водородом (аустенит + $2\text{H}_2 \rightarrow \text{Fe}_\gamma + \text{CH}_4$) и кислородом (аустенит + $0,5\text{O}_2 \rightarrow \text{Fe}_\gamma + \text{CO}$).

Оно снижает твердость, износостойкость и сопротивление усталости.

Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания в рабочем пространстве печи вводят защитную газовую среду (контролируемые атмосферы). В качестве таких сред применяются следующие атмосферы:

1) эндотермическая (условное обозначение КГ-ВО), получаемая частичным сжиганием метана CH_4 (природного газа) при коэффициенте избытка воздуха $\alpha = 0,25$ в присутствии катализатора и содержащая 21% CO , 40% H_2 , 2% CH_4 , 37% N_2 ; состав эндотермической атмосферы можно регулировать таким образом, чтобы исключить окисление и обезуглероживание стали с любым содержанием углерода;¹ при нагреве в водородосодержащих атмосферах возможно наводороживание стали, что приводит к снижению ее пластичности и росту склонности к замедленному разрушению, поэтому в последнее время широко начинают применять относительно маловодородную атмосферу (20% CO , 20% H_2 и 60% N_2); такая атмосфера применяется на ВАЗе и на ЗИЛе;

2) экзотермическая (богатая), получаемая частичным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,6$ без очистки и осушки (ПС-0,6) или с очисткой и осушкой (ПСО-06); атмосфера ПСО-06 содержит 10% CO ; 15–16% H_2 ; 0,05–1,5% CH_4 ; 68–72% N_2 ; а ПС-06, кроме того, до 6% CO_2 и 2,3% H_2O ; атмосфера ПСО-06 может быть использована при нагреве для отжига, нормализации и закалки легированных конструкционных и инструментальных сталей;

3) экзотермическая (бедная), получаемая почти полным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,9$ без очистки и осушки (ПС-09) и с очисткой и осуш-

¹ Реакции, идущие с поглощением теплоты, называют эндотермическими. В связи с этим появилось название атмосферы, получаемой в генераторах с подогревом.

кой (ПСО-09), в последнем случае эта атмосфера содержит 2% CO, 2% H₂, 96% N₂; в атмосфере (ПС-09) присутствуют 10% CO₂ и 2,3% H₂O (за счет соответствующего уменьшения количества азота); эту атмосферу применяют для нагрева низкоуглеродистых, конструкционных и инструментальных сталей;

4) диссоциированный аммиак (ДА), содержащий 75% H₂ и 25% N₂, или диссоциированный аммиак с частичным дожиганием водорода с $\alpha = 0,7 \div 0,9$ и последующей осушкой (ПСА-08). Диссоциированный аммиак (ДА и ПСА-08) применяют главным образом при нагреве для термической обработки коррозионно-стойких и электротехнических сталей;

5) технический азот (2–4% H₂, 98–96% N₂), очищенный от кислорода, а также аргон, гелий и водород.

В последние годы все шире применяют нагрев в вакууме (обычно $10^{-2} - 10^{-3}$ мм рт. ст., но иногда до $10^{-4} - 10^{-6}$ мм рт. ст.), особенно для коррозионно-стойких, жаропрочных, электротехнических и специальных сталей и сплавов.

Режущие инструменты, а также некоторые детали машин небольших размеров чаще нагревают в расплавленных солях.

Охлаждающие среды для закалки. Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур $A_1 - M_n$ для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения $M_n - M_k$. Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур $M_n - M_k$ может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Обычно для закалки используют кипящие жидкости – воду, водные растворы солей и щелочей, масла. При закалке в этих средах различают три периода:

1) пленочное кипение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка»; в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;

3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

В табл. 3 приведен примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная скорость охлаждения в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы NaCl или NaOH.

Вода как охлаждающая среда имеет существенные недостатки. Высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов; с повышением температуры резко ухудшается закалочная способность (см. табл. 3). При закалке изделий в горячей воде вследствие их медленного охлаждения при высоких и быстрого охлаждения при низких температурах тепловые напряжения получаются низкими, а наиболее опасные структурные — высокими, что и может вызвать образование трещин. Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8–12%-ные водные растворы NaCl и NaOH, которые хорошо зарекомендовали себя на практике.

При закалке в водных растворах паровая рубашка разрушается почти мгновенно, и охлаждение происходит более равномерно и в основном протекает на стадии пузырькового кипения. Увеличение охлаждающей способности достигается при использовании струйного или душевого охлаждения, широко применяемого, например, при поверхностной закалке.

Дальнейшим усовершенствованием методов охлаждения явилось применение смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки. Водовоздушные среды применяют для охлаждения крупных поковок, рельсов и т. д.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют минеральное масло (чаще нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов и постоянство закалочной способности в широком интервале температур среды (20–150°C).

Таблица 3

Относительная охлаждающая способность закалочных сред

Охлаждающая среда	Температура, °C		Относительная интенсивность охлаждения в интервале пузырькового кипения
	охлаждающей среды	пузырькового кипения	
Вода	20	400–100	1,0
	40	350–100	0,7
	80	250–100	0,2
10%-ный раствор NaCl в воде	20	650–100	3,0
Раствор NaOH в воде: 10%-ный 50%-ный	20	650–100	2,0
	20	650–100	2,0
Масло минеральное	20–200	500–250	0,3

К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температуры вспышки 165–300°C), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения, а также повышенную стоимость.

Температуру масла при закалке поддерживают в пределах 60–90°C, когда его вязкость оказывается минимальной.

В последние годы вместо воды или масла начинают применять водные растворы моющих средств, содержащих поверхностно-активные вещества, жидкого силиката, и особенно синтетических веществ, например аквапласт.

Аквапласт представляет собой концентрат в воде высоковязкой прозрачной жидкости, содержащей растворимую в воде пластмассу и коррозионно-защитный ингибитор. Концентрация раствора 0,5–0,7%.

Закалка в водных растворах полимеров и моющих средств приводят к уменьшению скорости охлаждения при температурах ниже $M_{\text{н}}$, а как следствие этого исключается образование трещин и уменьшаются коробления.

Закаливаемость и прокаливаемость стали. Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость (см. рис. 116). Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость.

Под прокаливаемостью понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троосто-мартенситной структурой и высокой твердостью на ту или иную глубину. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали. Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать критическую скорость закалки $v_{\text{к}}$ (рис. 129, $v_{\text{к}}''$), то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и тем самым будет иметь сквозную прокаливаемость.

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине будет меньше $v_{\text{к}}$ ($v_{\text{к}}'$, $v_{\text{к}}''$), то изделие прокалится только на некоторую глубину a , a' , и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластинчатой ферритно-карбидной структуры (троостита, сорбита или перлита).

За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полумартенситной зоны (50% мартенсита + 50% троостита). Диаметр заготовки, в центре которой после закалки в данной охлаждающей среде образуется полумартенситная структура, называют *критическим диаметром*. Величина критического диаметра определяет размер сечения изделия, прокаливающегося насквозь, т. е. получающего высокую твердость, а после отпуска и высокие механические свойства по всему сечению. Полумартенситная структура во многих случаях не обеспечивает максимум механических свойств — сильно снижается σ_{-1} и $a_{\text{н}}$. В связи с этим прокаливаемость нередко определяют по глубине закаленного слоя со структурой 95% мартенсита. Критический диаметр для 95% мартенсита примерно на 25% меньше критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне. Полная прокаливаемость на структуру из 99,9% мартенсита состав-

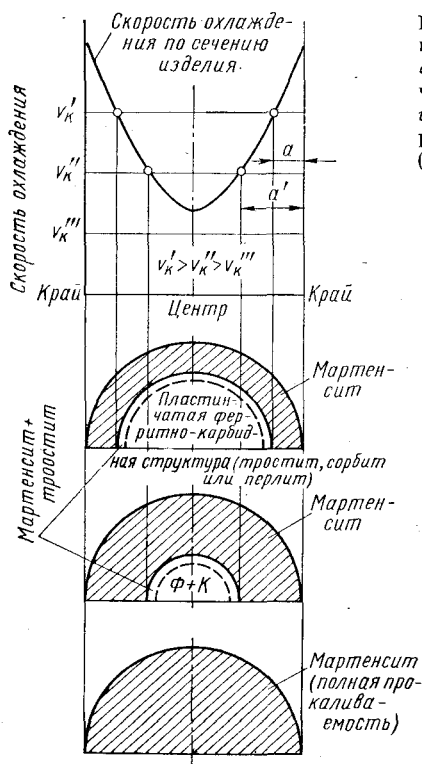


Рис. 129. Зависимость прокаливаемости от величины критической скорости закалки v_k :

a и a' — глубина закаленного слоя; v_k' — критическая скорость охлаждения углеродистой стали; v_k'' — критическая скорость охлаждения низколегированной стали и v_k''' — высоколегированной стали (сталь легирована несколькими элементами)

ляет $\sim 50\%$ от полумартенситной¹. Полумартенситную зону принимают в качестве критерия прокаливаемости потому, что ее легко определить по микроструктуре, но еще проще по твердости. Твердость полумартенситной структуры зависит от содержания в стали углерода. Например, при 0,13 — 0,22% С твердость полумартенситной структуры углеродистой стали HRC 25, легированной — HRC 30; при 0,28 — 0,32% С соответственно HRC 35 и HRC 40, при 0,43 — 0,52% С — HRC 45 и HRC 50 и при 0,53 — 0,62% С — HRC 50 и HRC 55.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость закалки, т. е. чем выше устойчивость переохлажденного аустенита.

Легированные стали вследствие более высокой устойчивости переохла-

жденного аустенита и соответственно меньшей критической скорости охлаждения (см. рис. 129, v_k'' и v_k''') прокаливаются на большую глубину, чем углеродистые. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые посадки бора (0,003 — 0,005%), менее сильно влияют никель и кремний. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов.

Устойчивость переохлажденного аустенита повышается, а критическая скорость закалки уменьшается только при том условии, если легирующие элементы растворены в аустените. Если же легирующие элементы находятся в виде избыточных частиц карбидов, то они не повышают устойчивость аустенита и могут ее уменьшить, так как карбиды служат готовыми зародышами, облегчающими распад аустенита. Карбиды титана, ниобия и ванадия при нормально принятом нагреве под закалку обычно не растворяются в аустените и понижают прокаливаемость. Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. В углеродистой стали при укрупнении зерна от балла 6 до 1—2 (см. рис. 103) глубина закаленного слоя возрастает в 2—3 раза, поэтому повышение температуры и увеличение длительности нагрева повышают прокаливаемость. Легирующие эле-

¹ Для инструментальных, цементуемых и нитроцементуемых сталей критический диаметр определяется для структуры 95—99% мартенсита.

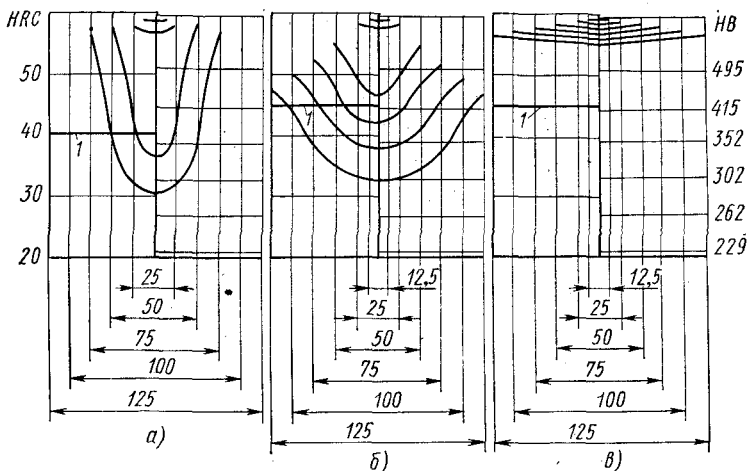


Рис. 130. Твердость по сечению стали, содержащей 0,4% С и 0,85% Мп (а); 0,4% С; 0,85% Мп и 1% Cr (б); 0,4% С; 3,5% Ni и 1,5% Cr (в): 1 — твердость полумартенситной зоны, HRC

менты, находящиеся в виде карбидов, не только создают дополнительные центры, способствующие распаду аустенита, но и измельчают его зерно, что также увеличивает критическую скорость закалки и уменьшает прокаливаемость.

При сквозной закалке свойства стали и, в частности твердость, по всему сечению изделия одинаковы. При несквозной закалке изменение структуры стали по сечению способствует соответствующим изменениям свойств. Распределение твердости по сечению закаленных цилиндров из разных сталей показано на рис. 130. При несквозной прокаливаемости твердость падает от поверхности к сердцевине. Из рис. 130 видно, что твердость полумартенситной зоны углеродистой стали в данных условиях обработки имеет критический диаметр 25 мм, хромистой ~ 50 мм и хромоникелевой ~ 125 мм. При несквозной прокаливаемости отпуск при высокой температуре уменьшает различие в твердости и пределе прочности по сечению. Однако предел текучести, ударная вязкость и относительное сужение в сердцевине образца остаются более низкими. Это объясняется разным характером строения ферритно-цементитной структуры. В закаленном слое в результате отпуска мартенсита образуется более дисперсная ферритно-цементитная структура зернистого строения, а в сердцевине она более грубая и имеет пластинчатое строение.

Влияние прокаливаемости на механические свойства можно показать на примере. Заготовки из углеродистой стали с 0,45% С, диаметром 10 мм, прокаливаются в воде насквозь. После отпуска при 550°С получается структура — сорбит отпуска. Для такой структуры характерны высокие механические свойства: $\sigma_B = 80 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2} = 65 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 16\%$; $\psi = 50\%$ и $a_H = 10 \text{ кгс}\cdot\text{м/см}^2$. При диаметре заготовки 100 мм и закалке в воде скорость охлаждения в сердцевине значительно меньше критической v_K , и там образуется структура из пластинчатого перлита и феррита. Эта структура

обладает более низкими механическими свойствами: $\sigma_B = 70$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 45$ кгс/мм²; $\delta = 13\%$; $\psi = 40\%$ и $a_H = 5$ кгс·м/см². Для получения одинаковых и высоких механических свойств по всему сечению во многих случаях необходимо обеспечить в процессе закалки сквозную прокаливаемость.

Прокаливаемость углеродистой стали в небольших сечениях (диаметром до 15–20 мм) можно определить по виду излома закаленных образцов. Часто прокаливаемость определяют по кривым распределения твердости по сечению (рис. 130). Для этого образец ломают или разрезают и по диаметру сечения определяют твердость.

Прокаливаемость стали в общем случае определяют методом торцевой закалки (ГОСТ 5657–69). Цилиндрический образец определенной формы и размеров (рис. 131), нагретый до заданной температуры, охлаждают водой с торца на специальной установке. После охлаждения измеряют твердость по длине (высоте) образца. Так как скорость охлаждения убывает по мере увеличения расстояния от торца, будет уменьшаться и твердость.

Результаты испытаний выражают графически в координатах твердость – расстояние от охлаждаемого торца. Определив расстояние от торца до участка с твердостью, соответствующей полумартенситной зоне данной стали, можно по специальным номограммам найти критический диаметр. Чтобы характеристика прокаливаемости стали не была связана с видом охладителя, при использовании номограмм вводят понятие об *идеальном критическом диаметре*, который является наибольшим диаметром образца, прокаливаемого насквозь, при идеальном охлаждении. Поверхность образца в идеальном охладителе должна мгновенно принимать его температуру, т. е. охлаждение следует проводить с бесконечно большой скоростью. От идеального критического диаметра можно перейти к реальному критическому диаметру, используя номограмму, приведенную на рис. 132, а. Определим критический диаметр для стали 1 (см. рис. 131). Для этой стали расстояние от торца до поверхности полумартенситной зоны составляет 10 мм. Для определения критического диаметра на шкале расстояние от закаливаемого торца до полумартенситной зоны (рис. 132, а) находим деление 10 и опускаем перпендикуляр до пересечения с линией «идеальное охлаждение». От точки *a* проводим горизонтальную линию влево до пересечения линией заданной охлаждающей среды – вода (точка *b*) или масло (точка *c*). От точек *b* и *c* опускаем перпендикуляр до шкалы – критический диаметр. Точки *c'* и *b'* показывают искомый размер критического диаметра.

На практике с достаточной точностью критический диаметр может быть определен по графику, представленному на рис. 132, б. Для этого на оси абсцисс откладывают расстояние от охлаждаемого торца до зоны, имеющей полумартенситную твердость, и восстанавливают перпендикуляр до пересечения с кривой для закалки в масле или воде. Горизонталь, проведенная от этой точки до ординаты, укажет величину D_K . Например, для стали 2 (см. рис. 131) расстояние от торца до зоны с полумартенситной твердостью составляет 19 мм, тогда $D_K = 75$ мм при закалке в воде и $D_K = 50$ мм при закалке в масле (см. рис. 132, б).

Прокаливаемость даже одной и той же стали может колебаться в значительных пределах в зависимости от изменений химического состава, ве-

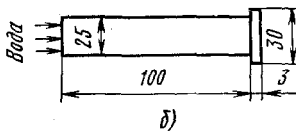
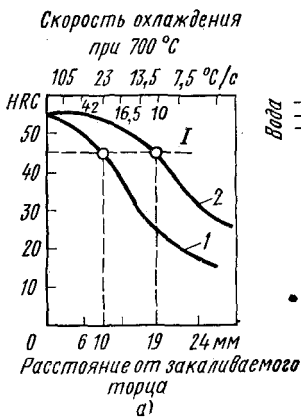


Рис. 131. Определение прокаливаемости по торцовой пробе:
 а — изменение твердости по длине образца после торцевой закалки;
 1 — твердость полумартенситной зоны; 1 — сталь с низкой прокаливаемостью; 2 — сталь с высокой прокаливаемостью;
 б — схема закалки образца

личины зерна, размера и формы изделия и многих других факторов. В связи с этим прокаливаемость стали каждой марки характеризуют не кривой, а так называемой полосой прокаливаемости, которая не всегда отражает действительную прокаливаемость стали в изделии. Полосы прокаливаемости для углеродистой и легированной сталей, содержащей 0,4% С, наглядно показывающие влияние легирующих элементов, приведены на рис. 133.

Внутренние напряжения в закаленной стали. Внутренние напряжения при закалке стали возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины изделия (эти напряжения называют *тепловыми*)¹, увеличения объема и неоднородности протекания мартенситного превращения по объему изделия. Напряжения, вызываемые этим превращением, называют *структурными* или *фазовыми*.

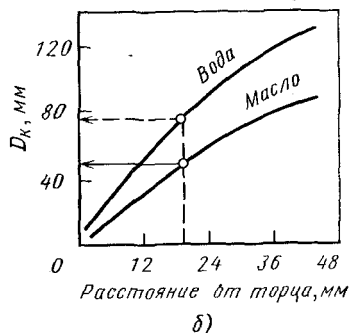
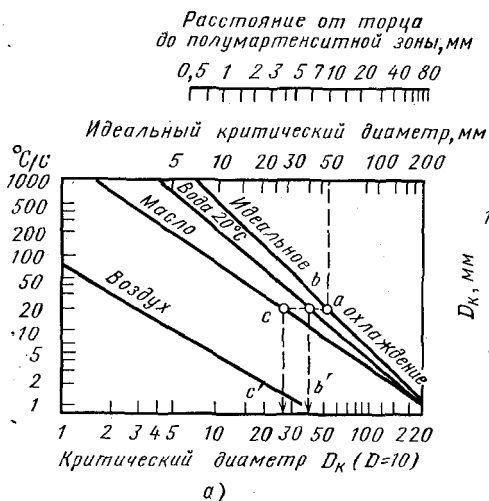


Рис. 132. Определение критического диаметра прокаливаемости стали:
 а — номограмма; б — диаграмма

¹ Только одни тепловые напряжения возникают в тех случаях, когда отсутствуют фазовые превращения. Это наблюдается, например, при охлаждении стожженной стали от температуры ниже точки A_{c1} .

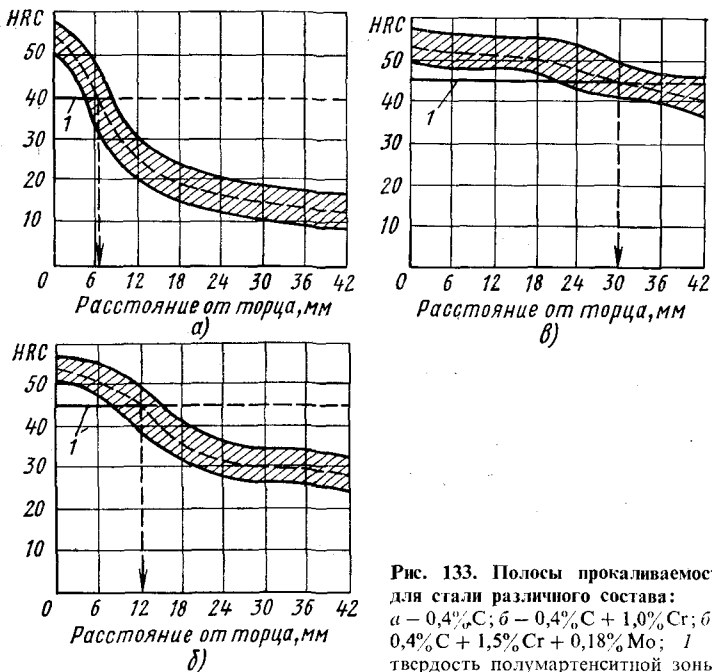


Рис. 133. Полосы прокаливаемости для стали различного состава: а — 0,4%С; б — 0,4%С + 1,0%Сг; в — 0,4%С + 1,5%Сг + 0,18%Мо; 1 — твердость полумартенситной зоны

Неодинаковое распределение температур по сечению изделия при быстром охлаждении сопровождается и неравномерным изменением объема. Поверхностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние. Однако сжатие поверхностных слоев препятствуют внутренние слои. Это приводит к тому, что в поверхностных слоях образуются временные (т. е. исчезающие после снятия нагрузки) растягивающие, а во внутренних слоях — сжимающие напряжения.

После того как поверхность охладится и изменение объема прекратится, сердцевина еще будет испытывать тепловое сжатие. Вследствие этого напряжения начнут уменьшаться, и в некоторый момент произойдет изменение знака напряжений на поверхности и в сердцевине. После окончательного охлаждения на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине — напряжения растяжения (рис. 134, а). Появление остаточных напряжений является результатом того, что временные напряжения вызывают не только упругую, но также в той или иной степени неодновременную и неодинаковую пластическую деформацию слоев по сечению.

Рассмотрим теперь условия образования структурных напряжений при полной прокаливаемости. При этом тепловые напряжения условно учитываться не будут.

По достижении при закалке температур ниже точки M_H мартенсит в первую очередь образуется на поверхности, где точка M_H будет достигнута раньше, чем в сердцевине. Так как превращение аустенит — мартенсит сопровождается увеличением объема, то это приводит к образованию на поверхности временных сжимающих напряжений, а во внутренних

слоях — растягивающих напряжений. По мере развития превращения знак напряжений на поверхности и в сердцевине меняется.

Структурные напряжения относительно тепловых изменяются в обратном порядке. В результате мартенситного превращения на поверхности образуются остаточные напряжения

растяжения, а в сердцевине — напряжения сжатия (рис. 134, б). Эти остаточные напряжения, как и тепловые, возникают в результате появления под действием временных напряжений не только упругой, но и неодинаковой по сечению остаточной деформации.

При закалке стали одновременно возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируют (рис. 134, в). В данной схеме тепловые напряжения превышали структурные, поэтому на поверхности образовались напряжения сжатия. Однако в зависимости от соотношения между тепловыми и структурными напряжениями могут получиться различные эпюры суммарных напряжений, а в поверхностных слоях напряжения могут иметь разный знак и различную величину. Во многих случаях величина фазовых напряжений больше, чем тепловых.

Остаточные напряжения, полученные после закалки, не характеризуют напряжения, возникающие при охлаждении (нагреве) стали. Остаточные напряжения всегда меньше временных напряжений, образующихся в процессе охлаждения.

Если величина напряжений превышает сопротивление отрыву и металл мало пластичен, то напряжения не могут быть уменьшены пластической деформацией. Это вызывает образование трещин. Наиболее опасны при этом растягивающие напряжения на поверхности, которые способствуют образованию трещин и снижают предел выносливости стали.

Растягивающие напряжения возникают в основном вследствие структурных напряжений, которые нужно стремиться уменьшить. Структурные напряжения тем больше, чем выше температура закалки и скорость охлаждения в интервале температур M_n и M_k . Для снижения структурных напряжений нужно замедлять скорость охлаждения ниже точки M_n и избегать перегрева стали.

Способы закалки. Наиболее широкое применение получила закалка в одном охладителе (см. рис. 127). Такую закалку называют непрерывной. Во многих случаях, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформации, применяют и другие способы закалки.

Прерывистая закалка (в двух средах). Изделие, закаливаемое по этому способу, сначала быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше точки M_n , а затем быстро переносят в менее интенсивный охладитель (например, в масло или на воздух), в котором оно охлаждается до 20°C . В результате переноса во вторую закалочную среду уменьшаются внутренние напряжения, которые возникли бы при быстром охлаждении в одной среде (воде), в том числе и в области температур мартенситного превращения.

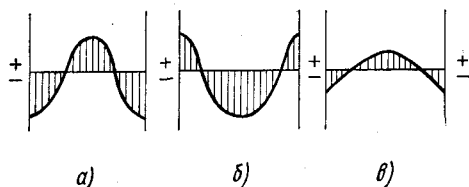


Рис. 134. Схема эпюры остаточных напряжений: а — тепловые; б — структурные; в — суммарные

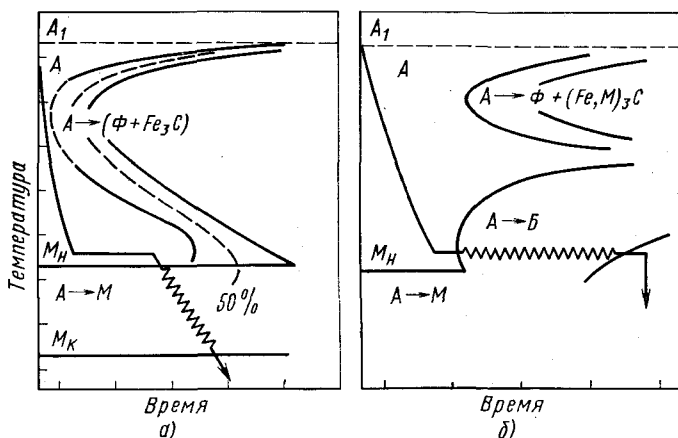


Рис. 135. Схема ступенчатой закалки стали, содержащей 0,8%С (а) и изотермической закалки легированной стали (б)

Закалка с самоотпуском. В этом случае охлаждение изделия в закалочной среде прерывают, с тем чтобы в сердцевине изделия сохранилось еще некоторое количество теплоты. Под действием теплообмена температура в более сильно охлаждающихся поверхностных слоях повышается и сравнивается с температурой сердцевины. Тем самым происходит отпуск поверхности стали (самоотпуск).

Закалку с самоотпуском применяют, например, для таких инструментов, как зубила, кувалды, слесарные молотки, керны, которые работают с ударными нагрузками и должны сочетать высокую твердость на поверхности с повышенной вязкостью в сердцевине.

Ступенчатая закалка. При выполнении закалки по этому способу (рис. 135, а) сталь после нагрева до температуры закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки M_H (обычно 180–250°С), и выдерживают в ней сравнительно короткое время. Затем изделие охлаждают до комнатной температуры на воздухе. В результате выдержки в закалочной среде достигается выравнивание температуры по сечению изделия, но это не должно вызывать превращения аустенита с образованием бейнита.

Мартенситное превращение протекает при охлаждении на воздухе, но менее полно, чем при непрерывной закалке, вследствие чего сталь сохраняет больше остаточного аустенита. При ступенчатой закалке уменьшаются объемные изменения вследствие присутствия большего количества остаточного аустенита и возможности самоотпуска мартенсита; коробление в результате протекания мартенситного превращения почти одновременно во всех участках изделия и опасность появления трещин.

Во время фазовых превращений, в том числе и мартенситного, снижается прочность стали и повышается пластичность. Это своеобразное разупрочнение, наблюдающееся только в момент превращения (в данном случае мартенситного), используется при ступенчатой закалке для правки изделий, склонных к короблению. Правку (чаще под прессом) выполняют

в период охлаждения изделий на воздухе после извлечения их из закалочной среды.

Ступенчатая закалка углеродистых сталей может быть применена лишь для изделий диаметром не более 8–10 мм. Скорость охлаждения более крупных изделий в среде с температурой выше точки M_n оказывается ниже критической скорости закалки, и аустенит претерпевает распад при высоких температурах.

Изотермическая закалка. Закалку по этому способу (рис. 135, б) выполняют в основном так же, как и ступенчатую, но в данном случае предусматривается более длительная выдержка выше точки M_n . При такой выдержке происходит распад аустенита с образованием нижнего бейнита. Для углеродистых сталей изотермическая закалка не дает существенного повышения механических свойств по сравнению с получаемыми обычной закалкой и отпуском.

У большинства легированных сталей распад аустенита в промежуточной области не идет до конца. Если аустенит, не распавшийся при изотермической выдержке, не претерпевает мартенситного превращения при дальнейшем охлаждении, то сталь получает структуру бейнит + 10–20% остаточного аустенита, обогащенного углеродом. При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости. Для многих сталей изотермическая закалка обеспечивает значительное повышение конструктивной прочности, т. е. прочности образцов сложной формы.

Если же большая часть аустенита, не распавшегося после окончания промежуточного превращения, при последующем охлаждении претерпевает мартенситное превращение, то изотермической закалкой нельзя получить высокие механические свойства. В этом случае резко снижается пластичность.

Конструкционные легированные стали (0,3–0,5% С) приобретают оптимальные механические свойства в результате изотермической закалки с выдержкой в нижней части промежуточной зоны изотермического распада аустенита (несколько выше точки M_n). Продолжительность выдержки в закалочной среде зависит от устойчивости аустенита при температурах выше точки M_n , определяемых диаграммой изотермического распада аустенита для данной стали.

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалке чаще применяют расплавленные соли в интервале температур 150–500°C, например 55% KNO_3 и 45% $NaNO_2$ (или $NaNO_3$), а также расплавленные щелочи (20% $NaOH$ и 80% KOH). Чем ниже температура соли (щелочи), тем выше скорость охлаждения в ней. Поскольку расплавленные соли охлаждаются только вследствие теплоотдачи, то охлаждающая способность их возрастает при перемешивании. Добавление воды (3–5%) в расплавы едких щелочей (с помощью специального приспособления) при погружении в них нагретого для закалки изделия вызывает кипение и увеличение скорости охлаждения в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения возрастает при 400–450°C в 4–5 раз, а при 300°C – в 2 раза.

Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревались в жидких солях (т. е. солях, не вызывающих окисления), позволяет получить чистую поверхность светло-серого цвета. Закалку по этому способу называют *светлой*.

Обработка стали холодом. В закаленной стали, особенно содержащей более 0,4–0,5% С, у которой точка M_K лежит ниже нуля (см. рис. 115), всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, работающих при низких температурах, в результате самопроизвольного превращения его в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температур ниже нуля.

Понижение температуры до точки M_K ($-30 \div -70^\circ\text{C}$) С для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость сталей с 0,8–1,1% С на HRC 1–3. Однако одновременно возрастают напряжения, поэтому изделия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом выполняют отпуск.

Выдержка стали после закалки при комнатной температуре более 3–6 ч стабилизирует аустенит, и поэтому он менее полно превращается в мартенсит при дальнейшем охлаждении и уменьшает эффект обработки холодом. В данном случае обработку холодом выполняют сразу после закалки.

Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементируемых высоколегированных сталей, сохраняющих много аустенита после закалки.

4. ОТПУСК

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температур ниже A_{c1} , выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которой сталь получает требуемые механические свойства. Кроме того, отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке. Эти напряжения снимаются тем полнее, чем выше температура отпуска. Так, например, осевые напряжения в цилиндрическом образце из стали, содержащей 0,3% С, в результате отпуска при 550°C уменьшаются с 60 до 8 кгс/мм². Так же сильно уменьшаются тангенциальные и радиальные напряжения.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при 550°C в течение 15–30 мин. После выдержки в течение 1,5 ч напряжения снижаются до минимальной величины, которая может быть достигнута отпуском при данной температуре.

Скорость охлаждения после отпуска также оказывает большое влияние на величину остаточных напряжений. Чем медленнее охлаждение, тем меньше остаточные напряжения. Быстрое охлаждение от 600°C создает новые тепловые напряжения. По этой причине изделия сложной формы во избежание их коробления после отпуска при высоких температурах следует охлаждать медленно, а изделия из легированных сталей, склонных к обратной отпускной хрупкости, после отпуска при 500 – 650°C во всех случаях следует охлаждать быстро.

Основное влияние на свойства стали оказывает температура отпуска. Различают три вида отпуска.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят с нагревом до 150–200°C, реже до 240–250°C. При этом снижаются внутренние напряжения, мартенсит закалки переходит в отпущенный мартенсит, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,5–1,3% С) после низкого отпуска сохраняет твердость в пределах *HRC* 58–63, а следовательно, высокую износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок.

Низкотемпературному отпуску подвергают поэтому режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей; а также детали, претерпевшие поверхностную закалку, цементацию, цианирование или нитроцементацию. Продолжительность отпуска обычно 1–2,5 ч, а для изделий больших сечений и измерительных инструментов назначают более длительный отпуск.

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350–500°C и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие предел упругости, предел выносливости и релаксационную стойкость. Структура стали (0,45–0,8% С) после среднего отпуска – троостит отпуска или троостомартенсит с твердостью *HRC* 40–50. Температуру отпуска надо выбирать таким образом, чтобы не вызвать необратимой отпускной хрупкости.

Охлаждение после отпуска при 400–450°C следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводят при 500–680°C. Структура стали после высокого отпуска – сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Закалка с высоким отпуском по сравнению с нормализованным или отожженным состоянием одновременно повышает пределы прочности и текучести, относительное сужение, и особенно ударную вязкость (табл. 4). Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3–0,5% С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования к пределу текучести, пределу выносливости и ударной вязкости. Однако износостой-

Таблица 4

Влияние термической обработки на механические свойства углеродистой стали с 0,42% С*

Термическая обработка	σ_B	σ_T	δ	ψ	a_{II} , кгс·М/см ²
	кгс/мм ²		%		
Отжиг при 880°C	55	35	20	52	9
Закалка с 880°C (охлаждение в воде) и отпуск:					
при 300°C	130	110	12	35	3
при 600°C	62	43	22	55	14

* Заготовка диаметром 12 мм.

кость улучшенной стали вследствие ее пониженной твердости не является высокой. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу пластической деформации при движении трещины (работу развития трещины) и снижая температуру верхнего и нижнего порога хладноломкости.

Отпуск при 550–600°C в течение 1–2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Чаще длительность высокого отпуска составляет 1,0–6 ч – в зависимости от габаритных размеров изделия.

5. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термомеханическая обработка (ТМО) является методом обработки стали, позволяющим повысить механические свойства по сравнению с полученными при обычной закалке и отпуске.

Термомеханическая обработка заключается в сочетании пластической деформации стали в аустенитном состоянии с ее закалкой. Формирование структуры закаленной стали при ТМО происходит в условиях повышенной плотности дислокаций, обусловленных наклепом. Различают два основных способа термомеханической обработки.

По первому способу, называемому высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО), сталь деформируют при температуре выше точки A_3 (рис. 136, а), при которой сталь имеет аустенитную структуру. Степень деформации составляет 20–30%. После деформации следует немедленная закалка во избежание развития процесса рекристаллизации.

По второму способу, называемому низкотемпературной термомеханической обработкой (НТМО), сталь деформируют в температурной зоне существования переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости (400–600°C); температура деформации должна быть выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации (рис. 136, б). Степень деформации обычно составляет 75–95%. Закалку осуществляют сразу после деформации. После закалки в обоих случаях следует низкотемпературный отпуск (100–300°C). Такая комбинированная ТМО позволяет получить очень высокую прочность: $\sigma_B = 220 \div 300$ кгс/мм², при хорошей пластичности и вязкости: $\delta = 6 \div 8\%$ и $a_{H-1} = 5 \div 6$ кгс·м/см².

После обычной закалки и низкого отпуска предел прочности не превышает 200–220 кгс/мм² и $\delta = 3 \div 4\%$.

Очень важно, что одновременно с повышением прочности после ТМО возрастает пластичность.

Наибольшее упрочнение $\sigma_B = 260 \div 300$ кгс/мм² достигается при деформации переохлажденного аустенита (см. рис. 136, б), т. е. при обработке НТМО. Деформация в области высоких температур (ВТМО) не создает столь высокого предела прочности ($\sigma_B = 220 \div 240$ кгс/мм²). Это, видимо, объясняется тем, что при высоких температурах невозможно избежать хотя бы частичной рекристаллизации. Низкотемпературную термомеханическую обработку можно рассматривать как холодную обработку давлением, так как она проводится ниже температуры рекристаллизации. Однако ВТО обеспечивает большой запас пластичности и лучшую кон-

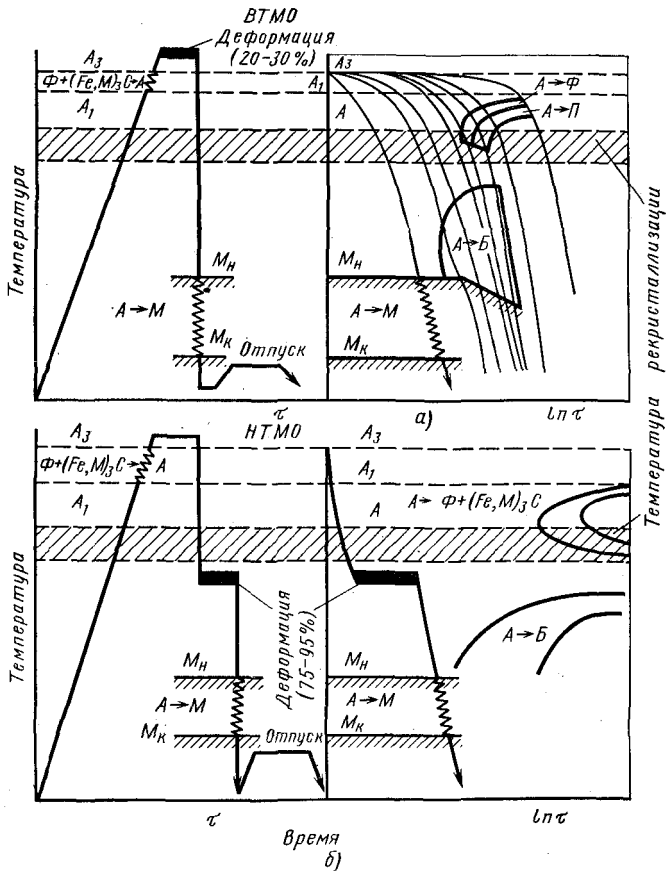


Рис. 136. Схема термомеханической обработки стали:
 а – VTMO; б – HTMO

структурную прочность. VTMO повышает ударную вязкость при комнатной и низких температурах, понижает порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости. Кроме того, деформация при высоких температурах протекает при меньших усилиях и является поэтому более технологической операцией.

Высокие механические свойства после термической обработки объясняются большой плотностью дислокаций в мартенситах, дроблением его кристаллов на отдельные фрагменты величиной в доли микрона со взаимной разориентировкой до $10-15^\circ$. Дислокационная структура, формирующаяся в аустените при деформации, «наследуется» после закалки мартенситом. После деформации аустенита последующая закалка приводит к образованию плотных скоплений дислокаций, сочленяющих сильно разориентированные фрагменты мартенсита. Повышение пластичности, вероятно, связано с уменьшением напряжений II рода.

6. ДЕФЕКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ЗАКАЛКЕ

К основным дефектам, которые могут возникнуть при закалке стали, относятся трещины в изделии — внутренние или наружные, деформации и коробление.

Трещины. При закалке трещины возникают в тех случаях, когда внутренние растягивающие напряжения I рода превышают сопротивление стали отрыву. Трещины образуются при температурах ниже точки M_n , чаще после охлаждения. Склонность к образованию трещин возрастает с увеличением в стали содержания углерода, повышением температуры закалки и увеличением скорости охлаждения в температурном интервале мартенситного превращения.

Другой причиной образования трещин является наличие в изделии концентраторов напряжений (резкое изменение сечения изделия или местные вырезки, углубления, выступы и т. д.).

Трещины — неисправимый дефект. Для предупреждения их образования рекомендуется при конструировании изделий избегать резких выступов, заостренных углов, резких переходов от толстых сечений к тонким и т. д.; проводить закалку с возможно более низких температур; осуществлять медленное охлаждение в мартенситном интервале температур путем закалки в двух средах, ступенчатой закалки или применять изотермическую закалку; отпуск выполнять немедленно после закалки.

Деформация и коробление. Деформация, т. е. изменение размеров и формы изделий, происходит при термической обработке в результате термических и структурных напряжений под действием неоднородных объемных изменений, вызванных неравномерным охлаждением и фазовыми превращениями.

Несимметричную деформацию изделий в практике часто называют короблением (поводкой). Оно чаще наблюдается при неравномерном и чрезмерно высоком нагреве под закалку, неправильном положении детали при погружении в закалочную среду и высокой скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Устранение этих причин значительно уменьшает коробление.

Размеры изделий после закалки даже при отсутствии коробления не совпадают с исходными значениями. Вызываемую этими изменениями деформацию можно уменьшить подбором соответствующего состава стали и условий термической обработки (в частности, применением ступенчатой и изотермической закалки).

7. ОСНОВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Оборудование термических цехов машиностроительных заводов делится на три группы:

1. Основное оборудование (печи, охлаждающие устройства, закалочные прессы, оборудование для обработки холодом и т. д.).

2. Дополнительное оборудование (правильные прессы, моечные машины, травильные ванны, пескоструйные и дробеструйные аппараты и т. д.).

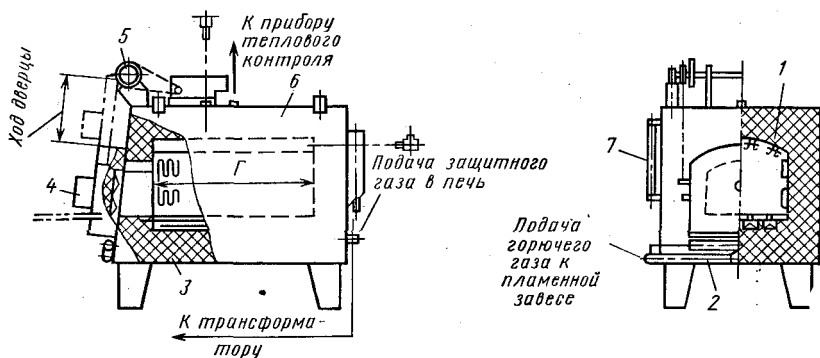


Рис. 137. Камерная электропечь типа ШЗ:

1 — нагревательные элементы; 2 — газопровод; 3 — футеровка; 4 — дверца для загрузки; 5 — механизм подъема дверцы; 6 — кожух; 7 — газопровод

3. Вспомогательное оборудование (установки для получения контролируемых атмосфер, устройства для охлаждения закалочных жидкостей, мостовые и поворотные краны, всевозможные транспортные устройства и т. д.).

Рассмотрим основное технологическое оборудование, необходимое для осуществления процессов отжига, нормализации, закалки и отпуска.

Термические печи работают на электроэнергии, газообразном и, реже, жидком топливе (мазуте).

В отечественной промышленности создана единая классификация основного и вспомогательного термического оборудования, в котором принято буквенно-цифровое обозначение видов оборудования. Первой буквой обозначается вид нагрева (Г — газовый, С — электрический — сопротивление, Т — пламенная, И — индукционный), второй буквой — основной конструктивный признак (К — конвейерная, Н — камерная, Ш — шахтная, В — ванна, Д — выдвижной под и т. д.), третьей буквой — характер среды (А — азот, В — вакуум, З — защитная атмосфера, О — окислительная атмосфера, С — соль, Ц — цементационный газ) и четвертой буквой — агрегатность и другие дополнительные признаки (А — агрегат, Л — лабораторная, В — вертикальная, М — механизированная, Н — непрерывного действия, П — периодического действия). Следует иметь в виду, что в индексации газовых печей первая буква обозначает назначение печи: Т — термическая пламенная, Н — нагревательная пламенная (для кузнечных цехов). Цифрами обозначают основные размеры в дм (ширина, длина, высота или диаметр и высота) и максимально допустимая рабочая температура в сотнях °С (в знаменателе).

Для нагрева под закалку, нормализацию и отжиг мелких и средних деталей в термических цехах единичного и мелкосерийного производства применяют камерные печи с защитной атмосферой (ШЗ) (рис. 137) и без защитной атмосферы (ШО).

Эти печи выпускают как с металлическим нагревателем (максимальная температура 1000°С), так и с карундовыми нагревателями (1250—1300°С). Размеры рабочего пространства в зависимости от типа печи: ширина 300—800 мм, длина 600—1600 мм и высота 200—500 мм. Масса в одну садку от 0,1 до 0,8 т.

В электропечах типа СНЗ предусмотрена пламенная завеса (трубчатая горелка), равномерно перекрывающая загрузочный проем во время открывания дверцы. Защитный газ подается в печь от газоприготовительной установки через трубу в задней торцевой стенке. Контроль температуры производится термомпарами и автоматическими самопишущими потенциометрами.

Для отжига и нормализации широко применяют камерные печи с выдвижным подом. На рис. 138 показана топливная печь с выдвижным подом типа ТДО (Т — термическая пламенная, Д — с выдвижным подом, О — без защитной атмосферы) с максимальной температурой нагрева 1100°C.

Для нагрева деталей большой длины применяют шахтные печи типа СШО и СШЗ (рис. 139). Рабочая температура печи до 1000°C, масса садки 0,6–1,2 т, диаметр рабочего пространства 600–1000 мм и высота 600–3000 мм.

При организации поточного производства в термических цехах широко применяют высокомеханизированные закалочно-отпускные агрегаты, имеющие как универсальное, так и специальное назначение.

Механизация трудоемких процессов на загрузочно-разгрузочных операциях позволяет уменьшить количество обслуживающего персонала, облегчить труд, улучшить использование оборудования, сэкономить электроэнергию, повысить производительность и качество термической обработки.

Повышение производительности труда во многом определяется степенью механизации и автоматизации оборудования. Простейшая механизация термических печей сводится к применению подъемных устройств, загрузочных машин и т. д. Более сложная механизация предусматривает перемещение деталей в печи, разгрузку печи, передачу деталей на следующие операции и т. д. Механизированная камерная печь с защитной атмосферой приведена на рис. 140. Поддон с деталями устанавливается в закалочную камеру 2 и затем передвигается в нагревательную камеру печи. После нагрева поддон перемешают в закалочную камеру и вместе со столиком 3 погружают в бак с маслом. После закалки столик поднимается и поддон разгружается.

В последнее время наметилась тенденция замены электропечей садового типа методическими печами, наиболее отвечающими требованиям повышения уровня механизации. На рис. 141 представлен закалочно-отпускной конвейерный агрегат (типа СКЗА), предназначенный для закалки и высокого отпуска деталей массой до 3 кг, размерами от 10 × 10 × 10 до 100 × 150 × 150 мм в среде защитного газа. Агрегат включает электропечь для нагрева деталей под закалку в контролируемой атмосфере 3, конвейерный бак для закалки 6, моечную машину 10 и электропечь для отпуска 12 с вентиляторами для обеспечения циркуляции атмосферы в рабочем пространстве.

Изделия подаются в рабочую камеру закалочной печи пульсатором, а через печь транспортируются конвейерной лентой. Сброс деталей в закалочный бак производится через разгрузочный лоток. Изделия через бак транспортируются конвейерной лентой. В конвейерной моечной машине очистка деталей от масла производится горячим моющим раствором.

Создание автоматизированных и механизированных агрегатов и повы-

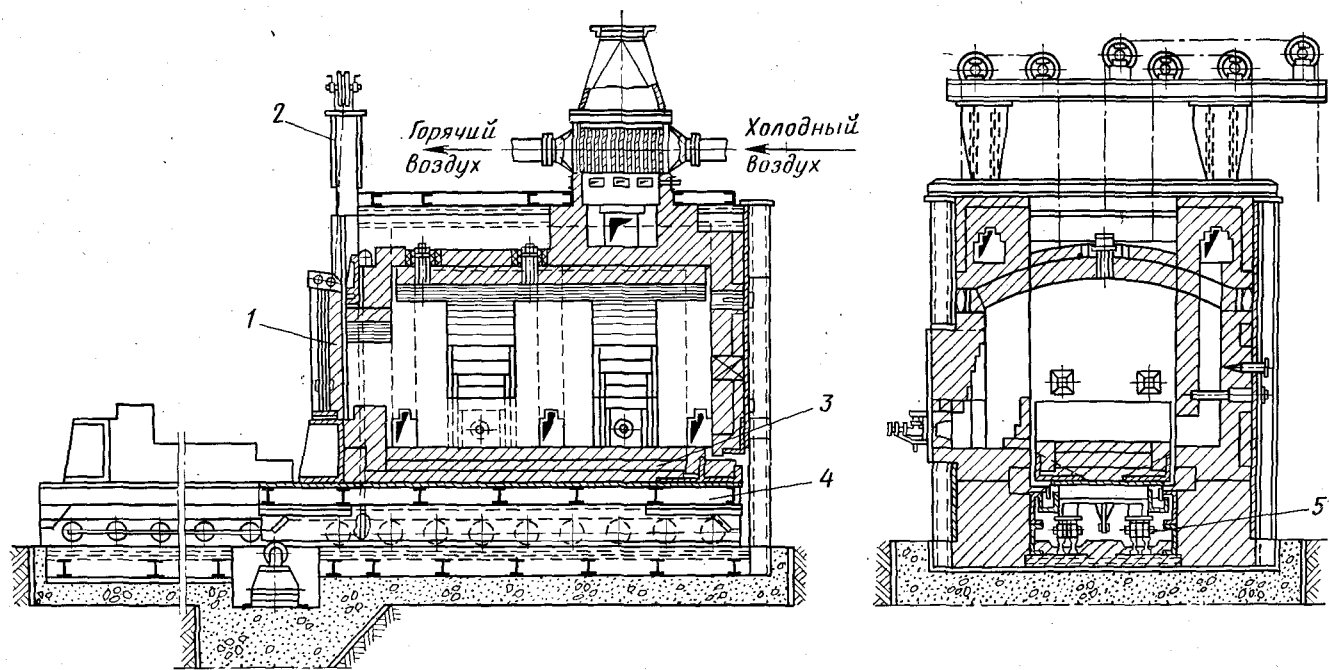
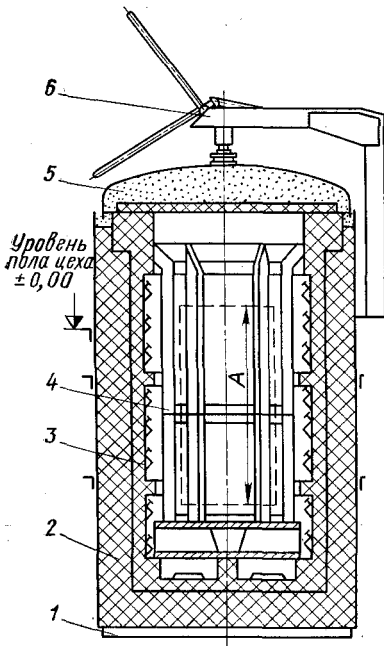


Рис. 138. Топливная печь с выдвижным подом типа ТДО:

1 — дверца; 2 — электролебедка для подъема дверцы (заслонки); 3 — под печи; 4 — сварная рама; 5 — катки для перемещения пода

Рис. 139. Электропечь СШО:

1 — кожух; 2 — футеровка; 3 — нагреватель; 4 — направляющая; 5 — крышка; 6 — механизм подъема



пение эффективности применяемого оборудования является основной тенденцией сегодняшнего термического производства.

В термических цехах все шире применяют вакуумные печи. Достижимый вакуум в печах $10^{-1} - 10^{-5}$ мм рт. ст. На рис. 142 представлена камерная вакуумная печь с выкатным подом. Шахтные вакуумные печи (СНВ) имеют графитную изоляцию и графитные нагревательные стержни, что позволяет достигать высоких температур: 2000–3000°C.

Для нагрева под закалку и отпуск широко применяют печи-ванны. Жидкие среды, чаще расплавленные хлористые соли (70% $BaCl_2 + 30\% NaCl$ и др.), обеспечивают высокую скорость нагрева, предохраняют металл от окисления и позволяют осуществить местный нагрев¹. Нагрев в ваннах имеет и недостатки: тигли, в которых расплавля-

¹ При нагреве в углекислых солях возможно окисление и обезуглероживание стали.

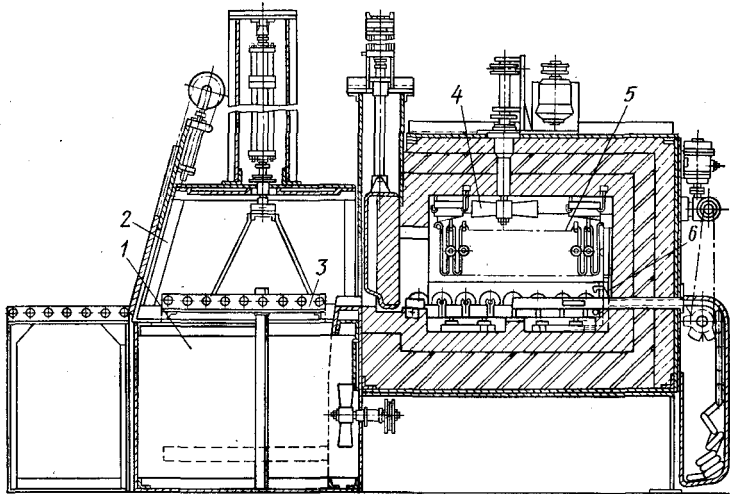


Рис. 140. Механизированная камерная электропечь (типа СНЗА):

1 — закалочный бак; 2 — закалочная камера; 3 — стол для загрузки и выгрузки деталей; 4 — вентилятор; 5 — нагревательная камера; 6 — цепной механизм для передвижения поддона с деталями

ются соли, обладают малой стойкостью, при плохом раскислении ванны возможно обезуглероживание, детали необходимо очищать от налипших солей.

Наиболее распространены электрические печи-ванны, с внешним и внутренним нагревом тигля. Внешний нагрев осуществляется спиральными (ленточными) элементами нагрева (рис. 143), внутренний — электродами (рис. 144). Наибольшее применение нашли электродные печи-ванны с электромагнитной циркуляцией соли. Принцип работы этих ванн основан на том, что расплавленная соль обладает высоким электросопротивлением, вследствие чего электроэнергия превращается в тепловую.

Для термической обработки инструмента применяют механизированные агрегаты с печами-ваннами. Перенос инструмента из ванны в ванну производится автооператорами.

Охлаждающие жидкости находятся в закалочных немеханизированных или механизированных (см. рис. 140, 141) баках. Немеханизированные баки не имеют специальных устройств для выгрузки закалочных деталей. Для охлаждения закалочных жидкостей в баках применяют змеевики с циркулирующей холодной водой или осуществляют принудительную циркуляцию закалочной жидкости с охлаждением ее в специальных охладителях.

Для снижения коробления деталей сложной формы при закалке в масле применяют охлаждение в штампах (рис. 145) или в специальных приспособ-

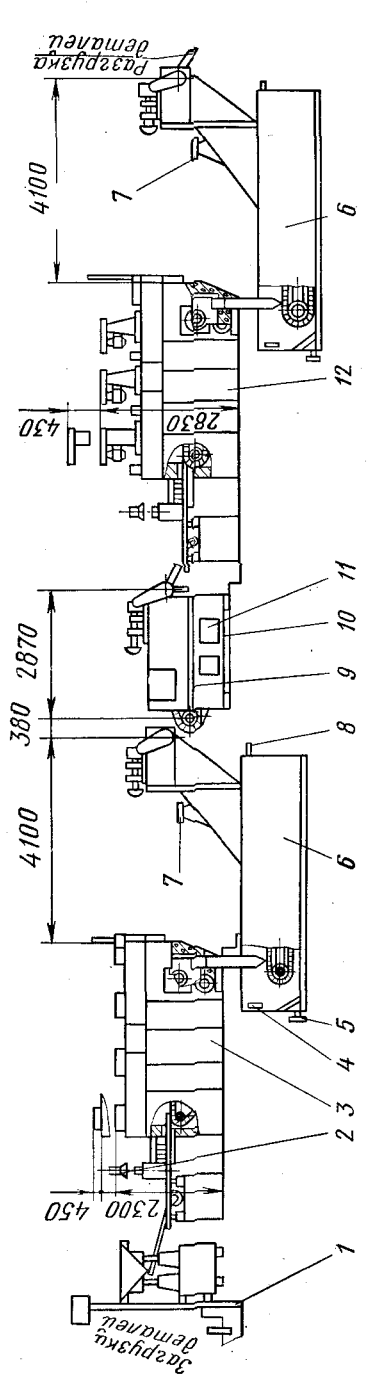


Рис. 141. Общий вид агрегата СКЗА:

1 — бункер-накопитель; 2 — вытяжная вентиляция; 3 — закалочная электропечь; 4 — подвод закалывающей жидкости; 5 — слив закалывающей жидкости; 6 — конвейерный бак; 7 — цеховая вентиляция; 8 — отвод закалывающей жидкости; 9 — подвод воды; 10 — моечная машина; 11 — подвод пара; 12 — отпуская электропечь

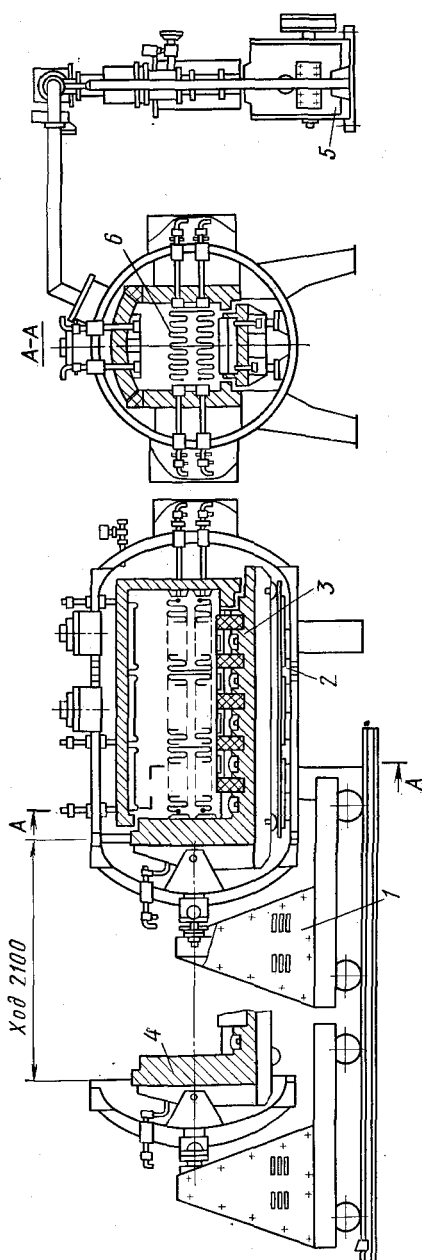


Рис. 142. Камерная вакуумная электропечь СНВ-5.15.5/11,5:
1 — тележка; 2 — нагревательная камера; 3 — выкатной под; 4 — крышка; 5 — вакуумная система; 6 — нагреватели

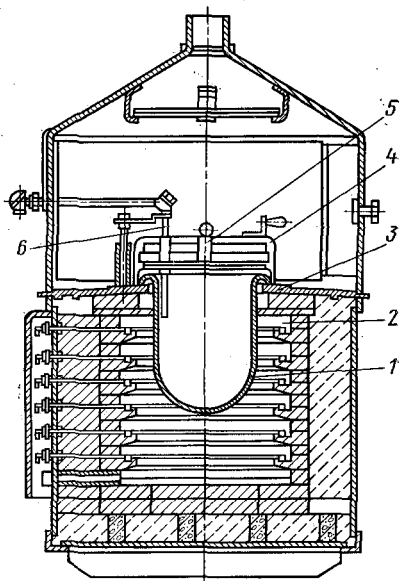


Рис. 143. Электрическая печь-ванна СВГ-20/8,5 (числитель — мощность ванны, кВт, знаменатель — температура, в сотнях °С):
1 — тигель; 2 — рабочая камера, выложенная шамовым кирпичом; 3 — чугунная плита; 4 — крышка; 5 — отверстие для крепления деталей; 6 — термопара

лениях. При этом во многих случаях во время правки используется эффект сверхпластичности и снижение сопротивления деформации в процессе протекания мартенситного превращения.

8. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА

При поверхностной закалке на некоторую (заданную) глубину закаливается только поверхностный слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностей закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносли-

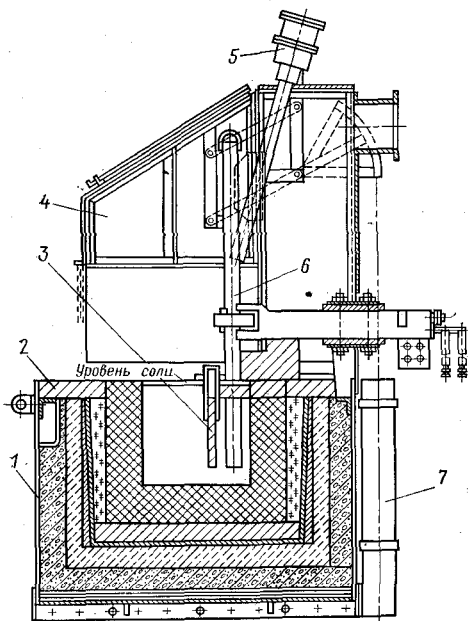


Рис. 144. Трехфазная электрическая печь-ванна СВС-35/13:

1 — кожух; 2 — футеровка; 3 — перегородка; 4 — зонт вытяжной; 5 — пирометр; 6 — электродная группа; 7 — противовес

Рис. 145. Закалочный пресс для зубчатых колес:

1 — плунжер, передвигается сжатым воздухом; 2 — цилиндр; 3 — матрица с втулкой; 4 — штамп с направляющим пуансоном; 5 — полунджер; 6 — сливные трубы; 7 — резервуар для масла

вости обрабатываемого изделия.

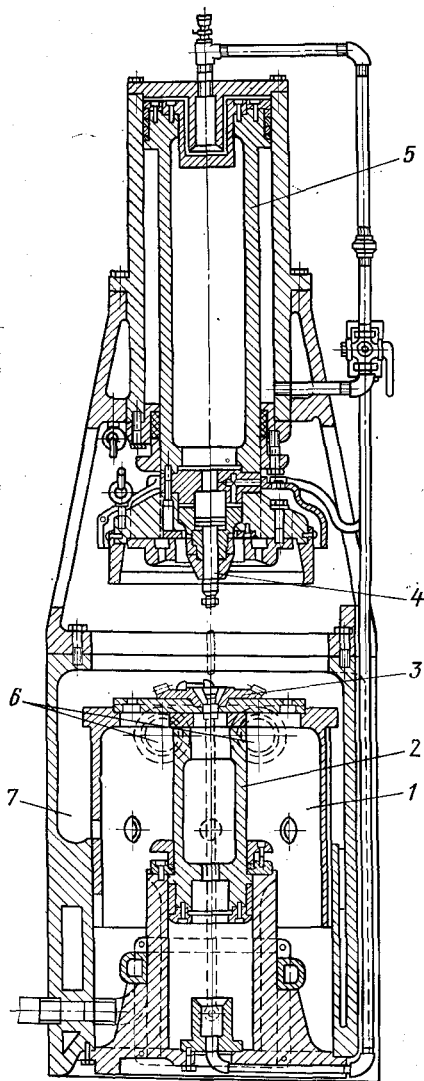
Сердцевина остается вязкой и воспринимает ударные нагрузки. В

практике более часто применяют поверхностную закалку с индукционным нагревом тока, высокой частоты (ТВЧ). Реже, главным образом для крупных изделий, применяют закалку с нагревом газовым пламенем.

Закалка с индукционного нагрева. Индукционный нагрев для термической обработки был впервые предложен в 1935 г. В. П. Вологдиным. В 1937 г. этот процесс был применен на ЗИЛе для упрочнения многих деталей автомобиля.

Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуцируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле.

Для нагрева изделие устанавливают в индуктор (соленоид), представ-



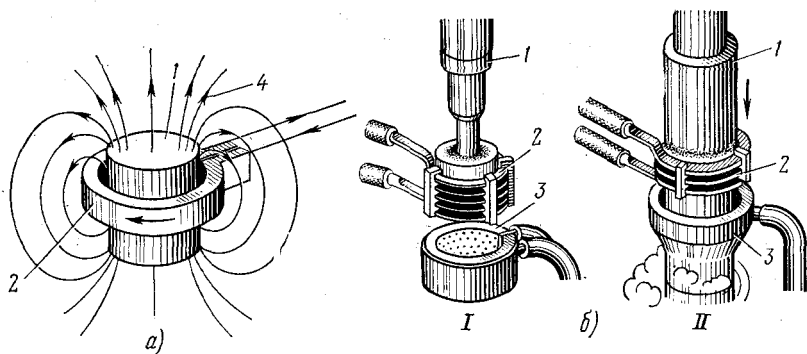


Рис. 146. Индукционный нагрев:

a — схема индукционного нагрева; *б* — закалка; *I* — при одновременном нагреве всей поверхности; *II* — закалка при непрерывно-последовательном нагреве; *1* — деталь; *2* — индуктор; *3* — спрейер; *4* — силовые линии магнитного поля

ляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис. 146, *a*). Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате явления индукции в поверхностном слое возникают вихревые токи и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулевой теплоты. Плотность индуктированного переменного тока, по сечению проводника (нагреваемого изделия) неодинакова. Ток проходит в основном в поверхностном слое проводника. Это явление называется поверхностным эффектом. Около 90% теплоты выделяется в слое толщиной x , которая находится в следующей зависимости от частоты тока f (Гц), магнитной проницаемости μ (Гс/Э) и электросопротивления ρ (Ом·см) нагреваемого металла:

$$x = 5000 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}$$

Глубина проникновения тока увеличивается с повышением температуры и наиболее резко возрастает при температуре, лежащей выше точки Кюри (768°C), вследствие резкого уменьшения магнитной проницаемости при переходе стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние. Одновременно уменьшается скорость нагрева, что нужно учитывать при установлении режима нагрева. Скорость нагрева в области температур фазовых превращений ($A_1 - A_3$) для доэвтектоидной стали составляет $\sim 30 - 300^\circ\text{C}/\text{с}$. Для поверхностной закалки при поверхностном нагреве применяют сравнительно большую удельную мощность (0,1–2,0 кВт/см²), и поэтому время нагрева незначительно (2–50 с).

Для получения слоя толщиной 1,0 мм оптимальная частота тока составляет 50 000–60 000 Гц, для слоя толщиной 2 мм $\sim 15 000$ Гц и для слоя толщиной 4 мм всего $\sim 4 000$ Гц.

Однако уже на частотах звукового-диапазона (2000–8000 Гц) можно производить поверхностный нагрев и закалку на глубину 1–2 мм. Глубина закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической точки; глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек и при охлаждении не упрочняются. При необходимости

повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки 4–5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок, например для валков холодной прокатки, толщина закаленного слоя достигает 10–15 мм и выше.

Обычно считают, что площадь сечения закаленного слоя должна быть не более 20% всего сечения. Для зубчатых колес толщина слоя составляет 0,2–0,28 от их модуля.

Источником электропитания служат чаще всего машинные и реже, ламповые генераторы. Когда глубина закалки 1–3 мм и более, применяют машинный генератор, имеющий диапазон рабочих частот 500–8000 Гц и мощность 12–500 кВт. Для нагрева деталей машин, требующих малую глубину закалки (десятые доли миллиметра), используют ламповые генераторы с частотой до 450 000 Гц и мощностью 10–200 кВт. Закалку при нагреве ТВЧ производят на специальных установках, которые обычно механизированы и автоматизированы.

При больших скоростях нагрева превращение перлита в аустенит сдвигается в область высоких температур (см. рис. 100), поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает 1,5–3,0°C/с. Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше должна быть температура для достаточно полной аустенизации и получения при охлаждении оптимальной структуры (мелкокристаллический мартенсит) и максимальной твердости.

Так, например, при печном нагреве стали с 0,4%С температура закалки 840–860°C, при индукционном нагреве со скоростью 250°C/с – 880–920°C, а со скоростью 500°C/с – 980–1020°C.

Охлаждающую жидкость (воду, водные растворы полимеров) для закалки обычно подают через душевое устройство (спрейер).

Существуют следующие способы закалки с индукционного нагрева:

1) одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности; этот метод применяют для изделий (рис. 146, *Iб*), имеющих небольшую упрочняемую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты);

2) последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; данный метод используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), зубчатых колес с модулем более 6 (закалка «зуб за зубом»), кулачков распределительных валов и т. д.,

3) непрерывно-последовательный нагрев и охлаждение; метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д.; при этом методе изделие перемещается относительно неподвижных индуктора и охлаждающего устройства (спрейера), или наоборот (рис. 146, *IIб*). По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

При выполнении индукционного нагрева следует учитывать эффект близости. В системе из двух проводников, по которым течет переменный ток разного направления, наибольшая плотность тока создается в тех частях, которые ближе расположены друг к другу. В связи с этим для получения закаленного слоя равномерной толщины расстояние от индуктора

до поверхности детали должно быть одинаковым, а форма индуктора — симметричной нагреваемой поверхности детали. Хорошие результаты дает вращение детали в индукторе.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160–200°C, нередко и самоотпуску. В этом случае при закалке охлаждение проводят не до конца, и в детали сохраняется некоторое количество теплоты, нагревающей закаленный слой до температур отпуска.

Для поверхностной индукционной закалки применяют стали, содержащие 0,4–0,5% С (40, 45, 40X, 45X, 40XH и др.) которые после закалки имеют высокие твердость (HRC 50–60), сопротивляемость износу и не склонны к хрупкому разрушению.

В последние годы в СССР получает распространение *поверхностная закалка при глубинном индукционном нагреве* (объемно-поверхностная закалка). В этом случае глубина нагрева до надкритических температур больше, чем глубина закалки (прокаливаемость). Детали, имеющие тонкое сечение, нагреваются насквозь. Глубина закалки, таким образом, определяется не глубиной нагрева, а прокаливаемостью стали, поэтому для поверхностной закалки применяемая сталь должна прокаливаться на меньшую глубину, чем глубина нагрева. После закалки на поверхности образуется мартенсит ($HRC \sim 60$), а в сердцевине, поскольку здесь скорость охлаждения меньше критической, — сорбит или троостит, что значительно упрочняет ее (HRC 30–40, $\sigma_B = 120 \div 130$ кгс/мм²).

Для глубинного нагрева используют специально разработанные стали пониженной или регламентированной прокаливаемости. Это достигается ограничением содержания примесей (Mn, Si, Cr, Ni и др.), получением мелкого и устойчивого зерна аустенита, наличием в стали нерастворимых частиц AlN, TiC и др. Чаще применяют стали пониженной прокаливаемости (55ПП), содержащие 0,55–0,63% С и менее 0,5% примесей Si, Mn, Cr, Ni и Cu и регламентированной прокаливаемости (47 ГТ), содержащие 0,44–0,51% С; 0,9–1,2% Mn; 0,06–0,12% Ti.

Сталь 55ПП используют для деталей, у которых глубина закаленного слоя должна быть ~ 2 –3 мм. В стали регламентированной прокаливаемости получение закаленного слоя глубиной 7–8 мм обеспечивает марганец, а мелкое зерно — титан.

Эти стали можно использовать и при обычной поверхностной закалке. Необходимость нагрева на большую глубину требует невысокой концентрации энергии в зоне нагрева, и поэтому удельная мощность 0,05–0,2 кВт/см², что значительно меньше, чем в случае поверхностной закалки при поверхностном нагреве. Скорость нагрева в области температур фазовых превращений составляет 2–10°C/с, время нагрева 20–100 с, частота тока 2500–10 000 Гц.

При поверхностной закалке с использованием индукционного нагрева можно получить твердость HRC больше на 3–5 единиц, чем при закалке после нагрева в печи. Это явление часто объясняют высокой скоростью охлаждения при поверхностной закалке в мартенситном интервале температур, исключаяющей возможность отпуска в процессе закалки.

После закалки с индукционного нагрева действительное зерно аустенита мельче (балл 10–12), чем при обычной закалке с печным нагревом (балл 7–8). Мелкое зерно получается вследствие большой скорости наг-

рева и отсутствия выдержки при нагреве. Предварительное улучшение или нормализация, при которых можно получить мелкодисперсную исходную структуру, и использование высоких скоростей нагрева ($500-1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$) при аустенитизации позволяют получить особо мелкое зерно аустенита (балл 14–15) и очень тонкий мартенсит. Сталь с таким зерном обладает высокой прочностью ($\sigma_{\text{в}} \leq 250 \text{ кгс}/\text{мм}^2$) и пластичностью ($\psi \leq 20\%$).

При поверхностной закалке, в том числе и с глубинным нагревом, сильно повышается сопротивление усталостному разрушению. Предел выносливости (при испытании образца с надрезом) для стали с 0,4% С после нормализации составляет $15 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ (100%), а после поверхностной закалки $42 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ (285%). Повышение предела выносливости объясняется образованием в закаленном слое остаточных напряжений сжатия ($50-60 \text{ кгс}/\text{мм}^2$).

Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений.

При знакопеременной нагрузке трещины усталости, как правило, возникают на поверхности под влиянием растягивающих напряжений. При образовании на поверхности остаточных напряжений сжатия они уменьшают растягивающие напряжения, возникающие от внешней нагрузки, и поэтому повышается предел выносливости.

Индукционный нагрев сокращает длительность термической обработки и создает условия для автоматизации процесса и обеспечивает возможность выполнения термической обработки непосредственно в поточной линии механической обработки без разрыва технологического цикла.

Особенно эффективен этот метод для серийного и массового производства. В то же время он экономически нерентабелен для закалки единичных деталей, для каждой из которых требуется изготовить собственный индуктор и подобрать режим обработки. Закалка с индукционного нагрева находит широкое применение в промышленности. Например, многие детали автомобилей и тракторов подвергают индукционной закалке.

Закалка с газопламенным нагревом. Этот способ закалки применяют для крупных изделий (прокатных валков, валов и т. д.). Поверхность детали нагревают газовым пламенем, имеющим высокую температуру ($2400-3150^{\circ}\text{C}$). Вследствие подвода значительного количества теплоты поверхность изделия быстро нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина детали не успевает нагреваться. Последующее быстрое охлаждение обеспечивает закалку поверхностного слоя. В качестве горючего применяют ацетилен, светильный и природный газы, а также керосин. Для нагрева используют щелевые горелки (имеющие одно отверстие в форме щели) и многопламенные.

Толщина закаленного слоя обычно 2–4 мм, а его твердость для стали с 0,45–0,5% С, HRC 50–56. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в нижележащих слоях троосто-мартенсит. Газопламенная закалка вызывает меньшие деформации, чем объемная закалка. Процесс газопламенной закалки можно автоматизировать и включить в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закалки часто более рентабелен, чем закалка с индукционным нагревом.

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Химико-термической обработкой называют поверхностное насыщение стали соответствующим элементом (например, углеродом, азотом, алюминием, хромом и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды при высокой температуре.

Процесс химико-термической обработки включает три элементарные стадии: 1) выделение диффундирующего элемента в атомарном состоянии благодаря реакциям, протекающим во внешней среде; 2) контактирование атомов диффундирующего элемента с поверхностью стального изделия и проникновение (растворение) их в решетку железа (абсорбция); 3) диффузия атомов насыщающего элемента в глубь металла.

Скорость диффузии атомов насыщающего элемента в решетку железа неодинакова. При насыщении углеродом или азотом, образующим с железом твердые растворы внедрения, диффузия протекает быстрее, чем при насыщении металлами, образующими твердые растворы замещения.

Если энергия активации Q для углерода и азота в γ -железе составляет 31–32 ккал/(г·атом), то энергия активации для элементов, образующих с железом твердые растворы замещения (Cr, Mo, W, Al и др.), превышает 60 ккал/(г·атом), поэтому при диффузионном насыщении металлами процесс ведут при более высоких температурах и длительно и, несмотря на это, получают меньшую толщину слоя, чем при насыщении азотом, и особенно углеродом.

Толщина проникновения (диффузия) зависит от температуры и продолжительности насыщения (рис. 147).

Толщина диффузионного слоя x в зависимости от продолжительности процесса τ при данной температуре обычно выражается параболической зависимостью. Следовательно, с течением времени скорость увеличения толщины слоя непрерывно уменьшается (рис. 147, а). Толщина диффузионного слоя, при прочих равных условиях, тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла (рис. 147, в).

Концентрация диффундирующего элемента на поверхности зависит от активности окружающей среды, обеспечивающей приток атомов этого элемента к поверхности, скорости диффузионных процессов, приводящих к переходу этих атомов в глубь металла, состава обрабатываемого металла, состава и структуры образующихся фаз. Повышение температуры увеличивает скорость процесса диффузии, поэтому толщина диффузионного слоя, образующегося за данный отрезок времени, сильно возрастает с повышением температуры процесса (рис. 147, в).

Природа первичных образований, фазовый состав и изменение концентрации по толщине диффузионного слоя могут быть описаны диаграммой состояния: металл растворитель — диффундирующий элемент.

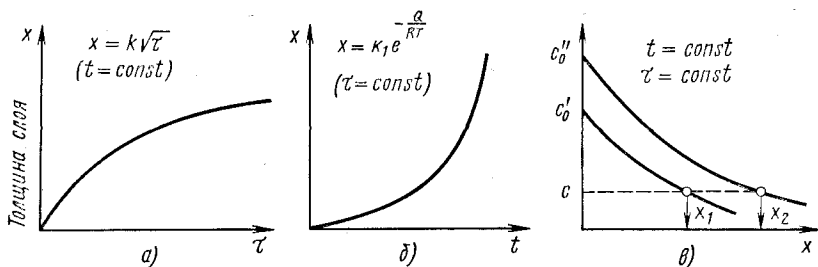


Рис. 147. Зависимость толщины диффузионного слоя от продолжительности насыщения (а), температуры (б) и изменение концентрации по толщине диффузионного слоя (в)

Покажем это на диаграммах состояния железо — диффундирующий элемент (Cr, Al, Si и др.). При температуре t_1 (рис. 148) диффузия протекает в решетке α без фазовых превращений. Следовательно, при температуре насыщения существует только α -твердый раствор и концентрация диффундирующего элемента постепенно уменьшается от максимальной на поверхности до нуля на некоторой глубине.

Диффузионный слой по микроструктуре можно определить только из-за несколько большей или иной его травимости. Насыщение при температуре t_2 сопровождается фазовой перекристаллизацией при температуре диффузии. Диффузия первоначально протекает в γ -фазе, а по достижении на поверхности предела растворимости происходит фазовая перекристаллизация $\gamma \rightarrow \alpha$. Зародыши α -фазы от поверхности растут по направлению диффузии, образуя характерные столбчатые кристаллиты.

На границе раздела двух фаз (γ и α) устанавливается перепад концентрации (см. рис. 148), а в микроструктуре (после охлаждения) обнаруживается пограничная диффузионная линия. Существенно, что двухфазные слои ($\gamma + \alpha$) при температуре диффузии не могут образоваться, а могут возникнуть только в результате превращений во время охлаждения. При насыщении легированной стали при температуре диффузии могут возникнуть многофазные слои.

При определении толщины диффузионного слоя, полученного при насыщении железа (стали) металлами и неметаллами обычно указывается не полная толщина слоя с измененным составом, а только толщина до пограничной диффузионной линии между α - и γ -фазами (при насыщении металлами) или до определенной твердости (концентрации диффундирующего элемента) — эффективная толщина диффузионного слоя.

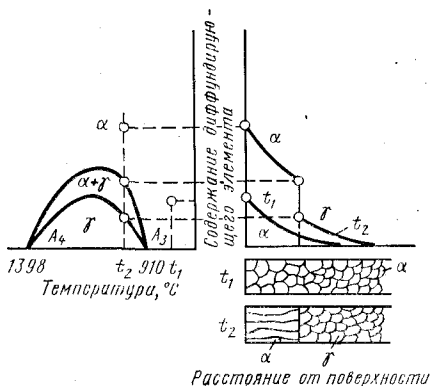


Рис. 148. Схема диаграммы состояния железо — диффундирующий элемент, характеризующая изменение концентрации диффундирующего элемента по толщине диффузионного слоя и строение диффузионного слоя

2. ЦЕМЕНТАЦИЯ

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стали углеродом. Различают два основных вида цементации: твердыми углеродсодержащими смесями (карбюризаторами) и газовую. Целью цементации является получение твердой и износостойкой поверхности, что достигается обогащением поверхностного слоя углеродом и последующей закалкой с низким отпускком. Цементация и последующая термическая обработка одновременно повышают и предел выносливости.

Для цементации обычно используют низкоуглеродистые стали (0,12–0,23% С). Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщающаяся углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки.

Для цементации деталиступают после механической обработки с припуском на шлифование 0,05–0,10 мм или после окончательной обработки (например, автомобильные шестерни). Во многих случаях цементации подвергается только часть детали; тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем меди (0,02–0,05 мм), которую наносят электролитическим способом, или изолируют специальными обмазками, состоящими из смеси огнеупорной глины, песка и асбеста или окиси алюминия и талька, замешанных на жидком стекле и др.

Механизм образования и строение цементованного слоя. Диффузия углерода в сталь возможна только в том случае, если углерод находится в атомарном состоянии, получаемом, например, диссоциацией газов, содержащих углерод (СО, СН₄ и др.). Атомарный углерод адсорбируется поверхностью стали и диффундирует в глубь металла.

Цементацию, как правило, проводят при температурах выше точки A_{c3} , при которых устойчив аустенит, растворяющий в больших количествах углерод. При цементации стали атомы углерода диффундируют в решетку γ -железа.

При температуре цементации (выше точки A_{c3}) диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения — из продуктов его распада: феррита и цементита (рис. 149, а). Концентрация углерода при этом обычно не достигает предела насыщения (C_{\max}) при данной температуре.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис. 149, б). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рис. 149, в): заэвтектоидную 1, состоящую из перлита и вторичного цементита, образующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную 2, состоящую из одного пластинчатого перлита, и доэвтектоидную 3 — из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине.

За эффективную толщину цементованного слоя принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной (доэвтектоидной) зон (см. рис. 149, в) или глубину распространения контрольной твердости выше определенного значения. В качестве контрольной твердости (после термической обработки) применяют: 1) твердость HRC 50, характеризующую

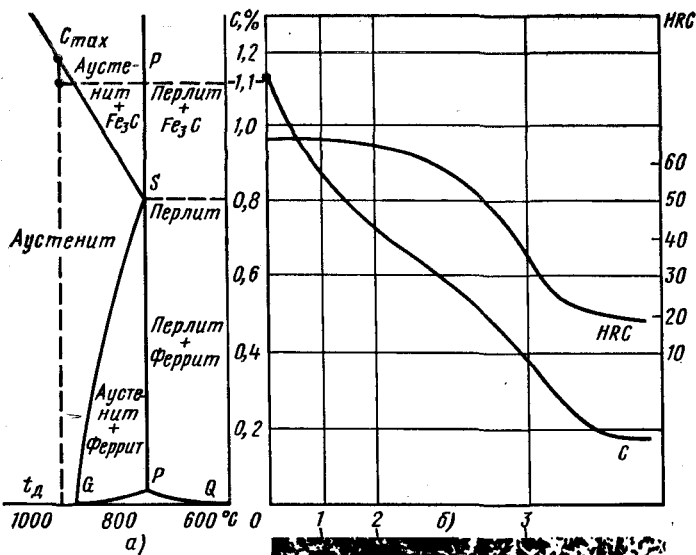
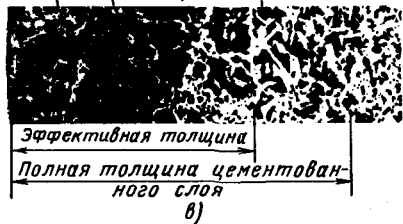


Рис. 149. Диаграмма состояния Fe – Fe₃C (а), изменение содержания углерода, твердости после закалки (б) и микроструктуры после медленного охлаждения (в, × 250) по толщине цементованного слоя



суммарную глубину эвтектоидной зоны и половины переходной зоны (до 0,45% С); 2) твердость HV 540–600 (в зависимости от марки стали) при нагрузке 1–5 кг.

Толщина (эффективная) цементованного слоя обычно составляет 0,5–1,8 мм (см. стр. 273). Чем выше температура, тем больше толщина слоя, получаемая за данный отрезок времени.

Концентрация углерода на поверхностном слое должна составлять 0,8–1,0%. Для получения максимального сопротивления контактной усталости количество углерода может быть повышено до 1,1–1,2%. Более высокая концентрация углерода вызывает ухудшение механических свойств цементуемого изделия.

Легирующие элементы, присутствующие в сталях, оказывают влияние на структуру цементуемого слоя, механизм его образования и скорость диффузии. В случае цементации сталей, легированных карбидообразующими элементами, при температуре диффузии возможно образование двухфазного слоя – аустенит и карбиды, имеющие глобулярную форму. В этом случае средняя суммарная концентрация углерода на поверхности может превышать растворимость углерода в аустените при данной температуре. Нередко концентрация углерода в сталях, содержащих Cr, Mn, W, Mo или V, достигает 1,8–2,0%.

Легирующие элементы в том количестве, в котором они присутствуют

в цементуемых сталях, на толщину слоя практически влияния не оказывают.

Цементация твердым карбюризатором. В этом процессе насыщающей средой является древесный уголь (дубовый или березовый) в зернах поперечником 3,5–10 мм или каменноугольный полукокс и торфяной кокс, к которым добавляют активизаторы: углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированный соду (Na_2CO_3) в количестве 10–40% от массы угля.

Широко применяемый карбюризатор состоит из древесного угля, 20–35% BaCO_3 и ~ 3,5% CaCO_3 *. Рабочую смесь, применяемую для цементации, составляют из 25–35% свежего карбюризатора и 65–75% отработанного. Содержание BaCO_3 в такой смеси 5–7%, что обеспечивает требуемую толщину слоя и исключает образование грубой цементитной сетки на поверхности.

Изделия, подлежащие цементации, после предварительной очистки укладывают в ящики: сварные стальные или, реже, литые чугунные прямоугольной или цилиндрической формы. При упаковке изделий на дно ящика насыпают и утрамбовывают слой карбюризатора толщиной 20–30 мм, на который укладывают первый ряд деталей, выдерживая расстояния между деталями и до боковых стенок ящика 10–15 мм. Затем засыпают и утрамбовывают слой карбюризатора толщиной 10–15 мм, на него укладывают другой ряд деталей и т. д. Последний (верхний) ряд деталей засыпают слоем карбюризатора толщиной 35–40 мм с тем, чтобы компенсировать возможную его усадку. Ящик накрывают крышкой, кромки которой обмазывают огнеупорной глиной или смесью глины и речного песка. После этого ящик помещают в печь.

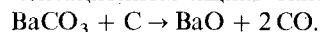
Нагрев до температуры цементации (910–930°C) составляет 7–9 мин на каждый сантиметр минимального размера ящика. Продолжительность выдержки при температуре цементации для ящика с минимальным размером 150 мм составляет 5,5–6,5 ч для слоя толщиной 0,7–0,9 мм и 9–11 ч для слоя толщиной 1,2–1,5 мм. При большем размере ящика (минимальный размер 250 мм) для получения слоя толщиной 0,7–0,9 мм продолжительность выдержки равна 7,5–8,5 ч, а при толщине 1,2–1,5 мм – 11–14 ч.

После цементации ящики охлаждают на воздухе до 400–500°C и затем раскрывают.

Цементацию стали производят атомарным углеродом. При цементации твердым карбюризатором атомарный углерод образуется следующим образом. В цементационном ящике имеется воздух, кислород которого при высокой температуре взаимодействует с углеродом карбюризатора, образуя окись углерода. Окись углерода в присутствии железа диссоциирует по уравнению



Углерод, выделяющийся в результате этой реакции в момент его образования, является атомарным и диффундирует в аустенит. Добавление углекислых солей активизирует карбюризатор, обогащая атмосферу в цементационном ящике окисью углерода:

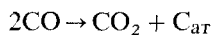


* Добавляют для предотвращения спекания частиц карбюризатора.

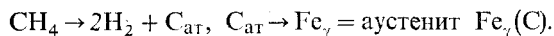
Газовая цементация. Этот процесс осуществляют нагревом изделия в среде газов, содержащих углерод. Газовая цементация имеет ряд преимуществ по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе, поэтому ее широко применяют на заводах, изготавливающих детали массовыми партиями.

В случае газовой цементации можно получить заданную концентрацию углерода в слое; сокращается длительность процесса, так как отпадает необходимость прогрева ящиков, наполненных малотеплопроводным карбюризатором; обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процессов и значительно упрощается последующая термическая обработка изделий, так как можно производить закалку непосредственно из цементационной печи.

Наиболее качественный цементованный слой получается при использовании в качестве карбюризатора природного газа, состоящего почти полностью из метана (CH_4) и пропанбутановых смесей, подвергнутых специальной обработке, а также жидких углеводородов. Основной реакцией, обеспечивающей науглероживание при газовой цементации, является диссоциация окиси углерода и метана:



или



Процесс ведут при 910–930°C, 6–12 ч (толщина слоя 1,0–1,7 мм)

В серийном производстве газовую цементацию обычно проводят в шахтных муфельных печах серии Ц (рис. 150). Шахтные печи серии Ц (Ц-35Б, Ц-60Б, Ц-75Б, Ц-105Б) имеют рабочую температуру 950°C, одновременную загрузку 185–1100 кг, диаметр рабочего пространства 300–600 мм и высоту 600–1200 мм¹. Изделия в печь загружают на специальных подвесах и приспособлениях, которые помещают в реторге. Необходимая для газовой цементации атмосфера создается при подаче (с помощью специальной капельницы) в камеру печи жидкостей, богатых углеродом (керосин, синтин, спирты и т. д.). Углеводородные соединения при высокой температуре разлагаются с образованием активного углерода и водорода.

На предприятиях с серийным масштабом производства также применяют камерные универсальные печи с герметизированной форкамерой и закалочным баком (см. рис. 140). В таких печах исключается контакт нагретых деталей с воздухом, предотвращается образование дефектов на поверхности изделий, снижающих прочность.

В крупносерийном и массовом производстве газовую цементацию проводят в безмуфельных печах непрерывного действия (рис. 151). В этих установках весь цикл химико-термической обработки (цементация, закалка и низкий отпуск) полностью механизирован и автоматизирован; произво-

¹ Для газовой цементации с применением природного газа или эндогаза часто применяют безмуфельные печи СЦЦ с более высокой производительностью. При работе в шахтных печах наблюдаются значительные колебания концентрации углерода в слое (от 0,5 до 1,3%), и как следствие этого механические свойства не стабильны. Кроме того, при использовании шахтных печей неизбежен контакт нагретых изделий с воздухом.

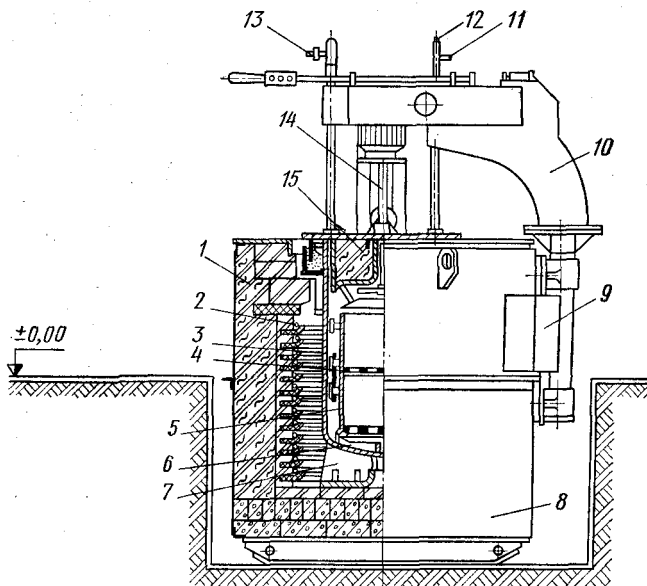
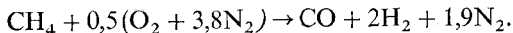


Рис. 150. Шахтная муфельная электропечь серии Ц:

1 — футеровка; 2 — нагревательные элементы; 3 — муфель; 4 — решетка; 5 — загрузочная корзина; 6 — подставка под корзину; 7 — подставка под муфель; 8 — кожух; 9 — монтаж проводов; 10 — механизм подъема и поворота крышки; 11 — патрубок для отбора газа на анализ; 12 — газовая свеча; 13 — подвод карбюризатора; 14 — вентилятор; 15 — крышка

длительность таких установок достигает 500—600 кг/ч и более. В этих печах обрабатываемые детали размещаются в поддонах, перемещаемых толкателями вдоль рабочей камеры. Закалка производится непосредственно из цементационной печи. В печах непрерывного действия и камерных печах для цементации применяют эндотермическую атмосферу, в которую добавляют природный газ (92—95% эндогаза и 3—5% природного газа). Эндотермическая атмосфера (20% CO, 40% H₂ и 40% N₂) получается частичным сжиганием природного газа или другого углеводорода в специальном эндотермическом генераторе при 1000—1200° в присутствии катализатора. В генераторе протекает следующая реакция:



Основное преимущество эндотермической атмосферы — возможность автоматического регулирования углеродного потенциала, под которым понимают ее науглероживающую способность, обеспечивающую определенную концентрацию углерода на поверхности цементованного слоя. Углеродный потенциал эндотермической атмосферы устанавливают по точке росы¹ или содержанию в ней CO₂, поскольку концентрации водяных паров и CO₂ взаимосвязаны.

¹ Точка росы — температура, при которой начинается конденсация содержащихся в атмосфере водяных паров; измеряется специальными приборами. Точка росы регулируется изменением коэффициента избытка воздуха (α), подаваемого в генератор.

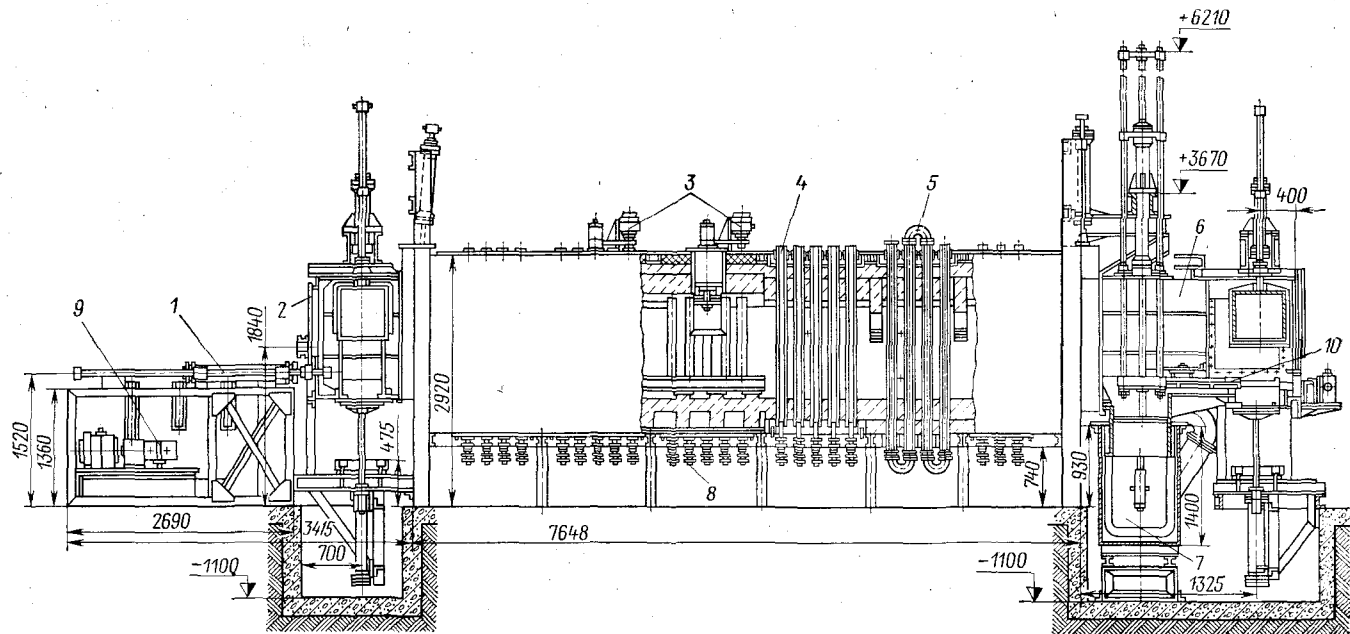
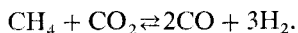
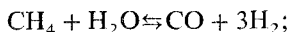


Рис. 151. Безмуфельная печь непрерывного действия для газовой цементации:

1 – гидравлический толкатель; 2 – загрузочный тамбор; 3 – вентиляторы для циркуляции атмосферы печи; 4 – радиационные трубы для нагрева; 5 – охлаждающие трубы зоны подсуживания; 6 – разгрузочный тамбор; 7 – закалочный бак; 8 – горелки; 9 – маслонасосная установка; 10 – вытаскиватель поддона

При небольшом содержании в эндотермической атмосфере CH_4 (до 5,0%) он не участвует непосредственно в процессе насыщения углеродом, а увеличивает содержание в атмосфере CO :



В этих условиях на поверхности стали практически не выделяется сажа и сохраняется однозначная зависимость между углеродным потенциалом и содержанием H_2O и CO_2 в атмосфере.

Для сокращения длительности процесса в промышленности широко используют газовую цементацию, при которой углеродный потенциал эндотермической атмосферы вначале поддерживают высоким, обеспечивающим получение в поверхностной зоне стали 1,2–1,3% С, а затем его снижают до 0,8%.

В печах непрерывного действия предусмотрены две зоны по длине печи. В первую зону, примерно соответствующую $\frac{2}{3}$ длины печи, подают газ, состоящий из смеси природного и эндотермического газов (углеродный потенциал атмосферы 1,2–1,3% С). Во вторую зону подают только эндотермический газ, находящийся в равновесии с заданной концентрацией углерода на поверхности, обычно 0,8% С. При использовании этого метода цементации следует иметь в виду, что снижение содержания углерода в слое от 1,2–1,3 до 0,8% происходит только за счет углерода, растворенного в аустените. В случае легированной стали снижение в аустените концентрации углерода и легирующих элементов (в результате образования карбидов) приводит к уменьшению закаливаемости и прокаливаемости цементованного слоя и в итоге к ухудшению механических свойств обрабатываемого изделия. В процессе газовой цементации в сталь может диффундировать находящийся в атмосфере кислород. Это приводит к окислению, например, Cr, Mn, Ti и других элементов поверхностного слоя стали, обладающих большим химическим сродством к кислороду по сравнению с железом. Окисление легирующих элементов («внутреннее окисление») снижает устойчивость аустенита, и при последующей закалке в цементованном слое образуются трооститная сетка и окислы, что понижает его твердость и предел выносливости стали. Добавки к цементующей атмосфере (в конце процесса) аммиака уменьшают вредное влияние внутреннего окисления.

Азот, растворяясь в аустените, повышает его устойчивость, частично восполняя потери хрома и марганца. Однако следует иметь в виду, что при высоком содержании в атмосфере аммиака в диффузионном слое может образоваться так называемая темная составляющая (видимо, поры с окисленными стенками), снижающая механические свойства стали. Для устранения внутреннего окисления рекомендуется использовать стали, дополнительно легируемые никелем и молибденом.

Скорость газовой цементации при температуре 930–950°C составляет 0,12–0,15 мм/ч при толщине слоя до 1,5–1,7 мм.

Термическая обработка стали после цементации и свойства цементованных деталей. Окончательные свойства цементованных изделий достигаются в результате термической обработки, выполняемой после цементации.

ции. Этой обработкой можно исправить структуру и измельчить зерно сердцевин и цементованного слоя, неизбежно увеличивающихся во время длительной выдержки при высокой температуре цементации, получить высокую твердость в цементованном слое и хорошие механические свойства сердцевин; устранить карбидную сетку в цементованном слое, которая может возникнуть при насыщении его углеродом до заэвтектоидной концентрации.

В большинстве случаев, особенно при обработке наследственно мелкозернистых сталей, применяют закалку выше точки A_{c1} (сердцевин) при $820-850^{\circ}\text{C}$.

Это обеспечивает измельчение зерна и полную закалку цементованного слоя и частичную перекристаллизацию и измельчение зерна сердцевин. После газовой цементации часто применяют закалку без повторного нагрева, а непосредственно из цементационной печи после подстуживания изделий до $840-860^{\circ}\text{C}$, для уменьшения коробления обрабатываемых изделий. Такая обработка не исправляет структуры цементованного слоя и сердцевин, поэтому непосредственную закалку применяют только в случае, когда изделия изготовлены из наследственно мелкозернистой стали. Для уменьшения деформации цементованных изделий выполняют также ступенчатую закалку в горячем масле ($160-180^{\circ}\text{C}$).

После цементации термическая обработка иногда состоит из двойной закали и отпуска. Первую закалку (или нормализацию) с нагревом до $880-900^{\circ}\text{C}$ (выше точки A_{c3} сердцевин) назначают для исправления структуры сердцевин. Кроме того, при нагреве в поверхностном слое в аустените растворяется цементитная сетка, которая уже вновь не образуется при быстром охлаждении. Вторую закалку проводят с нагревом до $760-780^{\circ}\text{C}$ для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Недостаток такой термической обработки заключается в сложности технологического процесса, повышенном короблении, возникающем в изделиях сложной формы, и возможности окисления и обезуглежирования.

В результате термической обработки поверхностный слой приобретает структуру мелкоигльчатого мартенсита и изолированных участков остаточного аустенита ($15-20\%$) или мартенсита, остаточного аустенита и небольшого количества избыточных карбидов в виде глобулей.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий во всех случаях является низкий отпуск при $160-180^{\circ}\text{C}$, переводящий мартенсит закали в поверхностном слое, в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения.

Твердость поверхностного слоя после термической обработки HRC 58—62.

При одинарной закалке высоколегированных сталей в структуре цементованного слоя сохраняется большое количество (до $50-60\%$ и более) остаточного аустенита, снижающего твердость. Такие стали после закали обрабатывают холодом, что способствует переводу большей части остаточного аустенита в мартенсит, в результате чего повышается твердость. Например, твердость хромоникелевой стали после цементации и закали составляет HRC 52, а после обработки холодом возрастает до HRC 60—62.

Для разложения остаточного аустенита после цементации чаще применяют высокий отпуск при 630–640°C, после чего следует закалка с пониженной температуры и низкий отпуск. Такая обработка также обеспечивает высокую твердость цементованного слоя. Структура сердцевины обусловлена составом обрабатываемой стали и принятым режимом закалки. Сердцевина деталей из углеродистой стали состоит из феррита и перлита (сорбита), а из легированных сталей — из феррита и мартенсита (или бейнита) при закалке с температуры ниже A_{c3} (для сердцевины), а также из бейнита или низкоуглеродистого мартенсита при закалке с температуры выше A_{c3} . Низкоуглеродистый мартенсит обеспечивает повышенную прочность и достаточную вязкость сердцевины. Сохранение обособленных участков или сетки феррита нежелательно, так как это сопровождается значительным снижением прочности, пластичности и вязкости цементованных изделий. Твердость сердцевины для различных сталей составляет HRC 20–40 (см. стр. 280).

Цементация с последующей термической обработкой повышает предел выносливости стальных изделий вследствие образования в поверхностном слое значительных остаточных напряжений сжатия (до 40–50 кгс/мм²) и резко понижает чувствительность к концентраторам напряжений при условии непрерывной протяженности упрочненного слоя по всей упрочняемой поверхности детали. Например, после цементации на глубину 1,0 мм закалки и отпуска хромоникелевой стали (0,12% С; 1,3% Cr; 3,5% Ni) предел выносливости образцов без концентраторов напряжений увеличился от 56 до 75 кгс/мм², а при наличии надреза — от 22 до 56 кгс/мм². Цементованная сталь обладает высокой износостойкостью и контактной прочностью, которая достигает 200 кгс/мм².

3. АЗОТИРОВАНИЕ

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при нагреве ее в аммиаке. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и т. д. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем цементованной стали, и сохраняется при нагреве до высоких температур (550–600°C); тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200–225°C.

Механизм образования азотированного слоя. В сплавах железа с азотом образуются следующие фазы (рис. 152): твердый раствор азота в α -железе (α -фаза); γ' -фаза — твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N (5,7–6,1% N); ϵ -фаза — твердый раствор на базе нитрида железа Fe_3N (8–11,2% N). В сплавах с 11,35% N при 450°C возможно образование ξ -фазы Fe_2N .

При температуре выше 591°C существует γ -фаза, которая представляет собой твердый раствор азота в γ -железе. При 591°C γ -фаза претерпевает эвтектоидный распад. Азотистый эвтектоид содержит 2,35% N и состоит из α - и γ' -фаз.

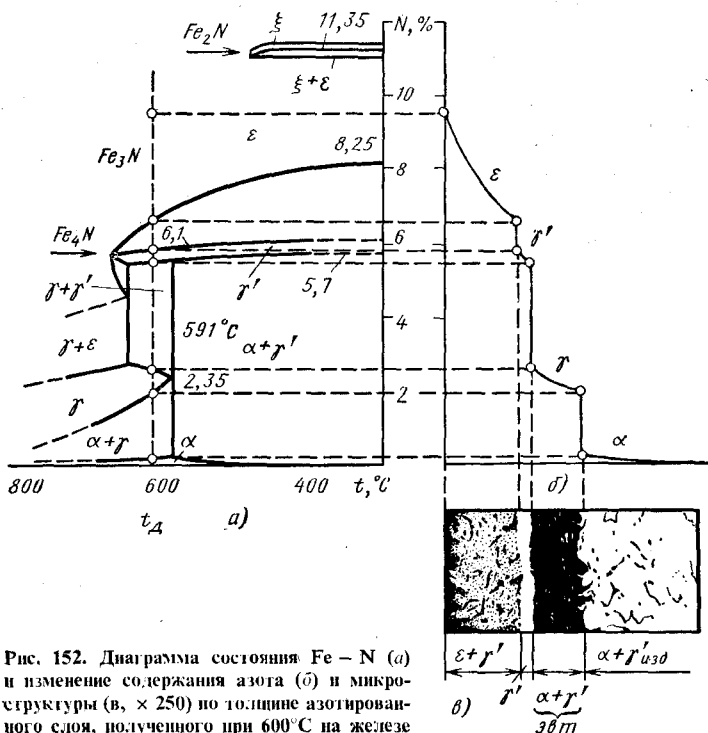


Рис. 152. Диаграмма состояния Fe - N (а) и изменение содержания азота (б) и микро-структуры (в, $\times 250$) по толщине азотированного слоя, полученного при 600°C на железе

Азотирование проводят в атмосфере аммиака, который при нагреве диссоциирует¹ по уравнению $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 6\text{H}$.

Образовавшийся атомарный азот диффундирует в железо. Если выполнять азотирование при температуре ниже эвтектоидной (591°C), то в начальный момент насыщения на поверхности стали образуется α -фаза (рис. 152, а). По достижении предела насыщения α -фазы начинается образование следующей фазы, стабильной при данной температуре, а именно γ' -фазы. При дальнейшем насыщении азотом образуется ε -фаза. Следовательно, в результате диффузии в азотированном слое располагаются в поверхностной зоне наиболее богатая азотом ε -фаза, несколько ниже γ' - и α -фаза.

С понижением температуры ε - и α -фазы в соответствии с диаграммой состояния (см. рис. 152, в) распадаются, выделяя избыточную γ' -фазу. В связи с этим после медленного охлаждения фазы в диффузионном слое можно расположить в следующем порядке от поверхности к сердцевине: $\varepsilon + \gamma'_{II} \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha + \gamma'_{II} \rightarrow \alpha \rightarrow$ сердцевина (с исходной структурой).

При выполнении азотирования выше эвтектоидной температуры, например при t_d (рис. 152), сначала возникает α -фаза, затем по достижении ее предела насыщения образуется γ -фаза, после насыщения которой на поверхности появляется γ' -фаза, и, наконец, ε -фаза. Таким образом, при температуре диффузии азотированный слой состоит из следующих фаз (от по-

¹ При 500–520°C степень диссоциации аммиака составляет 15–25%, а при 600–650°C возрастает до 40–50%.

верхности к сердцевине): $\epsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha$. При медленном охлаждении ϵ - и α -фазы распадаются и выделяют избыточную γ' -фазу (Fe_4N), а γ -фаза претерпевает эвтектоидное превращение, распадаясь на эвтектоидную структуру $\alpha + \gamma'$. Тогда при 20°C азотированный слой будет состоять из $\epsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha + \gamma'$ (эвтектоид) $\rightarrow \alpha + \gamma'' \rightarrow \alpha$ (см. рис. 152).

Переход от одной фазы к другой сопровождается резким перепадом концентрации азота, так как двухфазные слои ($\epsilon + \gamma'$ или $\alpha + \gamma'$) при температуре насыщения железом азотом существовать не могут (см. рис. 152). При насыщении легированных сталей при температуре диффузии могут образоваться многофазные слои.

Стали для азотирования. Твердость слоя, получаемого при азотировании железа, невелика, поэтому азотированию подвергают среднеуглеродистые легированные стали, которые приобретают особо высокую твердость и износостойкость. При азотировании легированных сталей образуются нитриды специальных элементов. При низких температурах азотирования в α -твердом растворе образуются сегрегации типа зон Гинье — Престона. При более высоких температурах возникают дисперсные нитриды легирующих элементов (Cr_2N , Mo_2N , VN и др.). Зоны Гинье — Престона и обособленные выделения нитридов препятствуют движению дислокаций и тем самым повышают твердость азотированного слоя. Наиболее сильно повышают твердость алюминий, хром, молибден и ванадий. Стали, легированные хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием и не содержащие алюминия, после азотирования имеют твердость $HV\ 600-950$. Эти стали часто применяют для азотирования.

Если главными требованиями, предъявляемыми к азотированному слою, являются высокие твердость и износостойкость, то применяют сталь 38Х2МЮА, содержащую 0,35–0,42% С; 1,35–1,65% Cr; 0,7–1,10% Al и 0,15–0,25% Mo. Одновременное присутствие алюминия, хрома и молибдена позволяет повысить твердость азотированного слоя до $HV\ 1200$. Молибден, кроме того, устраняет отпускную хрупкость, которая может возникнуть при медленном охлаждении от температуры азотирования. Легирующие элементы, повышая твердость, одновременно уменьшают, при прочих равных условиях, толщину слоя. Для повышения коррозионной стойкости можно азотировать и углеродистые стали.

Износостойкость азотированной стали выше, чем цементованной и закаленной. В азотированном слое возникают остаточные напряжения сжатия, величина которых на поверхности составляет 60–80 кгс/мм². Это повышает предел выносливости и переносит очаг усталостного разрушения под азотированный слой. Предел выносливости гладких образцов возрастает на 30–40%, а при наличии концентраторов напряжений (острых надразов) более чем на 100%.

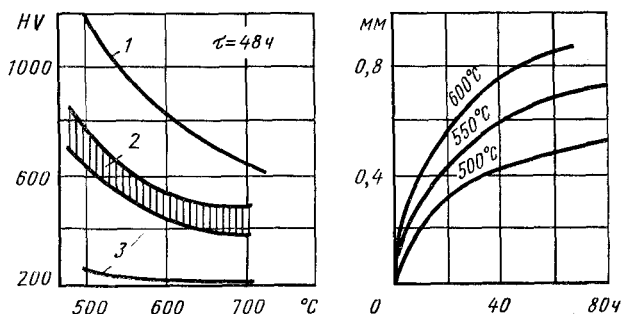
Технология процесса азотирования. Технологический процесс предусматривает несколько операций, приведенных ниже.

1. Предварительная термическая обработка заготовки. Эта операция состоит из закалки и высокого отпуска стали для получения повышенной прочности и вязкости в сердцевине изделия.

Закалку стали 38Х2МЮА выполняют с нагревом до $930-950^\circ\text{C}$ с охлаждением в воде или в масле. Отпуск проводят при высокой температуре $600-675^\circ\text{C}$, превышающей максимальную температуру последующе-

Рис. 153. Влияние температуры и продолжительности азотирования на твердость и толщину азотированного слоя:

1 — сталь 38ХМЮА; 2 — азотированные конструкционные стали (40Х, 40ХНМА, 18Х2Н4ВА и др.); 3 — углеродистые стали



го азотирования и обеспечивающей получение твердости, при которой сталь можно обрабатывать резанием. Структура стали после этого отпуска — сорбит.

2. Механическая обработка деталей, а также шлифование, которое придает окончательные размеры детали.

3. Защита участков, не подлежащих азотированию, нанесением тонкого слоя (0,01—0,015 мм) олова электролитическим методом или жидкого стекла. Олово при температуре азотирования расплавляется на поверхности стали в виде тонкой не проницаемой для азота пленки.

4. Азотирование.

5. Окончательное шлифование или доводка изделия.

Азотирование тонкостенных изделий сложной конфигурации рекомендуется выполнять при 500—520°C. Длительность процесса зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Чем выше температура азотирования, тем ниже твердость азотированного слоя и больше толщина слоя (рис. 153). Снижение твердости азотированного слоя связано с коагуляцией нитридов легирующих элементов. Обычно при азотировании желательно иметь слой толщиной 0,3—0,6 мм. Процесс азотирования при 500—520°C в этом случае является продолжительным и составляет 24—60 ч.

В процессе насыщения азотом изменяются, но очень мало, размеры изделия вследствие увеличения объема поверхностного слоя. Деформация возрастает при повышении температуры азотирования и толщины слоя.

Для ускорения процесса азотирования нередко применяют двухступенчатый процесс: сначала азотирование проводят при 500—520°C, а затем при 540—560°C. При двухступенчатом процессе сокращается продолжительность процесса, при этом сохраняется высокая твердость азотированного слоя. Охлаждение после азотирования производят вместе с печью в потоке аммиака (до 200°C) во избежание окисления поверхности.

На рис. 154 приведена схема установки для азотирования. Азотирование чаще ведут в шахтных печах (рис. 155) с принудительной циркуляцией газа и максимальной рабочей температурой 600 или 700°C. Шахтные печи (США) выпускаются с двумя смешными муфелями или с одним стационарным.

Первый муфель после окончания процесса азотирования вынимается из печи и охлаждается на воздухе, в печь загружается второй муфель с деталями. При азотировании крупногабаритных изделий более экономичны печи с одним муфелем.

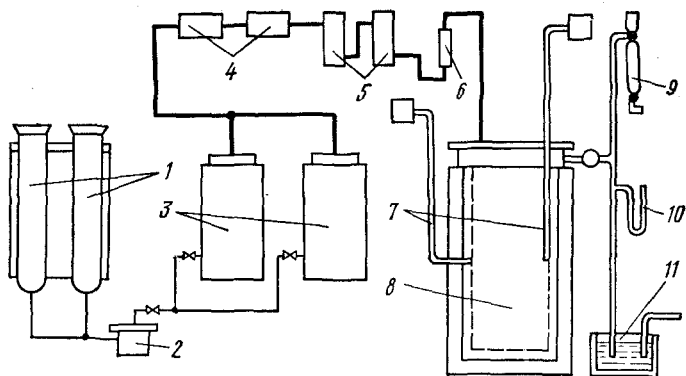


Рис. 154. Схема установки для азотирования:

1 — баллоны с аммиаком; 2 — фильтры; 3 — испаритель; 4 — отстойники для очистки газообразного аммиака; 5 — фильтр тонкой очистки и осушитель; 6 — ротаметр; 7 — термопары; 8 — печь для азотирования; 9 — диссоциометр; 10 — манометр; 11 — гидравлический затвор

Значительное сокращение (в 2–3 раза) общего времени процесса достигается при азотировании в тлеющем разряде (ионное азотирование), которое проводят в разреженной азотсодержащей атмосфере (NH_3 или N_2) при подключении обрабатываемых деталей к отрицательному электроду — катоду. Анодом является контейнер установки. Между катодом (деталью)

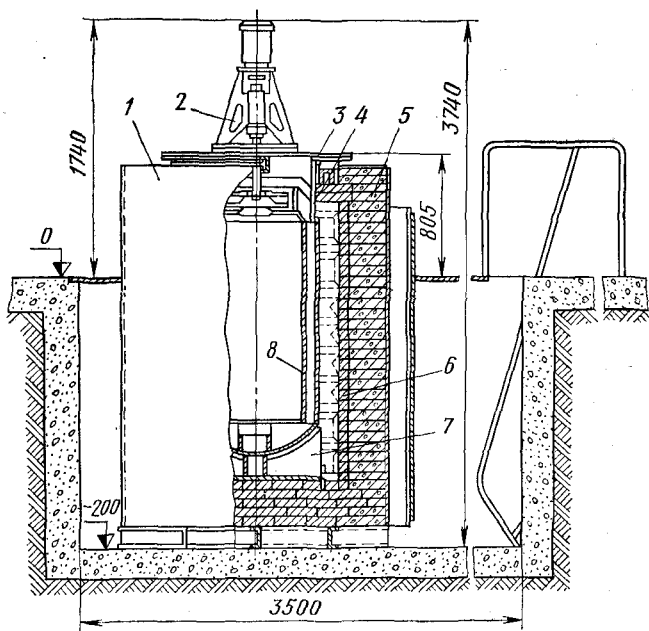


Рис. 155. Шахтная муфельная печь США-8.12/6.11:

1 — каркас печи; 2 — вентилятор; 3 — крышка; 4 — муфель; 5 — футеровка; 6 — нагреватели; 7 — крестовина; 8 — направляющий экран

и анодом возбуждается тлеющий разряд, и ионы газа, бомбардируя поверхность катода, нагревают ее до температуры насыщения. Процесс ионного азотирования реализуется в две стадии: первая — очистка поверхности катодным распылением; вторая — собственно насыщение.

Катодное распыление проводят в течение 5–60 мин при напряжении 1100–1400 В и давлении 0,1–0,2 мм рт. ст. В процессе катодного распыления температура поверхности детали не превышает 250°C. Температура азотирования 470–580°C, давление 1–10 мм рт. ст., рабочее напряжение 400–1100 В, продолжительность процесса составляет от 1 до 24 ч.

В последние годы получило применение азотирование при 570°C в течение 1,5–3,0 ч в атмосфере, содержащей 50% эндогаза и 50% аммиака или 50% пропана (метана) и 50% аммиака. В результате такой обработки на поверхности стали образуется тонкий карбонитридный слой $Fe_3(N, C)$, обладающий меньшей хрупкостью и более высокой износостойкостью, чем чисто азотистая ϵ -фаза. Твердость карбонитридного слоя на легированных сталях $HV\ 600–1100$. Такая обработка сильно повышает предел выносливости изделий.

Азотирование в жидких средах (тенифер — процесс)¹. Процесс проводят при 570°C в течение 0,5–3,0 ч в расплавленных цианистых солях (85% соли, содержащей 40% KCN и 60% $NaCN + 15\% Na_2CO_3$ или 55% карбида $[(NH_2)_2CO]$ и 45% Na_2CO_3 , через которые пропускают сухой воздух). Соли расплавляются в тигле из титана. Вследствие низкой температуры в сталь диффундирует в основном азот, образующийся при разложении цианистых солей. В результате обработки на поверхности стали возникает тонкий (7–15 мкм) карбонитридный слой $Fe_3(N, C)$, обладающий высоким сопротивлением износу и не склонный к хрупкому разрушению. Ниже карбонитридного слоя располагается слой, состоящий из твердого раствора азота в α -железе и избыточных кристаллов γ' -фазы. Общая толщина слоя 0,15–0,5 мм. Как и после газового азотирования, твердость слоя на углеродистых сталях $HV\ 300–350$, а на легированных $HV\ 600–1100$. Жидкое азотирование значительно повышает предел выносливости сталей. Достоинством процесса является незначительное изменение размеров и отсутствие коробления деталей, недостаток — токсичность и высокая стоимость цианистых солей. Этот процесс за рубежом широко применяется для обработки деталей автомобиля (коленчатых валов, шестерен и т. д.), штампов, пресс-форм и т. д.

4. НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ

Нитроцементацией называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при 840–860°C в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4–10 ч. Основное назначение нитроцементации — повышение твердости и износостойкости стальных изделий.

Установлено, что при одновременной диффузии углерода и азота ускоряется диффузия углерода. Скорость роста нитроцементованного и цемен-

¹ Тенифер (Tenifer) — от начальных слогов трех латинских слов: tenax — твердый, nitrogenium — азот, ferrum — железо.

тованного слоев на глубину 0,5 мм практически одинакова, хотя температура нитроцементации почти на 100°C ниже. Толщина нитроцементованного слоя обычно 0,2–0,8 мм.

Толщина слоя при нитроцементации не должна превышать 1,0 мм. При большой толщине слоя в нем образуется темная составляющая и другие дефекты, снижающие механические свойства стали.

Для нитроцементации легированных сталей рекомендуется использовать контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют 1,5–5,5% необработанного природного газа и 1,0–3,5% NH_3 . Вместо эндогаза иногда применяют экзо – эндотермическую атмосферу, содержащую 20% H_2 , 20% CO и 60% N_2 , что повышает сопротивление хрупкому разрушению и предел выносливости обрабатываемых изделий. В шахтных печах нередко применяют жидкий карбюризатор – триэтанолламин ($\text{C}_2\text{H}_3\text{O}$) $_3\text{N}$, который в виде капель вводят в рабочее пространство печи.

После нитроцементации следует закалка либо непосредственно из печи с подстуживанием до 800–825 °С, либо после повторного нагрева; применяют и ступенчатую закалку. После закалки проводят отпуск при 160–180°C.

При оптимальных условиях насыщения структуры нитроцементованного слоя должны состоять из мелкокристаллического мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25–30% остаточного аустенита.

Твердость слоя после закалки и низкого отпуска *HRC* 58–64 (*HV* 570–690). Высокое содержание остаточного аустенита обеспечивает хорошую прирабатываемость, например нешлифуемых автомобильных шестерен, что обеспечивает их бесшумную работу. Максимальные показатели прочности достигаются только при оптимальном для данной стали содержании на поверхности нитроцементованного слоя углерода и азота.

Азота в слое должно быть не меньше того количества, которое устраняет вредные последствия внутреннего окисления ($\geq 0,1–0,15\%$). При высоком содержании азота (0,4–0,5%) в слое образуется темная составляющая. Оба дефекта микроструктуры понижают предел выносливости при изгибе и контактную прочность. Оптимальное содержание углерода в сумме $\text{C} + \text{N}$ зависит от марки стали и колеблется в широких пределах (1,0–1,65%)¹. При низкой концентрации углерода в структуре слоя по границам зерен мартенсита появляется троостит. При высоком содержании углерода в стали, содержащей Cr , Mn , Ti , V образуются карбонитриды, располагающиеся преимущественно по границам зерен в виде сплошной или разорванной сетки. Переход углерода и легирующих элементов в карбонитриды понижает устойчивость аустенита, что также ведет к образованию в слое троостита. Образование сетки карбонитридов и троостита снижает предел выносливости, пластичность и вязкость стали.

Нитроцементации обычно подвергают детали сложной конфигурации, склонные к короблению. Нитроцементация имеет следующие преимущества по сравнению с газовой цементацией. Процесс происходит при более низкой температуре (840–860°C вместо 910–930°C); глубина слоя мень-

¹ Суммарное содержание C и N характеризует качество слоя только при мартенситно-аустенитной структуре, не содержащей карбидной фазы.

ше; получают меньшие деформации и коробление изделий; повышается сопротивление износу и коррозии.

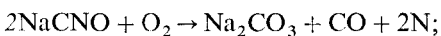
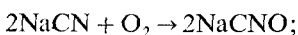
Нитроцементацию широко применяют на автомобильных и тракторных заводах. Например, на ВАЗе 94,5% деталей, проходящих химико-термическую обработку, подвергают нитроцементации.

5. ЦИАНИРОВАНИЕ

Цианированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре 820–950°C в расплавленных солях, содержащих группу «CN».

Среднетемпературное цианирование. В этом процессе изделие нагревают до 820–860°C в расплавленных солях, содержащих NaCN. Для получения слоя небольшой толщины (0,15–0,35 мм) процесс ведут при 820–860°C в ваннах (20–25% NaCN, 25–50% NaCl и 25–50% Na₂CO₃). Продолжительность процесса обусловлена требуемой толщиной слоя и составляет 30–90 мин.

Цианистый натрий в процессе цианирования окисляется кислородом воздуха, и происходят следующие реакции:

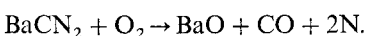
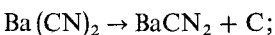
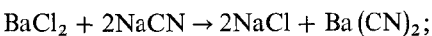


Выделяющийся атомарный углерод и азот диффундируют в сталь. Цианированный слой, полученный при 820–860°C, содержит 0,7% С и 0,8–1,2% N.

Цианирование при указанных сравнительно невысоких температурах позволяет выполнять закалку непосредственно из цианистой ванны. После закалки следует низкотемпературный отпуск (180–200°C). Твердость цианированного слоя после термической обработки ~ HRC 58–62. Цианированный слой по сравнению с цементованным обладает более высокой износостойкостью и эффективно повышает предел выносливости. Этот вид цианирования применяют для упрочнения мелких деталей.

Высокотемпературное цианирование. Для получения слоя большей толщины (0,5–2,0 мм) применяют высокотемпературное или глубокое цианирование при 930–950°C в ванне, содержащей 8% NaCN, 82% BaCl₂ и 10% NaCl (состав ванны до расплавления). Зеркало ванны покрывают слоем графита во избежание больших потерь теплоты и угара цианистых солей. Время выдержки изделий в ванне для получения слоев указанной толщины составляет 1,5–6 ч.

При цианировании в ванне протекают следующие реакции:



Выделяющийся атомарный углерод и азот диффундируют в железо. При указанных высоких температурах сталь с поверхности в большей степени насыщается углеродом (до 0,8–1,2%) и в меньшей – азотом

(0,2—0,3%). Строение цианированного слоя аналогично цементованному. После высокотемпературного цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем для измельчения зерна закаливают с нагревом в соляной ванне или печи и подвергают низкотемпературному отпуску.

Процесс цианирования по сравнению с процессом цементации требует меньше времени для получения слоя заданной толщины, характеризуется значительно меньшими деформациями и короблением деталей сложной формы и более высокими сопротивлением износу и коррозии.

Недостатком цианирования является высокая стоимость, ядовитость цианистых солей и необходимость в связи с этим принятия специальных мер по охране труда.

6. БОРИРОВАНИЕ

Борированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали бором при нагревании в соответствующей среде. Борирование чаще выполняют при электролизе расплавленной буры ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$). Изделие служит катодом. Температура насыщения 930—950°C при выдержке 2—6 ч. Процесс можно вести и без электролиза в ваннах с расплавленными хлористыми солями (NaCl , BaCl_2), в которые добавляют 20% ферробора или 10% карбида бора (B_4C). Хорошие результаты получены при газовом борировании. В этом случае насыщение ведут при 850—900°C в среде диборана (B_2H_6) или треххлористого бора (BCl_3) в смеси с водородом.

Диффузионный слой состоит из боридов FeB (на поверхности) и Fe_2B (рис. 156, д). Толщина слоя 0,1—0,2 мм. Борированный слой обладает высокой твердостью (HV 1800—2000), износостойкостью (главным образом, абразивной), коррозионной стойкостью, окалинстойкостью (до 800°C) и теплостойкостью.

Борирование применяют для повышения износостойкости втулок грязевых нефтяных насосов, дисков пяты турбобура, вытяжных, гибочных и формовочных штампов, деталей пресс-форм и машин для литья под давлением. Стойкость указанных деталей после борирования возрастает в 2—10 раз.

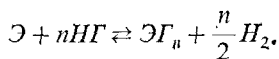
7. ДИФФУЗИОННАЯ МЕТАЛЛИЗАЦИЯ (ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ МЕТАЛЛАМИ)

Поверхностное насыщение стали алюминием, хромом, цинком и другими элементами называют диффузионным насыщением металлами. Изделие, поверхность которого обогащена этими элементами, приобретает ценные свойства, к числу которых относятся высокая жаростойкость, коррозионная стойкость, повышенная износостойкость и твердость.

В зависимости от метода переноса диффузионного элемента на насыщаемую поверхность различают следующие основные способы диффузионной металлизации: 1) погружением в расплавленный металл, если диффундирующий элемент имеет низкую температуру плавления (например, алюминий, цинк); 2) из расплавленных солей, содержащих диффундирующий элемент (с электролизом и без электролиза); 3) из сублимированной фазы

путем испарения диффундирующего элемента; 4) из газовой фазы (контактным и неконтактным методом), состоящей из галогенных соединений диффундирующего элемента.

Галогенные соединения диффундирующего элемента получают путем воздействия галойдного или галойдодоводородного газа на этот элемент или его ферросплав:



На границе раздела газовая фаза — обрабатываемая поверхность могут протекать следующие реакции: 1) реакция обмена; $\text{ЭГ}_n + \text{Fe} \rightleftharpoons \text{FeГ}_n + \text{Э}$; 2) реакция диссоциации: $\text{ЭГ}_n \rightleftharpoons \text{Э} + \text{Г}_n$; 3) реакция диспропорционирования: $\text{ЭГ}_n \rightleftharpoons \text{Э} + \text{ЭГ}_m$, где Э — диффундирующий элемент; Г — соответствующий галойд (Cl, F, J, Br) и n и m — стехиометрические коэффициенты (целые числа).

Элемент Э, образующийся в результате реакций, адсорбируется обрабатываемой поверхностью и диффундирует в глубь обрабатываемого изделия. Наиболее часто применяют контактный метод насыщения из газовой фазы. Для этого обрабатываемое изделие упаковывают в порошкообразную среду, состоящую из ферросплава диффундирующего элемента (50—75%), Al_2O_3 или шамота и 0,5—5,0 NH_4Cl . При высокой температуре диссоциирует $\text{NH}_4\text{Cl} \rightarrow \text{NH}_3 + \text{HCl}$. При этом полученный HCl взаимодействует с ферросплавом, образуя галойдные соединения диффундирующего элемента. Процесс ведут при 950—1150°C в течение 3—12 ч.

В последние годы насыщение металлами (например, хромом) производится путем испарения диффундирующего элемента в вакууме. Ниже дана характеристика наиболее часто применяемых процессов диффузионной металлизации.

Алитирование. Алитированием называют насыщение поверхности стали алюминием.

В результате алитирования сталь приобретает высокую окалинстойкость (до 850—900°C), так как в процессе нагрева на поверхности алитированных изделий образуется плотная пленка окиси алюминия Al_2O_3 , предохраняющая металл от окисления. Алитированный слой обладает также хорошим сопротивлением коррозии в атмосфере и морской воде.

Структура алитированного слоя представляет собой твердый раствор алюминия в α -железе (рис. 156, а). Концентрация алюминия в поверхностной части слоя составляет ~30%. Толщина слоя 0,2—1,0 мм. Твердость алитированного слоя (на поверхности) до HV 500, износостойкость низкая. Алитированию подвергают топливники газогенераторных машин, чехлы термопар, детали разливочных ковшей, клапаны и другие детали, работающие при высоких температурах.

Хромирование. Хромированием называют насыщение поверхности стальных изделий хромом. Этот процесс обеспечивает повышенную устойчивость стали против газовой коррозии (окалинстойкость) — до 800°C, высокую коррозионную стойкость в таких средах, как вода, морская вода и азотная кислота. Хромирование сталей, содержащих свыше 0,3—0,4% С, повышает также твердость и износостойкость.

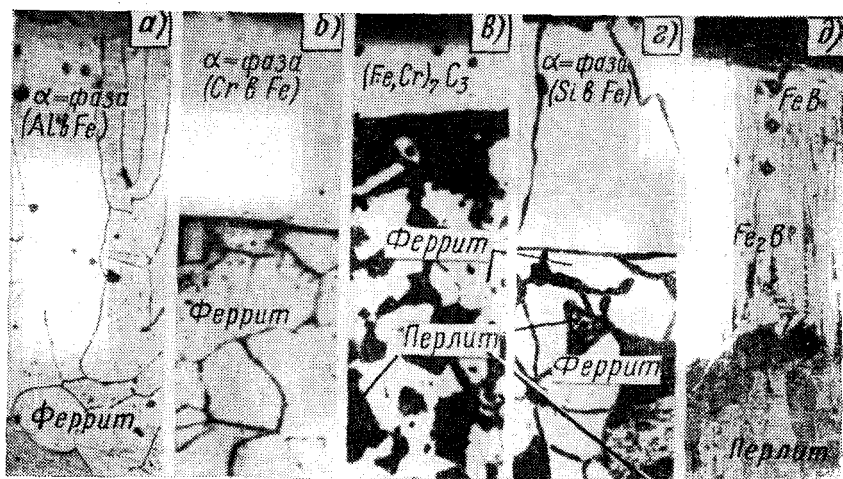


Рис. 156. Микроструктура диффузионных слоев ($\times 250$):

а — алитированный слой на железе (α -фаза); б — хромированный слой на железе (α -фаза); в — хромированный слой на стали, содержащей 0,45% С, состоящий из карбида $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$; г — силицированный слой на стали, содержащей 0,4% С (α -фаза); д — борированный слой на стали, содержащей 0,8% С (FeB и Fe_2B)

Диффузионный слой, получаемый при хромировании технического железа, состоит из твердого раствора хрома в α -железе (см. рис. 156, б). Слой, получаемый при хромировании стали, содержащей углерод, состоит из карбидов хрома $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ или $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$. На рис. 156, в показана структура хромированного слоя, полученного на стали с 0,45%С. Слой состоит из $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. Под слоем карбидов находится переходный слой с высоким содержанием углерода (0,8%). Такие слои образуются в результате диффузии углерода из внутренних слоев к поверхности навстречу хрому. Углерод обладает большей скоростью диффузии, чем хром, поэтому для образования карбидного слоя используется не весь углерод, и под карбидным слоем находится переходный слой с высоким содержанием углерода. Карбидный слой обладает высокой твердостью. Твердость слоя, полученного хромированием железа, составляет $HV 250-300$, а хромированием стали — $HV 1200-1300$.

Для деталей, работающих в агрессивных средах, хромированный слой должен состоять из α -фазы и иметь толщину 0,1–0,15 мм. Для деталей, работающих в условиях сильного износа и коррозии, рекомендуется карбидный слой глубиной 0,025–0,03 мм.

Хромирование используют для деталей паросилового оборудования, пароводяной арматуры, клапанов, вентиляей, патрубков, а также деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Силицирование. Насыщение поверхности стали кремнием называют силицированием. Силицирование придает стали высокую коррозионную стойкость в морской воде, в азотной, серной и соляной кислотах и несколько увеличивает устойчивость против износа.

Силицированный слой (рис. 156, з) является твердым раствором кремния в α -железе. Под диффузионным слоем часто наблюдается слой перлита. Это объясняется оттеснением углерода из диффузионного слоя вследствие пониженной растворимости его в кремнистом феррите. Силицированный слой отличается повышенной пористостью, толщина его 0,3–1,0 мм. Несмотря на низкую твердость (HV 200–300), силицированный слой обладает высокой износостойкостью после предварительной пропитки маслом при 170–200°C.

Силицированию подвергают детали, используемые в оборудовании химической, бумажной и нефтяной промышленности (валики насосов, трубопроводы, арматура, гайки, болты и т. д.).

Многокомпонентное насыщение стали. Насыщение поверхности стального изделия двумя и большим количеством компонентов (Cr и C, Cr и Al, Al и Si и т. д.) позволяет в большей мере изменять свойства поверхностных слоев. Многокомпонентное насыщение получило ограниченное применение.

Конструктивными называют стали, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Конструкционными сталями могут быть углеродистые и легированные стали. Содержание углерода в этой группе сталей чаще не превышает 0,5–0,6%, но может достигать 0,8–0,85% (ГОСТ 1050–74).

Детали современных машин и конструкций работают в условиях высоких динамических нагрузок, концентраций напряжений и низких температур. Все это способствует хрупкому разрушению и снижает надежность работы машин. В связи с этим конструкционные стали должны помимо высоких механических свойств, определяемых при стандартных испытаниях (σ_b , $\sigma_{0,2}$, ψ , δ , a_n , HV) и характеризующих свойства материала, обладать высокой конструктивной прочностью, т. е. прочностью, которая проявляется в условиях их реального применения (в виде деталей, конструкций и т. д.).

Конструкционная сталь должна иметь и хорошие технологические свойства: хорошо обрабатываться давлением (прокатка, ковка, штамповка и т. д.) и резанием, быть не склонной к шлифовочным трещинам, обладать высокой прокаливаемостью и малой склонностью к обезуглероживанию, деформациям и трещинообразованию при закалке и т. д. Строительные конструкционные стали должны хорошо свариваться всеми видами сварки.

Конструкционные стали поставляют в виде заготовок и сортовой горячекатаной, калиброванной и шлифованной стали. Некоторые стали поставляют в виде листов.

Конструкционную сталь выплавляют в основных и кислых мартеновских печах, электропечах, а также в конверторах с продувкой кислородом сверху.

Нередко производят рафинирование стали жидким синтетическим шлаком (СШ) в ковше, а также электрошлаковым переплавом (ЭШП). В некоторых случаях производится вакуумно-дуговой переплав (ВДП) и выплавка в вакуумных индукционных печах (ВИ). Использование этих методов рафинирования стали снижает загрязненность ее неметаллическими включениями (оксидами, сульфидами, силикатными включениями и т. д.), вредными примесями (S) и газами, уменьшает количество дефектов (волосовины и пористость), но ухудшает обработку резанием.

Повышение чистоты металла обеспечивает получение более высокой конструктивной прочности стали, главным образом за счет увеличения работы развития трещины на 25–35%. Однако порог хладноломкости, определяемый по виду излома, в результате применения новых методов рафинирования, изменяется мало. Прочность и пластичность после переплавов практически не изменяются, но снижается анизотропия свойств пластичности и вязкости. При выборе режима термической обработки следует иметь

в виду, что повышение чистоты приграничных объемов зерна от примесей и неметаллических включений повышает склонность стали, полученной СШ, ЭШП, ВДП и ВИ, к росту зерна аустенита при нагреве.

1. УГЛЕРОДИСТЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Углеродистые конструкционные стали подразделяют на два класса: обыкновенного качества (ГОСТ 380—71) и качественные стали (ГОСТ 1050—74). В зависимости от условий и степени раскисления различают несколько видов сталей.

Спокойные стали. Эти стали, получаемые полным раскислением металла в печи, а затем в ковше, содержат минимальное количество закиси железа, что обеспечивает «спокойное» застывание металла в изложнице, происходящее с уменьшением объема. В верхней части слитка образуются усадочная раковина и околоусадочная рыхлость, удаляемые отрезкой или отрубкой при прокатке.

Кипящие стали. К этому виду относятся стали, полностью нераскисленные (без ферросилиция) и содержащие поэтому до затвердевания повышенное количество FeO. При застывании в изложнице закись железа FeO реагирует с углеродом металла, образуя CO. Выделение этих пузырьков в металле создает впечатление, что он кипит. В слитке кипящей стали образуется большое количество газовых пузырей, вследствие чего практически отсутствует усадочная раковина. Если пузырьки имеют чистые неокисленные стенки, то они завариваются при горячей прокатке. Кипящие стали являются более дешевыми, так как при их производстве отходы минимальны. По сравнению со спокойной и полуспокойной сталью они больше склонны к старению и хладноломкости и хуже свариваются. Но вместе с тем кипящие стали обладают высокой пластичностью и хорошо принимают вытяжку в холодном состоянии. Содержание кремния в кипящих сталях $\leq 0,05 - 0,07\%$.

Полуспокойные стали. Это стали промежуточного типа. Они получают все более широкое применение.

Кипящие стали при маркировке дополнительно обозначают кп, полуспокойные пс и спокойные — сп.

Стали обыкновенного качества. Эти наиболее дешевые стали получили широкое применение. В процессе выплавки они по сравнению с качественными сталями меньше очищаются от вредных примесей и содержат больше серы и фосфора. Кроме того, их отливают в крупные слитки, вследствие чего в них значительно развита ликвация, и они нередко содержат большое количество неметаллических включений.

Стали обыкновенного качества используют для менее ответственного назначения, из них изготавливают горячекатаный рядовой прокат: балки, прутки, швеллеры, уголки, а также листы, трубы и поковки, работающие при относительно невысоких напряжениях. Их широко применяют для строительных и других сварных, клепаных и болтовых конструкций (балок, ферм, конструкций подъемных кранов, корпусов сосудов и аппаратов, каркасов паровых котлов, драг и т. д.), а также для мало напряженных деталей машин (осей, валов, шестерен, пальцев траков, втулок, валиков, болтов, гаек и т. д.). Многие детали машин упрочняются термической обработкой.

В зависимости от назначения и гарантируемых свойств стали обыкновенного качества подразделяют на три группы¹.

Группа А (табл. 5). Стали этой группы, поставляемые по механическим свойствам без уточнения их химического состава, обозначаются буквами Ст (сталь) и цифрами 1, 2, 3, ..., 6. Чем больше это число (табл. 5), тем больше содержание углерода, а следовательно, выше прочность (σ_b , $\sigma_{0,2}$) и ниже пластичность (δ , ψ).

Эти стали предназначены для использования главным образом в состоянии поставки без последующей обработки давлением, сварки или термической обработки, поскольку их химический состав, определяющий режимы обработки, может сильно колебаться.

Группа Б. К этой группе относятся стали, поставляемые с гарантируемым химическим составом (табл. 6). В обозначении марки сталей этой группы впереди ставится буква Б (табл. 6).

Группа В. Эту группу представляют стали повышенного качества, которые поставляют с гарантированными химическим составом и механическими свойствами. В обозначении марки данной группы вводится буква В. Стали группы В выплавляют следующих марок: ВСт1, ВСт2, ВСт3, ВСт4, ВСт5. Состав стали соответствует аналогичной марке, приведенной в табл. 6, а механические свойства — той же марке, приведенной в табл. 5.

Ударная вязкость сталей ВСт3сп и ВСт3пс при $+20^\circ\text{C}$ составляет в поперечном направлении прокатки $5-8 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ и в продольном $7-10 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$, а при -20°C соответственно $3-4$ и $3-5 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$. Ударная вязкость сортового и фасонного проката вдоль прокатки при $+20^\circ\text{C}$ $9-11 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ и при -20°C $3-5 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$.

Стали групп Б и В применяют в тех случаях, когда сталь надо подвергать сварке, горячей деформации или упрочнять термической обработкой. Для определения режима обработки необходимо знать химический состав стали.

Сварные конструкции изготовляют главным образом из спокойных и полуспокойных низкоуглеродистых сталей групп Б и В (Ст1, Ст2, Ст3). Для сталей, предназначенных для сварных конструкций, важна малая чувствительность к термическому старению, а для сталей, подвергаемых холодной правке и гибке, малая склонность к деформационному старению.

Стали повышенного качества (группа В) имеют главным образом специализированное назначение (мосто- и судостроение, сельскохозяйственное машиностроение и т. д.) и поступают по особым техническим условиям. Например, для мостостроения (ГОСТ 6713-75) применяют сталь марки 16Д (0,10-0,18% С). Механические свойства стали: $\sigma_b = 38 \div 52 \text{ кгс}/\text{см}^2$, $\sigma_{0,2} = 22 \div 24 \text{ кгс}/\text{мм}^2$, $\delta = 26\%$ и a_n при -20°C и после механического старения при $+20^\circ\text{C}$ $3,5-4,0 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$.

Механические свойства стали обыкновенного качества могут быть значительно повышены термической обработкой (закалкой в воде с прокатного нагрева, либо после специального нагрева, либо нормализацией). Например, термическое упрочнение листового проката из сталей Ст3

¹ В зависимости от нормируемых показателей стали группы А, Б и В делят на категории 1, 2, 3, ..., 6. С повышением номера категории возрастают нормируемые показатели (ГОСТ 380-71). В обозначении стали в конце добавляют номер соответствующей категории, например: Ст3пс2, БСт3кп2, ВСт3пс2. Первую категорию не указывают,

Механические свойства сталей обыкновенного качества группы А*

Марка стали	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	Марка стали	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	кгс/мм ²				кгс/мм ²		
Ст0	31	—	23—20	Ст3пс, Ст3сп	38—49	25—21	26—23
Ст1кп	31—40	—	35—32	Ст4кп	41—52	26—23	25—22
Ст1пс, Ст1сп	32—42	—	34—31	Ст4пс, Ст4сп	42—54	27—24	24—21
Ст2кп	33—42	22—19	33—30	Ст5пс, Ст5сп	50—64	29—26	20—17
Ст2пс, Ст2сп	34—44	23—20	32—29	Ст5Гпс**	46—60	29—26	20—17
Ст3кп	37—47	24—20	27—24	Ст6пс, Ст6сп	60	32—30	15—12

* Чем больше толщина проката, тем меньше σ_B , $\sigma_{0,2}$, и δ .

** Буква Г указывает на повышенное содержание Mn.

Таблица 6

Химический состав (%) углеродистых сталей обыкновенного качества группы Б

Марка стали	C	Mn	Si	Марка стали	C	Mn	Si
БСт0*	≤0,23	—	—	БСт4кп	0,18—0,27	0,40—0,70	≤0,07
БСт1кп	0,06—0,12	0,25—0,5	0,05	БСт4сп	0,18—0,27	0,40—0,70	0,12—0,3
БСт1пс	0,06—0,12	0,25—0,5	0,12—0,30	БСт5пс	0,28—0,37	0,50—0,80	0,05—0,17
БСт2кп	0,09—0,15	0,25—0,5	≤0,07	БСт5сп	0,28—0,37	0,50—0,80	0,15—0,35
БСт2пс	0,09—0,15	0,25—0,5	0,12—0,30	БСт5Гпс	0,22—0,3	0,80—1,20	≤0,15
БСт3кп	0,14—0,22	0,3—0,6	≤0,07	БСт6пс	0,38—0,49	0,50—0,80	0,05—0,17
БСт3сп	0,14—0,22	0,40—0,65	0,12—0,30	БСт6сп	0,38—0,49	0,50—0,80	0,15—0,35

* Содержание других элементов в стали БСт0 не более 0,07% P; 0,06% S; в сталях других марок не более 0,04% P; 0,05% S; 0,3% Cr; 0,3% Ni; 0,3% Cu; 0,08% As.

Таблица 7

Химический состав* и механические свойства** углеродистой качественной конструкционной стали (ГОСТ 1050—74)

Марка стали	Содержание углерода, %	Механические свойства (не менее)				Марка стали	Содержание углерода, %	Механические свойства (не менее)			
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ			σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
		кгс/мм ²		%				кгс/мм ²		%	
08	0,05—0,12	33	20	33	60	40	0,37—0,45	58	34	19	45
10кп	0,07—0,14	32	19	33	55	45	0,42—0,5	61	36	16	40
10	0,07—0,14	34	21	31	55	50	0,47—0,55	64	38	14	40
15	0,12—0,19	38	23	27	55	55	0,52—0,6	65	39	13	35
20	0,17—0,24	42	25	25	55	60	0,57—0,65	69	41	12	35
25	0,22—0,3	46	28	23	50	65	0,62—0,70	71	42	10	30
30	0,27—0,35	50	30	21	50	70	0,67—0,75	73	43	9	30
35	0,32—0,4	54	32	20	45						

* Содержание марганца в сталях 08, 10, 15 и 20 составляет 0,35—0,65%, а в остальных 0,5—0,8%. Содержание других элементов: 0,17—0,37% Si (в кипящей стали ≤0,07%), ≤0,04% S (0,035% в сталях 08 и 10) и ≤0,04% P.

** Нормы механических свойств относятся к изделиям диаметром или толщиной до 80 мм после нормализации.

толщиной 8–10 мм при охлаждении в воде повышает предел текучести более чем в 1,5 раза при сохранении высокой пластичности ($\delta = 15 \div 26\%$).

Для многих строительных конструкций и машин, работающих в северных районах, большое значение приобретает температура перехода стали в хрупкое состояние. Порог хладноломкости для случая полностью хрупкого излома наиболее распространенной мартеновской стали Ст3 (листовая сталь) находится для кипящей стали при 0°C и спокойной при -40°C . В связи с этим применение кипящей стали, а также полуспокойной для северных районов недопустимо. Понижение порога хладноломкости спокойной стали до $-60 \div -100^\circ\text{C}$ возможно путем закалки и высокого отпуска (улучшения) или нормализации. В связи с этим строительные конструкции и машины, предназначенные для работы в северных районах, следует изготавливать из спокойной, термически обработанной стали. Срок службы строительного-дорожного машин на Севере в 1,5–2 раза меньше нормативных, а межремонтный цикл работ сокращается до 8 раз. Основные потери машинного времени экскаваторов и буровых станков, а также автомобилей и других машин и конструкций для Севера (до 93%) происходят из-за низкотемпературных поломок, поэтому стали для условий Севера должны иметь низкий порог хладноломкости. Для мостовых сталей северного исполнения ограничивают содержание $S \leq 0,03\%$, $P \leq 0,025\%$ и нормируют площадь излома с волокнистым строснием (не менее 60%).

Качественные углеродистые стали. Эти стали выплавляют кислородно-конверторным способом в мартеновских или электропечах, и в зависимости от степени раскисления они могут быть спокойными или кипящими. Качественные стали выплавляют с соблюдением более строгих условий в отношении состава шихты и ведения плавки и разливки. К сталям этой группы предъявляются более высокие требования относительно состава: меньшее содержание серы ($\leq 0,04\%$) и фосфора ($\leq 0,035-0,04\%$); количества неметаллических включений; макро- и микроструктуры.

Качественные углеродистые стали маркируют цифрами 08, 10, 15, 20, ..., 85, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (табл. 7). Низкоуглеродистые стали 05кп, 08, 08кп, 10, 10кп обладают невысокой прочностью и высокой пластичностью. Эти стали без термической обработки применяют для малонагруженных деталей (прокладок, шайб, капотов тракторов, змеевиков), элементов сварных конструкций и т. д. Тонколистовую холоднокатаную низкоуглеродистую сталь используют для холодной штамповки изделий. Штампуемость стали тем хуже, чем больше в ней углерода. Кремний, повышая предел текучести, снижает штампуемость, особенно способность стали принимать вытяжку, поэтому для холодной штамповки, особенно для вытяжки, более широко используют холоднокатаные полуспокойные и кипящие стали 08лс, 08кп, 08Фкп (микролегирована ванадием 0,02–0,04%).

Штампуемость в большей степени зависит от величины зерна феррита. При мелком зерне стали обнаруживают пружинящий эффект и сильно изнашивают штампы, а при крупном зерне образуются шероховатая поверхность и разрывы. Рекомендуется сталь с зерном балла 6–8. Штампуемость резко снижается при выделении по границам зерна третичного цемента.

Стали 15, 20, 25 применяют без термической обработки или в нормализованном виде (см. табл. 7). Стали поступают в виде проката, поковок, труб, листов, ленты и проволоки и предназначаются для менее ответственных деталей. Сталь хорошо сваривается и обрабатывается резанием ($K_f = \sim 1,6$)¹. Эти стали используют для цементуемых деталей, работающих на износ и не испытывающих высоких нагрузок, например кулачковых валиков, рычагов, осей, втулок, шпинделей, вилок и валиков переключения передач, толкателей клапанов, пальцев рессор и многих других деталей автотракторного сельскохозяйственного и общего машиностроения.

Низкоуглеродистые качественные стали используют и для ответственных сварных конструкций. С повышением содержания в стали углерода свариваемость ухудшается. Чем больше в стали углерода, тем выше склонность к образованию при сварке горячих и холодных (при низких температурах) трещин.

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50 применяют после нормализации, улучшения и поверхностной закалки для самых разнообразных деталей во всех отраслях машиностроения (распределительных валов, шпинделей, фрикционных дисков, шгоков, траверс, плунжеров и т. д.). Эти стали в нормализованном состоянии по сравнению с низкоуглеродистыми имеют более высокую прочность при более низкой пластичности. Стали в отожженном состоянии достаточно хорошо обрабатываются резанием. Наиболее легко обрабатываются доэвтектоидные стали со структурой пластинчатого перлита. После улучшения стали 40, 45, 50 имеют следующие механические свойства: $\sigma_B = 60 \div 70$, $\sigma_{0,2} = 40 \div 60$ кгс/мм², $\psi = 50 \div 40\%$ и $a_H = 4 \div 5$ кгс·м/см². Прокаливаемость сталей невелика. Критический диаметр при закалке в воде не превышает 10–12 мм (95% мартенсита). В связи с этим их следует применять для изготовления небольших деталей или более крупных, но не требующих сквозной прокаливаемости.

Стали 60, 65, 70, 75, 80 и 85 обладают более высокой прочностью, износостойкостью и упругими свойствами; применяются после закалки и отпуска, нормализации и отпуска и поверхностной закалки для деталей, работающих в условиях трения при наличии высоких статических вибрационных нагрузок. Из этих сталей изготавливают пружины и рессоры, шпиндели, замковые шайбы, прокатные валки и т. д.

В соответствии с ГОСТ 1050–74 изготавливают горячекатаную и ковкую сталь как с термической обработкой (отжиг, нормализация, высокий отпуск), так и без нее; калиброванную сталь и серебрянку (шлифованную) в нагартованном состоянии и после термической обработки, включая нормализацию и закалку с отпуском.

Сталь предназначается для горячей обработки давлением, механической обработки и для холодного волочения (подкат).

¹ Обрабатываемость стали резанием определена для условий полустойкого точения без охлаждения резцов из быстрорежущей стали (см. стр. 310) при постоянных глубине резания, подаче и главном угле в плане резцов. Обрабатываемость оценивалась по скорости резания, соответствующей 60-минутной стойкости резца; коэффициент K_f определяется по отношению к эталонной стали. За эталонную выбрана сталь 45 при $\sigma_B = 65$ кгс/мм² и НВ 179, скорость резания которой принята за единицу.

2. АВТОМАТНЫЕ СТАЛИ

Автоматные стали хорошо обрабатываются при больших скоростях резания, и при этом получается высокое качество поверхности. При их применении снижается расход режущего инструмента. Эти свойства достигаются повышением в автоматных сталях содержания серы и фосфора.

Сера в автоматной стали находится в виде сульфидов марганца MnS , т. е. вытянутых вдоль прокатки включений, которые способствуют образованию короткой и ломкой стружки. При повышенном содержании серы уменьшается трение между стружкой и инструментом из-за смазывающего действия сульфидов марганца.

Фосфор, повышая твердость, прочность и порог хладноломкости, способствует образованию ломкой стружки и получению гладкой блестящей поверхности при резании.

Состав и механические свойства автоматных сталей приведены в табл. 8.

Стали маркируют буквой А (автоматная), после которой следует цифра, указывающая среднее содержание углерода в сотых долях процента; при повышенном содержании в стали марганца в конце марки добавляется буква Г, например А40Г. Сталь А12 используют для изготовления на быстроходных автоматах винтов, болтов, гаек и различных мелких деталей сложной конфигурации. Стали А20, А30, А40Г применяют для изготовления на автоматах деталей, работающих в условиях повышенных напряжений.

Для увеличения производительности станков автоматов Волжский автомобильный завод применяет стали с добавкой 0,15–0,3% Рb (АС11, АС14). Свинец, находящийся в стали в виде мельчайших округлых включений, связанных с сульфидами, действует как разрушитель стружки сильнее, чем MnS . Пленка свинца, образующаяся при резании, уменьшает трение между инструментом и обрабатываемым изделием. Добавка в сталь свинца увеличивает производительность механической обработки при точении на 60–90% и скорость резания на 70–100%.

Стали с повышенным содержанием серы и со свинцом обладают большой анизотропией механических свойств, склонны к хрупкому разрушению и имеют пониженный предел выносливости. Они не могут быть рекомендованы для тяжело нагруженных ответственных деталей.

Таблица 8

Химический состав и механические свойства автоматных сталей

Марка стали	Содержание элементов, %*				Механические свойства горячекатаной стали			
	С	Mn	S	P	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	НВ
А12	0,08–0,16	0,6–0,9	0,08–0,2	0,08–0,15	42–57	22	36	160
А20	0,15–0,25	0,6–0,9	0,08–0,15	$\leq 0,06$	46–61	20	30	168
А30	0,25–0,35	0,7–1,0	0,08–0,15	$\leq 0,06$	52–67	15	25	185
А40Г	0,35–0,45	1,2–1,55	0,18–0,30	$\leq 0,05$	60–75	14	20	207

* Во всех сталях присутствует 0,15–0,35% Si.

Улучшение обрабатываемости резанием может быть достигнуто и путем легирования стали селеном ($\sim 0,1\%$). Скорость резания повышается в 1,2–1,8 раза, а стойкость инструмента более чем в 2 раза.

Стали с селеном менее склонны к хрупкому разрушению, однако механические свойства их ниже, чем у обычных конструкционных сталей. Эти стали не нашли у нас практического применения.

3. ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Основными легирующими элементами конструкционных сталей являются хром, никель, кремний и марганец. Вольфрам, молибден, ванадий, титан, бор и другие легирующие элементы вводят в сталь в сочетании с хромом, никелем и марганцем для дополнительного улучшения свойств. Большинство конструкционных сталей относятся к перлитному классу, а в равновесном состоянии – к группе доэвтектоидных.

Легированные стали обладают лучшими механическими свойствами после термической обработки (закалки и отпуска), которые сравнительно мало отличаются от механических свойств углеродистой стали в изделиях малых сечений. В изделиях крупных сечений (диаметром свыше 15–20 мм) механические свойства легированных сталей значительно выше, чем углеродистых. Особенно сильно повышаются предел текучести, относительное сужение и ударная вязкость. Это объясняется тем, что легированные стали обладают меньшей критической скоростью закалки, а следовательно, лучшей прокаливаемостью. Кроме того, после термической обработки они имеют более мелкое зерно и более дисперсные структуры. Из-за большей прокаливаемости и меньшей критической скорости закалки замена углеродистой стали легированной позволяет производить закалку деталей в менее резких охладителях (масле, воздухе), что уменьшает деформацию изделий и опасность образования трещин. Легированные стали применяют поэтому не только для крупных изделий, но и для изделий небольшого сечения, имеющих сложную форму. Чем выше в стали концентрация легирующих элементов, тем выше ее прокаливаемость.

Для достижения высокой прокаливаемости сталь чаще легируют более дешевыми элементами – марганцем, хромом и бором, а также более дорогими – никелем и молибденом. Однако следует иметь в виду, что по достижении необходимой для данного сечения прокаливаемости дальнейшее увеличение в стали легирующих элементов может не улучшить, а, напротив, ухудшить механические, технологические (обработку резанием, свариваемость и т. д.) свойства стали. При этом повышается порог хладноломкости и уменьшается запас вязкости. Например, увеличение содержания в стали хрома или марганца до 1,0% практически не влияет на порог хладноломкости. Однако при больших их концентрациях порог хладноломкости повышается. В связи с этим содержание легирующих элементов должно быть минимальным, обеспечивающим необходимую для данного сечения и условий охлаждения сквозную прокаливаемость.

Исключение составляют никель и молибден. Никель повышает сопротивление хрупкому разрушению стали, увеличивая пластичность и вязкость, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений и понижает температуру порога хладноломкости. При содержании в стали 1,0% Ni

порог хладноломкости снижается на $60-80^{\circ}\text{C}$, дальнейшее увеличение концентрации никеля до $3-4\%$ вызывает менее сильное, но все же снижение порога хладноломкости. Повышая запас вязкости, никель увеличивает a_p и K_{1c} . Введение $3-4\%$ Ni рекомендуется для обеспечения глубокой прокаливаемости. Никель — дорогой металл, поэтому чаще в конструкционные стали его вводят совместно с хромом и другими элементами и притом в предельно минимальном количестве. В сложнoleгированных сталях никель также обеспечивает высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Легирование стали небольшими количествами (до $0,05-0,15\%$) V, Ti, Nb и Zr, образующими труднорастворимые в аустените карбиды, измельчает зерно, что понижает порог хладноломкости, повышает работу распространения трещины a_p и уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений. При большом содержании этих элементов прокаливаемость и сопротивление стали хрупкому разрушению уменьшается вследствие выделения большого количества карбидов (VC, TiC и др.) по границам зерен.

Леглирующие элементы повышают устойчивость мартенсита против отпуска и задерживают коагуляцию карбидов.

После одинаковой температуры отпуска легированная сталь будет иметь более высокую прочность (твердость), но несколько меньшую пластичность и вязкость, чем углеродистая сталь. Леглирующие элементы существенно повышают прочность стали после улучшения, упрочняя ферритную основу (в том числе и за счет сохранения большей плотности дефектов строения) и увеличивая дисперсность карбидных частиц. Наиболее сильно упрочняют сталь Cr, Mo и Si.

В связи с этим легированная сталь и в отожженном (нормализованном) состоянии будет обладать большей прочностью, но меньшей пластичностью, чем углеродистая.

Для подавления обратимой отпускной хрупкости сталь легируют молибденом (или вольфрамом), что очень важно для крупных изделий, в которых даже при охлаждении в воде от температур отпуска нельзя устранить эту хрупкость. Кроме того, молибден (вольфрам) повышает прокаливаемость (особенно в сочетании с никелем), устойчивость стали против отпуска и способствует образованию мелкозернистой стали. Молибден значительно улучшает механические свойства стали после цементации (нитроцементации) и повышает твердость и прокаливаемость цементованного слоя, так как стали, содержащие молибден, не склонны к внутреннему окислению при взаимодействии с газовым карбюризатором.

Кремний замедляет процесс отпуска мартенсита и является полезным легирующим элементом для сталей, подвергаемых изотермической закалке. Стали, содержащие кремний, после изотермической закалки обеспечивают высокую вязкость и пониженную чувствительность к надрезу. Это объясняется тем, что в процессе промежуточного превращения возрастает количество высокоуглеродистого остаточного аустенита и повышается вязкость бейнита вследствие уменьшения в α -фазе углерода.

Маркировка легированных конструкционных сталей. Легированные конструкционные стали маркируют цифрами и буквами, например 15X, 40XФА, 12ХНЗА, 20Х2Н4А, 18ХГТ и т. д. Двухзначные цифры, приводимые

в начале марки, указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента; буквы справа от цифры обозначают легирующий элемент: А — азот, Б — ниобий, В — вольфрам, Г — марганец, Д — медь, Е — селен, К — кобальт, Н — никель, М — молибден, П — фосфор, Р — бор, С — кремний, Т — титан, Ф — ванадий, Х — хром, Ц — цирконий, Ч — редкоземельный, Ю — алюминий.

Цифры после букв указывают примерное содержание соответствующего легирующего элемента в целых процентах; отсутствие цифры указывает, что оно составляет $\sim 1-1,5\%$ и менее. Основная масса легированных конструкционных сталей выплавляется качественными ($\leq 0,035\%$ Р и $\leq 0,035\%$ S).

Высококачественные стали содержат меньше вредных примесей ($\leq 0,025\%$ S и $\leq 0,025\%$ Р) и обозначаются буквой А, помещенной в конце марки.

4. КОНСТРУКЦИОННЫЕ (СТРОИТЕЛЬНЫЕ) НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Низколегированными называются стали, содержащие не более $0,22\%$ С и сравнительно небольшое количество недефицитных легирующих элементов: Mn (до $1,8\%$), Si (до $1,2\%$), Cr (до $0,8\%$), а также Ni (до $0,8\%$), Cu (до $0,5\%$), V (до $0,15\%$), Ti (до $0,03\%$), N (до $0,15\%$) и др. Эти стали в виде листов, сортового фасонного проката применяют в строительстве и машиностроении для сварных конструкций, в основном без дополнительной термической обработки (ГОСТ 19281-73, ГОСТ 19282-73).

Низколегированные низкоуглеродистые стали хорошо свариваются. Это значит, что они не образуют при сварке холодных и горячих трещин¹, и свойства сварного соединения и участков, прилегающих к нему (зоны термического влияния), близки к свойствам основного металла.

Легирующие элементы, растворяясь в феррите, уменьшая размер зерна и увеличивая склонность аустенита к переохлаждению, способствуют измельчению карбидной фазы, поэтому низколегированные стали по сравнению с углеродистыми сталями обычного качества (Ст2, Ст3, Ст4) имеют более высокие значения пределов прочности и текучести при сохранении хорошей пластичности, меньшей склонности к старению и хладноломкости. Применение низколегированных сталей, имеющих $\sigma_{0,2} = 35$ кгс/мм², взамен углеродистых, позволяет экономить до 15% металла, а при $\sigma_{0,2} = 40$ кгс/мм² экономия достигает $25-30\%$.

Никель понижает порог хладноломкости. Это важно для строительных сталей, для которых при -40°C ударная вязкость должна быть $\geq 3-5$ кгс·м/см².

Введение меди, никеля или одновременно меди и фосфора увеличивает коррозионную стойкость сталей в атмосферных условиях (стали 10ХСНД, 15ХСНД).

Низколегированные стали нередко поставляют после нормализации (или нормализации и высокого отпуска). Нормализация несколько повы-

¹ Горячие трещины образуются в шве в процессе кристаллизации, холодные — в результате мартенситного превращения. Увеличение в стали углерода и легирующих элементов ухудшает свариваемость.

шает пределы прочности и текучести и, измельчая зерно, улучшает пластичность и вязкость, уменьшая склонность к хрупкому разрушению. Некоторые стали (14Г2, 17ГС, 15ХСНД) поступают после закалки и отпуска, что значительно повышает их прочность, понижает порог хладноломкости и склонность к старению.

Применение в строительстве термически обработанных профилей и листов из низколегированной стали, имеющей $\sigma_{0,2} = 40 \div 50$ кгс/мм², дает экономию металла до 50%.

Хорошее сочетание механических и технологических свойств достигается при легировании низкоуглеродистой стали 0,05 – 0,12 V и 0,015 – 0,025 N. При взаимодействии ванадия с азотом образуется нитрид ванадия, позволяющий получить сталь с очень мелким зерном (балл 10 – 12) и низким порогом хладноломкости (– 80°С). На этом принципе разработаны и освоены низколегированные стали 14Г2АФ, 16Г2АФД и 16Г2АФ и др. с пределом текучести до 45 кгс/мм² (после нормализации).

Легированная сталь, содержащая 0,2% С, 0,5% Мо и 0,003% В, обладает высокой устойчивостью аустенита, что приводит к образованию при охлаждении на воздухе бейнитовой структуры. Такая сталь имеет $\sigma_{0,2} = 45$ кгс/мм² при хорошей пластичности. В последние годы повышение прочности строительной стали типа 10Г2ФБД достигается путем регулирования теплового и механического режима прокатки («контролируемая прокатка»).

Выбор стали для стальных конструкций зданий и сооружений производят в соответствии с СН и ПИ – В. 3 – 72¹, в которых обобщены результаты многочисленных исследований. Марка стали выбирается исходя из вида сооружения (элемента конструкции), условий эксплуатации и расчетных температур, характера и величины действующих нагрузок и т. д. Все стали, применяемые для стальных конструкций, подразделяют на условные классы исходя из отношения $\sigma_{в}/\sigma_{0,2}$ (С 38/23, С 44/29 и др.). По области применения стали все конструкции разделяют на девять групп. Приведем некоторые из них.

Группа I. Сварные конструкции, работающие в особо тяжелых условиях и подвергающиеся непосредственному воздействию динамических и вибрационных нагрузок (балки рабочих площадок главных зданий мартеновских и конверторных цехов, элементы конструкции бункерных и разгрузочных эстакад, подкрановые балки и т. д.). В этой группе принимают две расчетные температуры: $t \geq -40$ и $-40^\circ\text{C} > t \geq -60^\circ\text{C}$; рекомендуются стали классов С 44/29 (09Г2С), С 46/33 (09Г2С, 10Г2С1, 10Г2С1Д, 15ХСНД и др.), а С 52/40 – 10ХСНД и термообработанная 10Г2С1. Применение высокопрочных сталей ($\sigma_{0,2} > 40$ кгс/мм²), более склонных к хрупкому разрушению, не рекомендуется.

Группа II. Сварные конструкции, находящиеся под непосредственным воздействием динамических и вибрационных нагрузок, кроме перечисленных в группе I (пролеты наклонных мостов доменных печей, пролетные стропы и опоры транспортных галерей и т. п.). Для этой группы принимают три расчетные температуры. При температуре $t = -30^\circ\text{C}$, помимо сталей

¹ Строительные нормы и правила, часть II, раздел В. Стальные конструкции. Москва, 1974.

обычной и повышенной прочности — С 38/23 (09Г2С), С 46/33 (10Г2С1, 10Г2С1Д, 15ХСНД), С 52/40 (10ХСНД, 14Г2АФ) — применяют высокопрочные стали С 60/45 16Г2АФ, а также термически упрочненные 15ХСНД, 15Г2СФ. При температуре $-30^{\circ}\text{C} > t \geq -40^{\circ}\text{C}$ и $-40^{\circ}\text{C} > t \geq -65^{\circ}\text{C}$ применять высокопрочные стали не следует. В этом случае применяют стали 09Г2С, 10Г2С1, 10Г2С1Д, 15ХСНД.

Группа III. Сварные конструкции перекрытий и покрытий (фермы, ригели рам, главные балки перекрытий и т. п.). Для этой группы конструкций расчетные температуры приняты по группе II: при $t \geq -30^{\circ}\text{C}$ наряду со сталями 14Г2 (С 46/33), 14Г2АФ, 15Г2СФ (С 52/40), 16Г2АФ и термически упрочненными 15ХСНД и 15Г2СФ (С 60/45) применяются высокопрочные стали С 70/60—12Г2СМФ; при $-30^{\circ}\text{C} > t \geq -40^{\circ}\text{C}$ те же марки высокопрочных сталей; при $-40^{\circ}\text{C} \geq t \geq -65^{\circ}\text{C}$ применять высокопрочные стали (С 60/45 и С 70/60) не рекомендуется.

Группа IV. Сварные конструкции, не подвергающиеся непосредственному воздействию подвижных или вибрационных нагрузок (колонны, стойки, опорные плиты, конструкции, поддерживающие технологическое оборудование и трубопроводы, бункера и т. п.). Для этой группы приняты четыре расчетные температуры: $t \geq -30$, $-30 > t \geq -40$, $-40^{\circ}\text{C} > t \geq -50^{\circ}\text{C}$ и $-50^{\circ}\text{C} > t \geq -65^{\circ}\text{C}$. При температурах до -40°C применяют стали класса С 60/45 (16Г2АФ и термически упрочненную сталь 15Г2СФ) и класса С 70/60 (12Г2СМФ и 14ГСМФР).

При более низких температурах применяют стали 09Г2С, 09Г2 (С 44/29), 10Г2С1, 15ХСНД (С 46/33) и 10ХСНД (С 52/40).

Группа V. Конструкции I—IV групп, монтируемые при температуре ниже -40°C и эксплуатируемые в отапливаемых помещениях. Для этой группы конструкций применяют стали 09Г2С и 09Г2 (С 44/29), 09Г2С и 15ХСНД (С 46/33).

В остальные четыре группы включены вспомогательные конструкции зданий и сооружений, а также клепаные конструкции. Для групп VI—IX рекомендуют стали классов С 38/23, С 44/29 и С 52/40.

Мосты для автотранспорта изготовляют из стали классов С 46/33—С 70/60 (15ХСНД, 10ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ). Гусеничные и шагающие экскаваторы, тяжелонагруженные элементы несущих металлоконструкций изготовляют из стали классов С 70/60—С 85/75 (12Г2СМФ, 14ГСМФР). Для резервуаров больших объемов, газгольдеров и других емкостей рекомендованы стали классов С 46/33—С 70/60 (09Г2С, 16Г2АФ, 10Г2С1, 12Г2СМФ и др.).

Для сварных магистральных газопроводных труб сталь должна обладать хорошей свариваемостью, высоким значением прочности и достаточными пластичностью, вязкостью и сопротивлением хрупкому разрушению при температуре монтажа и службы газопровода в нормализованном состоянии.

Для изготовления труб большого диаметра применяют сталь 17ГС ($\sigma_{0,2} = 36$ кгс/мм², $\sigma_b = 52$ кгс/мм²), поступающую в нормализованном состоянии, а для менее ответственных труб — сталь 17ГС, поставляемую в горячекатаном состоянии. В последние годы для труб рекомендованы стали 14Г2САФ, 14Г2СФБ, 16Г2САФ с σ_b до 60 кгс/мм² и $\sigma_{0,2}$ до 45 кгс/мм².

Упрочнение этих сталей достигается измельчением зерна и дисперсион-

Арматурные стали¹

Классе арматурной стали	Марка стали	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		кгс/мм ²		
A-I	Ст3кп, ВСт3	38	24	25
A-II	ВСт5пс, 18Г2С	50	30	19
Ac-II	10ГТ	45	30	25
A-III	35ХС, 25Г2С	60	40	14
A-IV	80С, 20ХГ2Ц	90	60	6
A-V	23Х2Г2Т	105	80	7

¹ Сталь класса А-I изготавливается круглой гладкой, классов А-II, А-III, А-IV и А-V — периодического профиля. Стали классов А-I, А-II, А-III применяют для ненапряженных конструкций, а более высоких классов — для предварительно напряженных конструкций.

ным твердением за счет выделения карбонитридных фаз в процессе охлаждения после прокатки или нормализации.

Арматурные стали. Низколегированные горячекатаные стали применяют и для армирования обычных и предварительно напряженных железобетонных конструкций (стержневая арматурная сталь).

В табл. 9 приведены марки и механические свойства арматурных сталей.

5. КОНСТРУКЦИОННЫЕ (МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ) ЦЕМЕНТУЕМЫЕ (НИТРОЦЕМЕНТУЕМЫЕ) ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Для цементуемых изделий применяют низкоуглеродистые (0,1–0,25% С) стали. После цементации, закалки и низкого отпуски этих сталей цементованный слой должен иметь твердость HRC 58–62, а сердцевина HRC 30–42. Сердцевина цементуемых сталей должна обладать высокими механическими свойствами, особенно повышенным пределом текучести, кроме того, она должна быть наследственно мелкозернистой.

Увеличение действительного зерна в цементованном слое после термической обработки вызывает уменьшение контактной выносливости, предела выносливости, сопротивления хрупкому разрушению и увеличение деформации обработки.

В табл. 10 приведены состав, режимы термической обработки и механические свойства наиболее часто применяемых цементуемых сталей, предназначенных для изготовления изделий, работающих на износ в условиях знакопеременных и ударных нагрузок. Режимы термической обработки и свойства сталей в табл. 10 даны в соответствии с ГОСТ и характерны только для образцов (при приемке стали) и не могут быть использованы применительно к изделиям. Реальные изделия после цементации (нитроцементации), как правило, обрабатываются по другим режимам (см. стр. 273). Например, двойная закалка после цементации применяется редко.

Хромистые стали. Хром — сравнительно дешевый элемент и широко используется для легирования стали. В конструкционных сталях он частично растворен в феррите, частично в цементите, образуя карбид $(Fe, Cr)_3C$. Хромистые стали 15Х, 20Х предназначаются для изготовления небольших

Химический состав (по легирующим элементам), термическая обработка и механические свойства некоторых цементуемых (витроцементуемых) сталей (ГОСТ 4543-71)

Марка стали	Содержание элементов, %					Термическая обработка*		Механические свойства					Обрабатываемость резанием**		Применение для деталей с максимальным рабочим сечением, мм
	С	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Закалка ($t_{\text{зака}}$ °C, среда)	Отпуск ($t_{\text{отп}}$ °C среда)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_H	HВ	K _v	
								кгс/мм ²		%		кгс·м/см ²			
Хромистая сталь															
20X	0,17— 0,23	0,5— 0,8	0,7—1,0	—	—	1.880, в. м. 2.770— 820, в. м.	180, воз. м.	80	65	11	40	6	131	1,7 (1,3)	35
Хромомарганцовые стали															
18XГТ	0,17— 0,23	0,8— 1,1	1,0—1,3	—	0,03— 0,09 Ti	1.880— 950, воз. 2.870 м. 880 м.	200, воз. м.	100	90	9	50	8	156— 159	1,0 (0,9)	35
20XГР	0,18— 0,24	0,7— 1,0	0,75— 1,05	—	—	—	200, воз. м.	100	80	9	50	8	—	—	40—60
25XГТ	0,22— 0,29	0,8— 1,1	1,0—1,3	—	0,03— 0,09 Ti	1.880— 950, воз. 2.850, м. 860 м.	200, в. м.	130— 150	100— 110	9— 10	45— 50	6—7	—	—	60—80
25XГМ	0,23— 0,29	0,9— 1,2	0,9—1,2	—	0,2—0,3 Mo	—	200, воз.	120	110	10	45	8	205— 215	—	60—80
30XГТ	0,24— 0,32	0,8— 1,1	1,0—1,3	—	0,03— 0,09 Ti	1.880— 950, воз. 2.850, м.	200, м.	150	130	9	40	6	—	0,75 (0,6)	60—80

Марка стали	Содержание элементов, %					Термическая обработка *		Механические свойства					Обрабатываемость резанием**		Применение для деталей с максимальным рабочим сечением, мм
	С	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Закалка ($t_{\text{зак}}$, °C, среда)	Отпуск ($t_{\text{отп}}$, °C, среда)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_H	HB	K_p	
								кгс/мм ²		%		кгс·м/см ²			
Хромикелевые стали															
12ХН3А	0,09–0,16	0,3–0,6	0,6–0,9	2,75–3,15	—	1.860, м. 2.760–810 м.	180, воз. м.	95	70	11	55	9	156–205	0,85 (0,75)	60–80
12Х2Н4А	0,09–0,15	0,3–0,6	1,25–1,65	3,25–3,65	—	1.860, м. 2.760, м. –800	180, воз. м.	115	95	10	50	9	177	(0,45)	100–120
(20Х2Н4А)	(0,16–0,22)							130	110	9	45	8			
Хромомарганцевоникелевые стали															
15ХГН2ГА	0,13–0,18	0,7–1,0	0,7–1,0	1,4–1,8	0,03–0,09 Ti	1.960, воз. 2.840, м.	180, воз. м.	95	75	11	55	10	—	—	50–70
Хромоникельмолибденовая сталь															
18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА)	0,14–0,2	0,25–0,55	1,35–1,65	4,0–4,4	0,3–0,4 Mo (W 0,8–1,2)	1–950, воз. 2–860, воз.	200, воз. м.	115 105	85 80	12 12	50 50	10 12	195–270 195–270	0,7 (0,5) 0,7 (0,5)	120 и более

* 1 — первая закалка; 2 — вторая закалка; в — вода, м — масло, воз — воздух.

** K_p — коэффициент обрабатываемости; определен относительно стали 45 (HB 179), скорость резания которой принята за единицу (см. стр. 255); без скобок — для реза, оснащенного твердым сплавом, в скобках — для реза из быстрорежущей стали.

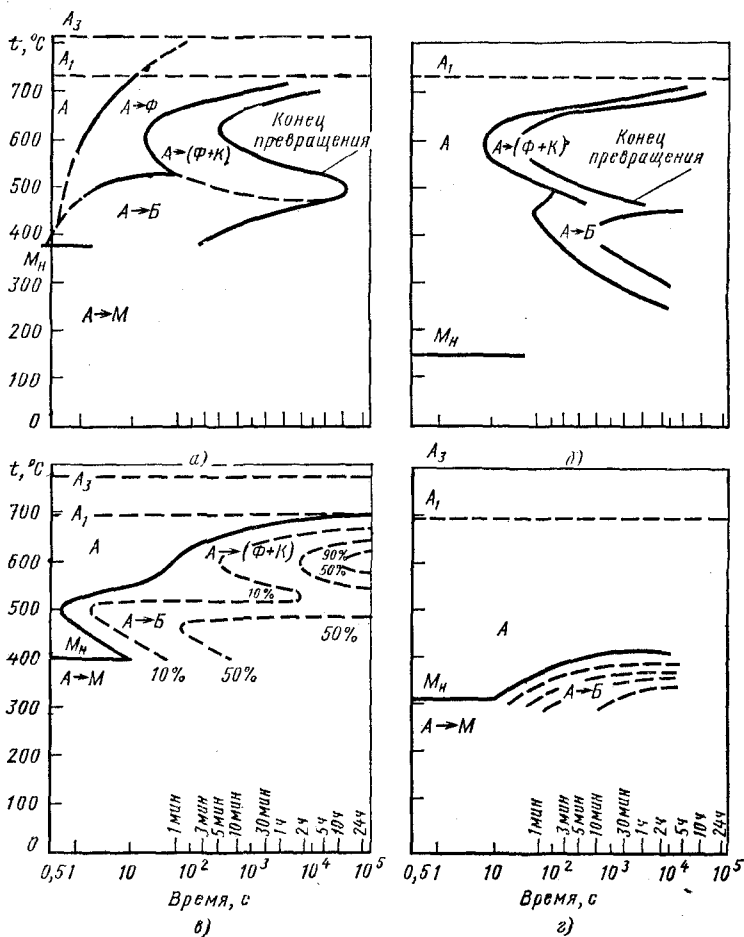


Рис. 157. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита для цементуемых сталей:

а — 15Х; б — 18ХГТ; в — 12Х2Н4А; г — 18Х2Н4ВА

изделий простой формы, цементуемых на глубину 1,0–1,5 мм. В хромистых сталях в большей степени развивается промежуточное превращение (рис. 157, а); при закалке с охлаждением в масле, выполняемой после цементации, сердцевина изделия имеет бейнитное строение. Вследствие этого хромистые стали по сравнению с углеродистыми обладают более высокими прочностными свойствами при несколько меньшей пластичности в сердцевине и лучшей прочностью в цементованном слое. Хромистая сталь чувствительна к перегреву (но меньше, чем углеродистая) и при цементации может получать повышенное содержание углерода в поверхностном слое. Прокаливаемость хромистых сталей невелика.

Хромованадиевые стали. Легирование хромистой стали ванадием (0,1–0,2%) улучшает механические свойства (20ХФ). Кроме того, хромованадиевые стали менее склонны к перегреву. Из-за малой прокаливаемости их используют только для сравнительно небольших изделий.

Хромоникелевые стали. Для крупных деталей ответственного назначения, испытывающих в эксплуатации значительные динамические нагрузки, применяют хромоникелевые и более сложнелегированные стали, характерные составы и свойства которых приведены в табл. 10.

Одновременное легирование хромом и никелем, который растворяется в феррите, повышает прочность, пластичность и вязкость сердцевины и цементованного слоя.

Хромоникелевые стали малочувствительны к перегреву при длительной цементации и не склонны к пересыщению поверхностных слоев углеродом. Большая устойчивость переохлажденного аустенита (см. рис. 157) в области перлитного и промежуточного превращений обеспечивает высокую прокаливаемость хромоникелевой стали. Это же позволяет закалить крупные детали с охлаждением в масле, а в некоторых случаях и на воздухе.

Легирование хромоникелевых сталей вольфрамом (или молибденом) дополнительно повышает устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, и прокаливаемость. Сталь 18X2H4MA или соответствующую ей сталь с вольфрамом 18X2H4BA (см. табл. 10) применяют для крупных тяжело нагруженных деталей.

Вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита детали сечением до 150—200 мм из стали 18X2H4MA закаляются при охлаждении на воздухе, что еще больше уменьшает коробление. Критический диаметр прокаливаемости (95% мартенсита) 100 мм, а порог хладноломкости — 80°С (выше излом полностью вязкий).

Стали 12XH3A, 20XH3A, 20X2H4A, 12X2H4A, 18X2H4BA и др. (см. рис. 157) при закалке в масле приобретают в сердцевине структуру нижнего бейнита или низкоуглеродистого мартенсита, что приводит к значительному упрочнению стали. В результате цементации повышается устойчивость переохлажденного аустенита в поверхностном слое, особенно в зоне промежуточного превращения, поэтому при закалке в масле на поверхности образуется высокоуглеродистый мартенсит, обладающий твердостью HRC 58—62. Однако следует иметь в виду, что при насыщении стали углеродом понижается температура мартенситного превращения в поверхностном слое и возрастает количество остаточного аустенита, особенно в сталях 18X2H4BA и 20X2H4A. Остаточный аустенит понижает твердость, сопротивление износу и предел выносливости. Снижение количества остаточного аустенита достигается обработкой холодом (от —100 до —120°С) после закалки или применением промежуточного высокого отпуска (600—640°С) с последующей закалкой при возможно более низкой температуре. При высоком отпуске из аустенита выделяются легированные карбиды. При последующем нагреве под закалку значительная часть карбидов остается вне твердого раствора, а менее легированный аустенит при охлаждении превращается в мартенсит, и поэтому количество остаточного аустенита уменьшается, а твердость повышается. Сталь после такого высокого отпуска характеризуется меньшей прокаливаемостью при последующей закалке. При обработке холодом уменьшается количество остаточного аустенита и повышается твердость, однако происходит некоторое снижение предела выносливости, износостойкости и вязкости по сравнению с высоким отпуском.

Сталь 18Х2Н4ВА из-за высокой устойчивости аустенита в перлитной области (см. рис. 157) не снижает твердости при отжиге. Для возможности обработки резанием сталь подвергают высокому отпуску при 630–640°C, после которого она получает твердость *HV* 269–217.

Хромомарганцевые стали. Марганец — дешевый элемент, применяется как заменитель в стали никеля. Как и хром, марганец растворяется в феррите и цементите. Повышая устойчивость аустенита, марганец снижает критическую скорость закалки и повышает прокаливаемость стали.

Хромомарганцевые стали применяют во многих случаях вместо дорогих хромоникелевых. Однако эти стали менее устойчивы против перегрева и имеют меньшую вязкость по сравнению с хромоникелевыми. Введение небольших количеств титана, образующего труднорастворимые в аустените карбиды TiC, уменьшают склонность хромомарганцевых сталей к перегреву.

В автомобильной и тракторной промышленности, а также в станкостроении применяют стали 18ХГТ и 25ХГТ. Эти стали склонны к внутреннему окислению при газовой цементации, что снижает твердость цементованного слоя и предел выносливости, поэтому широко применяют сталь 25ХГМ, легированную молибденом. Молибден, повышая прокаливаемость слоя, устраняет вредное влияние внутреннего окисления и обеспечивает максимальную его твердость.

Хромомарганцевоникелевые стали. Повышение прокаливаемости и прочности хромомарганцевых сталей достигается дополнительным легированием их никелем.

В автомобильной и тракторной промышленности нашли применение стали 15ХГН2ТА, 25ХГНТА и др. Эти стали приближаются по своим механическим и технологическим свойствам к хромоникелевым сталям.

На ВАЗе широко применяют стали 20ХГНМ (0,18–2,3% С, 0,7–1,1% Mn, 0,4–0,7% Cr, 0,15–0,25% Mo), а также 19ХГН и 14ХГН, содержащие по 0,8–1,1% Mn, Cr и Ni. После закалки и низкого отпуска эти стали имеют $\sigma_B = 110 \div 120$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 85 \div 95$ кгс/мм², $\delta = 7 \div 8\%$ и $a_H = 6 \div 8$ кгс·м/см².

Стали, легированные бором. Для цементации (нитроцементации) используют также стали, содержащие бор (в количестве 0,001–0,005%). Бор повышает устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного превращения и поэтому увеличивает прокаливаемость стали.

Повышение устойчивости аустенита связано с тем, что бор, присутствуя преимущественно по границам зерен, тормозит образование зародышей перлита. Однако при повышенном содержании бора образуются бориды железа, уменьшающие устойчивость аустенита.

Бор повышает прокаливаемость лишь доэвтектоидных сталей, содержащих $\leq 0,5–0,6\%$ С, но не улучшает прокаливаемость цементованного слоя.

Легирование бором повышает прочностные свойства после закалки и низкого отпуска, не изменяя или несколько снижая вязкость и пластичность. Бор делает сталь чувствительной к перегреву, поэтому такая сталь, как правило, должна быть наследственно мелкозернистой (балл 7–10). Легирование бористой стали титаном повышает ее устойчивость против перегрева. В промышленности для деталей, работающих в условиях износа при трении, применяют сталь 20ХГР.

Дополнительное легирование стали 20ХГР никелем в количестве 0,8–1,1% (20ХГНР) повышает прокаливаемость, пластичность и вязкость, поэтому сталь 20ХГНР применяют для некоторых деталей вместо хромоникелевых сталей типа 12ХНЗА. Механические свойства после закалки и низкого отпуска при 200°С у стали 20ХГНР: $\sigma_B = 130$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 120$ кгс/мм²; $\delta = 10\%$ и $a_n = 9$ кгс·м/см².

6. КОНСТРУКЦИОННЫЕ (МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ) УЛУЧШАЕМЫЕ ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Улучшаемыми конструкционными сталями (табл. 11) называют стали, используемые после закалки и высокого отпуска (улучшения). Стали содержат 0,3–0,5% С, и их подвергают закалке при 820–880°С (в зависимости от состава) в масле (крупные детали охлаждают в воде) и высокому отпуску при 550–680°С. После такой обработки структура стали сорбит. Стали должны иметь высокий предел текучести, малую чувствительность к концентраторам напряжений, а в изделиях, работающих при многократно прикладываемых нагрузках, — высокий предел выносливости и достаточный запас вязкости. Кроме того, улучшаемые стали должны обладать хорошей прокаливаемостью и малой чувствительностью к отпускной хрупкости. Приведенные в табл. 11 режимы термической обработки и механические свойства относятся к образцам (по ГОСТ). Режимы термической обработки конкретного изделия, как правило, отличаются от приведенных в табл. 11.

Хромистые стали. Для средненагруженных деталей небольших размеров применяют хромистые стали 30Х, 38Х, 40Х и 50Х (см. табл. 11). С увеличением содержания углерода возрастает прочность, но снижаются пластичность и вязкость.

Прокаливаемость хромистых сталей 30Х, 40Х и 50Х невелика. Хромистые стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому после высокого отпуска охлаждение должно быть быстрым: для мелких деталей в масле и для крупных в воде.

Введение 0,1–0,2% V (40ХФА) повышает механические свойства хромистых сталей, главным образом вязкость, вследствие лучшего раскисления и измельчения зерна без увеличения прокаливаемости. Эти стали применяют для изделий, работающих при повышенных динамических нагрузках.

Введение бора (0,002–0,005%) увеличивает прокаливаемость хромистых сталей, но несколько повышает порог хладноломкости. Прокаливаемость стали с бором сравнительно высокая. Критический диаметр (95% мартенсита) при закалке в воде 30–45 мм и в масле 20–30 мм. Сталь с бором 35ХР (40ХР) имеет следующие механические свойства (не менее): $\sigma_{0,2} = 80$ кгс/мм²; $\sigma_B = 95 \div 100$ кгс/мм²; $\delta = 12\%$; $\psi = 50\%$ и $a_n = 9$ кгс·м/см².

Хромомарганцевые стали. Совместное легирование хромом (0,9–1,2%) и марганцем (0,9–1,2%) позволяет получить стали с достаточно высокой прочностью и прокаливаемостью (например, 40ХГ). Однако хромомарганцевые стали имеют пониженную вязкость, повышенный порог хладнолом-

Химический состав, термическая обработка и механические свойства некоторых легированных улучшаемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %					Термическая обработка *		Механические свойства					Порог хладноломкости, °С**		Обрабатываемость резанием	
	С	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Закалка (t _{зак} , °С, среда)	Отпуск (t _{отп} , °С, среда)	σ _B	σ _{0,2}	δ	ψ	a _н , кгс·м/см ²	t _B	t _н	НВ	λ _y ***
								кгс/мм ²								
<i>Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 25–35 мм</i>																
Хромистые стали																
30X	0,24–0,32	0,5–0,8	0,8–1,1	–	–	860, м	500, в. м	90	70	12	45	7	0	–100	163	(0,95)
40X	0,36–0,44	0,5–0,8	0,8–1,1	–	–	860, м	500, в. м	100	80	10	45	6	0	–100	163–168	0,8 (0,70)
Хромованадиевая сталь																
40XФА	0,37–0,44	0,5–0,8	0,8–1,1	–	0,1–0,18V	880, м	650, в. м	90	75	10	50	9	0	–100	241	0,75 (0,65)
<i>Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 50–75 мм</i>																
Хромомарганцевая сталь																
40XГТР	0,38–0,45	0,7–1,0	0,8–1,1	–	0,03–0,09Ti	840, м	550, в. м	100	80	11	45	8	40	–60	–	–
Хромомарганцевокремнистая сталь (хромансил)																
30XГС	0,28–0,35	0,8–1,1	0,8–1,1	–	0,9–1,2Si	880, м	540, в. м	110	85	10	45	4,5	20	–60	207–217	0,85 (0,75)
Хромоникелевая сталь																
40XH	0,36–0,44	0,5–0,8	0,45–0,75	1,0–1,4	–	820, м	550, в. м	100	80	11	45	7	–30	–100	166–170	1,0 (0,9)

Марка стали	Содержание элементов, %					Термическая обработка*		Механические свойства					Порог хладноломкости, °С**		Обрабатываемость резанием	
	C	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Закалка ($t_{\text{зак}}$, °С, среда)	Отпуск ($t_{\text{отп}}$, °С, среда)	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$a_{\text{ц}}$, кгс·М/см ²	t_B	$t_{\text{ц}}$	HB	K_v^{***}
								кгс/мм ²		%						
<i>Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 75–100 мм</i>																
Хромоникелевая сталь																
30ХН3А	0,27–0,33	0,3–0,6	0,6–0,9	2,75–3,15	–	820, м	530, в. м	100	80	10	50	8	–40	–120	228–235	0,7 (0,4)
Хромоникельмолибденовая сталь																
40ХН2МА	0,37–0,44	0,5–0,8	0,6–0,9	1,25–1,65	0,15–0,25 Мо	850, м	620, воз. м	110	95	12	50	8	–40	–120	–	–
<i>Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром более 100 мм</i>																
Хромоникельмолибденованадиевые стали																
36Х2Н2МФА	0,33–0,4	0,25–0,5	1,3–1,7	1,3–1,7	0,2–0,3 Мо 0,1–0,18 V	850, м	600, воз.	120	110	12	50	8	–60	–140	229	(0,4)
38ХН3МФА	0,33–0,4	0,25–0,5	1,2–1,5	3,0–3,5	0,35–0,45 Мо 0,1–0,18 V	850, м	600, воз.	120	110	12	50	8	–60	–140	–	–

* в – вода, м – масло, воз – воздух.

** t_B – температура, ниже которой излом полностью хрупкий, $t_{\text{ц}}$ – температура, выше которой излом полностью вязкий.*** Без скобок K_v для резца, оснащенного твердым сплавом, в скобках – для резца из быстрорежущей стали (P12, P18); K_v определен относительно стали 45 (HB 179), скорость резания которой принята за единицу (см. стр. 255).

кости (от +20 до -60°C), склонность к отпускной хрупкости и росту зерна аустенита при нагреве. Введение титана обеспечивает хромомарганцевой стали меньшую склонность к перегреву, а бора увеличивает прокаливаемость (см. табл. 11).

Хромокремнемарганцевые стали. Высоким комплексом свойств обладают хромокремнемарганцевые стали (хромансил). Стали 20ХГС, 25ХГС и 30ХГС обладают высокой прочностью и хорошей свариваемостью (см. табл. 11). Стали хромансил применяют также в виде листов и труб для ответственных сварных конструкций (например, в самолетостроении).

Сталь 30ХГС подвергают улучшению (см. табл. 11) или изотермической закалке на нижний бейнит в расплавленной соли при 280–310°C, сообщаемой еще более высокие механические свойства ($\sigma_B = 165$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 130$ кгс/мм²; $\delta = 9\%$; $\psi = 40\%$ и $a_H = 4$ кгс·м/см²) и снижающей чувствительность к надрезам.

Стали хромансил склонны к обратимой отпускной хрупкости и обезуглероживанию при нагреве.

Более высокая прокаливаемость, критический диаметр для закалки в воде свыше 100 мм и масле свыше 75 мм и лучшая вязкость достигаются при введении 1,4–1,8% Ni в сталь хромансил (30ХГСНА). Эта сталь после изотермической закалки или закалки в масле (на воздухе) с низким отпуском при 200°C позволяет получить $\sigma_B = 165$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 140$ кгс/мм²; $\delta = 9\%$ и $a_H = 6$ кгс·м/см².

Высокопрочную сталь 30ХГСНА и ее аналог 30ХГСНМА широко применяют для изготовления весьма ответственных деталей, в том числе сварных.

При использовании высокопрочных сталей (30ХГС, 30ХГСНА и др.) необходимо учитывать, что они чувствительны к концентраторам напряжений, особенно после обычной закалки и отпуска, охрупчиванию в результате насыщения водородом (например, при гальванических покрытиях или травлении) и коррозии под напряжением.

Хромоникелевые стали. Благодаря большей устойчивости переохлажденного аустенита (рис. 157, в, з) хромоникелевые стали обладают высокой прокаливаемостью, хорошей прочностью и вязкостью. Они применяются для изготовления крупных изделий сложной конфигурации, работающих при вибрационных и динамических нагрузках. Никель обеспечивает наибольший запас вязкости, а в сочетании с хромом — большую прокаливаемость. Никель, особенно в сочетании с молибденом, сильно снижает порог хладноломкости. Чем выше содержание никеля, тем ниже допустимая температура применения стали и выше ее сопротивление хрупкому разрушению.

В улучшаемые стали рекомендуется вводить $\leq 3,0\%$ Ni. При большем содержании никеля получается много остаточного аустенита.

Для тяжело нагруженных деталей с диаметром сечения до 70 мм используют хромоникелевые стали 40ХН, 45ХН и 50ХН, обладающие высокими механическими свойствами.

Хромоникельмолибденовые стали. Хромоникелевые стали обладают склонностью к обратимой отпускной хрупкости, для устранения которой многие детали из этой стали охлаждают после высокого отпуска в масле, а более крупные детали — в воде. Однако даже охлаждение в воде для

многих крупногабаритных деталей из глубокопрокаливающихся хромоникелевых сталей не приводит к достаточно быстрому охлаждению внутренних частей, в которых развивается отпускная хрупкость. Для предотвращения этого дефекта стали дополнительно легируют молибденом (сталь 40ХН2МА) или вольфрамом. Небольшие детали из этих сталей (см. табл. 11) после высокого отпуска можно охлаждать на воздухе, а более крупные — в масле.

Хромоникельмолибденованадиевые стали. Нередко в хромоникелевую сталь кроме молибдена (вольфрама) добавляют ванадий, который способствует получению мелкозернистой структуры. Примером сталей, легированных Cr, Ni, Mo и V, могут служить 38ХН3МФ и 36Х2Н2МФА. Большая устойчивость переохлажденного аустенита обеспечивает высокую прокаливаемость этих сталей (критический диаметр свыше 100 мм), что позволяет упрочнять термической обработкой крупные детали. Даже в очень больших сечениях (1000—1500 мм и более) в сердцевине после закалки образуется бейнит, а после отпуска сорбит. Указанные стали обладают высокой прочностью, пластичностью и вязкостью и низким порогом хладноломкости (см. табл. 11). Этому способствует высокое содержание никеля. Молибден, присутствующий в стали, повышает ее теплостойкость. Эти стали можно использовать при 400—450°С.

Недостатками высоколегированных хромоникельмолибденованадиевых сталей являются трудность их обработки резанием и большая склонность к образованию флокенов. При обнаружении их хотя бы в одной поковке бракуют все поковки данной плавки. Стали применяют для изготовления наиболее ответственных деталей турбин и компрессорных машин, для которых требуется материал особой прочности в крупных сечениях (поковки валов и цельнокованных роторов турбин, валы высоконапряженных трубопроводных машин, детали редукторов и т. д.).

7. МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

Высокая конструктивная прочность изделия достигается только тогда, когда оно изготовлено из материала, обладающего большой прочностью и высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Это обеспечивает малую чувствительность стали к концентраторам напряжений, а как следствие этого, высокую эксплуатационную надежность. Этим требованиям в значительной степени отвечают безуглеродистые ($\leq 0,03\%$ С) мартенситностареющие стали (углерод и азот — вредные примеси, снижающие пластичность и вязкость стали).

Мартенситностареющие стали представляют собой сплавы железа с никелем (8—20%), а часто и с кобальтом. Для протекания процесса старения в мартенсите сплавы дополнительно легируют Ti, Be, Al, Nb, W, Mo. Упрочнение этих сталей достигается в результате получения мартенситной структуры в процессе закалки и старения мартенсита.

Никель и кобальт, уменьшая растворимость Ti, Al, Mo и W в α -железе, способствуют упрочнению при старении и одновременно повышают сопротивление хрупкому разрушению. Кобальт, повышая точку $M_{\text{ц}}$, позволяет увеличить концентрацию в стали элементов, вызывающих упрочнение

при старении, но резко снижающих точку M_n . При введении кобальта, таким образом, уменьшается вероятность получения после закалки большого количества остаточного аустенита. Наиболее эффективно упрочняют сталь при старении Be , Ti и Al вследствие образования упрочняющих фаз: $NiBe$, $NiTi$, Ni_3Ti , $NiAl$, $(Ni, Fe)Al$ и др.

Хром упрочняет мартенсит сталей $Fe - Ni - Ti$ и $Fe - Ni - Al$ при старении и повышает сопротивление коррозии.

Широкое применение в технике получила высокопрочная мартенситно-старяющаяся сталь H18K9M5T ($\leq 0,03\% C$, $\sim 18\% Ni$, $\sim 9\% Co$, $\sim 5\% Mo$, $\sim 0,7\% Ti$).

Сталь закалывают на воздухе с $800-850^\circ C$. Нагрев до более высоких температур ведет к росту зерна и к снижению пластичности. После закалки сталь состоит из безуглеродистого мартенсита, имеющего наряду с повышенной прочностью, хорошую пластичность и вязкость: $\sigma_B = 110 \div 120$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 95 \div 110$ кгс/мм²; $\delta = 18 \div 20\%$; $\psi = 70 \div 80\%$ и $a_H = 20 \div 25$ кгс·м/см². Таким образом, характерной особенностью безуглеродистого мартенсита является высокая пластичность и вязкость. В закаленном состоянии сталь сравнительно легко обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается. При закалке стали деформации изделий незначительны.

Старение при $480-520^\circ C$ повышает прочность, но снижает пластичность и вязкость. Механические свойства после старения: $\sigma_B = 190 \div 210$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 180 \div 200$ кгс/мм²; $\delta = 8 \div 12\%$; $\psi = 40 \div 60\%$; и $a_H = 4 \div 6$ кгс·м/см². Упрочнение при старении связано с выделением из мартенсита дисперсных частиц (диаметром $40-80 \text{ \AA}$) интерметаллидов типа Ni_3Ti , $NiTi$ и Fe_2Mo (фаза Лавеса).

Сталь H18K9M5T имеет высокий предел упругости ($\sigma_{0,002} = 150$ кгс/мм²) и поэтому может применяться для пружин. При низких температурах прочностные свойства, как это обычно наблюдается в стали, возрастают, но при сохранении повышенной пластичности и вязкости. При $-196^\circ C$ $\sigma_B = 240$ кгс/мм², $\delta = 9\%$ и $a_H = 3$ кгс·м/см².

Кроме стали H18K9M5T нашли применение менее легированные мартенситно-старяющиеся стали: H12K8M3Г2, H10X11M2T ($\sigma_B = 140 \div 150$ кгс/мм²), H12K8M4Г2, H9X12Д2ТБ ($\sigma_B = 160 \div 180$ кгс/мм²) и др.

Мартенситно-старяющиеся стали с $10-12\% Cr$ обладают хорошей сопротивляемостью коррозии.

Мартенситно-старяющиеся стали применяют в авиационной промышленности, в ракетной технике, в судостроении, в приборостроении для упругих элементов, в криогенной технике и т.д. Эти стали дорогостоящие.

8. СТАЛИ (ЧУГУНЫ) И РЕЖИМЫ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ДЛЯ ТИПОВЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Выбор стали для изготовления той или другой детали и метод ее упрочнения в первую очередь определяется условиями работы детали, величиной

и характером напряжений, возникающих в ней в процессе эксплуатации, размерами и формой детали и т. д.¹

При выборе стали исходят из общих требований, приведенных ниже.

1. *Эксплуатационное требование.* Сталь должна удовлетворять условиям работы в машине, т. е. обеспечивать заданную конструктивную прочность, что вначале определяется расчетными данными. Однако, какими бы точными не были расчеты, только по ним нельзя судить о надежности работы детали. Необходимы натурные испытания, т. е. испытания самих деталей как на специальных стендах, так и непосредственно в эксплуатации. Имея информацию о стойкости деталей, можно установить комплекс прочностных и других параметров, которые находятся в наибольшей корреляции с эксплуатационными свойствами деталей машин. При установлении этих параметров кроме стандартных механических свойств ($\sigma_{в}$, $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , $a_{ц}$) с учетом прокаливаемости стали должны учитываться работа распространения трещины, предел выносливости, контактная усталостная прочность, сопротивление износу и т. д.

2. *Технологическое требование.* Сталь должна удовлетворять требованиям минимальной трудоемкости изготовления детали. В частности, сталь должна обладать хорошей обрабатываемостью резанием и давлением, и поэтому особое значение приобретает выбор правильного режима предварительной термической обработки заготовок, который назначается с учетом последующих процессов упрочнения.

3. *Экономическое требование.* Материал должен быть возможно дешевле, с учетом всех затрат, включающих не только стоимость стали, но и изготовление детали и, наконец, их эксплуатационную стойкость в машинах, в которых они должны работать. В первую очередь нужно стремиться выбрать менее дорогую сталь, углеродистую или низколегированную. Стоимость этих сталей 100–120 р. за 1 т. Дорогие же легированные конструкционные стали (200–300 р. за 1 т), содержащие Ni, Mo, V и др., следует применять лишь в тех случаях, когда более дешевые стали не обеспечивают требования, предъявляемые к изделию. Применение легированной стали должно быть технически и экономически целесообразным и оправдано в том случае, если она дает экономический эффект за счет повышения долговечности деталей и уменьшения расхода запасных частей и, таким образом, экономии металлопроката.

Эти общие требования к материалу нередко противоречивы. Так, например, более прочные материалы менее технологичны, труднее обрабатываются при резании, холодной объемной штамповке, сварке и т. д. Решение при выборе материала обычно компромиссно, между указанными требованиями к стали. В массовом машиностроении предпочитают упрощение технологии и снижение трудоемкости в процессе изготовления детали, некоторой потере свойств или увеличению массы детали. В специальных отраслях машиностроения, где проблема прочности (или проблема удельной прочности) играет решающую роль, выбор материала и последующая технология термической обработки должны рассматриваться из условия достижения только максимальных эксплуатационных

¹ Для получения навыков в выборе материала рекомендуется решение задач, приведенных в книге: Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. Материаловедение, 4-е изд. М., Металлургия, 1975. 446 с.

свойств. Вместе с тем не следует стремиться к излишне высокой долговечности деталей по отношению к долговечности самой машины.

При решении вопроса о выборе стали для получения требуемых механических свойств и других характеристик также важно установить оптимальный вид упрочняющей термической или химико-термической обработки. При выборе упрочняющей обработки, особенно в условиях массового производства, предпочтение следует отдавать наиболее экономичным и производительным технологическим процессам, например; поверхностной закалке при поверхностном или глубинном индукционном нагреве, газовой цементации, нитроцементации и т. д.

Для проведения упрочняющей обработки на каждую деталь составляется технологическая карта с указанием марки стали, режима термической обработки, применяемого оборудования, приспособления, контроля качества и т. д.

Обычно рассматривается возможность применения нескольких марок стали и способов упрочнения. Это позволяет выбрать наиболее рациональный вариант, обеспечивающий наряду с высокими эксплуатационными свойствами детали хорошую технологичность при выполнении механической и термической обработки.

Первыми параметрами, определяющими выбор стали, являются механические свойства и распределение их по сечению. Как было указано ранее, оптимальное сочетание прочности и пластичности после улучшения достигается, если сечение изделия соответствует критическому диаметру (95% мартенсита) для данной стали (см. стр. 203).

Механические свойства стали в первую очередь определяются содержанием в них углерода, от которого зависит и закаливаемость стали. Прокаливаемость определяется присутствием легирующих элементов. В условиях полной прокаливаемости механические свойства мало зависят от природы и степени легирования. Исключения составляют никель и молибден, повышающие сопротивление хрупкому разрушению. Однако не следует стремиться к применению сталей с излишне высокой прокаливаемостью, поскольку необходимое для этого высокое содержание хрома, марганца и кремния способствует росту склонности к хрупкому разрушению.

Глубокопрокаливающиеся легированные стали применяют для крупных деталей с большой толщиной стенки или большим диаметром. Если изделия работают на изгиб (кручение), напряжения по сечению распределяются неравномерно: на поверхности они максимальны, а в середине или в центре равны нулю. Для такого рода изделий сквозная прокаливаемость не нужна.

Для надежного обеспечения прочности ответственных деталей, работающих при эксплуатации в основном на изгиб и кручение, закаленный слой со структурой 95% мартенсита должен располагаться на глубине не менее $1/2$ радиуса от поверхности.

Для деталей, работающих на растяжение (шатуны, торсионные валы, ответственные болты и др.), а также для рессор и пружин нужно обеспечить полную прокаливаемость по всему сечению (95% мартенсита в центре заготовки).

Для большинства ответственных деталей машин из улучшаемых сталей твердость после закалки на расстоянии $1/2$ радиуса от поверхности должна

быть не менее *HRC* 45. Для изделий, работающих на растяжение, оптимальная твердость должна быть в сердцевине. Детали сложной конфигурации для уменьшения их деформации в процессе закалки также следует готовить из легированных сталей, закаливаемых в масле или даже на воздухе.

При выборе стали следует учитывать, что легирующие элементы повышают устойчивость аустенита против отпуска, поэтому для получения требуемой прочности и твердости легированные стали при улучшении подвергаются отпуску при более высокой температуре. Это позволяет не только более полно снять закалочные напряжения, но и получить в стали лучшее сочетание прочности и вязкости.

Для изделий, требующих высоких значений a_n , a_p и низкого порога хладноломкости (работающих при низких температурах с высокими скоростями приложения нагрузки и при наличии концентраторов напряжений), следует применять наследственно мелкозернистые спокойные стали, предпочтительно легированные никелем и молибденом.

Содержание легирующих элементов в стали, предназначенных для изготовления деталей, упрочняемых цементацией (нитроцементацией), так же как и улучшаемых, не должно быть слишком высоким, но должно обеспечивать требуемую прокаливаемость поверхностного слоя и сердцевины и тормозить рост зерна аустенита при нагреве. Легирование должно обеспечить возможность применения наиболее экономичного и технически выгодного метода термической обработки — непосредственной закалки из цементационной (нитроцементационной) печи.

Детали, подвергаемые цементации и нитроцементации, должны сопротивляться износу при различных удельных давлениях, обладать высокой прочностью при изгибе и кручении, а также высокими значениями усталостной прочности, противостоять высоким контактным напряжениям, сопротивляться схватыванию и задирам в условиях сухого трения и т. д.

Работоспособность цементованных деталей в эксплуатации зависит от свойств поверхности и сердцевины. Поскольку слой обладает меньшей пластичностью, чем сердцевина, при больших статических (изгибающих и крутящих) нагрузках пластическая деформация обычно возникает под упрочненным слоем — в сердцевине, что, в свою очередь, приводит к увеличению деформации в слое. При превышении предела текучести сердцевины и ограниченном запасе пластичности слоя в нем образуются трещины. Следовательно, статическая прочность при изгибе и кручении, при прочих равных условиях, зависит от предела текучести сердцевины и запаса пластичности в цементованном слое.

При циклических нагрузках сопротивление цементованных и нитроцементованных деталей разрушению зависит от прочности сердцевины. Повышение прочности сердцевины способствует увеличению и контактной прочности. Например, при твердости выше *HRC* 35 допустимые контактные напряжения при базе 10^7 циклов составляют 190 кгс/мм^2 , а при твердости *HRC* 25–35 не превышают 175 кгс/мм^2 , поэтому прокаливаемость приобретает одно из важнейших значений при выборе стали. Однако сближение прочностных свойств слоя и сердцевины снижает уровень остаточных сжимающих напряжений на поверхности, а увеличение объема, претерпевающего фазовые и структурные превращения при терми-

ческой обработке, повышает деформацию и коробление деталей после закалки. Оба фактора приводят к снижению предела выносливости деталей, особенно при ухудшении точности зацепления зубчатых колес, деформации сложных зубчатых зацеплений, шлицевых соединений и пр. Большое значение имеет и прокаливаемость цементованного (нитроцементованного) слоя. После химико-термической обработки и закалки слой должен иметь мартенситно-аустенитную структуру без наличия продуктов перлитного и промежуточного превращения переохлажденного аустенита. Иными словами, сталь не должна иметь склонность к внутреннему окислению, формированию избыточных карбидов (карбонитридов) при насыщении и другим дефектам, возникающим при химико-термической обработке. Образование в слое немартенситных продуктов превращения резко снижает предел выносливости. Рассмотрим выбор материала и упрочняющей термической обработки для типовых деталей машин.

Валы. В зависимости от назначения и условий работы эксплуатационная стойкость валов определяется усталостной прочностью в условиях кручения и изгиба, контактной прочностью и износостойкостью.

Малонагруженные, медленно вращающиеся валы изготавливают из сталей 35, 40, 45, а также из сталей Ст3, Ст4, Ст5 и их не подвергают термической обработке.

Валы небольших размеров, например в станкостроении, которые должны обладать высокой прочностью на изгиб и кручение, а также усталостной прочностью, изготавливают из сталей 40X (диаметр вала $d = 20 \div 25$ мм), 50X ($d = 35 \div 40$ мм), 40XГР ($d = 50 \div 55$ мм) и подвергают закалке и низкому отпуску ($180-220^\circ\text{C}$) на *HRC* 45–50, реже среднему отпуску ($410-430^\circ\text{C}$) на *HRC* 35–42, когда частота вращения валов невелика.

Среднеагруженные валы диаметром до 80–100 мм в том случае, когда их работоспособность определяется прочностью на изгиб и кручение, а не контактной выносливостью и износостойкостью, рекомендуется изготавливать из сталей 45, 40X и 50X, которые после улучшения имеют предел прочности 80–100 кгс/мм² (*HB* 217–285).

Высоконагруженные валы большого диаметра (свыше 100–130 мм) с номинальным напряжением (более 50 кгс/мм²), изготавливаемые из хромоникелевых и хромоникелемолибденовых глубокопрокаливающихся сталей 50ХН, 40ХНМА, 34ХНЗМА, после закалки и высокого отпуска (улучшения) должны иметь $\sigma_b \geq 100$ кгс/мм².

Для валов в турбо- и компрессоростроении, от которых требуется значительная прочность в больших сечениях, применяют стали 30ХН2ВФА, 36ХН1МФА, 38ХН3МФА, 30Х2НВФА и др. Эти валы также упрочняются закалкой и последующим высоким отпуском.

Валы (гладкие, ступенчатые и шлицевые), работоспособность которых определяется контактной выносливостью и износостойкостью, должны иметь высокую поверхностную твердость не менее *HRC* 48–50. В станкостроении для обеспечения этой твердости валы небольших размеров изготавливают из сталей 45 и 50 и упрочняют их поверхностной закалкой при индукционном нагреве (табл. 12).

В тех случаях, когда к валам небольших размеров предъявляются также и повышенные требования к усталостной прочности на изгиб и кручение, их перед поверхностной закалкой подвергают улучшению. В этом

Стали и типовые режимы окончательной термической обработки, рекомендуемые для изготовления валов

Наименование вала	Марка стали	Термическая обработка	Твердость		Толщина упрочненного слоя, мм
			сердцевины, <i>HV</i>	поверхности, <i>HRC</i>	
Валы гладкие ступенчатые (диаметром не менее 140—150 мм) в станкостроении	45 (50)	Высокий отпуск 550°C, поверхностная закалка при индукционном нагреве, отпуск 170—180°C	Не регламентируется	50—56 (54—60)	1,3—2,0
Валы гладкие, ступенчатые, шлицевые ответственного назначения в станкостроении	20Х, 18ХГТ, 12ХНЗА	Цементация 930°C, нормализация 880°C (при необходимости), закалка, низкий отпуск 170—200°C	186 207—302 217—302	56—62 56—62 56—62	0,7—1,0 1,3—1,6 1,3—1,6
Валы коробки передач автомобиля	25ХГМ	Нитроцементация 850°C, закалка в горячем масле, низкий отпуск 180°C	30—35	56—65	0,8—1,1
	15ХГН2ТА	Цементация, закалка в масле, низкий отпуск	25—35	58—64	1,3—1,8
Коленчатые валы судовых и автомобильных двигателей	40, 45, 40Х, 50Г, 40ХН, 40ХФА	Нормализация или закалка с высоким отпуском, поверхностная закалка при индукционном нагреве коренных и шатунных шеек, самоотпуск 150—170°C	163—269	52—62	4—5
	45Х	Закалка 840°C, отпуск 580—600°C, жидкое азотирование 570°C	<i>HV</i> 250—350	<i>HV</i> 550—700	0,3—0,4 (карбонитридный слой толщиной 10—15 мкм)
Коленчатые валы дизеля	18Х2Н4ВА	Закалка 910°C (воздух), отпуск 200°C	311—375	—	—
		Закалка, отпуск 550°C, азотирование 550°C, 40 ч	250—300	<i>HV</i> 600—700	0,3—0,4
	40ХНМА	Закалка 880°C (масло), отпуск 590°C	311—375	—	—

же случае более крупные валы изготавливают из легированных сталей 40X, 40XГТ и др., обеспечивающих повышенную прокаливаемость. Когда требуется более высокая износостойкость и соответственно высокая твердость (не менее $HRC\ 56-58$), например, для быстроходных валов станков диаметром 25—30, 60—80, 80—100 мм, их изготавливают из сталей 20X, 18XГТ и 12XН3А соответственно, которые подвергают цементации (табл. 12). В автостроении для изготовления ведущего и ведомого валов коробки передач автомобилей разных конструкций и грузоподъемности применяют стали 25XГМ (ЗИЛ-130), 15XГНТА (МАЗ), 35X и 40X (ГАЗ). Валы из стали 25XГТ упрочняют нитроцементацией ($HRC\ 60-65$), из стали 15XГНТ — цементацией ($HRC\ 58-64$) и 35X — цианированием ($HRC\ 48-53$). Эти детали после указанных режимов химико-термической обработки обладают высоким сопротивлением изнашиванию и высокой прочностью на изгиб.

Для изготовления цементируемых валов большого диаметра (~100 мм), когда требуется высокая прочность сердцевины, применяют сложнолегированные стали, например 35X2ГНТА, обеспечивающие высокую прокаливаемость. В случаях, когда нужно особо высокое сопротивление изнашиванию, валы изготавливают из стали 38X2МЮА с последующим азотированием.

Коленчатые валы. Коленчатый вал двигателя воспринимает высокие нагрузки от сил инерции поступательного и вращательного движения масс. Эти силы инерции вызывают трение и износ шеек вала, а также усталостные явления по галтелям и в местах выходов масляных каналов. Их обычно изготавливают из стали, а в ряде случаев и из чугуна. Коленчатые валы тихоходных судов и автотракторных двигателей изготавливают из сталей 40, 45, 40X, 40Г (табл. 12). Для изготовления валов быстроходных двигателей применяют легированные стали 40X, 40ХН.

Поковки коленчатых валов для получения необходимых механических свойств, подготовки структуры для окончательной поверхностной закалки и обеспечения хорошей обработки резанием подвергают нормализации (при необходимости с отпуском) или улучшению. Улучшение также является и окончательной упрочняющей обработкой валов. Для повышения износостойкости шейки коленчатых валов подвергают закалке при индукционном нагреве и самоотпуску.

Для повышения усталостной прочности галтели коленчатого вала иногда упрочняют обкаткой роликами или, реже, дробеструйной обработкой. Коленчатые валы, воспринимающие высокие нагрузки, изготавливают из легированных сталей 40ХНМА и 18X2Н4ВА (см. табл. 12). Долговечность коленчатых валов из легированных сталей может быть повышена жидким или газовым азотированием (см. табл. 12). Усталостная прочность коленчатых валов в результате жидкого азотирования повышается на 60—80%.

Для изготовления коленчатых валов сложной формы с большими фланцами и отверстиями наряду со сталью применяют высокопрочные магниевые чугуны (см. стр. 153). Пониженная прочность чугунных валов в значительной степени компенсируется более конструктивными их формами, малой чувствительностью чугуна к концентраторам напряжений, в многоопорных валах меньшим смещением опор (благодаря низкому мо-

дулю упругости) и снижением опасности резонансных колебаний благодаря повышенной демпфирующей способности.

Так, например, коленчатые валы легкового автомобиля М-24 («Волга») изготавливают из высокопрочного магниевых чугуна ВЧ 60-2 (3,2-3,4% С, 2,0-2,5% Si, 1,15-1,3% Mn, $\leq 0,003\%$ S, 0,15-0,25% Cr и 0,02-0,04% Mg). Их отливают в оболочковых формах. Валы подвергают термической обработке по режиму: нагрев до 950°C в течение 8 ч, охлаждение до 600°C, подогрев до 725°C, выдержка при этой температуре 8 ч и охлаждение на воздухе. В результате термической обработки происходит сфероидизация перлита, и поэтому достигается значительное повышение механических свойств ($\sigma_B = 50 \div 70$ кгс/мм², $\delta = 5 \div 8\%$, $\sigma_{II} = 90 \div 110$ кгс/мм², НВ 207 - 241).

Коленчатый вал машины «Запорожец» отливают в оболочковые формы из высокопрочного чугуна ВЧ 50-2. Отливки подвергают низкотемпературному отжигу при 640-660°C в течение 3-4 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Коленчатый вал автомобиля ВАЗ из высокопрочного чугуна проходит нормализацию, закалку шатуновых и коренных шеек при индукционном нагреве и отпуск при 180-200°C в течение 2 ч. Толщина упрочненного слоя на шатуновых шейках $2,5 \pm 1$ мм и коренных $2,25 \pm 1$ мм, HRC 50 и выше.

Высокопрочный магниевый чугун применяют и для изготовления коленчатых валов тепловозов. Для повышения сопротивления износу и предела выносливости коленчатые валы подвергают азотированию. Толщина слоя 0,7 мм и HRC 40. После азотирования шейки валов шлифуют для исправления коробления, а галтели полируют.

Шпиндели. Основное требование к материалу шпинделей для опор качения и скольжения — обеспечение повышенной твердости с целью получения высокого сопротивления изнашиванию, схватыванию, образованию забоин, вмятин и т. д. Сталь для шпинделей выбирают с учетом прокаливаемости в зависимости от сечения изделия. Чем больше толщина стенки, тем выше должна быть легированность стали для обеспечения требуемой прокаливаемости.

Шпиндели указанного типа для станков нормальной и повышенной точности упрочняют поверхностной закалкой при нагреве ТВЧ (табл. 13) или объемной закалкой с отпуском на твердость HRC 40-50. Шпиндели станков особо высокой точности упрочняют цементацией или азотированием на твердость не менее HRC 56. В качестве материала для изготовления цементуемых шпинделей применяют стали 20Х, 18ХГТ и 12ХНЗА. Применение легированных сталей позволяет производить закалку в масле (расплавленные соли), что снижает деформацию шпинделя. Шпиндели этого же типа, подвергаемые азотированию, изготавливают из сталей 18ХГТ или 40ХФА. После азотирования деформации шпинделей минимальные.

Шпиндели для опор скольжения станков высокой точности чаще изготавливают из стали 38Х2МЮА и подвергают азотированию (см. табл. 13). Для станков нормальной точности шпиндели можно изготавливать из стали 50 или У8 и упрочнять поверхностной закалкой при индукционном нагреве (HRC 58-62).

Зубчатые колеса. Наиболее часто выход из строя зубчатых колес связан с контактным усталостным разрушением, торцовым износом, заеданием

Стали и типовые режимы окончательной термической обработки, рекомендуемые для изготовления шпинделей станков

Наименование детали	Марка стали	Термическая обработка	Твердость		Толщина упрочненного слоя, мм
			сердцевинны, <i>HВ</i>	поверхности, <i>HRC</i>	
Шпиндели для станков нормальной точности Шпиндели для опор качения и скольжения станков	50	Поверхностная закалка при индукционном последовательном нагреве	—	58—62	5—7
	18ХГТ	Цементация 930°С, закалка 840°С, отпуск 170—210°С	—	56—62	1,0—1,3
	40ХФА	Закалка 890°С (или нормализация), отпуск 650°С, основная механическая обработка, отпуск 610°С, азотирование 510°С	255—285	<i>HV</i> 610—700	0,25
	38Х2МЮА	Закалка 940°С, отпуск 660°С, основная механическая обработка, отпуск 610°С, азотирование 510°С. (I ступень) и 540°С (II ступень)	229—269	Не менее <i>HV</i> 850	Не менее 0,2

зубьев, а также с поломкой зуба или из-за усталости или кратковременных перегрузок.

Сталь и вид окончательной термической или химико-термической обработки для зубчатых колес устанавливаются в зависимости от их конструкции и условий службы. Силовые зубчатые колеса должны обладать высокой износостойкостью рабочих поверхностей и достаточной статической, усталостной прочностью на изгиб и при контактом нагружении. Сталь и упрочняющая обработка шестерен должны обеспечить высокий предел прочности, усталостную прочность, в том числе и при контактом нагружении, а также удовлетворительную вязкость.

Этим требованиям наиболее полно отвечают легированные цементуемые или нитроцементуемые стали. После термической обработки структура поверхностного слоя — мартенсит отпуска, а сердцевинны — ферритно-цементитная смесь различной степени дисперсности, бейнит или низкоуглеродистый мартенсит.

Для средненагруженных колес помимо химико-термического упрочнения допускается применять закалку при индукционном нагреве (по контуру или сквозном — с обязательным упрочнением дна впадин между зубьями). В этом случае зубчатые колеса изготавливают из сталей 45, 50, 40Х, 50Х, 50ХН.

Для средне- и малонагруженных шестерен некоторое применение получили улучшаемые стали.

Для изготовления зубчатых колес в условиях единичного и мелкосерийного производства применяют улучшаемые стали 40, 45, 50Г, 40Х, 30ХГС и др. В этом случае чистовое нарезание зубьев производится после улучшения (*HВ* 280—320 — небольшие колеса и *HВ* 200—240 — крупные колеса), что обеспечивает высокую точность их размеров. Зубчатые колеса из улучшаемых сталей хорошо прирабатываются.

Колеса больших диаметров изготавливают из сталей 35Л—50Л, 40ХЛ,

30ХГСЛ и др. Литые колеса подвергают нормализации, часто с последующим высоким отпусканием (для легированных сталей).

Рассмотрим в качестве примера более подробно выбор стали и упрочняющей обработки для цементуемых зубчатых колес автомобилей, тракторов и станков.

Предварительная термическая обработка поковок шестерен автомобиля и трактора чаще сводится к изотермическому отжигу, который обеспечивает хорошую обрабатываемость резанием и минимальные деформации после окончательной химико-термической обработки. В зубьях автомобильных шестерен, работающих в различных условиях, действующие напряжения могут достигать высоких значений. Например, в автомобиле ЗИЛ-130 в зубчатом колесе первой передачи и заднего хода напряжения изгиба достигают $63,5 \text{ кгс/мм}^2$, в шестернях третьей передачи очень высокие контактные напряжения, достигающие $\sim 130 \text{ кгс/мм}^2$.

Наиболее частой причиной выхода из строя зубчатых колес автомобиля является разрушение поверхности вследствие контактной усталости. У шестерен коробок передач, подвергающихся периодическому переключению, наблюдается торцовый износ, усталостное разрушение зубьев в опасном сечении. Иногда их разрушение происходит и от однократной нагрузки (перегрузки).

Ведущие цилиндрические зубчатые колеса автомобиля выходят из строя, в основном (70%) из-за усталостного разрушения, ведомые конические зубчатые колеса — из-за повышенного износа.

Зубчатые колеса автомобилей для того, чтобы обеспечить требуемую прокаливаемость сердцевины зуба и минимальную деформацию при закалке, изготавливают из легированных сталей, закаливающихся в масле.

Ведущие и ведомые цилиндрические и конические шестерни редукторов и главной передачи грузовых автомобилей ЗИЛ изготавливают из экономно легированных сталей 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, автомобилей ВАЗ — из сталей 20ХГНМ и 19ХГН, а автомобилей ГАЗ из сталей 20ХГР и 20ХНМ (табл. 14).

В последнее время для изготовления зубчатых колес заднего моста автомобиля применяют сталь 25ХГНМАЮ. Долговечность зубчатых колес из этой стали на 30% выше, чем долговечность серийных шестерен из стали 20ХГНМ. Это объясняется очень мелким зерном в сердцевине (балл 12) и в слое (балл 13—14).

Зубчатые колеса указанных типов автомобилей ЗИЛ и ГАЗ для упрочнения подвергают цементации или нитроцементации (см. табл. 14). Стали должны быть наследственно мелкозернистыми, что позволяет производить закалку зубчатых колес после цементации и подстуживания непосредственно из цементационной (нитроцементационной) печи. Применение этой технологии закалки уменьшает деформацию, что важно именно для автомобильных зубчатых колес, поскольку они не подвергаются зубошлифованию.

В автостроении наиболее нагруженные шестерни большегрузных автомобилей изготавливают из сталей 12ХН3А (автомобиль МАЗ), 15ХГН2ТА и 15Х2ГНТРА (ЯМЗ) или 20ХГН2ТА и 15ХГН2ТА (КрАЗ).

Для нагруженных шестерен толщина упрочненного (цементованного) слоя в большинстве случаев принимается равной 0,15 от полной толщины

Стали и типовые режимы окончательной термической и химико-термической обработки, рекомендуемые для изготовления зубчатых колес

Наименование детали	Марка стали	Термическая обработка	Твердость, HRC		Толщина упрочненного слоя, мм
			сердцевины	поверхности	
Зубчатые колеса: коробки передач легкового автомобиля	40X	Нитроцементация 830°C, непосредственная закалка (масло), отпуск 200°C	<i>HV</i> 187—241	48—53	0,15—0,2 <i>m</i>
	25XГТ, 25XГМ	Нитроцементация 850°C, непосредственная ступенчатая закалка (горячее масло 180°C), отпуск 180°C	35—45	52—62	0,5—0,7
	20XГНМ, 30XГТ	Газовая цементация, непосредственная закалка в масле, после подстуживания до 850°C, отпуск 200°C	26—40	58—64	1,0—1,5
быстроходных дизелей	12ХН3А	Цементация 900°C, закалка 800°C (масло), отпуск 170°C	26—40	58	0,8—1,1
	18X2H4BA	Цементация 900°C, отпуск 650°C (двукратный), закалка 830°C (воздух), отпуск 180°C	35—43	56—59	0,6—0,9
Особонапряженные цилиндрические колеса станков	12ХН3А	Газовая цементация 930°C, отпуск 650°C, закалка 800°C (масло), отпуск 180°C	30—40	56—60	0,25 <i>m</i>
	20ХНМ	Газовая цементация 930°C, отпуск 620°C, закалка 830°C, отпуск 190°C	30—40	56—60	0,2—0,26 <i>m</i>
	25X2ГНТА	Газовая цементация 930°C, отпуск 660°C, закалка 810°C, отпуск 180°C	30—40	56—60	0,2—0,26 <i>m</i>
Средненапряженные переключаемые колеса станков	18XГТ	Газовая цементация 930°C, непосредственная закалка в масле после подстуживания до 830°C, отпуск 190°C	30	56—60	0,2—0,25 <i>m</i>
	40X	Закалка 840°C, отпуск 550°C, закалка по контуру зубьев при индукционном нагреве под водой, отпуск 210°C	25—28	48—52	0,25 <i>m</i>
Малонапряженные колеса станков	50ХН	Закалка 830°C (масло), отпуск 180—220°C	48—54	48—54	—
	40ХФА	Закалка 890°C; отпуск 650°C, основная механическая обработка, отпуск 570°C, азотирование 510°C	<i>HV</i> 248—277	<i>HV</i> 610—700	0,12 <i>m</i>

зуба по начальной окружности или 0,18—0,27 *m* (*m* — модуль колеса), а глубина нитроцементованного слоя 0,19—0,2 *m*. Для обеспечения высокой контактной выносливости и износостойкости твердость поверхности должна быть не ниже HRC 59. Такая твердость соответствует высокоуглеродистому мартенситу (0,8—1,15% С). При снижении допускаемых контактных напряжений на 15% величина поверхностной твердости может быть снижена с HRC 60 до HRC 54.

Твердость на поверхности зуба во избежание его хрупкого разрушения не должна превышать HRC 63, а в сердцевине HRC 30—42. С повышением твердости сердцевины, например при увеличении содержания углерода в стали, возрастают предел прочности и предел выносливости при изгибе и контактная выносливость зубчатых колес. При понижении содержания

углерода (менее 0,15% С) в стали снижается предел текучести сердцевин, что приводит к развитию в ней пластической деформации, которая может вызвать разрушение упрочненного слоя. Излишнее повышение твердости сердцевин (более $HRC\ 42-45$) снижает предел выносливости зубьев шестерен при изгибе и увеличивает опасность их хрупких разрушений.

Некоторые шестерни заднего моста (например, коническая ведомая и ведущая шестерни редукторов заднего моста) изготавливают из стали 55ПП (см. стр. 226) и упрочняют поверхностной закалкой при глубинном нагреве (автомобили ГАЗ, ЗИЛ).

В зависимости от модуля колеса m рекомендуется применять плавкие стали 55ПП с критическим диаметром по прокаливаемости (в сердцевине заготовки полумартенситная структура), равным 6,5–9,0 мм для $m = 3,5 \div 5$; 9–13 мм для $m = 4,5 \div 7$ и 13 мм и более для $m \geq 6,5$.

После закалки твердость на поверхности зуба $HRC\ 58-62$, а в сердцевине $HRC\ 30-40$. Толщина упрочненного слоя 1,0–2,0 мм. Сталь 55ПП после поверхностной закалки обладает высокой прочностью, в том числе и усталостной, а также достаточной вязкостью, поэтому она может быть рекомендована для колес с $m = 4,0 \div 6$ мм, для которых контактные напряжения не очень велики. Применение стали 55ПП дает большой экономический эффект вследствие перехода от длительных процессов химико-термической обработки к закалке при индукционном нагреве и замены легированных сталей.

Стали и методы упрочнения зубчатых колес, применяемые в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении, можно классифицировать по степени нагруженности этих деталей.

1. Мало- и средненагруженные зубчатые колеса (шестерни коробки передач, шестерни ведущие и ведомые коробки передач, шестерни главной передачи ведомые и др. для тракторов типа Т-40, ДТ-54А, Т-74, ТМЗ-50, МТЗ-80 и др.) изготавливают из безникелевых 18ХГТ, 25ХГТ и малоникелевых сталей 20ХГНР, 20ХНР с упрочнением цементацией на глубину 1,2–1,8 мм или нитроцементацией на глубину 0,8–1,2 мм. Твердость на поверхности $HRC\ 56-65$. Твердость сердцевин зубьев $HRC\ 25-40$. Если к этим зубчатым колесам не предъявляется высоких требований по износостойкости, то тогда их изготавливают из сталей 40, 45, 40Х, 40ХС и упрочняют закалкой с высоким отпуском и последующей поверхностной закалкой при индукционном нагреве на глубину 1,5–2,5 мм и $HRC\ 54$. Возможно применение стали 20Х с последующей цементацией, закалкой и отпуском.

2. Тяжелонагруженные зубчатые колеса изготавливают из малоникелевых цементуемых (нитроцементуемых) сталей 20ХГНР, 20ХНР и хромоникелевой 20ХНЗА. При этом толщина упрочненного слоя и нормы его твердости остаются такими же, как и для 1-й группы. Однако твердость сердцевин несколько выше – $HRC\ 30-45$. Из этих сталей изготавливают большинство шестерен трактора Т-74, Т-180, Т-100М, Т-130 и др.

В станкостроении выбор стали и упрочняющей обработки зубчатых колес также проводится исходя из их нагруженности. Об этом критерии в станкостроении судят по расчетной величине номинального напряжения изгиба у основания зуба (σ_H).

1. Мало- и средненагруженные зубчатые колеса ($\sigma_H \leq 15$ кгс/мм² и

$\sigma_H \geq 10-25$ кгс/мм² соответственно) изготавливают из сталей 20X и 18XГТ и упрочняют цементацией. Для упрочнения средненагруженных зубчатых колес, чаще не переключаемых на ходу, также применяют контурную поверхностную закалку при индукционном нагреве. Этот метод упрочнения часто используют для шестерен малых и средних размеров, работающих с колесами, подвергнутыми упрочнению, ввиду хорошей их взаимной прирабатываемости. Обычно колеса для поверхностной заделки изготавливают из стали 40X и закалывают на глубину 0,2–0,25 *m*, но не более 1,4–1,8 мм. Закалка венца зубчатых колес ($d \geq 300$ мм и $m = 1,0 \div 3,0$) проводится насквозь и при том глубже их впадины на 1,5–3,0 мм.

Для обеспечения высокой износостойкости и прочности твердость на поверхности должна быть на уровне HRC 48–52. При этом закалка должна быть контурной без перерыва этого упрочненного слоя.

2. Высоконагруженные цилиндрические и конические колеса ($\sigma_H = 20 \div 35$ кгс/мм²) диаметром свыше 300 мм ($m = 1,5 \div 4,0$) изготавливают из легированных цементуемых сталей 20X и 18XГТ, а колеса диаметром до 600 мм ($m = 4 \div 10$) из хромоникельмолибденовой глубоко прокаливающейся стали 20ХНМ. Эти колеса упрочняют цементацией. Если используется процесс нитроцементации, то для изготовления колес диаметром до 600 мм применяют сталь 25XГТ, имеющую более высокую твердость сердцевины, чем сталь 18XГТ (табл. 14), и достаточную прокаливаемость.

3. Особо высоконагруженные ($\sigma_H = 30 \div 45$ кгс/мм²) цилиндрические колеса ($d > 600$ мм и $m = 1,5 \div 6$), подвергаемые значительным динамическим и импульсным нагрузкам, изготавливают из стали 12ХНЗА, а конические ($m = 6 \div 10$) из стали 25X2ГНТА. Долговечность и безотказность работы этих колес достигается цементацией или нитроцементацией зубьев по контуру (см. табл. 14).

Цементация (нитроцементация) с последующей термической обработкой (закалка и отпуск) обеспечивает большие твердость и несущую способность поверхностных слоев зубьев и высокую прочность зубьев на изгиб, чем поверхностная закалка. После шлифования или шевингования прочность цементованных зубьев на изгиб возрастает в 3 раза. Однако шлифование (при значительных прижогах) может снизить этот эффект в 1,5–2 раза. Твердость шестерен косозубых и шевронных передач должна быть наиболее высокой, что обеспечивает хорошую контактную прочность. Твердость шестерен прямозубых передач должна быть выше, чем колес, что уменьшает возможность заедания и сближает долговечность шестерен и колес.

Во всех случаях толщина цементованного слоя устанавливается равной 0,2–0,26 *m*, но не более 1,8 мм, а нитроцементованного – 0,15–0,2 *m*, но не более 1,0 мм.

Твердость у основания зуба после цементации (нитроцементации), где действуют нормальные напряжения от внешней нагрузки и концентратора напряжений, должна быть в сердцевине HRC 30–40, а на поверхности HRC 56–60.

Для уменьшения деформации зубчатых колес применяют мелкозернистые стали (балл 5–8) с регламентированной прокаливаемостью, подвергаемые последующей газовой цементации в атмосфере с регулируемым углеродным потенциалом и, где это возможно, закалке с цементационного

нагрева с предварительным подстуживанием. Нитроцементация обеспечивает меньшую деформацию, чем цементация при термической обработке.

Помимо цементации и нитроцементации для упрочнения зубчатых колес применяют азотирование. Однако его следует применять для зубчатых колес, не переключаемых на ходу.

Азотирование (см. табл. 14) применяют для мало- и средненагруженных колес сложной конфигурации, например, с внутренними зубьями и др., шлифование которых трудно осуществить. В этом случае зубчатые колеса изготавливают из стали 40X (конические) или 40XФА (цилиндрические). После азотирования на глубину 0,1–0,13 *m* (но не более 0,6 мм), в результате которого обеспечивается минимальная деформация, проводится только притирка или хонингование зубьев. Азотированные колеса при большем числе циклов нагружений не уступают по контактной прочности (сопротивлению выкрашиванию) цементированным (нитроцементированным), но вследствие малой толщины слоя для них должна быть меньше величина контактной нагрузки.

Для повышения усталостной прочности на изгиб и долговечности зубья высоконагруженных колес после цементации (нитроцементации) или сквозной закалки при индукционном нагреве подвергают поверхностному упрочнению дробеструйным наклепом или обкаткой роликами (последнее при $m > 4$ и $HRC 40$).

Независимо от принятого метода упрочнения поковки (штамповки) перед механической обработкой проходят отжиг или нормализацию с высоким отпуском. Для колес высокой точности после механической обработки для снижения напряжений иногда проводят высокий отпуск (600°C). После окончательной механической обработки для снижения шлифовочных напряжений цементованные колеса подвергают низкому отпуску при 160°C в течение 2–2,5 ч.

Трубчатые детали (гильзы, втулки и т. д.). Эти детали должны обладать высокой износостойкостью, стабильностью конфигурации и размеров во времени. Чаще их изготавливают из сталей 40XФА, 30X3ВА, 38X2МЮА и подвергают азотированию. Азотирование обеспечивает высокую износостойкость и малые деформации. Может быть применена для упрочнения и цементация. При толщине стенки 14–18 мм применяют сталь 20X, при 40–45 мм – 18ХГТ и при 70–75 мм – 12ХН3А.

Детали этой группы могут деформироваться в процессе механической и термической обработки. Чтобы уменьшить деформацию после механической обработки, обычно производится стабилизирующий отпуск.

Нормали. Для изготовления нормалей (болты, винты, гайки, шпильки и др.) чаще всего применяют улучшаемые углеродистые и легированные стали.

Как показали исследования, разрушение этих деталей при эксплуатации происходит в случае: 1) ослабления соединения и вязкого разрушения из-за недостаточного запаса прочности в случае применения деталей без термической обработки или при недостаточной твердости термически обработанных деталей; 2) хрупкого разрушения из-за высокой твердости, наличия поверхностного наклепа после холодной высадки, не снятого рекристаллизационным отжигом, или присутствия в исходной структуре стали структурно-свободного цементита.

Исследование причин хрупкого разрушения деталей позволило установить оптимальный интервал твердости для деталей крепежа, изготовленных из сталей 40, 40Х и 30ХГС. Показано, что наиболее высоким значением хрупкой прочности отвечает твердость $HRC\ 30-35$.

Болты, шпильки и другие детали крепежа, не испытывающие в работе высоких напряжений, можно изготавливать из сталей 40, 40Х, 30ХГС и подвергать нормализации на твердость $HRC\ 25-30$. Детали, испытывающие высокие и сложные напряжения, надо изготавливать из сталей 40Х, 40ХН или 40ХНМА и подвергать улучшению или нормализации на твердость $HRC\ 30-35$.

Если детали получают холодной высадкой, необходимо проводить нормализацию при температуре $880-900^\circ C$ с целью снятия наклепа и растворения структурно-свободного цементита.

9. РЕССОРНО-ПРУЖИННЫЕ СТАЛИ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

Рессорно-пружинные стали общего назначения должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям и пределом выносливости при достаточных пластичности и сопротивлении хрупкому разрушению; иметь повышенную релаксационную стойкость.

Для получения этих свойств стали должны содержать $C \geq 0,5\%$ и быть подвергнуты закалке и отпуску при $400-520^\circ C$ (табл. 15). Для углеродистых пружинных сталей после термической обработки обычно $\sigma_{0,2} \geq 80$ кгс/мм² и для легированных сталей — $\sigma_{0,2} \geq 100$ кгс/мм² (табл. 15).

Стали должны обладать хорошей закалываемостью и прокаливаемостью. После закалки мартенситная структура должна быть по всему объему. Присутствие после закалки продуктов эвтектоидного или промежуточного превращения, феррита, перлита, а также остаточного аустенита ухудшает все пружинные свойства. Чем мельче зерно, тем выше сопротивление стали малым пластическим деформациям. Наличие обезуглероженного слоя на готовых пружинах резко снижает пределы упругости и выносливости.

Для пружин малого сечения, закалываемых в масле и испытывающих невысокие напряжения, применяют углеродистые стали 65, 70 75, 85. В случае больших сечений ($d = 5 \div 8$ мм) закалку углеродистых сталей производят в воде.

Более часто для изготовления пружин и рессор используют легированные стали, содержащие 1,5–2,8% Si, 0,6–1,2% Mn, 0,2–1,2% Cr; 0,1–0,25% V; 0,8–1,2% W и 1,4–1,7% Ni. Эти элементы обеспечивают необходимую прокаливаемость и закалываемость, измельчают зерно и повышают релаксационную стойкость сталей.

Путем легирования можно повысить температуру отпуска (выше интервала развития необратимой отпускной хрупкости), что позволяет наряду с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям получить хорошие пластичность и вязкость.

В промышленности наиболее часто применяют кремнистые стали 55С2, 60С2А, 70С3А. Вследствие того, что кремний повышает прокаливаемость, задерживает распад мартенсита при отпуске и значительно упрочняет феррит, кремнистые стали (50С2, 55С2 и 60С2) имеют высокие пределы текуче-

Режимы термической обработки и механические свойства пружинных сталей

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства (не менее)			
	закалки	отпуска	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
			кгс/мм ²		%	
65	840	480	80	110	10	35
85	820	480	100	115	8	30
50С2	870	460	110	120	6	30
55С2А	870	460	140	160	6	20
70С3А	860	460	160	180	6	25
60С2ХФА	850	410	170	190	5	20
60С2ВА	850	420	170	190	5	20
60С2Н2А	880	420	160	175	6	20

сти и упругости, что обеспечивает хорошие свойства. Кремнистые стали применяют для изготовления пружин вагонов, многих автомобильных рессор, в станкостроении, для торсионных валов и др. Однако кремнистые стали склонны к обезуглероживанию, образованию поверхностных дефектов при горячей обработке и графитообразованию, что снижает предел выносливости. Дополнительное легирование кремнистых сталей Cr, Mn, W, Ni увеличивает их прокаливаемость и уменьшает склонность к обезуглероживанию, графитизации и росту зерна при нагреве.

Стали 60С2ХФА и 65С2ВА, имеющие высокую прокаливаемость, хорошую прочность (см. табл. 15) и релаксационную стойкость, применяют для крупных высоконагруженных пружин и рессор. Когда упругие элементы работают в условиях сильных динамических нагрузок, применяют сталь с никелем 60С2Н2А.

Для изготовления автомобильных рессор широко применяют сталь 50ХГА, которая по технологическим свойствам превосходит кремнистые стали. Для клапанных пружин рекомендуется сталь 50ХФА, не склонная к перегреву и обезуглероживанию. Однако эта сталь имеет малую прокаливаемость и может применяться только для пружин с сечением проволоки, равным или менее 5–6 мм. Для увеличения прокаливаемости сталь легируют марганцем (50ХГФА), который снижает ударную вязкость. Оптимальная твердость рессор для получения максимального предела выносливости HRC 42–48; при более высокой твердости предел выносливости снижается. Предел выносливости стали, а следовательно, и долговечность рессор и пружин резко снижаются при наличии на поверхности различных дефектов (забоин, рисок, царапин и т. д.), играющих роль концентраторов напряжений.

Срок службы рессор может быть повышен гидроабразивной и дробеструйной обработкой (поверхностным наклепом), создающей в поверхностных слоях остаточные напряжения сжатия, понижающие рабочие напряжения растяжения в наружных волокнах. После дробеструйной обработки предел выносливости повышается в 1,5–2 раза.

Нередко пружины изготовляют из патентованной холоднотянутой проволоки и холоднотянутой ленты из высокоуглеродистых сталей 65, 65Г, 70, У8, У10. Высокие механические свойства проволоки достигаются патентованием и последующей протяжкой при степени деформации не менее 70%. Предел прочности проволоки после 95%-ной деформации (диаметр

проволоки 1,4 мм) достигает 260 кгс/мм². Пружины после холодной навивки подвергают отпуску при 210–320°C для снятия напряжений, повышения предела упругости и релаксационной стойкости. Более часто применяется сталь, поступающая в виде проволоки диаметром от 6,0 до 0,15 мм и имеющая предел прочности 136–220 кгс/мм². Нагартованная лента имеет предел прочности 75–120 кгс/мм².

10. ШАРИКОПОДШИПНИКОВЫЕ СТАЛИ

Подшипники качения работают в условиях качения шариков (или роликов) по наружному и внутреннему кольцам. Наиболее часто причиной отказа подшипников является излом, разрушение тел качения и рабочих поверхностей колец, а также усталостное выкрашивание рабочих поверхностей элементов подшипника.

Для изготовления тел качения и подшипниковых колец небольших сечений обычно используют высокоуглеродистую хромистую сталь ШХ15 (0,95–1,05% С и 1,3–1,65% Cr), а больших сечений – хромомарганцевокремнистую сталь ШХ15СГ (0,95–1,05% С, 0,9–1,2% Mn, 0,4–0,65% Si и 1,3–1,65% Cr), прокаливающуюся на большую глубину. Стали обладают высокой твердостью, износостойкостью и сопротивлением контактной усталости. К сталям предъявляют высокие требования по содержанию неметаллических включений, так как они вызывают преждевременное усталостное разрушение. Недопустима так же карбидная неоднородность.

Электрошлаковый и вакуумно-дуговой переплав, уменьшая количество неметаллических включений (сульфидов, оксидов и др.), повышают долговечность подшипников¹. Стали изготавливают в виде прутков, труб и проволоки. Для горячей штамповки стали поставляются без отжига, для холодной механической обработки – в отожженном состоянии. После отжига стали получают однородную структуру мелкозернистого перлита с мелкими включениями вторичных карбидов. Такая структура обеспечивает удовлетворительную обрабатываемость резанием ($K_p = 0,55$ для стали Р18) и достаточную пластичность при холодной штамповке шариков и роликов; твердость после отжига $HV\ 179–207$. Кольца, шарики и ролики проходят закалку в масле (30–60°C) с 840–860°C и отпуск при 150–170°C. Перед отпуском для уменьшения количества остаточного аустенита детали подшипника охлаждаются до температуры не выше 20–25°C. Это повышает стабильность их размеров. Для подшипников, которые должны иметь особо высокую стабильность размеров, иногда применяют обработку холодом при $-70 \div -80^\circ C$.

Для получения оптимального сочетания прочности и контактной выносливости кольца и ролики подшипников должны иметь после закалки и отпуска твердость $HRC\ 61–65$ для стали ШХ15 и $HRC\ 60–64$ для стали ШХ15СГ, а шарики – $HRC\ 62–66$.

Для изготовления деталей подшипников качения, работающих при высоких динамических нагрузках, применяют цементуемые стали: 20Х2Н4А и 18ХГТ. После газовой цементации на глубину 1,2–3,5 мм, высокого отпуска, закалки и отпуска при 160–170°C детали подшипника из

¹ Если применен электрошлаковый переплав, к марке стали добавляется буква Ш, а вакуумно-дуговой переплав буквы ВД, например ШХ15Ш, ШХ15ВД.

стали 20X2H4A имеют на поверхности *HRC* 58–62 и в сердцевине *HRC* 35–45.

Детали подшипника качения из стали 18ХГТ подвергают цементации или цианированию на глубину 0,9–1,8 мм. После закалки и низкого отпуска они имеют *HRC* 61–65.

В последние годы разработан и внедрен в массовое производство процесс объемно-поверхностной закалки колец тяжело нагруженных роликовых подшипников для букс железнодорожных вагонов. Для изготовления этих деталей применяют высокоуглеродистую сталь ШХ4 (0,95–1,05% С, 0,15–0,3% Si; 0,15–0,3% Mn; 0,35–0,5% Cr) с регламентированной прокаливаемостью, имеющую перед закалкой структуру зернистого перлита.

Закаливаемые кольца нагревают в специальном автоматическом станке индукционным способом насквозь, после чего осуществляют короткую изотермическую выдержку при 850°С. Закалка выполняется в закалочной камере, где поверхности кольца с большой скоростью омываются потоком воды. Затем следует низкий отпуск (160°С, 4 ч). После такой термической обработки (вследствие ограниченной прокаливаемости стали ШХ4) на кольцах толщиной 14 мм образуется закаленный слой со структурой мартенсита толщиной 2,5–3,5 мм с твердостью *HRC* 60–63, а сердцевина получает структуру троостита и сорбита закалки с твердостью *HRC* 35–40. Кольца роликовых подшипников, обработанные таким способом, имеют высокие показатели конструктивной прочности.

Кольца и тела качения подшипников, работающих в агрессивных средах (морской воде, азотной кислоте и т. д.), изготавливают из стали 95Х18 (0,9–1,0% С и 17–19% Cr).

11. ИЗНОСОСТОЙКАЯ (АУСТЕНИТНАЯ) СТАЛЬ

Для деталей, работающих на износ в условиях абразивного трения и высоких давлений и ударов (например, для траков некоторых гусеничных машин, щек дробилок, черпаков землечерпательных машин, крестовин железнодорожных и трамвайных путей и т. д.), применяют высокомарганцевую литую аустенитную сталь 110Г13Л, содержащую 0,9–1,3% С и 11,5–14,5% Mn.

Структура этой стали после литья состоит из аустенита и избыточных карбидов (Fe, Mn)₃C, выделяющихся по границам зерен, что снижает прочность и вязкость стали. В связи с этим литые изделия закаливают с нагревом до 1100°С и охлаждением в воде. При таком нагреве растворяются карбиды, и сталь после закалки приобретает более устойчивую аустенитную структуру. Она обладает следующими механическими свойствами: $\sigma_b = 80 \div 90$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 31 \div 35$ кгс/мм², $\delta = 25 \div 15\%$; $\psi = 30 \div 20\%$, *HV* 180–220. Сталь с аустенитной структурой характеризуется низким пределом текучести, составляющим примерно одну треть от предела прочности и сильно упрочняется под действием холодной деформации. Если эксплуатация детали протекает в условиях значительных давлений и ударных нагрузок, то твердость стали повышается в результате наклепа, что увеличивает сопротивляемость износу. По этой причине сталь 110Г13Л плохо обрабатывается резанием. Если же во время работы сталь испытывает только абразивный износ и отсутствуют значительные давления, вызывающие наклеп, то повышения износостойкости не наблюдается.

При повышенном содержании фосфора сталь 110Г13Л хладноломка. При содержании в стали более 0,05% Р по границам зерна образуется хрупкая фосфидная эвтектика, на которой зарождается и растет хрупкая трещина при низких температурах, поэтому при использовании стали в северных районах содержание фосфора должно быть равно или менее 0,02—0,03%.

Для изделий, подвергающихся износу в результате действия потока жидкости или газа, рекомендована сталь 30Х10Г10, обладающая высокой кавитационной стойкостью.

12. КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ (НЕРЖАВЕЮЩИЕ) СТАЛИ И СПЛАВЫ

Коррозионная стойкость стали. Коррозией называют разрушение металлов под действием окружающей среды. При этом часто металлы покрываются продуктами коррозии (ржавеют). В результате воздействия внешней среды механические свойства металлов резко ухудшаются, иногда даже при отсутствии видимого изменения внешнего вида поверхности.

Различают химическую коррозию, протекающую при воздействии на металлы газов (газовая коррозия) и неэлектролитов (нефть и ее производные), и электрохимическую коррозию, вызываемую действием электролитов: кислот, щелочей и солей. К электрохимической коррозии относятся также атмосферная и почвенная коррозия.

Существует несколько видов электрохимической коррозии. Если металл однороден (например, однородный твердый раствор), то наблюдается равномерная коррозия, протекающая примерно с одинаковой скоростью по всей поверхности металла. В неоднородном металле, что является наиболее частым случаем, коррозия носит локальный характер и охватывает только некоторые участки поверхности. Эту местную, или локальную, коррозию в свою очередь подразделяют на точечную, пятнистую и с язвами. Очаги пятнистой и точечной коррозии являются концентраторами напряжений. Наиболее опасна так называемая интеркристаллитная коррозия, распространяющаяся по границам зерен вследствие более низкого их электрохимического потенциала. Коррозия без заметных внешних признаков быстро развивается по границам зерен, вглубь, резко снижая при этом механические свойства. Сталь, пораженная интеркристаллитной коррозией, теряет металлический звук и при изгибе дает надрывы по границам зерен в местах коррозионного разрушения металла. Кроме того, различают коррозию под напряжением, которая возникает при одновременном действии коррозионной среды и напряжений растяжения. Разновидностью этой коррозии является коррозионное растрескивание, т. е. образование в металле тонкой сетки трещин, проходящих по объему зерна при воздействии коррозионной среды и напряжений.

Сталь, устойчивую против газовой коррозии при высоких температурах (выше 550°C), называют *окалиностойкой*. Стали, устойчивые против электрохимической коррозии, называют *коррозионно-стойкими* (нержавеющими). Повышение устойчивости стали против коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности защитные пленки, прочно связанные с основным металлом и предупреждающие контакт ме-

жду сталью и наружной агрессивной средой, а также повышающих электрохимический потенциал стали в разных агрессивных средах.

Повышение окалиностойкости достигается введением в сталь главным образом хрома, а также алюминия или кремния, т. е. элементов, находящихся в твердом растворе и образующих в процессе нагрева защитные пленки окислов $(Cr, Fe)_2O_3$, $(Al, Fe)_2O_3$. Введение в сталь 5–8% Cr повышает окалиностойкость до 700–750°C; увеличение содержания Cr до 15–17% делает сталь окалиностойкой до 950–1000°C, а при введении 25% Cr сталь остается окалиностойкой до 1100°C. Легирование сталей с 25% Cr алюминием в количестве 5% повышает окалиностойкость до 1300°C. Окалиностойкость зависит от состава стали, а не от ее структуры. В связи с этим окалиностойкость (жаростойкость) ферритных и аустенитных сталей при равном количестве хрома практически одинакова.

Составы сталей, устойчивых против электрохимической коррозии, устанавливаются в зависимости от среды, для которой они предназначаются. Эти стали можно разделить на два основных класса: хромистые, имеющие после охлаждения на воздухе ферритную, мартенситно-ферритную (феррита более 10%) или мартенситную структуру, и хромоникелевые, имеющие аустенитную, аустенитно-мартенситную или аустенитно-ферритную (феррита более 10%) структуру.

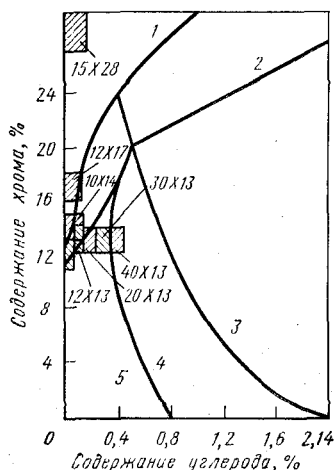
Хромистые коррозионно-стойкие стали. При введении в сталь 12–14% Cr ее электрохимический потенциал становится положительным, и она приобретает устойчивость против коррозии в атмосфере, морской (пресной) воде, ряде кислот, солей и щелочей. Более широко применяют хромистые стали 12X13, 20X13, 30X13 и 40X13 (ГОСТ 5632–72), содержащие 0,12–0,4% C и 12–14% Cr, и низкоуглеродистые ($\leq 0,12$ –0,15% C) стали 12X17 и 15X28 с 17 и 28% Cr (ГОСТ 5632–72).

Структурная диаграмма системы Fe–C–Cr (равновесное состояние) и положение на ней составов хромистых коррозионно-стойких сталей разных марок приведены на рис. 158. Сталь 12X13 в равновесном состоянии относится к полуферритным, а после закалки в масле или на воздухе с высоких температур имеет структуру мартенсит и феррит. Стали 20X13 и 30X13 в равновесном состоянии доэвтектоидные, а сталь 40X13 заэвтектоидная. Они испытывают полное $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращение. После охлаждения на воздухе стали 20X13, 30X13 и 40X13 имеют структуру мартенсит, т. е. относятся к мартенситному классу.

Стали обладают лучшей стойкостью против коррозии только при условии, что все содержание хрома в стали приходится на долю твердого раствора. В этом случае он образует на поверхности плотную защитную окисную пленку типа Cr_2O_3 .

Рис. 158. Система Fe–C–Cr и составы коррозионно-стойких сталей:

1 – ферритные; 2 – полуферритные; 3 – ледебуритные; 4 – заэвтектоидные; 5 – доэвтектоидные



Повышение содержания углерода, приводящее к образованию карбидов, создает двухфазную структуру, уменьшает количество хрома в твердом растворе и поэтому понижает коррозионную стойкость стали и увеличивает хрупкость.

Коррозионная стойкость стали повышается термической обработкой: закалкой и высоким отпуском и созданием шлифованной и полированной поверхности.

Стали 12X13 и 20X13 применяют для изготовления деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам (клапанов гидравлических прессов, предметов домашнего обихода), а также изделий, испытывающих действие слабоагрессивных сред (атмосферных осадков, водных растворов солей органических кислот и т. д.). Их подвергают закалке в масле с 1000–1100°C и высокому отпуску при 700–775°C, после которого карбиды присутствуют в виде более крупных частиц. Применение более низкого отпуска, создающего мелкие карбидные частицы, усиливает коррозию. Механические свойства сталей 12X13 и 20X13 (в скобках) после указанной термической обработки находятся в следующих пределах: $\sigma_B = 60$ (66) кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 42$ (45) кгс/мм², $\delta = 20$ (16)%, $\psi = 60$ (55)% и $a_n = 9$ (8) кгс·м/см².

Стали 30X13 и 40X13 используют для карбюраторных игл, пружин, хирургических инструментов и т. д. Эти стали закалывают с 1000–1050°C в масле и отпускают при 180–200°C. После такого отпуска они сохраняют мартенситную структуру, высокую твердость (HRC 50–60) и достаточную устойчивость против коррозии. Более высокой коррозионной стойкостью обладают низкоуглеродистые высокохромистые стали ферритного класса: 12X17, 15X25T и 15X28 (см. рис. 158). Сталь 12X17 применяют после рекристаллизационного отжига при температуре 760–780°C. Из этой стали изготовляют оборудование для заводов пищевой и легкой промышленности и кухонную утварь. Сварку этой стали следует избегать, так как зоны, прилегающие к сварному шву, имеют крупное зерно, низкую пластичность и относительно невысокую коррозионную стойкость.

Ферритные стали 15X25T и 15X28 используют чаще без термической обработки для изготовления сварных деталей, работающих в более агрессивных средах и не подвергающихся действию ударных нагрузок, при температуре эксплуатации не ниже –20°C. Эти стали обладают крупнозернистостью в литом виде и склонны к сильному росту зерна при нагреве свыше 850°C (например, при сварке), что сопровождается охрупчиванием стали. Измельчить зерно и повысить пластичность термической обработкой нельзя, так как стали не претерпевают $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращений; сварные конструкции из стали 15X28 склонны к межкристаллитной коррозии.

Этот вид коррозии связан с обеднением твердого раствора хромом в местах, прилегающих к границам зерна, в результате образования карбидов хрома. Для повышения сопротивления межкристаллитной коррозии и измельчения зерна сталь легируют титаном в количестве не менее пятикратного содержания углерода (15X25T). Титан связывает углерод и исключает возможность образования карбидов хрома, а следовательно, обеднение хромом феррита. Ферритные стали, содержащие 25–30% Cr, охрупчиваются при длительном нагреве до 450–500°C вследствие образования выделений σ -фазы (см. рис. 88, а).

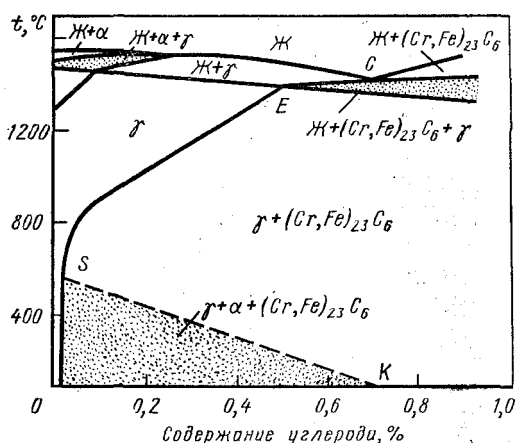


Рис. 159. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe - Cr - Ni для разреза 18% Cr и 8% Ni

Аустенитные стали. Эти стали, обычно легированные хромом и никелем (или марганцем), после охлаждения до комнатной температуры имеют аустенитную структуру, низкий предел текучести, умеренную прочность, высокую пластичность и хорошую коррозионную стойкость в окислительных средах. Стали парамагнитны.

Представителями аустенитных коррозионно-стойких сталей являются 12X18H9, 17X18H9, содержащие соответственно 0,12 и 0,17% С, 17–19% Cr, 8–10% Ni. После медленного охлаждения стали имеют структуру аустенит (γ), феррит (α) и карбиды $M_{23}C_6$. Для получения чисто аустенитной структуры, обладающей высокой коррозионной стойкостью, стали нагревают выше линии SE (рис. 159), чаще до 1100–1150°C (для растворения карбидов), и закалывают в воде (на воздухе). Механические свойства стали 12X18H9 в закаленном состоянии: $\sigma_B = 52 \div 60$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 20 \div 23$ кгс/мм², $\delta = 50\%$ и $\psi = 50 \div 60\%$. Сталь 12X18H9 обычно применяют в виде холоднокатаного листа или ленты. В процессе холодной пластической деформации сталь легко наклепывается. Предел прочности после холодной деформации (60–70%) может быть повышен до 120–130 кгс/мм², при этом относительное удлинение снижается до 4–5%. Упрочнение в процессе холодной деформации связано с наклепом и протеканием мартенситного превращения. Чем менее стабилен аустенит, тем интенсивнее при холодной деформации происходит превращение аустенита в мартенсит ϵ (мартенсит деформации).

Стали хорошо свариваются точечной сваркой и штамуются. При нагреве закаленных до 550–750°C сталей, например при сварке, они охрупчиваются и приобретают склонность к межкристаллитной коррозии. Это связано с тем, что в пограничных зонах выделяются карбиды хрома $M_{23}C_6$ и происходит обеднение этих зон аустенита хромом ниже того предела (т. е. 12%), который обеспечивает коррозионную стойкость. Для уменьшения склонности к интеркристаллитной коррозии в состав сталей вводят титан (реже ниобий) в количестве (5С – 0,7), где С – содержание углерода в стали (12X18H10T, 12X18H12T). В этом случае образуется карбид MC (TiC, NbC), связывающий весь углерод, а хром остается в растворе. Для повышения стабильности аустенита количество никеля в этих сталях увеличивают до 10–12%. Сталь 12X18H10T получила наибольшее распространение для работы в окислительных средах (например, азотной кислоте).

Высокое сопротивление межкристаллитной коррозии, хорошую пластичность и свариваемость имеют низкоуглеродистые аустенитные стали

04X18H10 и 03X18H12. Стали с пониженным содержанием углерода устойчивы в азотной кислоте и других агрессивных средах и широко используются для изготовления химической аппаратуры.

Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали дороги. В связи с этим в некоторых случаях применяют более дешевые стали, в которых часть никеля заменена марганцем. Экономнолегированная (по никелю) сталь 10X14Г14Н4Т рекомендована как заменитель стали 12X18H10Т, для изделий, работающих в слабоагрессивных средах (органических кислотах, солях, щелочах), а также при температурах до -196°C .

Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали 08X18H10, 04X18H10 и др. широко используют в криогенной технике для транспортировки и хранения жидких газов, оболочек топливных баков ракет, резервуаров для хранения жидкого топлива и т. д. Аустенитные стали с г.ц.к.-решеткой сохраняют при низких температурах высокую вязкость и пластичность и поэтому не склонны к хрупкому разрушению.

Некоторое применение находят хромомарганцевоникелевые стали с азотом (0,15–0,4% N), который стабилизирует аустенит и может частично заменить никель. К числу этих сталей относятся стали 15X17АГ14, 12X17Г9АН4. Устойчивость против коррозии в органических кислотах, серной кислоте и морской воде повышает молибден. Для этой цели применяют стали 10X17H13M2Т и 10X17H13M3Т, которые сочетают высокую коррозионную стойкость с хорошей технологичностью, начиная от выплавки стали и кончая изготовлением сварных конструкций и аппаратов.

Аустенитно-ферритные стали. Стали содержат 18–22% Cr, 2–6% Ni и некоторое количество Mo, Cu, Ti (08X22H6Т, 12X21H5Т и др.). Аустенитно-ферритные стали по сравнению с аустенитными обладают более высокой прочностью ($\sigma_{\text{в}} = 65 \div 75 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 35 \div 40 \text{ кгс/мм}^2$) при удовлетворительной пластичности ($\delta = 16 \div 25\%$, $\psi = 45\%$) и лучшей сопротивляемостью инттеркристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию. При нагреве до $400\text{--}750^{\circ}\text{C}$ стали охрупчиваются.

Аустенитно-мартенситные стали. Особую группу представляют аустенитно-мартенситные коррозионно-стойкие стали, например сталь 09X15H8Ю ($\geq 0,09\%$ C, 14–16% Cr, 7–9% Ni и 0,7–1,3% Al). Эти стали наряду с хорошей устойчивостью против атмосферной коррозии обладают высокими механическими свойствами и хорошо свариваются. Сталь 09X15H8Ю для повышения механических свойств подвергают закалке при 975°C , после которой структура стали – неустойчивый аустенит и небольшое количество мартенсита. В этом состоянии сталь обладает достаточно высокой пластичностью и может быть подвергнута пластической деформации и обработке резанием. После закалки сталь обрабатывают холодом в интервале температур от -50 до -75°C для перевода части ($\sim 40\%$) аустенита в мартенсит и подвергают отпуску (старению) при $450\text{--}500^{\circ}\text{C}$. При старении из α -твердого раствора (мартенсита) выделяются дисперсные частицы интерметаллидов типа Ni_3Al . После такой обработки сталь обладает следующими механическими свойствами (в среднем): $\sigma_{\text{в}} = 120 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 95 \text{ кгс/мм}^2$ и $a_{\text{н}} = 4 \text{ кгс}\cdot\text{м/см}^2$.

Механические свойства указанной стали зависят от количества образовавшегося мартенсита, которое можно регулировать температурой закалки и обработкой холодом. Если количество мартенсита превышает 40%, то

пластичность стали заметно падает, но прочность возрастает. Большое упрочнение стали может быть достигнуто нагартовкой предварительно закаленной на аустенит стали путем прокатки или волочения. После такой обработки большая часть аустенита превращается в мартенсит деформации. Дальнейшее упрочнение стали достигается старением при 450–480°C. Сталь 09Х15Н8Ю после этой упрочняющей обработки имеет следующие механические свойства: $\sigma_B = 110$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 90$ кгс/мм²; $\delta = 14\%$.

Высоколегированные кислотостойкие стали и сплавы. В химическом машиностроении для изделий, работающих в контакте с кислотами, применяют высоколегированные стали и сплавы на никелевой основе.

Кислотостойкие стали. Для сварных конструкций и узлов, стойких против действия горячей (до 80°C) серной кислоты, применяют низкоуглеродистую высоколегированную аустенитную сталь 06ХН28МДТ состава: до 0,06% С; 22–25% Cr; 26–29% Ni; 0,5–0,9% Ti; 2,5–3,0% Mo; 2,5–3,5% Cu. Устойчивость в серной кислоте обеспечивают никель, молибден и медь. Титан уменьшает склонность стали и интеркристаллитной коррозии. После сварки изделия подвергают закалке для получения структуры однородного твердого раствора. После закалки при 1050–1080°C в воде сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_B \geq 55$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} \geq 25$ кгс/мм²; $\delta = 35\%$, $\psi = 50\%$ и $a_n = 10$ кгс·м/см². Низкий предел текучести ограничивает применение этой стали для тяжело нагруженных узлов и деталей centrifуг; сепараторов и других деталей машин, поэтому нередко применяют дисперсионно-твердеющий сплав 0Х16Н40М5ДЗТЗЮ, обладающий помимо высоких механических свойств также и хорошей устойчивостью в серной кислоте. После закалки при 1100°C на воздухе и старения при 650°C 15 ч сплав имеет (в среднем): $\sigma_B = 120$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 65$ кгс/мм², $\delta = 18\%$ и $\psi = 25\%$.

Кислотостойкие никелевые сплавы. Сплавы никеля с медью (например НМЖМц 28–2,5–1,5* (модель-металл), содержат в среднем 28% Cu, 2,5% Fe и 1,5% Mn; они обладают большой коррозионной стойкостью на воздухе, в морской и пресной воде, неорганических кислотах и т. д., высоким пределом прочности ($\sigma_B = 45 \div 65$ кгс/мм²) и хорошей пластичностью ($\delta = 25 \div 30\%$). Сплав НМЖМц 28–2,5–1,5 применяют в судостроении, в нефтеобрабатывающей и фармацевтической промышленности.

Сплавы никеля с хромом (14–17%) и железом (6–10%) получили название *инконель*. Эти сплавы используют для изготовления различных деталей, которые должны обладать высокой прочностью, хорошей коррозионной стойкостью в плавиковой и фосфорной кислотах, щелочах, сероводороде и других средах, а также работающих в окислительных средах при высоких температурах (до 800°C).

Сплавы никеля с молибденом (20–30%), называемые *хастеллом* (Н60М20, Н60М27), обладают высокой устойчивостью в серной и особенно в соляной кислотах. Однако сплавы склонны к межкристаллитной коррозии после нагрева при 600–850°C. Легирование этих сплавов ниобием и ванадием уменьшает склонность к межкристаллитной коррозии.

* Здесь принято обозначение, установленное для цветных сплавов: М – медь, Ж – железо, Мц – марганец. Цифры – содержание легирующих элементов, %.

13. ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Жаропрочными называют стали и сплавы, способные работать под напряжением при температурах выше 500°C в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью.

Жаропрочные стали и сплавы применяют для изготовления многих деталей котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, ракет, атомных устройств и т. д., работающих при высоких температурах.

Повышение температуры влияет на все механические свойства: понижает модуль упругости (вследствие уменьшения межатомных сил сцеплений), пределы текучести и прочности. При этом следует иметь в виду, что в условиях малой скорости нагружения разрушение происходит при более низких напряжениях, чем при обычных статических испытаниях.

Если при высокой температуре нагрузить металл постоянно действующим напряжением даже ниже предела текучести при этой температуре и оставить его под нагрузкой длительное время, то он в течение всего времени действия температуры и нагрузки будет деформироваться с определенной скоростью. Это явление получило название *ползучести*. Развитие ползучести может в конечном счете привести к разрушению металла.

Сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют *жаропрочностью*. Чаще жаропрочность характеризуется условным *пределом ползучести* и *пределом длительной прочности*.

Под условным пределом ползучести понимают напряжение, которое вызывает за установленное время испытания при данной температуре заданное удлинение образца или заданную скорость деформации (ползучести).

Для определения предела ползучести испытуемый образец в течение длительного времени подвергают воздействию постоянного растягивающего усилия и постоянной температуре при фиксировании деформации образца во времени.

Процесс испытания представляют в виде первичной кривой ползучести в координатах относительное удлинение — время (рис. 160). На кривых ползучести (рис. 160, *a*) можно отметить участок *Oa*, соответствующий упругой и пластической деформации, вызванной мгновенным приложением нагрузки; затем следует участок *ab*, на котором металл деформируется с неравномерной и замедляющейся скоростью (стадия неустановившейся ползучести), и участок *bc*, характеризующий равномерную скорость ползучести (стадия установившейся ползучести).

На основании полученных кривых ползучести строят зависимость между напряжением и удлинением или между напряжением и средней равномерной скоростью ползучести на прямолинейном участке в логарифмической системе координат. Зависимость между средней равномерной скоростью ползучести и приложенным напряжением в логарифмической системе координат имеет вид прямой, угол наклона которой к оси абсцисс определяется температурой испытания (рис. 160, *б*).

По заданной скорости деформации в период равномерной ползучести можно по диаграмме определить условный предел ползучести.

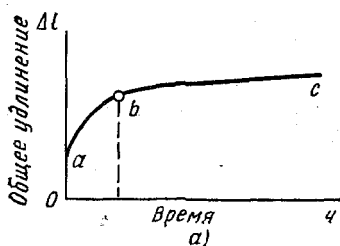
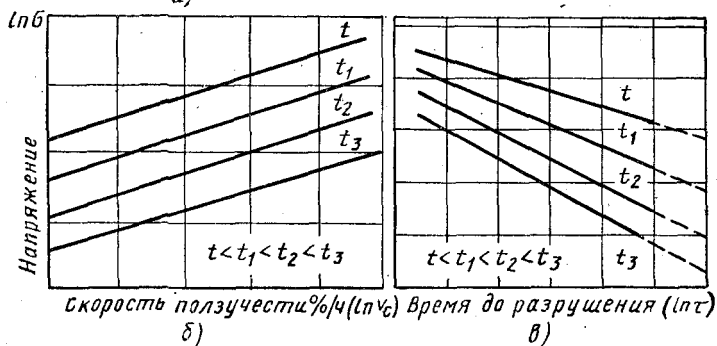


Рис. 160. Характеристики жаропрочности металла:

a — первичная кривая ползучести; *b* — схема диаграммы напряжение — скорость ползучести; *c* — зависимость между временем до разрушения и напряжением



Предел ползучести обозначают (ГОСТ 3248—60) σ с числовыми индексами, например $\sigma_{0,2/100}^{700}$ — предел ползучести при допуске на деформацию 0,2% за 100 ч испытания при 700°C. При этом необходимо указать, как определялся предел ползучести — по суммарной или остаточной деформации. В случае определения по скорости ползучести предел ползучести обозначают σ с двумя числовыми индексами. Нижний индекс означает заданную скорость ползучести (%/ч), верхний — температуру испытания, °C: например, $\sigma_{1,10^{-5}}^{600}$ — предел ползучести при скорости ползучести 1×10^{-5} %/ч при 600°C.

Испытание на длительную прочность отличается от испытания на ползучесть тем, что испытуемый образец доводят при данной температуре и напряжении до разрушения. В результате испытания определяют предел длительной прочности, т. е. наибольшее напряжение, вызывающее разрушение металла за определенное время при постоянной температуре. Предел длительной прочности обозначается σ с двумя числовыми индексами, например: σ_{1000}^{700} — предел длительной прочности за 1000 ч при 700°C. В логарифмических координатах зависимость между напряжением и временем до разрушения представляет прямую линию (рис. 160, в). Это позволяет для ряда сплавов экспериментально построенные кривые для продолжительности 700—1000 ч экстраполировать на значительно большую длительность (10 000—100 000 ч).

Рабочие температуры современных жаропрочных сплавов составляют примерно 0,45—0,8 $t_{пл}$. Требуемые сроки службы жаропрочных сплавов изменяются от одного-двух часов (ракеты) до сотен (авиационные газовые турбины) и многих тысяч часов (стационарные газовые и паровые турбины).

При температурах ниже $0,45 - 0,5 t_{пл}$ прочность сплавов определяется стабильностью их дислокационной структуры. При более высоких температурах стабильность дислокационной структуры нарушается (уменьшается плотность дислокаций, растет количество вакансий и т. д.) и развиваются диффузионные процессы разупрочнения (возврат и рекристаллизация, сфероидизация и коагуляция частиц избыточных фаз и т. д.).

Деформация и разрушение при высоких температурах часто происходят по границам зерен. Это объясняется тем, что по границам зерен, содержащих большое количество дефектов (вакансий, дислокаций и т. д.), легко протекают диффузионные процессы. Когда напряжения отсутствуют, диффузионные перемещения пограничных атомов не имеют направленного характера. При наличии даже небольших напряжений эти перемещения атомов, особенно на границах зерен, приобретают направленный характер, что способствует ползучести металла. В процессе ползучести происходят перемещения одного зерна относительно другого вдоль поверхности их раздела, так называемое проскальзывание. Такой механизм пластической деформации называют диффузионной пластичностью в отличие от сдвиговой по объему зерна, описанной ранее.

Таким образом, если при низких температурах границы зерен тормозят движение дислокаций и упрочняют сплав, то при высоких температурах, наоборот, способствуют ускоренному разупрочнению поликристаллических металлов. Более крупное зерно способствует повышению жаропрочности, хотя при этом пластичность часто снижается.

Жаропрочность стали и других металлических сплавов в сильной степени зависит от величины межатомной связи, а также от их структурного состояния. Жаропрочность тем выше, чем выше межатомные силы связи в кристаллической решетке металла, на базе которого построен сплав. В первом приближении можно считать, что чем выше температура плавления металла, тем больше сила межатомных связей и выше температурный уровень применения этих сплавов.

Повышение жаропрочности достигается легированием твердого раствора, приводящим к увеличению энергии связи между атомами, в результате чего процессы диффузии и самодиффузии задерживаются, а температура рекристаллизации возрастает; созданием у сплава специальной структуры, состоящей из вкрапленных в основной твердый раствор и по границам зерен дисперсных карбидных, и особенно интерметаллидных, фаз, когерентно связанных с матрицей длительное время. Такая структура получается в результате закалки с высоких температур и последующего старения. Наличие равномерно распределенных дисперсных избыточных фаз затрудняет пластическую деформацию при высоких температурах.

Жаропрочные сплавы для работы при высоких температурах (до $700 - 950^\circ\text{C}$) создают на основе железа, никеля и кобальта, а для работы при очень высоких температурах (до $1200 - 1500^\circ\text{C}$) и на основе молибдена и других тугоплавких металлов.

Жаропрочные стали. Жаропрочные стали благодаря сравнительно невысокой стоимости (по сравнению со стоимостью других жаропрочных сплавов) широко применяют в высокотемпературной технике. Рабочие температуры жаропрочных сталей $500 - 750^\circ\text{C}$. При температурах до 600°C чаще используют стали на основе α -твердого раствора, а при более высоких

температурах — стали на основе аустенитной структуры, обладающие более высокой жаропрочностью¹.

Перлитные стали. Для изготовления деталей и узлов энергетических установок, работающих длительное время (10 000—100 000 ч) при температурах не выше 500—580°C, подверженных ползучести, но сравнительно мало нагруженных, используют низкоуглеродистые стали перлитного класса (табл. 16), содержащие хром, молибден и ванадий в количестве $\geq 1,0\%$ каждого элемента. Эти элементы, повышая температуру рекристаллизации феррита и затрудняя диффузионные процессы, улучшают жаропрочность стали. После нормализации низкоуглеродистые стали имеют структуру — легируемый феррит и перлит (16М, 15ХМ) или феррит и бейнит, а после закалки — мартенсит или мартенсит с бейнитом. При большей степени легирования ванадием возможно образование карбидов VC. Перлитные стали чаще подвергают нормализации и отпуску при 600—750°C. После такой обработки сталь имеет структуру тонкопластинчатого перлита (сорбита) и обладает более высокой длительной жаропрочностью, чем после закалки и высокого отпуска, когда структура — зернистый сорбит.

Сталь 16М, применяемая в котлостроении, удовлетворительно сваривается, но обладает пониженной жаропрочностью и под действием высо-

Таблица 16

Химический состав и механические свойства некоторых жаропрочных сталей перлитного и мартенситного классов

Марка стали	Содержание элементов, %					Механические свойства			Назначение
	С	Cr	Mo	V	Другие элементы	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	
						кгс/мм ²			
Стали перлитного класса (котельные)¹									
16М	0,12—0,2	0,3	0,4—0,6	—	—	45	25	35	Трубы пароперегревателей, паропроводов и коллекторов энергетических установок, локовок; арматура паровых котлов и паропроводов
15ХМ	0,11—0,16	0,8—1,0	0,4—0,55	—	—	50	35	26	
12Х1МФ	0,08—0,15	0,9—1,2	0,25—0,35	0,15—0,3	—	50	32	30	Крепежные детали (болты, шпильки)
25Х1МФ	0,22—0,29	1,5—1,8	0,25—0,35	0,15—0,3	—	95	85	16	
Мартенситные и мартенситно-ферритные стали									
15Х11МФ	0,12—0,19	10—11,5	0,6—0,8	0,25—0,4	—	70	50	15	Лопатки, длительно работающие при 540°C
15Х12ВНМФ	0,12—0,13	11—13	0,5—0,7	0,15—0,3	0,7—1,1W 0,4—0,8Ni	90	75	15	
40Х9С2 (силхром)	0,35—0,45	8—10	—	—	2—3Si	75	50	15	Клапаны автомобильных и авиационных двигателей То же
40Х10С2М	0,35—0,45	9—10,5	0,7—0,9	—	1,9—2,6Si	95	75	10	

¹ Механические свойства после нормализации и высокого отпуска

¹ К жаропрочным сталям относят сплавы на основе железа, если содержание его превышает 50%.

ких температур и напряжений склонна к графитизации, поэтому для котельных установок, работающих при 560°C и давлении $100-110$ кгс/мм², применяют сталь 15ХМ или более жаропрочную 12Х1МФ. Сталь 12Х1МФ обладает удовлетворительной обрабатываемостью резанием, давлением и свариваемостью. После нормализации при $960-980^{\circ}\text{C}$ и отпуска при 740°C предел ползучести при 560°C $\sigma_{10^{-4}}^{560} = 12$ кгс/мм² и $\sigma_{10^{-3}}^{550} = 8,5$ кгс/мм², а предел длительной прочности $\sigma_{10^4}^{560} = 14$ кгс/мм² и $\sigma_{10^4}^{560} = 11$ кгс/мм².

Мартенситные стали. Для деталей и узлов газовых турбин и паросиловых установок применяют мартенситные сложнoleгированные стали 15Х11МФ и 15Х12ВНМФ (см. табл. 16). В состав этих сталей входят Cr, W, V, Mo, Nb, Ti, которые, повышая температуру рекристаллизации и образуя карбиды типа $M_{23}C_6$, M_6C , M_2C , MC и фазы Лавеса — Fe_2W (Fe_2Mo), улучшают жаропрочность. Наиболее сильно повышают жаропрочность вольфрам и ванадий в сочетании с молибденом. Легирование стали бором, цирконием, церием и азотом дополнительно увеличивает жаропрочность. Рабочие температуры этих сталей могут достигать $580-600^{\circ}\text{C}$. Однако количество ферритообразующих элементов должно быть ограничено, в противном случае сталь может стать полуферритной, что снизит ее жаропрочность.

Для получения оптимальной жаропрочности высокохромистые стали закаливают на мартенсит. Сталь 15Х11МФ закаливают при $1030-1060^{\circ}\text{C}$, сталь 15Х12ВНМФ при $1000-1020^{\circ}\text{C}$ с охлаждением маслом. Высокие температуры закалики необходимы для растворения карбидов $M_{23}C_6$ и MC в аустените. Более высокие температуры закалики приводят к образованию в структуре большого количества δ -феррита, снижающего прочность. После отпуска структура сталей — сорбит и троостит. Длительная прочность стали 15Х11МФ при 550°C составляет $\sigma_{10^5} = 15 \div 17$ кгс/мм² и $\sigma_{10^5} = 20$ кгс/мм² для стали 15Х12ВНМФ.

Для выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания применяют хромокремнистые стали мартенситного класса, получившие название сильхромов. Наиболее известны сильхромы 40Х9С2 и 40Х10С2М (см. табл. 16). Эти стали при нагреве и охлаждении испытывают полную фазовую перекристаллизацию $\alpha \rightleftharpoons \gamma$. Стали применяют после закалики в масле при $1000-1050^{\circ}\text{C}$ и отпуска при $720-780^{\circ}\text{C}$ (для стали 40Х10С2М) и при 800°C (для стали 40Х9С2) с охлаждением на воздухе или в воде. Нагрев под закалику до более высоких температур приводит к сильному росту зерна и грубому кристаллическому (нафталинистому) излому. Медленное охлаждение в интервале температур $450-600^{\circ}\text{C}$ вызывает охрупчивание сильхромов. Хрупкость может быть устранена повторным нагревом до $750-800^{\circ}\text{C}$. При нагреве выше $500-600^{\circ}\text{C}$ прочность сильхромов резко падает. Поэтому в форсированных двигателях и дизелях вместо сильхромов применяют жаропрочные аустенитные стали.

Аустенитные стали. Для получения структуры аустенита эти стали должны содержать большое количество хрома, никеля и марганца. Для достижения высокой жаропрочности их дополнительно легируют Mo, W, V, Nb и В. Эти стали применяют для деталей, работающих при $500-750^{\circ}\text{C}$. Жаропрочность аустенитных сталей выше, чем перлитных, мартенситных, мартенситно-ферритных и ферритных.

Аустенитные стали пластичны и хорошо свариваются, однако по срав-

нению с перлитными и мартенситными обработка их резанием затруднена. Сварной шов аустенитных сталей при наличии крупного зерна обладает повышенной хрупкостью. Полученное при перегреве крупное зерно вследствие отсутствия $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращения термической обработкой измельчено быть не может.

Аустенитные стали по способу упрочнения подразделяют на три группы: 1) твердые растворы, не упрочняемые старением; 2) твердые растворы с карбидным упрочнением; в этом случае упрочняющими фазами могут быть как первичные (TiC, VC, ZrC, NbC и др.), так и вторичные карбиды ($M_{23}C_6$, M_6C , M_7C_3), выделяющиеся из твердого раствора; 3) твердые растворы с интерметаллидным упрочнением. Чаще в этих сталях упрочняющей фазой является γ' -фаза типа Ni_3Ti , Ni_3Al , $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3Nb и др.

Стали с интерметаллидным упрочнением более жаропрочны, чем с карбидным упрочнением.

Аустенитные жаропрочные стали со структурой твердых растворов, например 09X14H16Б, 09X14H18B2БР и 09X14H19B2БР, предназначенные для изготовления пароперегревателей и трубопроводов силовых установок высокого давления, работающих при 600–700°C, применяют в закаленном состоянии. Закалку производят при 1100–1160°C в воде или на воздухе. После закалки стали приобретают умеренную прочность и высокую пластичность.

Для достижения высокой жаропрочности аустенитные стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением подвергают термической обработке, состоящей из двух последовательных операций, приведенных ниже.

1. Закалка (с 1050–1200°C) в воде, масле или на воздухе. Такую закалку проводят для растворения карбидных и интерметаллидных фаз в твердом растворе (аустените) и получения после охлаждения однородного высоколегированного твердого раствора с наименьшей твердостью. Для повышения жаропрочности сталей, содержащих большое количество упрочняющей фазы, иногда применяют две закалки. Первую высокотемпературную (1150–1200°C) закалку (нормализацию) проводят для получения крупного зерна, поскольку эта структура характеризуется более высоким сопротивлением ползучести. Вторую закалку проводят при более низких температурах (1000–1100°C), чтобы обеспечить определенную гетерогенность сплава.

2. Старение при 600–850°C. Оно предназначено для выделения дисперсных фаз из твердого раствора, упрочняющих сталь. Температура старения не должна вызывать заметной коагуляции избыточных фаз.

С увеличением легированности сплавов элементами, тормозящими процессы диффузии, температура старения возрастает. Для максимального и равномерного выделения интерметаллидных и карбидных фаз иногда применяют ступенчатое старение, например двойное; сначала при более высокой температуре, а затем при более низкой.

Состав некоторых аустенитных жаропрочных сталей, упрочняемых термической обработкой, приведен в табл. 17.

Высокая жаропрочность с карбидным упрочнением достигается введением в хромоникелевый или хромоникельмарганцевый аустенит 0,3–0,5% С и карбидообразующих элементов Mo, W, V, Nb и др. Такими сталями являются 45X14H14B2M и 40X15H7Г7Ф2МС. Сталь 45X14H14B2M приме-

Химический состав и пределы длительной прочности некоторых аустенитных жаропрочных сталей и железоникелевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %					σ_{100} , кгс/мм ² , при температуре, °С			Рекомендуемая температура применения, °С, и назначение
	С	Cr	Ni	Mn	Другие элементы	600	700	800	

Стали с карбидным упрочнением

45X14N14B2M	0,4	13–15	13–15	До 0,07	2,0–2,8 W; 0,25–0,4 Mo	12	—	—	650; клапаны моторов, поковки, детали трубопроводов
40X15N7Г7Ф2МС	0,38–0,47	14–16	6–8	6–8	0,65–0,95 Mo; 1,5–1,9 V; 0,9–1,4 Si	42	24	12	650; лопатки газовых турбин, креп- ежные детали

Стали с интерметаллидным упрочнением

10X11N20ТЗР	До 0,1	10–12,5	18–21	До 1,0	2,6–3,2 Ti; до 0,8 Al; 0,008–0,02 В	—	30	10	700; детали турбин, камеры сгора- ния, сварные детали (поковки, сорт, лист)
-------------	--------	---------	-------	--------	---	---	----	----	---

Марка сплава	Содержание элементов, %					σ_{100} , кгс/мм ² , при температуре, °С			Рекомендуемая температура применения, °С, и назначение
	С	Cr	Ni	Mn	Другие элементы	600	700	800	
10X11H23T3MP	До 0,1	10-12	21-25		2,6-3,2 Ti; до 0,8 Al; 0,008-0,02 В	58	40	20	700; детали крепежа, пружины, диски, лопатки

Сплавы на железоникелевой основе

ХН35ВТЮ	До 0,08	14-16	33-37		2,4-3,2 Ti; 0,7-1,4 Al; 2,8-3,5 W; до 0,02 В	60-65	38-40	20-25	750; диски и лопатки турбин и компрессоров
ХН38ВТ	0,06-0,12	20-23	35-39		0,7-1,2 Ti; до 0,5 Al; 2,8-3,5 W; до 0,05 Zr	-	-	8,5	950; листовые детали, работаю- щие при умеренных напряжениях

няют после отжига при 820°C (охлаждение на воздухе) для изготовления клапанов авиационных двигателей и в газотурбостроении для крепежа. После отжига структура стали — аустенит и карбиды типа M_{23}C_6 и MC .

Для изготовления различных деталей газотурбинных установок, работающих при небольших нагрузках (турбовозы, газовые стационарные турбины), а также для крепежных деталей применяют сталь $40\text{X}15\text{H}7\text{Г}7\text{Ф}2\text{MC}$, в которой никель частично заменен марганцем. Упрочнение стали достигается закалкой при $1170\text{--}1190^{\circ}\text{C}$ в воде (на воздухе) и старением при 800°C в течение $8\text{--}10$ ч. В процессе старения образуются дисперсные карбиды Cr_{23}C_6 и VC , которые повышают механические свойства при нормальной и высоких температурах. Стойкость стали против окисления при температурах выше 700°C невелика, поэтому детали аλιруют или подвергают электролитическому никелированию.

К сталям с интерметаллидным упрочнением относится большая группа сложилегированных сталей (см. табл. 17). Основной упрочняющей фазой является γ' , по составу отвечающая соединению Ni_3Ti , а в присутствии алюминия $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$. При старении возможно образование также карбидов типа MC (TiC). Содержание углерода в этих сталях должно быть небольшое, так как он связывает молибден и вольфрам в карбиды, что понижает жаропрочность аустенита. Бор упрочняет границы зерен аустенита в результате образования боридов.

Сталь $10\text{X}11\text{H}20\text{T}3\text{P}$ применяют в виде листов для изготовления сварных элементов высокопрочных конструкций, работающих при температурах до $700\text{--}750^{\circ}\text{C}$. Эту же сталь с большим количеством титана и алюминия, без сварки, используют для изготовления деталей газотурбинных двигателей, работающих при $650\text{--}700^{\circ}\text{C}$. Листовую сталь упрочняют закалкой при $1060\text{--}1080^{\circ}\text{C}$ и старением при 700°C $3\text{--}8$ ч (в зависимости от толщины листа). Холодная деформация перед старением повышает предел прочности.

Сталь $10\text{X}11\text{H}23\text{T}3\text{MP}$, содержащая несколько больше никеля и добавочно легированная молибденом, имеет лучшую жаропрочность при $700\text{--}750^{\circ}\text{C}$ по сравнению со сталью $10\text{X}11\text{H}20\text{T}3\text{P}$. Режим термической обработки первой из них для получения максимальной жаропрочности: закалка при $1100\text{--}1130^{\circ}\text{C}$ на воздухе (при крупных сечениях в масле) и двойное старение при $750\text{--}785^{\circ}\text{C}$ 16 ч и при $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ $10\text{--}16$ ч.

Жаропрочные сплавы на железоникелевой основе (см. табл. 17). К этой группе сплавов относятся сплавы, основная структура которых является твердым раствором хрома и других легирующих элементов (W , Ti и др.) в железоникелевой основе.

Сплавы на железоникелевой основе применяют для изготовления деталей паровых и газовых турбин. Так, например, для изготовления турбинных лопаток и дисков, колец соплового аппарата и других деталей, работающих при $500\text{--}750^{\circ}\text{C}$, применяют сплав $\text{XN}35\text{BTIO}$. Наилучшие жаропрочные свойства сплав получает после первой закалки при $1150\text{--}1180^{\circ}\text{C}$ на воздухе, второй закалки при 1050°C на воздухе и старении при 830°C 8 ч.

Жаропрочные сплавы на никелевой основе. Жаропрочные стали на основе никеля нередко называют *нимониками*. Эти сплавы находят широкое применение в различных областях техники (авиационные двигатели, ста-

дионарные газовые турбины, химическое аппаратостроение и т. д.). Сплавы предназначены для рабочих лопаток, турбинных дисков, колец, крепежа с длительным сроком службы, сопловых лопаток и других деталей газовых турбин, работающих до 850°C.

Для получения высокой окалинстойкости никель легируют хромом ($\sim 20\%$), а для повышения жаропрочности — титаном (1,0–2,8%) и алюминием (0,55–5,5%). В этом случае при старении закаленного сплава образуется интерметаллидная γ' -фаза [типа $Ni_3(Ti, Al)$], когерентно связанная с основным γ -раствором, а также карбиды TiC и нитриды TiN, увеличивающие прочность при высоких температурах. Дальнейшее увеличение жаропрочности достигается легированием сплавов молибденом, и вольфрамом, повышающим температуру рекристаллизации и затрудняющим процесс диффузии в твердом растворе, который необходим для коагуляции избыточных фаз и рекристаллизации. Добавление к сложнoleгированным сплавам кобальта еще больше увеличивает жаропрочность и технологическую пластичность сплавов. Для упрочнения границ зерен γ -раствора сплавы легируют бором и цирконием. Они устраняют вредное влияние примесей, связывая их с тугоплавкими соединениями. Примеси серы, сурьмы, свинца и олова понижают жаропрочность сплавов и затрудняют их обработку давлением. В связи с этим для повышения жаропрочности при выплавке жаропрочных сплавов необходимо применять возможно более чистые шихтовые материалы, свободные от вредных легкоплавких примесей (Pb, Bi, Sn, Sb и S).

Наиболее широко используют никелевый сплав ХН77ТЮР. После закалки при 1080–1120°C сплав имеет структуру, состоящую из перенасыщенного γ -раствора с г.ц.к.-решеткой и поэтому обладает небольшой прочностью и высокой пластичностью, допускающей штамповку, гибку и профилирование. Сплав удовлетворительно сваривается. После закалки и старения при 700°C сплав получает высокую жаропрочность (табл. 18). Основной фазой-упрочнителем в этом сплаве является γ' -фаза.

Таблица 18

Химический состав и механические свойства некоторых жаропрочных никелевых сплавов при 800°C

Сплав	Содержание элементов *, %							Механические свойства		
	Cr	Ti	Al	Сe	В	W	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %	σ_{100} , кгс/мм ²
ХН77ТЮР	19–22	2,4–2,8	0,60–1,0	$\leq 0,02$	$\leq 0,01$	5–7	—	55	10	20
ХН70ВМТЮ	13–16	1,8–2,3	1,7–2,3	0,02	$\leq 0,02$	5–7	2–4 Мо, 0,1–0,5 V	68	8	23–27
ХН55ВМТКЮ	9–12	1,4–2,0	3,6–4,5	—	$\leq 0,02$	4,5–6,5	4–6 Мо 0,2–0,8 V	85	10	45
ХН65ВМТЮ	15–17	2–2,8	1,0–1,5	0,025	$\leq 0,01$	8,5–10	3,5–4,5 Мо	—	—	30

* Никель — основа

Часто используют также сплав ХН70ВМТЮ, обладающий хорошей жаропрочностью и достаточной пластичностью при 700–800°С (см. табл. 18).

Для длительных сроков службы наилучшее сочетание длительной прочности и пластичности у сплава ХН65ВМТЮ. Этот сплав получил широкое применение как материал лопаточного аппарата стационарных газовых турбин и крепежных деталей турбин.

После двойной закалки при 1220 и 1050°С на воздухе и старении при 850°С сплав имеет высокую жаропрочность. Объясняется это большим количеством основной упрочняющей γ' -фазы, выделяющейся из твердого раствора в процессе старения.

Инструментальными сталями называют углеродистые и легированные стали, обладающие высокой твердостью ($HRC\ 60-65$), прочностью и износостойкостью и применяемые для изготовления различного инструмента. Обычно это заэвтектоидные или ледебуритные стали, структура которых после закалки и низкого отпуска мартенсит — избыточные карбиды.

Для инструмента, требующего повышенной вязкости, например для штампов горячего деформирования, применяют доэвтектоидные стали, которые после закалки на мартенсит подвергают отпуску при более высокой температуре для получения структуры троостита и даже сорбита. Износостойкость и твердость этих сталей ниже, чем заэвтектоидных. Одной из главных характеристик инструментальных сталей является теплостойкость (или красностойкость), т. е. устойчивость против отпуска при нагреве инструмента в процессе работы.

По предложению Ю. А. Геллера, все инструментальные стали подразделяют на три группы: не обладающие теплостойкостью (углеродистые и легированные стали, содержащие до 3–4% легирующих элементов), полутеплостойкие (содержащие свыше 0,6–0,7% С и 4–18% Cr) и теплостойкие (высоколегированные стали, содержащие Cr, W, V, Mo, Co, ледебуритного класса), получившие название *быстрорежущих*.

Другой важной характеристикой инструментальных сталей является прокаливаемость. Высоколегированные теплостойкие и полутеплостойкие стали обладают высокой прокаливаемостью. Инструментальные стали, не обладающие теплостойкостью, делят на стали небольшой прокаливаемости (углеродистые) и повышенной прокаливаемости (легированные).

Маркировка инструментальных сталей. Углеродистые инструментальные стали маркируют буквой У (углеродистая); следующая за ней цифра (У7, У8, У10 и т. д.) показывает среднее содержание углерода в десятых долях процента. Буква А в конце (У10А) указывает, что сталь высококачественная. Легированные инструментальные стали Х, 9Х, 9ХС, 6ХВГ и т. д. маркируют цифрой, показывающей среднее содержание углерода в десятых долях процента, если его содержание $< 1\%$. Если содержание углерода $\sim 1\%$, то цифра чаще отсутствует. Буквы означают легирующие элементы, а следующие за ними цифры — содержание (в целых процентах) соответствующего легирующего элемента.

Быстрорежущие стали маркируют буквой Р. Следующая за ней цифра указывает среднее содержание главного легирующего элемента быстрорежущей стали — вольфрама (в процентах). Среднее содержание ванадия в стали обозначают цифрой, проставляемой за буквой Ф, кобальта — цифрой за буквой К и т. д. Среднее содержание хрома в большинстве быстрорежущих сталей составляет 4% и поэтому в обозначении марки стали не указывается.

1. СТАЛИ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Стали для режущего инструмента после закалки и низкого отпуска должны иметь высокую твердость в режущей кромке ($HRC\ 60-65$) значительно превышающую твердость обрабатываемого материала; высокую износостойкость, необходимую для сохранения размеров и формы режущей кромки при резании; достаточную прочность при некоторой вязкости для предупреждения поломки инструмента в процессе работы и теплостойкость, когда резание выполняется с повышенной скоростью.

Углеродистые стали небольшой прокаливаемости, не обладающие теплостойкостью. Углеродистые инструментальные стали У8 (У8А), У10 (У10А), У11 (У11А), У12 (У12А) и У13 (У13А) вследствие малой устойчивости переохлажденного аустенита имеют небольшую прокаливаемость, и поэтому эти стали применяют для инструментов небольших размеров.

Для режущего инструмента (фрезы, зенкеры, сверла спиральные пилы, шаберы, ножовки ручные, напильники, бритвы, острый хирургический инструмент и т. д.) обычно применяют заэвтектоидные стали (У10 и У11, У12 и У13), у которых после термической обработки структура — мартенсит и карбиды. Деревообрабатывающий инструмент, зубила, кернеры, бородки, отвертки, топоры и т. п. изготовляют из сталей У7 и У8, имеющих после термической обработки трооститную структуру.

Углеродистые стали в исходном (отожженном) состоянии имеют структуру зернистого перлита, низкую твердость ($HB\ 170-180$) и хорошо обрабатываются резанием. Температура закалки углеродистых инструментальных сталей У8—У12 должна быть $760-810^\circ C$, т. е. несколько выше A_{c1} , но ниже A_{cm} для того, чтобы в результате закалки стали получали мартенситную структуру и сохраняли мелкое зерно и нерастворенные частицы вторичного цементита. Закалку проводят в воде или водных растворах солей. Мелкий инструмент из сталей У10—У12 для уменьшения деформации охлаждают в горячих средах (ступенчатая закалка).

Отпуск производят при $150-170^\circ C$ для сохранения высокой твердости ($HRC\ 62-63$).

Сталь У7 закалывают с нагревом выше точки A_{c3} (на $30-50^\circ C$) и подвергают отпуску при $275-325^\circ C$ ($HRC\ 48-58$) или при $400-500^\circ C$ ($HRC\ 44-48$).

Углеродистые стали можно использовать в качестве режущего инструмента только для резания материалов с низкой твердостью и с малой скоростью, так как их высокая твердость сильно снижается при нагреве выше $190-200^\circ C$.

Легированные стали повышенной прокаливаемости, не обладающие теплостойкостью. Легированные инструментальные стали (табл. 19) подобно углеродистым не обладают теплостойкостью и пригодны только для резания относительно мягких материалов с небольшой скоростью. Их используют для инструмента, не подвергаемого в работе нагреву свыше $200-250^\circ C$. Легированные стали по сравнению с углеродистыми обладают большой устойчивостью переохлажденного аустенита, а следовательно, большей прокаливаемостью. Инструменты из этих сталей можно охлаждать при закалке в масле и в горячих средах (ступенчатая закалка), что уменьшает деформацию и коробление инструмента. Низколегированные

Химический состав и термическая обработка некоторых легированных инструментальных сталей (ГОСТ 5950-73)

Марка стали	Содержание элементов, %					Температура, °С		Твердость HRC
	С	Mn	Si	Cr	Другие элементы	закалки	отпуска	
11ХФ (11Х)	1,05—1,15	0,3—0,7	0,15—0,35	0,40—0,70	0,15—0,30 V	830—860	140—160	62—65
13Х	1,25—1,4	0,3—0,6	0,15—0,35	0,40—0,70	—	780—800	100—120	65—67
ХВСГ	0,95—1,05	0,6—0,9	0,65—1,0	0,60—1,1	0,5—0,8 W 0,05—0,15 V	840—860	140—160	62—64
9ХС	0,85—0,95	0,3—0,6	1,2—1,6	0,95—1,25	—	860—880	140—160	62—65
Х	0,95—1,0	0,15—0,4	0,15—0,35	1,3—1,65	—	840—850	150—160	62—64
В2Ф	1,05—1,22	0,2—0,5	0,15—0,35	0,2—0,4	1,6—2,0 W 0,2—0,28 V	810—830	140—160	64—65
ХВ4	1,25—1,45	0,15—0,4	0,15—0,35	0,4—0,7	3,5—4,3 W 0,15—0,3 V	820—840	140—160	65—67

стали 11Х и 13Х рекомендуются для инструментов диаметром до 15 мм, закаливаемых в масле или горячих средах для уменьшения деформации по сравнению с получаемой в углеродистых сталях, закаливаемых в воде.

Стали повышенной прокаливаемости (60—80 мм) 9ХС и ХВСГ имеют большую теплостойкость (250—260°С), хорошие режущие свойства и сравнительно мало деформируются при закалке. Их применяют для инструмента большого сечения при закалке в масле или горячих средах (ручные сверла, развертки, плашки и гребенки). Однако сплав 9ХС склонен к обезуглероживанию при нагреве, в отожженном состоянии имеет повышенную твердость (HВ 187—241), что ухудшает его обработку резанием и давлением.

Вольфрамовые стали В2Ф и ХВ4 после закалки в водных растворах имеют очень высокую твердость (см. табл. 19) и применяются для пил (по металлу) и граверных инструментов.

Инструментальные стали изготавливают в металлургической промышленности в виде горячей- и холоднокатаных прутков с различной формой сечения, прутков с повышенной отделкой поверхности (шлифование) и с точностью размеров (серебрянка), а также лент.

Быстрорежущие стали. В отличие от других инструментальных сталей быстрорежущие стали обладают высокой теплостойкостью (красностойкостью), т. е. способностью сохранять мартенситную структуру и соответственно высокую твердость, прочность и износостойкость при повышенных температурах, возникающих в режущей кромке при резании с большой скоростью. Эти стали сохраняют мартенситную структуру при нагреве до 600—620°С, поэтому применение их позволяет значительно повысить скорость резания (в 2—4 раза) и стойкость инструментов (в 10—30 раз) по сравнению со сталями, не обладающими теплостойкостью.

Химический состав (%) наиболее распространенных быстрорежущих сталей

Марка стали	С	Cr	W	V	Mo
P18	0,7–0,8	3,8–4,4	17,5–19	1,0–1,4	0,5–1,0
P12	0,8–0,9	3,1–3,6	12–13	1,5–1,9	До 1,0
P6M3	0,85–0,95	3,0–3,5	5,5–6,5	2,0–2,5	3,0–3,6
P6M5 (AP6M5)	0,8–0,88	3,8–4,4	5,5–6,5	1,7–2,1	5,0–5,5

Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей, обеспечивающими их теплостойкость, являются в первую очередь вольфрам и его химический аналог — молибден. Сильно повышает теплостойкость (до 645–650°C) и твердость после термообработки (HRC 67–70) кобальт и в меньшей степени ванадий.

Составы широко применяемых быстрорежущих сталей умеренной теплостойкости (615–620°C) приведены в табл. 20. Кроме того, ГОСТ 19265–73 предусматривает следующие марки стали, содержащие кобальт и обладающие повышенной теплостойкостью (630–650°C): P6M5K5, P9M4K8, P18K5Ф2, P10K5Ф5 и др. Некоторое применение нашли быстрорежущие стали: P8M3K6C, P12Ф4K5, а также менее дорогие, чем кобальтовые стали, вольфрамованадиевая сталь P12Ф3 (теплостойкость ~ 635°C) и стали с повышенным содержанием углерода: 10P8M3 и 10P6M5 (теплостойкость 625–630°C).

Наиболее широко используют сталь P6M5 с меньшим содержанием вольфрама.

Быстрорежущие стали относятся к карбидному (ледебуритному) классу. Их фазовый состав в отожженном состоянии представляет собой легируемый феррит и карбиды M_6C , $M_{23}C_6$, MC , M_3C . Основным карбидом быстрорежущей стали является M_6C , в котором также растворен ванадий. В феррите растворена большая часть хрома; почти весь вольфрам (молибден) и ванадий находятся в карбидах. Количество карбидной фазы в стали P18 достигается 25–30% и 22% в стали P6M5.

В структуре литой быстрорежущей стали присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит (рис. 161, а) и располагающаяся по границам зерен. В результате горячей механической обработки сетка эвтектики дробится. В сильно деформированной быстрорежущей стали карбиды распределены равномерно в основной матрице (рис. 161, б), представляющей после отжига сорбитообразный перлит. В структуре деформированной и отожженной быстрорежущей стали можно различить три вида карбидов: крупные обособленные первичные карбиды, более мелкие вторичные и очень мелкие эвтектоидные карбиды, входящие в основную сорбитный фон (рис. 161, в). При недостаточной проковке наблюдается *карбидная ликвация*, которая представляет собой участки неразрушенной эвтектики, вытянутые в направлении деформации (рис. 161, д). При наличии карбидной ликвации уменьшается стойкость инструмента и возрастает его хрупкость.

Для снижения твердости, улучшения обработки резанием и подготовки структуры стали к закалке послековки быстрорежущую сталь подвергают отжигу при 840–860°C (сталь P6M5 — при 800–830°C). Если отжиг про-

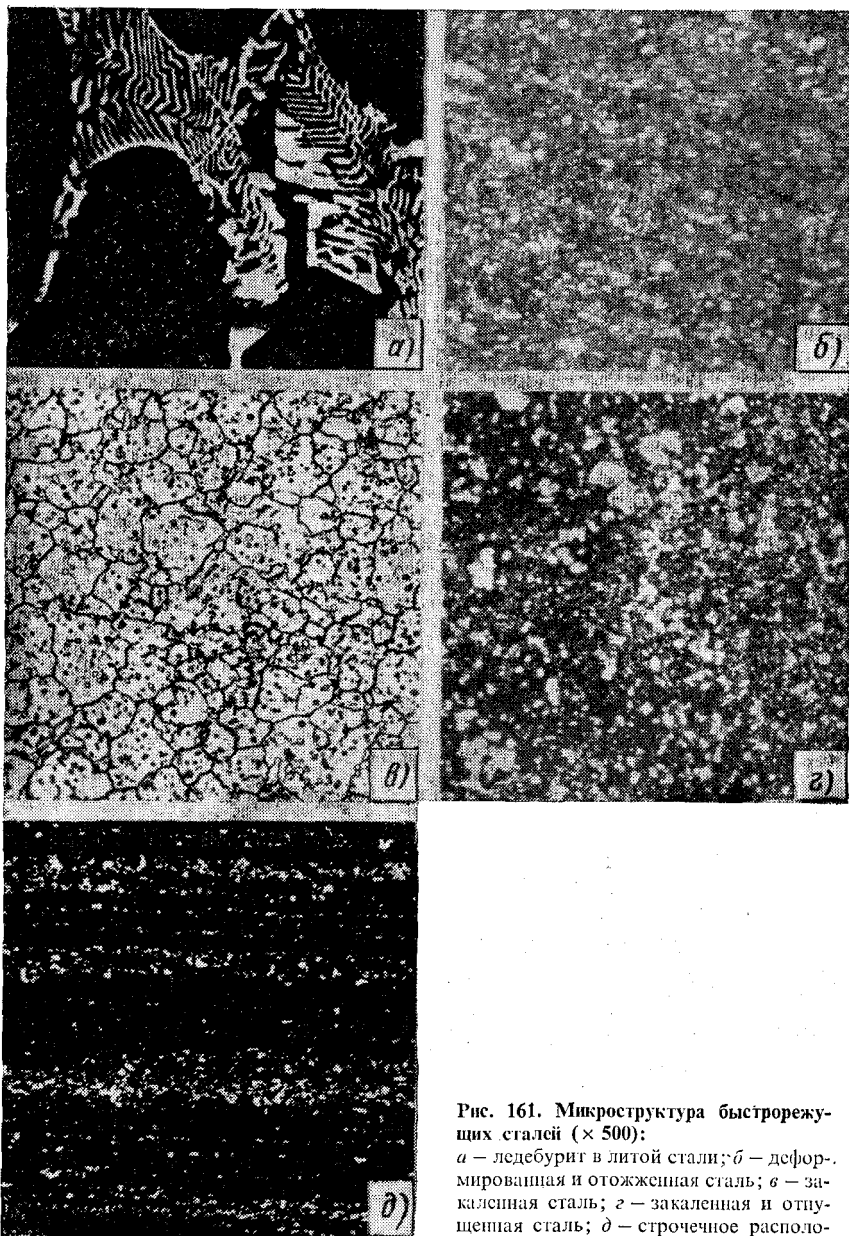


Рис. 161. Микроструктура быстрорежущих сталей ($\times 500$):

a — ледобурит в литой стали; *б* — деформированная и отожженная сталь; *в* — закаленная сталь; *г* — закаленная и отпущенная сталь; *д* — строчечное расположение карбидов (карбидная ликвация)

изведен не удовлетворительно, при последующей закалке возможен брак стали вследствие образования так называемого *нафталинового излома*. В этом случае излом стали крупнозернистый, чешуйчатый, похожий на нафталин. Сталь с таким изломом обладает высокой хрупкостью.

Для придания стали теплостойкости инструменты подвергают закалке и многократному отпуску. Температуру закалки стали P18 принимают равной 1270—1290°C, стали P12 1225—1245°C, и P6M5 1210—1230°C. Высокие температуры закалки необходимы для более полного растворения вторичных карбидов и получения при нагреве аустенита, высоколегированного хромом, вольфрамом, молибденом и ванадием. Это обеспечивает получение после закалки мартенсита, обладающего высокой теплостойкостью. Однако даже при очень высоком нагреве растворяется только часть карбидов: примерно 30% от имеющихся в структуре в стали P18 и 50—60% от имеющихся в структуре стали P12 (рис. 161, в). Для быстрорежущих сталей, содержащих много избыточных (эвтектических и вторичных) карбидов, характерно сохранение мелкого зерна (балл 11—10), даже при нагреве до указанных выше очень высоких температур (рис. 161, в). Во избежание образования трещин при нагреве до температуры закалки применяют подогрев инструмента при 800—850°C 10—15 мин или при 1050—1100°C 3—5 мин, а крупного инструмента, кроме того, еще при 550—600°C 15-20 мин.

Выдержка при температуре закалки должна обеспечить растворение в аустените части карбидов в пределах возможной их растворимости. Во избежание окисления, обезуглероживания и роста зерна выдержка должна быть непродолжительной: для инструментов диаметром (толщиной) 10—50 мм она составляет 10—12 с на каждый миллиметр диаметра или наименьшей толщины инструмента при нагреве в расплавленной соли (чаще BaCl_2) и 12—14 с при нагреве в печи. Для получения более высокой твердости стали P6M5 (*HRC* 63) и теплостойкости (*HRC* 59 при 620°C) выдержку при нагреве под закалку увеличивают на 25%.

Высоколегированный аустенит, полученный при нагреве под закалку, обладает большой устойчивостью, поэтому охлаждающей средой при закалке чаще является масло. Для уменьшения деформации инструментов применяют ступенчатую закалку в расплавленных солях чаще при 650 или 250°C.

Структура быстрорежущей стали после закалки представляет высоколегированный мартенсит, содержащий 0,3—0,4% C, нерастворенные избыточные карбиды и остаточный аустенит (см. рис. 161, в). Чем выше температура закалки, тем ниже температура мартенситных точек M_H и M_K и тем больше количество остаточного аустенита. Обычно содержание остаточного аустенита в стали P18 составляет 25—30% и в стали P6M5 28—34%. Остаточный аустенит понижает режущие свойства стали, и поэтому его присутствие в готовом инструменте недопустимо.

После закалки следует отпуск при 550—570°C, вызывающий превращение остаточного аустенита в мартенсит и дисперсионное твердение в результате частичного распада мартенсита и выделения дисперсных карбидов. Это сопровождается увеличением твердости (вторичная твердость). В процессе выдержки при отпуске из остаточного аустенита выделяются карбиды, что уменьшает его легированность, и поэтому при последующем охлаждении он претерпевает мартенситное превращение (при температурах ~150°C). В процессе однократного отпуска только часть остаточного аустенита превращается в мартенсит. Чтобы весь остаточный аустенит перешел в мартенсит и произошел отпуск вновь образовавшегося мартенсита,

Стали, рекомендуемые для режущих инструментов (по данным Ю. А. Геллера)

Тип инструмента	Рекомендуемая сталь
Резцы и резцовые головки: фасонные на автоматах долбежные, строгальные, отрезные	P18, P12Ф3, 10P8M3* P6M5, P12, P9
Сверла: для обработки металлов с <i>HV</i> 260–280 для обработки металлов большой твердости для труднообрабатываемых сплавов	P6M5, P6M3, P12 P12Ф3, 10P8M3 P12Ф4K5, P8M3K6C, P9M4K8Ф
Фрезы: резьбовые, червячные то же для резания с высокой скоростью то же для резания труднообрабатываемых сплавов	P6M5, P8M3, P12, P18 P12Ф4K5, P8M3K6C P12Ф4K5, P8M3K6C, P9M4K8Ф
Долбяки, шеверы	P6M5, P8M3, P12
Метчики: машинные	P6M5, P18, P8M3K6C
ручные	У11А, У12А, 11ХФ
Плашки круглые: для нарезания мягких металлов для нарезания твердых металлов	ХВСГ P6M5, P8M3
Развертки: машинные	P6M5, P8M3, P12, P12Ф3
то же для труднообрабатываемых сплавов	P8M3K6C
ручные	ХВСГ, P6M5, P8M3
Зенкеры: для обработки мягких металлов для обработки твердых металлов	P6M5, P8M3, P12 P9M4K8Ф, P8M3K6C
Пилы: сегменты к круглым пилам, ножовочные полотна пилы машинные и ручные для обработки древесины	P9, P12, P6M5 9ХФ, У10А, У8ГА 7ХФ, 6ХС
Стамески, долота, топоры для обработки древесины	13Х, X, У13А
Напильники: для мягких металлов для твердых металлов	P6M3, P6M5, P8M3, P12

* Быстрорежущая сталь с повышенным содержанием углерода (0,96–1,06%). Применяют при резании металлов с твердостью до *HV*250–280

применяют многократный (чаще трехкратный) отпуск при 550–570°C (рис. 161, з). Продолжительность каждого отпуска 45–60 мин. Для стали P6M5 оптимальный режим отпуска, обеспечивающий наибольшую твердость и высокие механические свойства: 350°C 1 ч (первый отпуск) и 560–570°C по 1 ч (последующие два отпуска). Получение более высокой твердости объясняется тем, что при 350°C выделяются частицы цементита, равномерно распределенные в стали. Это способствует более однородному выделению и распределению специальных карбидов M_6C при 560–570°C.

Инструмент простой формы из быстрорежущей стали иногда для уменьшения содержания остаточного аустенита непосредственно после закалки (во избежание стабилизации аустенита) охлаждают до –80°C. При обработке холодом более половины остаточного аустенита претерпевает превращение в мартенсит; после обработки холодом следует один или два

отпуска при обычной принятой температуре. Твердость стали после закалки составляет *HRC* 62–63, а после отпуска *HRC* 63–65.

Режущие свойства и твердость инструмента, не подвергающегося переточке по всем граням (сверла, развертки, метчики, фрезы), можно повысить низкотемпературным азотированием при 550–560°C. Продолжительность процесса 10–30 мин. Твердость слоя *HV* 1000–1100 и толщина его 0,03–0,05 мм.

Выбор стали для режущего инструмента. В табл. 21 указаны рекомендуемые марки стали для металлорежущего инструмента. Нетеплостойкие стали применяют редко. Подавляющее число инструментов изготовляют из быстрорежущей стали. Для обработки обычных конструкционных сталей (*HV* 220–230) применяют быстрорежущие стали умеренной теплостойкости (P12, P6M5, P6M3 и др.), а для резания конструкционных сталей с высокой твердостью (*HRC* 30–45), аустенитных жаропрочных и коррозионно-стойких сталей применяют стали повышенной и высокой теплостойкости (P12Ф3, P12Ф4K5, P9M4K8Ф и др.). Стали повышенной теплостойкости применяют и при высоких скоростях резания (40–80 м/мин).

2. СТАЛИ ДЛЯ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Стали для измерительного инструмента (плиток, калибров, шаблонов) должны обладать высокой твердостью, износостойкостью и сохранять постоянство размеров. Обычно применяют высокоуглеродистые хромистые стали X (0,95–1,1% С, и 1,3–1,65% Cr), ХВГ и 12X1 (1,15–1,25% С, 1,3–1,65% Cr). Измерительный инструмент подвергают закалке в масле с возможно более низкой температурой, обычно с 840–850°C для сталей X и ХВГ и с 850–880°C для стали 12X1 с целью получения минимального количества остаточного аустенита. В закаленной высокоуглеродистой стали при нормальной комнатной температуре в течение длительного времени самопроизвольно протекает процесс старения, который заключается в частичном распаде мартенсита и превращении некоторого количества остаточного аустенита в мартенсит. Старение вызывает небольшое изменение объема и линейных размеров изделия, недопустимое для измерительных инструментов высоких классов точности.

Для предупреждения подобного старения измерительные инструменты продолжительное время (12–60 ч) подвергают опуску при 120–140°C. Твердость после указанной обработки составляет *HRC* 62–64. Иногда после закалки производят обработку холодом при $-50 \div -80^\circ\text{C}$ для более полного превращения остаточного аустенита.

Измерительные скобы, шкалы, линейки и другие плоские и длинные инструменты изготовляют из листовых сталей 15, 15X. Для получения рабочей поверхности с высокой твердостью и износостойкостью инструменты подвергают цементации и закалке.

3. ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ХОЛОДНОМ СОСТОЯНИИ

Стали, используемые для изготовления штампов пластически деформирующих металл при нормальных температурах, должны обладать высокой твердостью, износостойкостью и прочностью, сочетающейся с достаточ-

Состав, термическая обработка и назначение штамповых сталей для деформирования в холодном состоянии

Марка стали	Содержание элементов, %				Температура, °С		Твердость, HRC	Область применения
	С	Cr	V	Другие элементы	закалки (в масле)	отпуска		
X12Φ1	1,25—1,45	11—12,5	0,7—0,9	—	1070	150*	61—63	Для холодных штампов высокой устойчивости против истирания; для волоочильных досок и валок; гибочных и формовочных штампов; матриц и пуансонов вырубных и просеченных штампов; секций кузовных штампов сложных форм; сложных дыропрошивочных матриц при формовке листового металла, накатных плашек и др.
X12M	1,45—1,65	11—12,5	0,15—0,3	0,4—0,6 Mo	1030	160	52—64	
X6BΦ	1,05—1,15	5,5—6,5	0,5—0,8	1,2—1,5 W	970	160	61—63	Для резьбонакатного инструмента (роликов и плашек), матриц, пуансонов, зубонакатников и других инструментов, предназначенных для холодной деформации; гибочных рихтовочных штампов
7XГ2BM	0,68—0,76	1,5—1,8	0,1—0,25	1,8—2,3 Mn 0,5—0,9 W 0,5—0,8 Mo	860	160	61—63	Для штампов и вырубного инструмента сложной конфигурации: при производстве изделий из цветных сплавов и малопрочных конструкционных сталей
6X6B3MΦC	0,5—0,6	5,5—6,5	0,5—0,8	0,6—0,9 Si 2,5—3,2 W 0,6—0,9 Mo	1080	540** (2—3 раза)	60—61	Для резьбонакатных роликов, зубонакатников, обрезных матриц, пуансонов и других инструментов для деформации металлов повышенной твердости; ножей трубообразочных машин, ножей гильотинных ножниц, применительно к резке высокопрочных сталей и сплавов и других аналогичных инструментов

* Для повышения вязкости в результате некоторого снижения твердости (HRC 58—59) температуру отпуска повышают до 200—275°С.

** При повышенных динамических нагрузках 560°С (HRC 59—60).

ной вязкостью. В процессе деформирования с большей скоростью штампы разогреваются до 200–350°C, поэтому стали этого класса должны быть и теплостойкими. Для крупных штампов необходимо обеспечить высокую прокаливаемость и небольшие объемные изменения при закалке. Если в процессе термической обработки происходит искажение сложной конфигурации штампа, то необходимо производить доводку штампа до требуемых размеров, что не всегда осуществимо. Наиболее часто применяют стали, состав которых и термическая обработка приведены в табл. 22.

Высокохромистые стали X12Ф1 и X12М относятся к ледебуритному классу и содержат 16–17% карбидов (Cr, Fe)₇C₃. Стали обладают высокой износостойкостью и при закалке в масле мало деформируются, что важно для штампов сложной формы.

Молибден и ванадий в сталях X12Ф1 и X12М способствуют сохранению мелкого зерна. Обе стали обладают высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, а следовательно, хорошей прокаливаемостью. Сталь X12Ф1 прокаливается до 150–180 мм, а X12М – до 200 мм при охлаждении в масле. Недостаток высокохромистых сталей заключается в трудности обработки резанием в отожженном состоянии (*HВ* 207–269) и снижении механических свойств в случае резко выраженной карбидной неоднородности (крупные скопления карбидов, карбидная сетка, карбидная полосчатость). Меньшей карбидной неоднородностью обладает сталь X6ВФ, которую используют для инструментов с высокой механической прочностью и сопротивлением изнашиванию (накатные плашки, накатники для холодного накатывания зубчатых колес и т. д.). Прокаливаемость стали X6ВФ меньше и не превышает 70–80 мм.

Сталь 7ХГ2ВМ (см. табл. 22) сочетает высокую прокаливаемость и закаливаемость с минимальными объемными изменениями при закалке. Она получает твердость *HRC* 59–60 в сечениях до 100–110 мм при охлаждении в масле, горячих средах и на воздухе.

Износостойкость и устойчивость против нагрева может быть повышена азотированием при 520–560°C, выполняемым перед закалкой.

В тех случаях, когда требуется сталь с повышенным сопротивлением пластической деформации, применяют сталь 6Х6В3МФС (см. табл. 22). Сталь подвергают закалке с высоких температур для возможно более полного растворения карбидов хрома M_7C_3 и $M_{23}C_6$. Сталь чувствительна к росту зерна аустенита. Отпуск проводят при 520–540°C. После отпуска в структуре нет остаточного аустенита, что обеспечивает более высокое сопротивление пластической деформации (200–210 кгс/мм²) при хорошей вязкости. Сталь обладает высокой износостойкостью, особенно при работе с динамическими нагрузками, и не склонна к карбидной неоднородности.

Для вытяжных штампов небольшого размера (диаметр пуансона до 25 мм) применяют стали У10, У11 и У12, а для штампов большого размера – 11ХФ, X, ХВСГ, обладающие лучшей прокаливаемостью

4. ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ГОРЯЧЕМ СОСТОЯНИИ (ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИЕ И ТЕПЛОСТОЙКИЕ)

Стали, применяемые для штампов, деформирующих металл в горячем состоянии, должны иметь высокие механические свойства (прочность и вяз-

кость) при повышенных температурах и обладать окалиностойкостью и разгаростойкостью, т. е. способностью выдерживать многократные нагревы и охлаждения без образования разгарных трещин. Кроме того, стали должны иметь высокую износостойкость и теплопроводность для лучшего отвода теплоты, передаваемого обрабатываемой заготовкой.

Многие штампы имеют большие размеры, поэтому сталь для их изготовления должна обладать высокой прокаливаемостью. Это обеспечивает высокие механические свойства по всему сечению штампа. Важно, чтобы сталь не была склонна к обратимой отпускной хрупкости, так как быстрым охлаждением крупных штампов ее устранить нельзя.

Состав и термическая обработка наиболее часто применяемых штамповых сталей приведены в табл. 23. Крупные ковочные штампы, а также инструмент ковочных машин и прессов, нагреваемых при $t \leq 500-550^\circ\text{C}$ при умеренных нагрузках, изготавливают из полутеплостойких сталей 5ХНМ и 5ХГМ (вместо никеля в них содержится 1,2–1,6% Мп), обладающих повышенной вязкостью (см. табл. 23).

Присутствие в стали 5ХНМ молибдена повышает теплостойкость, прокаливаемость и уменьшает склонность к обратимой отпускной хрупкости. Сталь 5ХНМ, обладая высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, прокаливается полностью в блоках размером 400x300x300 мм и более. Закалку штампов производят в масле. Отпуск крупных штампов проводят при $550-580^\circ\text{C}$ (HRC 35–38), а мелких при $500-540^\circ\text{C}$ (HRC 40–45). Структура стали после отпуска – троосто-сорбит. Механические свойства стали 5ХНМ при 500°C : $\sigma_b = 90$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 65$ кгс/мм², $\delta = 20 \div 22\%$ и $\psi = 70\%$.

Сталь умеренной теплостойкости 4ХЗВМФ (см. табл. 23) с основным карбидом $M_{23}C_6$ вследствие низкого содержания Мо и W сохраняет высокие механические свойства ($\sigma_b = 90 \div 100$ кгс/мм² и HRC 45) только при нагреве до $500-525^\circ\text{C}$. Сталь применяют вместо 5ХНМ (5ХГМ) для изготовления штампов небольших размеров.

Средненагруженный инструмент, работающий с разогревом поверхности до 600°C , а также инструмент с большой поверхностью, работающий при $400-500^\circ\text{C}$, изготавливают из сталей 4Х5В2ФС и 4Х5МФ1С. Фазовый состав этих сталей в отожженном состоянии – легированный феррит (α) и карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_6C . Стали теплостойкости, мало чувствительны к резкой смене температур, обладают повышенной окалиностойкостью, устойчивы против корродирующего действия жидкого алюминия и обладают высокой прочностью при хорошей вязкости. Стали повышенной теплостойкости – 3Х2В8Ф и 5ХЗВ3МФС используют для штампов, претерпевающих при деформировании разогрев поверхности до $600-700^\circ\text{C}$. Из них изготавливают инструмент, например прошивные пуансоны, выталкиватели для глубоких отверстий, матрицы пресс-форм для отливок под давлением медных сплавов и т. д. Фазовый состав этих сталей в отожженном состоянии – легированный феррит и карбид $M_{23}C_6$ и M_6C .

Превращения в сталях 4Х5В2ФС, 3Х2В8Ф и 5ХЗВ3МФС, протекающие при термической обработке, во многом сходны с превращениями в быстрорежущей стали. Эти стали при закалке нагреваются до высоких температур для растворения возможно большего количества карбидов и получения заковки высоколегированного мелкозернистого мартенсита. Так как

Состав, термическая обработка и назначение штамповых сталей для деформирования в горячем состоянии

Марка стали	Содержание элементов, %				Температура, °C		Твердость HRC	Область применения
	C	Cr	W	Другие элементы	закалки (в масле)	отпуска		
5XHM	0,5–0,6	0,6–0,8	—	1,4–1,8 Ni 0,15–0,3 Mo	830–860	500–580	45–38	Для молотовых штампов паровоздушных и пневматических молотов с массой падающих частей свыше 3 т (5XHM) и до 3 т (5XHB)
5XHB	0,5–0,6	0,6–0,8	0,4–0,7	1,4–1,8 Ni	840–860	500–580	—	
4X3BMФ	0,4–0,48	2,8–3,5	0,6–1,1	0,6–0,9 V 0,4–0,6 Mo	1000	400–420 440–460	50 45	Для мелких молотовых штампов; молотовых и прессовых вставок (толщиной или диаметром до 300–400 мм), инструмента горизонтально-ковочных машин при деформировании конструкционных и жаропрочных сталей
4X5B2ФC	0,37–0,45	4,5–5,5	1,6–2,2	0,8–1,2 Si 0,6–0,9 V	1060	580–620	45–41	Для пресс-форм литья под давлением цинковых, алюминиевых и магниевых сплавов; молотых и прессовых вставок (толщиной или диаметром до 200–250 мм) при деформировании конструкционных сталей; инструмента для высадки заготовок из легированных конструкционных и жаропрочных материалов на горизонтальных ковочных машинах
4X5M1C	0,37–0,44	4,5–5,5		0,8–1,2 Si 0,8–1,1 V 1,2–1,5 Mo	1060	560–580	50	
3X2B8Ф	0,3–0,4	2,2–2,7	7,5–8,5	0,2–0,5 V	1100	650	42–45	Для инструмента горячего прессования медных сплавов; пресс-форм литья под давлением медных сплавов
4X2B5MФ	0,3–0,4	2,2–2,3	4,5–5,5	0,6–0,9 V 0,6–0,9 Mo	1070	600–610 630–640	50 45	Для тяжелонагруженного прессового инструмента (мелких вставок окончательного штампового ручья, мелких вставных знаков, матриц и пуансонов для выдавливания и т. п.) при деформировании легированных конструкционных сталей и жаропрочных сплавов

при температуре закалки карбиды полностью не растворяются, стали сохраняют мелкое зерно. При отпуске твердость дополнительно повышается вследствие дисперсионного твердения мартенсита, но одновременно снижается пластичность и вязкость. Для получения достаточной вязкости отпуск проводят при повышенных температурах на твердость HRC 45–50, что соответствует образованию структуры – тростит.

5. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Твердыми сплавами называют сплавы, изготовленные методом порошковой металлургии и состоящие из карбидов тугоплавких металлов (WC, TiC, TaC), связанных кобальтом.

В СССР изготавливают твердые сплавы трех видов (ГОСТ 3882—74): 1) вольфрамовые (BK3, BK6, BK8, BK10 и BK20, BK25); 2) титановольфрамовые (T30K4, T15K6, T14K8, T5K10, T5K12); 3) титанотанталовольфрамовые (TT7K12, TT8K6, TT10K8-Б, TT20K9)¹.

Структура вольфрамовых сплавов представляет собой частицы карбида вольфрама WC, связанные кобальтом. Титановольфрамовые сплавы состоят из карбидов WC и TiC, связанных кобальтом. При высоком содержании карбида титана (T30K4) структура состоит только из карбида титана и кобальта, так как вольфрам и углерод растворяются в карбиде титана.

Чем меньше в сплаве BK кобальта и мельче карбидные частицы, тем выше износостойкость, но ниже прочность и сопротивление ударам. Сплавы BK3, и особенно BK3-М, обладающие наиболее высокой износостойкостью (твердость $HRC\ 89,5^1-90$ и $\sigma_{изг} = 110$ кгс/мм²), допускают высокую скорость резания при обработке чугуна, цветных металлов и неметаллических материалов.

Сплавы BK4, BK6, BK6-М с твердостью $HRC\ 88,0-90$ и $\sigma_{изг} = 140 \div 135$ кгс/мм² рекомендуются для чернового точения, фрезерования, рассверливания, зенкерования при обработке чугуна жаропрочных сплавов, цветных металлов и неметаллических материалов. Сплавы BK8 и BK10 обладают меньшей износостойкостью, но более высокой эксплуатационной прочностью ($\sigma_{изг} = 175 \div 165$ кгс/мм²).

Сплав BK8 применяют для чернового точения и других видов черновой обработки (резания чугуна, жаропрочных сплавов и цветных металлов), а также для волочения и калибровки труб, прутков и проволоки. Сплавы BK10, BK15 и BK25 предназначены для изготовления быстроизнашивающихся деталей. Эти сплавы характеризуются высокой эксплуатационной прочностью, но сравнительно низкой износостойкостью.

Наивысшей для титановольфрамовых сплавов износостойкостью и допустимой скоростью резания при пониженной эксплуатационной прочности ($\sigma_{изг} = 95$ кгс/мм²) обладает сплав T30K4. У сплавов T15K6, T5K10 эксплуатационная прочность выше, а износостойкость и допустимая скорость резания ниже. Титановольфрамовые сплавы применяют для чистого (T30K4) и чернового (T15K6, T5K10) точения, фрезерования и строгания стали. Твердость сплавов $HRC\ 92-87$.

Сплав TT10K8-Б при умеренной износостойкости обладает высоким сопротивлением ударам и хорошей эксплуатационной прочностью ($\sigma_{изг} = 130$

¹ В марках первые буквы обозначают группу, к которой относится сплав (BK — вольфрамовая, T — титановольфрамовая, TT — титанотанталовольфрамовая), цифры в вольфрамовой группе — количество кобальта, первые цифры в титановольфрамовой группе — количество карбида титана, а вторые цифры — количество кобальта. Первые цифры в титанотанталовольфрамовой группе — количество карбидов титана и тантала, а вторые цифры — количество кобальта. Если в марке стоит буква М (BK6 — М), сплавы изготовлены из мелких порошков, если буква В (BK4-В), — из крупнозернистого карбида вольфрама. Если в марке буквы ОМ, — сплавы изготовлены из особо-мелких порошков, а BK — из особо крупного карбида вольфрама.

кгс/мм²). Титанотанталовольфрамовые сплавы применяют при черновой и чистовой обработке труднообрабатываемых материалов, в том числе жаропрочных сплавов и сталей (HRC 87—90).

Твердые сплавы получают путем прессования порошков карбидов и кобальта в изделия необходимой формы и последующего спекания при 1250—1450°C в атмосфере водорода или в вакууме.

Твердые сплавы чаще изготавливают в виде стандартных пластин различной формы для оснащения ими резцов, фрез, сверл и других режущих инструментов, а также различных матриц для прессования полуфабрикатов и волочения проволоки.

Пластины в режущем инструменте крепят либо с помощью медного припоя, либо механическим способом.

Крепление штамповых и волочильных матриц производят путем тугой посадки в соответствующую стальную обойму с помощью припоя.

В этой главе рассмотрены стали и сплавы, для которых основным предъявляемым к ним требованием является обеспечение определенного уровня физических свойств.

Механические свойства этих сталей и сплавов чаще не имеют основного значения. Многие из этих сплавов являются прецизионными в смысле высокой точности химического состава и технологии производства.

1. МАГНИТНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Различают три группы магнитных сталей и сплавов: магнитотвердые, магнитомягкие и парамагнитные.

Магнитотвердые стали и сплавы. Такие стали и сплавы применяют для изготовления постоянных магнитов. Магнитная энергия постоянного магнита тем выше, чем больше остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила H_c . Магнитная энергия пропорциональна произведению $B_r \times H_c$. Учитывая, что величина B_r ограничена магнитным насыщением ферромагнетика (железа), увеличение магнитной энергии достигается повышением коэрцитивной силы H_c .

Для получения высокой коэрцитивной силы стали должны иметь неравновесную структуру, обычно — мартенсит с большим количеством дефектов строения (дислокаций, блоков, границ зерен и т. д.), являющихся источником искажений кристаллической решетки и внутренних напряжений.

Для магнитов применяют высокоуглеродистые стали (чаще с 1,0% С), легированные хромом (3,0%) ЕХ3, вольфрамом (6,0%) ЕВ6 и одновременно хромом и кобальтом, ЕХ5К5, ЕХ9К15М2 (ГОСТ 6862—71). Легирующие элементы повышают коэрцитивную силу, остаточную индукцию и улучшают температурную стабильность и стойкость постоянного магнита к механическим ударам. Хромистые, вольфрамовые и кобальтовые стали легко обрабатываются давлением и резанием, но обладают относительно малой магнитной энергией, поэтому их применяют для неответственных магнитов массового производства. Коэрцитивная сила легированных сталей составляет 60—180 Э и остаточная индукция 8000—10 000 Гс. Наиболее высокие магнитные свойства имеют стали ЕХ5К5 и ЕХ9К15М2 после нормализации, высокого отпуска, закалки и низкого отпуска (100°С).

Наибольшее промышленное значение имеют сплавы типа алишко (табл. 24). Сплавы тверды, хрупки и не поддаются деформации, поэтому магниты производят в литом виде. После литья проводят только шлифование.

Высокие магнитные свойства сплавы получают после нагрева до 1250—1280°С и последующего охлаждения (закалки) с определенной (кри-

Химический состав (%) и магнитные свойства некоторых литых Al - Ni - Co - Fe-сплавов для постоянных магнитов (ГОСТ 17809 - 72)

Сплав	Содержание элементов, %					Магнитные свойства		
	Ni	Al	Co	Cu	Другие элементы ¹	$(BH) \cdot 10^6$ Гс/Э	H_c Э	B_r Гс
ЮНДК15	18-19	8,5-9,5	14-15	3-4	0,2-0,3 Ti	1,5	600	7 500
ЮН14ДК25А	13,5- 14,5	8-8,5	24-26	3,5-4,0	$\geq 0,03$ Ti	7,0	650	13 300
ЮНДК31ТЗБА	13- 13,5	6,8-7,2	30,5- 31,5	3,0-3,5	3-3,5 Ti; 0,9-1,1 Nb	8	1 150	11 500
ЮНДК40Т8АА	14- 14,5	7,2-7,7	39- 40,6	3-4	7-8 Ti; 0,1-0,2 Si	8	1 800	9 000
ЮНДК35Т5БА	14- 14,5	6,8-7,2	34,5- 35,5	3,3-3,7	0,8-1,1 Nb; 4,7-4,5 Ti; 0,05-0,1 Ce	9	1 380	10 200
ЮНДК35Т5АА	14- 14,5	7-7,5	34-35	2,5-3,0	5,0-5,5 Ti; 0,1-0,2 Si	10	1 400	10 500

¹ Остальное железо.

тической) для каждого сплава скоростью охлаждения; после закалки следует отпуск при 580-600°C. При охлаждении от температуры закалки высокотемпературная фаза (α_2) распадается на две фазы: $\alpha_2 \rightarrow \alpha + \alpha_2$, которые имеют одинаковую кристаллическую решетку о.ц.к. с незначительным различием в периодах (α - фаза, твердый раствор на базе железа, ферромагнита; α_2 - парамагнитная фаза на базе соединения NiAl). После указанной термической обработки α -фаза распределена в виде пластинок (игл) однодоменных размеров в α_2 -фазе. Отпуск усиливает обособление фаз друг от друга, что увеличивает коэрцитивную силу. Большие внутренние напряжения, возникающие в процессе распада высокотемпературной фазы, анизотропия формы частиц образующей фазы, а также однодоменность этих частиц определяют высокokoэрцитивное состояние сплавов. Дальнейшее повышение магнитной энергии достигается созданием в сплавах магнитной и кристаллографической текстур.

Для создания магнитной текстуры сплавы типа алнико подвергают терромагнитной обработке: нагреву до 1300°C и охлаждению со скоростью 0,5-5°C/с (в зависимости от состава сплава) в магнитном поле, приложенном вдоль направления, наиболее важного для магнита данной конфигурации. Затем магнит отпускают при 625°C. При обработке в магнитном поле α -фаза выделяется в виде частиц, ориентированных вдоль поля параллельно направлению [100].

После такой обработки магнитные свойства сплавов становятся анизотропными, их магнитные характеристики (B_r , H_c , $B_r \times H_c$) сильно возрастают в направлении приложенного магнитного поля (магнитная текстура). Терромагнитной обработке чаще подвергают сплавы, содержащие свыше 18% Co. Кристаллическая текстура образуется в случае направленной кристаллизации отливки магнита. При этом образуются столбчатые кристаллы, растущие в направлении [100]. Это сильно повышает маг-

нитные свойства, поскольку они зависят от кристаллографической ориентации ферромагнитных фаз.

Некоторое применение нашли деформируемые сплавы 52КФА, 52КФБ и 52КФ13 (51–53% Со, 11–13% V, остальное – Fe), поступающие в виде проволоки (диаметром 0,5–3 мм), полос и лент (толщиной 0,2–1,3 мм). После холодной деформации сплавы подвергают отпуску при 600–620°C. Свойства сплавов после такой обработки: $HRC\ 58 \div 62$, $H_c = 350 \div 500$ Э и $B_r = 6000 \div 10000$ Гс (в зависимости от полуфабриката). Сплавы Fe – Ni – Al – Nb, содержащие 8,4–9,8% Al, 3,7–4,2% Nb и 20–25% Ni (остальное Fe), в виде горячекатаных листов используются для изготовления дешевых малогабаритных магнитов ($H_c = 150 \div 400$ Э $B_r = 7000 \div 5000$ Гс).

Магнитомягкие стали (электротехнические тонколистовые стали). Эти стали применяются для якорей и полюсов электротехнических машин, магнитопроводов, статоров и роторов электродвигателей, для силовых трансформаторов и т. д.

Общие требования, предъявляемые к магнитомягким материалам: высокая магнитная проницаемость, низкая коэрцитивная сила и малые потери при перемагничивании.

Для получения минимальной коэрцитивной силы и высокой магнитной проницаемости ферромагнитный материал должен быть чистым от примесей и включений, иметь гомогенную структуру (чистый металл или твердый раствор). Наиболее вредными примесями являются углерод (в виде Fe_3C), кислород и сера. Магнитная проницаемость возрастает с увеличением зерна феррита. Наклеп, даже слабый, снижает магнитную проницаемость и повышает H_c , поэтому материал должен быть полностью рекристаллизован для устранения внутренних напряжений, вызываемых наклепом.

В качестве магнитомягкого материала можно использовать чистое железо. Электротехническое железо используют для изготовления сплошных сердечников, работающих в условиях постоянного магнитного потока, когда потери на вихревые токи незначительны.

Более широко применяют низкоуглеродистые (0,05–0,005% С) железокремнистые сплавы (0,8–4,8% Si). Кремний, образуя с железом твердый раствор, сильно повышает электросопротивление, а следовательно, уменьшает потери на вихревые токи, повышает магнитную проницаемость, немного снижает коэрцитивную силу и потери на гистерезис вследствие вызываемого им укрупнения зерна, графитизирующего действия и лучшего раскисления стали. Однако кремний понижает индукцию в сильных полях и повышает хрупкость сплава, особенно при содержании его в количестве 3–4%.

Листовую электротехническую сталь (сплавы Fe – Si) для рекристаллизации, укрупнения зерна и выгорания углерода подвергают специальному отжигу. Лучшие результаты дает отжиг в водороде, диссоциированном аммиаке или в вакууме при 1100–1200°C.

Резание, холодная штамповка, навивка ленточных сердечников ухудшают магнитные свойства стали; возрастает коэрцитивная сила, а следовательно, и потери на гистерезис, резко падает индукция в слабых и средних полях. Для восстановления магнитных свойств рекомендуется отжиг при нагреве до 750–900°C.

Электротехническую сталь, предназначенную для магнитных цепей электрических машин, аппаратов и приборов, изготавливают в виде рулонов, листов и резаной ленты. Горячекатаную тонколистовую сталь выпускают следующих марок: 1211, 1212, 1213, 1311, 1312, 1313, 1411, 1412, 1413, 1511, 1512 и др.

В марке цифры означают: первая — класс по структурному состоянию в виду прокатки; вторая — содержание кремния, третья — группу по основной нормируемой характеристике. Вместе первые три цифры означают тип стали, четвертая — порядковый номер типа стали. Сталь подразделяют (ГОСТ 21427.0—75): а) по структурному состоянию и виду прокатки на классы: 1. горячекатаная изотропная (ГОСТ 21427.3—75), 2. холоднокатаная изотропная (ГОСТ 21427.2—75), 3 — холоднокатаная анизотропная с ребровой текстурой (ГОСТ 21427.1—75); б) по содержанию кремния на группы: 0 — с содержанием кремния до 0,4%, 1 — с 0,4—0,8% Si, 2 — с 0,8—1,8% Si, 3 — с 1,8—2,8% Si, 4 — с 2,8—3,8% Si, 5 — с 3,8—4,8% Si; в) по основной нормируемой характеристике на группы: 0 — удельные потери при магнитной индукции 1,7 Т (в Теслах) и частоте 50 Гц ($P_{1,7/50}$); 1 — удельные потери при магнитной индукции 1,5 Т и частоте 50 Гц ($P_{1,7/50}$); 2 — удельные потери при магнитной индукции 1,0 Т и частоте 400 Гц ($P_{1,7/50}$); 6 — магнитная индукция в слабых полях при напряженности поля 0,4 А/М (В 0,4); 7 — магнитная индукция в средних магнитных полях при напряженности поля 10 А/М (В10).

С увеличением содержания в стали кремния индукция и потери на перемагничивание уменьшаются.

Удельные потери при магнитной индукции 1,5 Т и частоте 50 Гц ($P_{1,5/50}$) для листов толщиной 0,5 мм составляют 7,2 (сталь 1212)—2,7 (сталь 1514) Вт/кг, а магнитная индукция при напряженности магнитного поля 2500 А/м — 1,53 (сталь 1212)—1,44 (сталь 1513, 1514) Т.

Холоднокатаную изотропную тонколистовую электротехническую сталь выпускают следующих марок: 2011, 2012, 2013; 2111, 2112, 2211, 2212; 2311, 2312; 2411 и 2412. Удельные потери у этих сталей ниже, чем у горячекатаной стали. В зависимости от содержания кремния удельные потери ($P_{1,5/50}$) для толщины листа 0,5 мм лежат в пределах 3,8 (сталь 2011) — 1,3 (сталь 2412) Вт/кг.

Чем тоньше лист, тем меньше потери. Магнитная индукция при напряжении магнитного поля 2500 А/м составляет для малокремнистых сплавов 1,6 Т и для сплавов, содержащих 4,0% Si, — 1,5 Т.

Холоднокатаная анизотропная (текстурированная) листовая сталь содержит 2,8—3,8% Si (марки 3411, 3412, 3413; 3414, 3415, 3416, 3404, 3405 и 3406). Эта сталь относится к ферритному классу сталей, не испытывающих при нагреве $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращений.

Магнитные свойства анизотропной стали в продольном направлении прокатки значительно выше, чем в поперечном. Это связано с тем, что в каждом зерне текстурированной стали кристаллографическая решетка ориентирована так, что в плоскости прокатки лежит плоскость (110), а в направлении прокатки — ребро куба [100]. Такую текстуру называют ребровой. Для железа и сплавов Fe—Si ребро куба [100] является направлением легкого намагничивания. Подобная текстура достигается многократной холодной прокаткой и отжигом.

В текстурованной холоднокатаной стали по сравнению с изотропной сталью, содержащей то же количество кремния, при больших значениях индукции (1,75–1,9 Т) потери на перемагничивание меньше.

При толщине листа 0,5 мм потери $P_{1,5/50}$ составляют 2,45 (сталь 3411)–1,5 (сталь 3414) Вт/кг, снижаясь до 0,89–0,97 Вт/кг (стали 3415, 3416) при толщине листа 0,28–0,3 мм.

Удельное электросопротивление стали с низким содержанием кремния (2011, 2111) составляет 0,14–0,17 Ом мм²/м, повышаясь до 0,4–0,5 Ом мм²/м для высококремнистых сталей (2311, 2411).

Листовые стали, предназначенные для работы в силовых агрегатах, при высоких частотах переменного тока должны быть малой толщины (0,1–0,35 мм), так как при этом меньше снижается проницаемость и не столь сильно возрастают потери с увеличением частоты тока.

Пермаллой. Для получения высоких значений индукции в слабых магнитных полях используют сплавы с высокой начальной и максимальной магнитной проницаемостью, называемые пермаллоем.

Различают пермаллои: 1) низконикелевые: 50Н, 65НП, 50НХС (40–65% Ni), у которых начальная проницаемость $\mu_0 < 4000$ Гс/Э и намагниченность насыщения ~ 15000 Гс; 2) высоконикелевые 79НМА (78–80% Ni) $\mu_0 < 35000$ Гс/Э, но меньшей намагниченностью насыщения – 7500 Гс. Пермаллои нередко легируют молибденом и хромом, которые уменьшают чувствительность к механической деформации и повышают удельное электросопротивление и стабилизируют свойства. Пермаллой изготовляют из чистейших сортов железа и никеля вакуумной переплавкой. Термическая обработка сводится к отжигу при 1100–1300°C в вакууме (водороде) с последующим охлаждением с определенной скоростью.

Парамагнитные стали. Многие детали приборов и машин должны быть изготовлены из немагнитного материала. Ранее для этой цели применяли цветные металлы (латунь, бронзу). В настоящее время широко используют парамагнитные аустенитные стали 12Х18Н9, 55Г9Н9Х3.

Ферриты. Ферриты получают спеканием порошков, состоящих из Fe_2O_3 и окислов двухвалентных металлов (ZnO, NiO, MnO и др.).

Специфическими свойствами ферритов по сравнению с обычными ферромагнетиками являются высокое электрическое сопротивление $10^3 - 10^7$ Ом·см (что приводит к малым потерям при высоких частотах) и относительно невысокая намагниченность насыщения $4\pi I_s \approx 100 - 20000$ Гс. Чаще применяют магнитомягкие ферриты NiO – ZnO – Fe_2O_3 и MnO – ZnO – Fe_2O_3 . Параметром, определяющим эти ферриты, является начальная магнитная проницаемость μ_0 , которая может меняться в широких пределах и указывается в начале марки феррита. Так, никельцинковый феррит (NiO – ZnO – Fe_2O_3) обозначают 2000 НН, 1000 НН и др., а марганеццинковый – 2000 НМ или 6000 НМ (вторая буква соответствует иону, характеризующему металл).

Ферриты применяют для работы при высоких и сверхвысоких частотах, где использование металлических ферромагнетиков невозможно из-за больших потерь электромагнитной энергии. Их используют в радиоэлектронике и радиотехнике для магнитных стержневых антенн, сердечников магнитных усилителей, в импульсных трансформаторах и т. д. Ферриты

обеспечивают миниатюризацию важных узлов современных приборов.

В запоминающих устройствах ЭВМ применяют ферриты $MgO - MnO - Fe_2O_3$ с прямоугольной петлей гистерезиса (ППГ) — 0,12ВТ (0,12 — коэрцитивная сила $H_c = 0,12$ Э, ВТ — вычислительная техника), 0,9ВТ, 1,3ВТ и др. Важной характеристикой ферритов ППГ является время перемагничивания, необходимое для изменения магнитного состояния сердечника от $+V_r$ до $-V_r$. Быстродействие растет с уменьшением коэрцитивной силы.

В сверхвысокочастотной технике (СВЧ) используют не только обычные ферриты, но и ферриты $MgO - MnO - Fe_2O_3$, обладающие очень высоким электросопротивлением: $10^8 - 10^9$ Ом·см.

Недостатки ферритов по сравнению с металлическими ферромагнетиками: низкая температурная стабильность (точка Кюри ниже $200^\circ C$), низкая индукция насыщения (~ 4000 Гс), затрудняющая использование их для мощных низкочастотных трансформаторов, и высокие твердость и хрупкость (возможно только шлифование).

2. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ВЫСОКИМ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕМ ДЛЯ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Высокое электросопротивление сплавов может быть достигнуто в том случае, если их структура — твердый раствор. Согласно правилу Курнакова, при образовании твердых растворов электросопротивление возрастает, достигая максимального значения при определенном для каждой системы содержании элементов. Эта же структура позволяет деформировать сплавы с большим обжатием, получать тонкие ленты и проволоку, обладающие высоким электросопротивлением. Помимо высокого электросопротивления, стали и сплавы этого назначения при нагреве должны обладать окалинстойкостью и достаточной прочностью для сохранения формы нагревателей в процессе работы.

Окалинстойкие стали с высоким электросопротивлением. Чаще применяют хромоалюминиевые низкоуглеродистые стали ферритного класса: Х13Ю4 (*фехраль*), 0Х23Ю5 (*хромель*), 0Х27Ю5А, обладающие высокими жаростойкостью и электросопротивлением. Чем выше содержание в сплаве хрома, алюминия, тем выше окалинстойкость и рабочая температура нагревательного элемента.

Количество углерода в сплавах строго ограничивают (0,06 — 0,12%), так как появление карбидов снижает пластичность и сокращает срок службы нагревателей. Ниже приведены характеристики этих сплавов:

Сплав	Х13Ю4	0Х23Ю5	0Х27Ю5А
Оптимальная рабочая температура, $^\circ C$	900	1150	1250
Удельное электросопротивление, См \times \times мм ² /м	1,18—1,34	1,29—1,45	1,37—1,47

Указанные стали изготавливают металлургической промышленностью в виде проволоки и ленты. Стали малопластичны, поэтому нагреватели, особенно крупные, следует выполнять при подогреве до $200 - 350^\circ C$. После

первого нагрева до рабочей температуры вследствие роста зерна нагреватели становятся хрупкими. Сопротивление ползучести ферритных сплавов невелико, поэтому нагреватели при высоких температурах (1150–1200°C) нередко провисают под собственной массой.

Никелевые сплавы с высоким омическим сопротивлением. Твердые растворы на основе никеля обладают высоким электросопротивлением. Наиболее известными сплавами с высоким сопротивлением являются сплавы никеля с хромом (*нихромы*). Лучший из них — сплав Х20Н80 работает при температуре до 1050–1100°C. Для удешевления нихромов и улучшения их технологических свойств часть никеля заменяют железом. Нихромы с железом называют *ферронихромами*. Широкой известностью пользуется ферронихром Х15Н60, содержащий 25% Fe, который рекомендуют для работы при 950–1000°C. Удельное электросопротивление нихрома (ферронихрома) составляет 1,0–1,2 Ом·мм²/м и окалиностойкость до 1000–1100°C.

Нихромы применяют для бытовых приборов и нагревательных элементов электропечей и деталей высокого омического сопротивления. Нихромы и ферронихромы более пластичны и жаропрочны, чем сплавы Fe–Cr–Al, но значительно дороже.

3. СПЛАВЫ С ЗАДАНЫМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Сплавы с заданным температурным коэффициентом линейного расширения широко применяют в машиностроении и приборостроении. Наиболее распространены сплавы Fe–Ni, у которых коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^{-6} \text{ } 1^\circ\text{C}$ при температурах от –100 до +100°C с увеличением до 36% Ni резко уменьшается, а при более высоком содержании никеля вновь возрастает. При 600–700°C такого явления не наблюдается, и коэффициент линейного расширения в зависимости от состава изменяется плавно, что объясняется ферромагнитной природой этих сплавов.

Это свойство сплавов Fe–Ni широко используется в технике. Так, например, детали машин и приборов, которые должны сохранять постоянство размеров при нагреве до 100°C и охлаждении до –100°C (штриховые меры в метрологии, детали геодезических мерных приборов), изготавливают из аустенитного сплава 36Н ($\leq 0,05\%$ С и 36% Ni), получившего название *инвар*. Сплав 36Н имеет минимальное значение коэффициента линейного расширения: в системе Fe–Ni $\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ } 1^\circ\text{C}$.

Для впаев в стеклянные вакуумные приборы проводников применяют сплавы Fe–Ni, часто добавочно легированные кобальтом или медью, имеющие равный со стеклом коэффициент расширения и близкую температурную зависимость. Для вакуумных спаев с молибденовым стеклом применяют сплав 29НК, называемый *ковар* (29% Ni и 18% Co), у которого $\alpha = (4,6 \div 5,5) \cdot 10^{-6} \text{ } 1^\circ\text{C}$. При нагреве сплава 29НК на его поверхности образуется пленка окислов, взаимодействующая со стеклом. Это приводит к образованию плотного сцепления между стеклом и сплавом.

Для изготовления деталей, спариваемых со стеклом, например в телевизионных кинескопах, имеющих $\alpha \leq 8,7 \cdot 10^{-6} \text{ } 1^\circ\text{C}$, применяют и более дешевые ферритные железохромистые сплавы 18ХТФ и 18ХМТФ (0,35% Mo; 0,35% V; 18% Cr; 0,6% Ti). Эти сплавы имеют одинаковые свойства, но сплав 18ХТФ дешевле, так как он не содержит молибдена.

4. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ УПРУГИМИ СВОЙСТВАМИ

В приборостроении для изготовления упругих элементов (пружин, мембран, сильфонов, подвесов, торсион и т. д.) требуется материал, обладающий высокими значениями упругих свойств, достаточной пластичностью, прямолинейным ходом изменения модуля упругости в широком интервале температур, а также часто немагнитностью, коррозионной стойкостью и т. д. Для этой цели используют цветные металлы (латуни, бронзы и др.), а также аустенитные железохромоникелевые и кобальтхромоникелевые сплавы¹.

Примером этой группы сплавов может служить 40КНХМ (39–41% Со; 19–21% Сг; 15–17% Ni; 6,4–7,4% Мо; 1,8–2,2% Mn), изготовленный в виде проволоки.

Упругие чувствительные элементы прецизионных приборов (мембраны, сильфоны, анероиды, коробки, волосковые спирали часов и т. д.) нередко изготавливают из сплавов *элинвар*, обладающих малым температурным коэффициентом модуля упругости (до 120–200°C). Обычно применяют дисперсионно-твердеющие элинвары, например сплав на железоникелевой основе 42НХТЮ (41,5–43,5% Ni; 5,3–5,9% Сг; 2,4–3,0% Ti и 0,5–1,0% Al). После закалки с 950°C в воде структура сплава – аустенит, механические свойства: $\sigma_b = 70$ кгс/мм² и $\delta = 50\%$, а после старения при 700°C $\sigma_b = 125$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 80$ кгс/мм², $\delta = 20\%$. Упрочнение обусловлено образованием дисперсных частиц γ' -фазы, когерентно связанной с аустенитом. После закалки, когда сплав пластичен, из него изготавливают упругие элементы. Сплав упрочняется и после отпуска при 600°C ($\sigma_b = 150$ кгс/мм² и $\delta = 10\%$). Элинвар применяют в виде тонкой ленты (толщиной 0,1–0,2 мм) и проволоки диаметром 0,3–5,0 мм.

¹ Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. 2-е изд. М., Metallургия, 1971. 496 с.

Тугоплавкими называют металлы, температура плавления которых выше, чем у железа.

Наибольшее значение имеют следующие тугоплавкие металлы: Nb, Mo, Cr, Ta и W с температурой плавления 2468, 2625, 1875, 2996 и 3410°C соответственно.

Интерес к тугоплавким металлам и сплавам на их основе (табл. 25) резко возрос в связи со строительством ракет, космических кораблей, атомных реакторов и развитием энергетических установок, отдельные детали и узлы которых работают при температурах до 1500–2000°C.

Тугоплавкие металлы и их сплавы используют главным образом как жаропрочные.

Молибден, вольфрам и хром обладают высокой жаропрочностью, однако они склонны к хрупкому разрушению из-за высокой температуры порога хладноломкости, которую особенно сильно повышают примеси внедрения; C, N, H и O. После деформации ниже температуры рекристаллизации (1100–1300°C) порог хладноломкости молибдена и вольфрама понижается. Ниобий и тантал, в отличие от вольфрама и молибдена, — металлы с хорошей пластичностью и свариваемостью. Следует указать, что ниобий обладает более низким порогом хладноломкости и менее чувствителен к примесям внедрения. Указанные металлы обладают высокой коррозионной стойкостью, в том числе в кислотах и щелочах.

Молибден и вольфрам в чистом виде используют в радио- и электронной промышленности (нити накаливания, листовые аноды, сетки, пружины катодов, нагреватели, контакты и т. д.), в химическом машиностроении, стекольной промышленности и т. д. Вследствие малого поперечного сечения захвата нейтронов и отсутствия взаимодействия с расплавленными щелочными металлами ниобий применяют для изготовления теплообменников атомных реакторов¹.

Жаропрочность чистых металлов сравнительно невелика (см. табл. 25). Более высокой жаропрочностью обладают сплавы на основе тугоплавких металлов. Однако следует учитывать, что легирование с целью повышения жаропрочности часто приводит к снижению пластичности. Повышение жаропрочности достигается в результате образования легированного твердого раствора или твердого раствора, который добавочно упрочняется мелкодисперсными выделениями типа карбидов [ZrC, (Ti, Zr)C и др.], оксидов (ZrO₂) и т. д. Все тугоплавкие металлы обладают низкой жаростойкостью, поэтому их при температурах свыше 400–600°C нужно защищать от окисления. Разработаны металлические, интерметаллидные и керамические покрытия

¹ Для этой цели чаще используют цирконий, который является основным материалом в атомных реакторах.

Состав и жаропрочность некоторых сплавов на основе тугоплавких металлов

Металл и сплав на его основе	Состав, %	Жаропрочность при температурах, °С*		
		1100	1200	1300
Nb	Технически чистый	6,5/3	—	—
VN-2A	4,1 Mo; 0,7 Zr; ≤ 0,08 C	26/12	24/—	—
VN3	4,6 Mo; 1,4 Zr; 0,12 C	45/16	25/—	—
VN4	9,5 Mo; 1,5 Zr; 0,3 C; 0,03 Ce или Ti	40/28	25/—	—/10
Mo	Технически чистый	18/8	—	—
ЦМ-2A	0,1 Zr; 0,15 Ti; 0,004 C	—	30/8,5—10	—
ЦМ-3	0,3 Zr; 0,02 C	—	50/18	—
BM1	0,15 Zr; до 0,3 Ti; 0,04 C	—	34/8,5—10	—
BM2	0,35 Zr; 0,2 Ti; 0,02 C	48/26	45/15,5	—/7,5
BM3	0,45 Zr; 1 Ti; 1,4 Nb; 0,35 C	—	—	38/26,5
		1200	1650	2000
Ta	Технически чистый	9/2,8	3/0,7	—
Ta — W	10 W	28/14	8/3,5	—
W	Технически чистый	—	10/6	6/3
ВВ-2	Система W — Nb	—	12—14/8	—

* Механические свойства в отожженном состоянии.
Числитель — σ_B , кгс/мм², знаменатель — σ_{100} , кгс/мм².

для защиты от окисления. Для молибдена и вольфрама лучшими считаются термодиффузионные силицидные покрытия ($MoSi_2$, WSi_2). Поверхностные покрытия чаще применяют для деталей, работающих малый срок службы (одноразового действия). Тугоплавкие металлы широко используют в качестве жаропрочных для работы в неокислительной среде — в вакууме, водороде, в инертных газах, а также в среде отходящих пороховых газов.

Весьма перспективны для многих отраслей техники сплавы ниобия (см. табл. 25). Они обладают хорошей технологичностью, свариваемостью и достаточно высокой жаропрочностью при температурах до 1300°С.

Введение в ниобий W, Mo и в меньшей степени Zr и V значительно повышает его жаропрочность при сохранении высокой пластичности. Температура хладноломкости ниобия ниже — 196°С. Благодаря высокой коррозионной стойкости и малому сечению захвата тепловых нейтронов сплавы ниобия нашли применение в конструкциях атомных реакторов. Сплавы ниобия с оловом, цирконием и титаном обладают сверхпроводящими свойствами.

1. ТИТАН

Титан — металл серебристо-белого цвета. Титан находится в IV группе Периодической системы Д. И. Менделеева (см. табл. 1). Его порядковый номер 22, атомная масса 47,9. Температура плавления $1665 \pm 5^\circ\text{C}$. Титан имеет две аллотропические модификации: до 882°C существует α -титан, который кристаллизуется в г.п.у.-решетке с периодами $a = 2,9503$ и $c = 4,6843 \text{ \AA}$ ($c/a = 1,5873$), а при более высоких температурах β -титан, имеющий о.ц.к.-решетку, период которой $\alpha = 3,282 \text{ \AA}$ (при 900°C). Плотность α -титана составляет $4,505 \text{ г/см}^3$, β -титана $4,32 \text{ г/см}^3$ при 900°C . Коэффициент линейного расширения титана в интервале температур $20-100^\circ\text{C}$ — $-8,3 \cdot 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$, теплопроводность при 50°C $0,045 \text{ кал/(см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C)}$. Технический титан изготавливают марок: ВТ1-00 (99,53% Ti) и ВТ1-0 (99,48% Ti).

Вредными примесями для титана являются азот, углерод, кислород и водород, образующие с ним твердый раствор внедрения и хрупкие оксиды, карбиды, нитриды и гидриды. Эти примеси снижают пластичность и свариваемость титана, повышают его твердость и прочность и ухудшают сопротивление коррозии.

Технический титан ВТ1-00 и ВТ1-0 имеет следующие механические свойства: $\sigma_B = 30 \div 55 \text{ кгс/мм}^2$ и $\delta = 20 \div 30\%$. Чем больше примесей, тем выше прочность и ниже пластичность (рис. 162, а).

На поверхности титана легко образуется стойкая оксидная пленка, вследствие чего титан обладает высокой сопротивляемостью коррозии в пресной и морской воде и в некоторых кислотах, устойчив против кавитационной коррозии и под напряжением.

При температурах выше 500°C титан и его сплавы легко окисляются и поглощают водород, который вызывает охрупчивание (водородная хрупкость). Технический титан хорошо обрабатывается под давлением, сваривается (в среде аргона), но плохо обрабатывается резанием. Металлургической промышленностью он изготавливается в виде листов, труб, прутков, проволоки и других полуфабрикатов.

2. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Для получения сплавов титан легируют Al, Mo, V, Mn, Cr, Sn, Zr, Nb, а также, в небольших количествах, и Si. На рис. 162 показано влияние легирования на предел прочности и относительное удлинение титана. Видно, что упрочнение титана ведет одновременно к снижению его пластичности. Титановые сплавы имеют высокую удельную прочность (отношение σ_B/γ). Легирующие элементы оказывают большое влияние на температуры полиморфного превращения. Такие элементы, как Al, O, N, повышают температуру полиморфного превращения (рис. 163, а) и расширяют α -область; их называют α -стабилизаторами. Такие элементы, как Mo, V, Mn, Cr, Fe (рис.

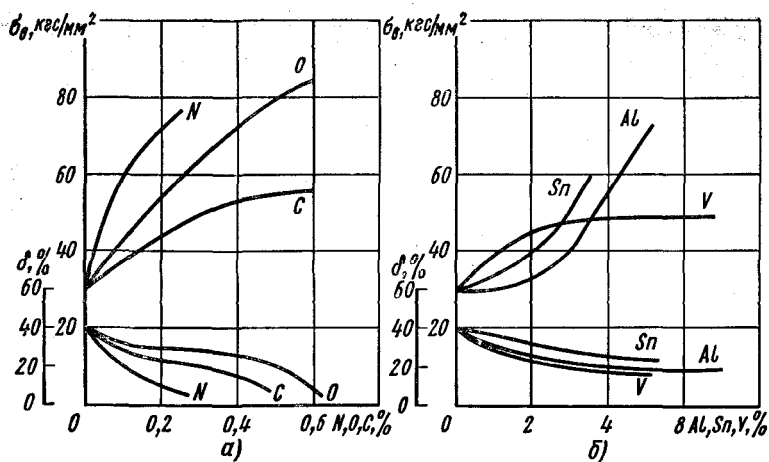


Рис. 162. Влияние легирующих элементов и примесей на механические свойства титана: а — элементы, образующие твердые растворы внедрения; б — элементы, образующие твердые растворы замещения

163, б), понижают температуру полиморфного превращения и расширяют область существования β -фазы; их называют β -стабилизаторами. Цирконий не оказывает влияния на температуру полиморфного превращения титана. При легировании титана Mn, Fe, Cr, Si и некоторыми другими элементами образуются химические соединения, и в таких сплавах протекает эвтектическое превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_x\text{M}_y$ (рис. 163). Образование эвтектоида охрупчивает сплав. Эвтектическое превращение протекает медленно, и после обычных скоростей охлаждения при комнатной температуре сохраняется не претерпевшая превращения β -фаза.

Все промышленные сплавы титана, как правило, содержат алюминий.

В соответствии со структурой различают следующие сплавы: 1) α -сплавы, имеющие структуру: твердый раствор легирующих элементов в α -

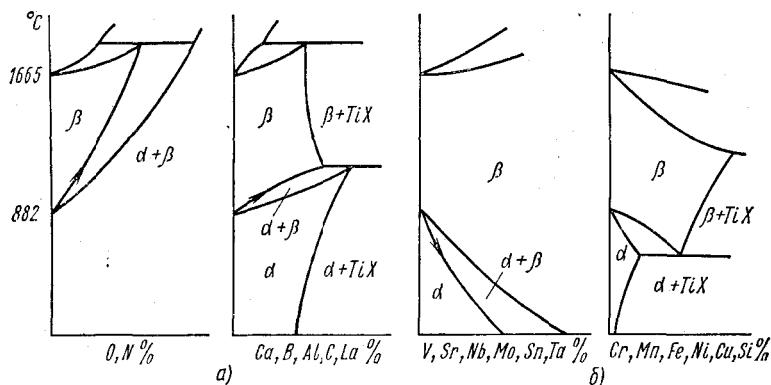


Рис. 163. Диаграммы состояния сплавов на основе титана (схема):

а — повышение температуры $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения; б — понижение температуры $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения

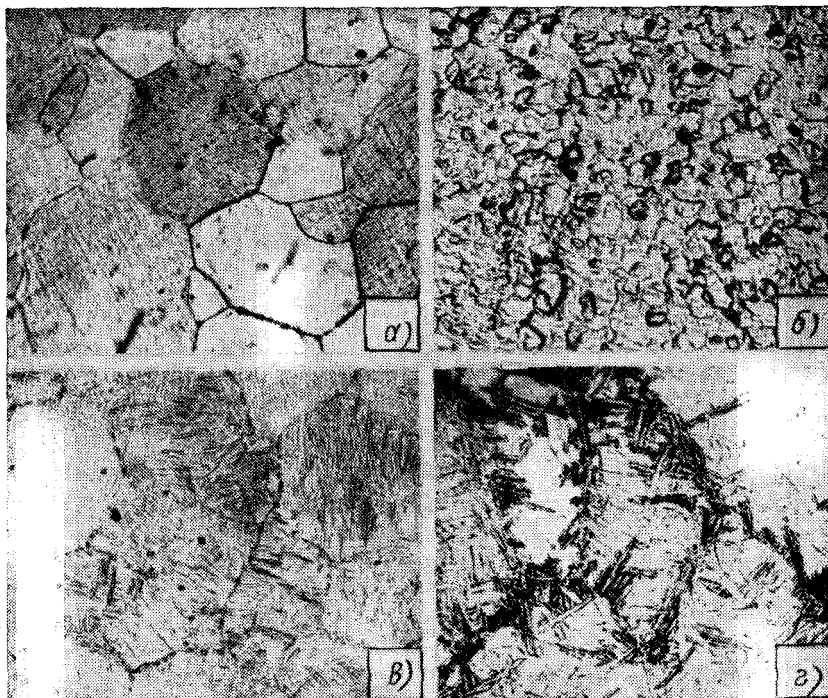


Рис. 164. Микроструктуры сплавов титана ($\times 100$):

a — α -фаза ($\times 350$); *b* — $\alpha + \beta$ -фазы; *c* — α' -фаза; $\alpha' + \beta$ -фазы (β -фаза — темные участки)

титане (рис. 164, *a*); основной легирующий элемент в α -сплавах — алюминий; 2) $\alpha + \beta$ -сплавы, состоящие из α - и β -твердых растворов (рис. 164, *b*); $\alpha + \beta$ -сплавы содержат кроме алюминия 2–4% β -стабилизаторов, таких как Cr, Mo, Fe и др.; 3) β -сплавы, имеющие структуру: твердый раствор легирующих элементов в β -титане; эти сплавы содержат большое количество β -стабилизаторов.

Наибольшее применение получили α - и $\alpha + \beta$ -сплавы.

В табл. 26 приведены состав и механические свойства наиболее распространенных титановых сплавов, обрабатываемых давлением.

Титановые сплавы редко применяют для фасонного литья. Это объясняется тем, что титан легко взаимодействует с газами, формовочными материалами. Титан и его сплавы используют там, где главную роль играют высокая удельная прочность и хорошая сопротивляемость коррозии. Титановые сплавы применяют в авиации (обшивка самолетов, диски и лопатки компрессора и т. д.), в ракетной технике (корпуса двигателей второй и третьей ступени, баллоны для сжатых и сжиженных газов и т. д.), оборудование для обработки ядерного горючего, в химическом машиностроении, в судостроении (гребные винты, обшивка морских судов, подводных лодок и торпед) и т. д. Титановые сплавы обладают высокой пластичностью при низких температурах, что делает их пригодными для криогенной техники.

Средний химический состав и механические свойства типичных титановых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %				Механические свойства		Вид полуфабрикатов
	Al	Mo	Другие элементы	$\sigma_{в}$, кгс/мм ²	δ , %	$a_{н}$, кгс·М/см ²	
BT5	5	—	—	α -сплавы* 75–90	10–14	3–6	Поковки, штамповки, прутки, профили То же »
BT5-1 OT4	5 4,25	—	2,5 Sn 1,4 Mn	80–95 70–90	10–15 10–20	4–8 4–10	
				$\alpha + \beta$ -сплавы**			
BT3-1	6,0	2,5	1,5 Cr 0,2 Si 0,5 Fe	110 (120)	17 (12)	3,5	Штамповки, поковки
BT9	6,5	3,3	0,3 Si 1,2 Zr	110 (130)	10 (≥ 6)	3,0	То же
BT14	5	3,0	1,4 V	100 (130)	12 (8)	7 (≥ 5)	Штамповки Прутки
BT22	5	4,5	4,5 V 1,25 Cr 1,0 Fe	115 (145)	15 (6)	(≥ 3)	

* Механические свойства после отжига: твердость сплавов *НВ* 229–321; сплав OT4 – псевдо α -сплав: в его структуре 1–5% β -фазы.

** Механические свойства после отжига, в скобках – после закалки и старения; твердость сплавов *НВ* 269–363 (*НВ* 302–415).

Термическая обработка титановых сплавов. Титан и α -сплавы титана не упрочняются термической обработкой, и их подвергают только рекристаллизационному отжигу. Температура отжига $\alpha + \beta$ -сплавов должна быть выше температуры рекристаллизации, но не превышать температуры превращения $\alpha + \beta \rightarrow \beta$, так как и в β -области происходит сильный рост зерна. Отжиг при температурах, соответствующих β -области, мало влияет на $\sigma_{в}$ и $\sigma_{0,2}$, но сильно снижает δ и ψ . Вязкость разрушения K_{Ic} возрастает при повышении температуры обработки в $\alpha + \beta$ -области при сохранении высоких значений δ и ψ . Для обеспечения высокой конструктивной прочности следует применять отжиг на 20–30°C ниже температуры $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -превращения (псевдо β -отжиг).

В последние годы все шире применяется вакуумный отжиг, который позволяет уменьшить содержание водорода в титановых сплавах, что приводит к существенному повышению вязкости разрушения, уменьшению склонности к замедленному разрушению и коррозионному растрескиванию.

Для снятия внутренних напряжений, возникающих при механической обработке α - и $\alpha + \beta$ -сплавов, применяют неполный отжиг при 550–600°C; $\alpha + \beta$ -сплавы могут быть упрочнены закалкой с последующим старением.

Рассмотрим превращения, которые протекают в $\alpha + \beta$ -сплавах при закалке. При быстром охлаждении сплавов, нагретых до области β -фазы (рис. 165), протекает сдвиговое мартенситное превращение. Как и в стали, мартенситное превращение в титановых сплавах протекает в интервале

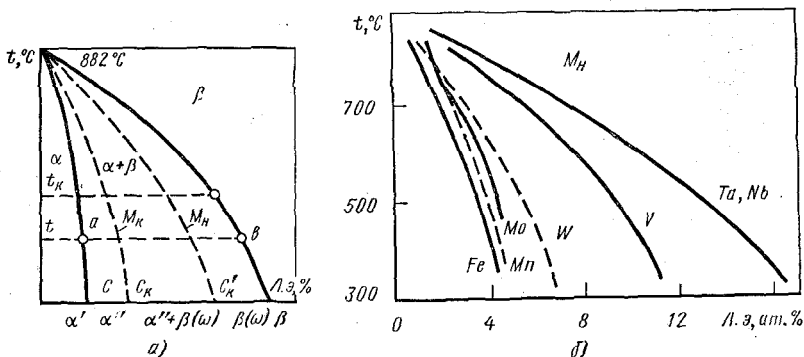


Рис. 165. Структура сплавов титана после закалки из β -области (а) и влияние концентрации легирующих элементов (л. э.) на точку M_N (а и б)

температур $M_N - M_K$. Чем выше содержание в сплаве β -стабилизаторов, тем ниже температура мартенситного превращения M_N и M_K (рис. 165).

После закалки малолегированных сплавов образуется α' -фаза (рис. 165). Мартенситная α' -фаза представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане. Она имеет несколько искаженную гексагональную решетку и характерное для мартенсита игольчатое строение (см. рис. 164, в, з).

При концентрации легирующего элемента выше точки C (см. рис. 165, а) возникает мартенситная α'' -фаза с ромбической решеткой. Появление α'' -фазы вызывает уменьшение твердости и прочности сплавов и увеличение пластичности. После закалки сплавов, имеющих концентрацию β -стабилизатора более C_K , образуются α' - и β -фазы, а выше C'_K — только метастабильная β -фаза. В β -фазе, как это видно из рис. 165, может образоваться мартенситная ω -фаза с гексагональной структурой, которая когерентно связана с матрицей и при микроструктурном анализе не выявляется. Возникновение ω -фазы сильно охрупчивает сплав.

Закалку $\alpha + \beta$ -сплавов во избежание сильного роста зерна производят от температур, соответствующих $\alpha + \beta$ -области (см. рис. 165). При этом α' -фаза остается без изменений, а β -фаза претерпевает те же превращения, какие протекают в сплаве того же состава, что и β -фаза, при закалке из β -области. Например, для случая, приведенного на рис. 165, при температуре t состав α -фазы определится точкой a , а состав β -фазы — точкой b ; β -фаза этого состава при закалке приобретает структуру $\beta(\omega)$. Следовательно, структура всех сплавов после закалки с температуры t , отвечающей $\alpha + \beta$ -фазам, будет состоять из $\alpha + \beta(\omega)$ -фаз. При закалке с температур выше t_K (см. рис. 165) состав β -фазы будет меньше C'_K , и при быстром охлаждении она будет полностью или частично испытывать мартенситное превращение. Структура сплавов после закалки будет $\alpha + \alpha'' + \beta(\omega)$, или $\alpha + \alpha''$, или $\alpha + \alpha'$ (рис. 165).

В процессе старения закаленных сплавов происходит их упрочнение, обусловленное распадом α'' -фазы и остаточной β -фазы. Повышение прочности при распаде α'' -фазы невелико. Упрочнение, связанное с образованием ω -фазы, использовать нельзя из-за возникновения высокой хрупкости

сплавов. Чтобы избежать хрупкости, связанной с образованием ω -фазы, применяют более высокую температуру старения: 450–600°C.

Упрочняющая термическая обработка для крупных деталей из титановых сплавов применяется редко. Это объясняется малой прокаливаемостью титановых сплавов, низким значением вязкости разрушения (K_{Ic}) и короблением деталей. Прокаливаемость возрастает с увеличением содержания β -фазы, усложнением состава сплава (BT9, BT3, BT22) и применением регламентированной скорости охлаждения при закалке (для сплавов BT3-1, BT9 до 20°C/с).

Высокую конструктивную прочность обеспечивает «мягкая закалка», которая сводится к нагреву при температурах $\alpha + \beta$ -области, охлаждению со скоростью 50–150°C/ч до 700–600°C и последующему охлаждению на воздухе или в воде. После мягкой закалки производится старение при 450–500°C. После такой обработки частицы α -фазы в метастабильной β -фазе вместо пластинчатой формы имеют округлую форму, что и повышает надежность деталей в эксплуатации.

Типовые сплавы имеют низкие антифрикционные свойства, и при использовании в узлах трения они подвергаются химико-термической обработке. Для повышения износостойкости титан азотируют при 850–950°C в течение 30–60 ч в атмосфере азота.

Толщина диффузионного слоя в сплавах титана после азотирования при 950°C в течение 30 ч 0,05–0,15 мм, HV 750–900.

1. АЛЮМИНИЙ

Алюминий — элемент III группы Периодической системы элементов Д. И. Менделеева, порядковый номер 13, атомная масса 26,98, температура плавления 660°C. Алюминий имеет кристаллическую г. ц. к.-решетку с периодом $\bar{a} = 4,0412 \text{ \AA}$. Наиболее важной особенностью алюминия является низкая плотность — 2,7 г/см³, против 7,8 г/см³ для железа и 8,94 г/см³ для меди. Алюминий обладает высокой электропроводностью (2,6548 Ом·мм²/м), составляющей 65% от электропроводности меди. Теплопроводность 0,57 кал/см·с·°C. В зависимости от чистоты различают алюминий особой чистоты: А999 (99,999% Al); высокой чистоты: А995 (99,995% Al), А99 (99,99% Al), А97 (99,99% Al), А95 (99,95% Al), и технической чистоты: А85, А8, А7, А6, А5, А0 (99,0% Al).

Технический алюминий изготавливается в виде листов, профилей, прутков, проволоки и других полуфабрикатов и маркируется АД0 и АД1. В качестве примесей в алюминии присутствуют Fe, Si, Cu, Mn, Zn. Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью вследствие образования на его поверхности тонкой прочной пленки Al₂O₃. Чем чище алюминий, тем выше коррозионная стойкость. Механические свойства отожженного алюминия высокой чистоты: $\sigma_B = 5 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 1,5 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 50\%$, а технического алюминия (АДМ)¹: $\sigma_B = 8 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 3 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 35\%$. Модуль нормальной упругости 7100 кгс/мм². Холодная пластическая деформация повышает предел прочности технического алюминия (АДН)¹ до 15 кгс/мм², но относительное удлинение снижается до 6%. Алюминий легко обрабатывается давлением, но обработка резанием затруднена, сваривается всеми видами сварки. Технический алюминий (АД и АД1) применяют для изготовления элементов конструкции и деталей, не несущих нагрузки, когда требуется высокая пластичность, хорошая свариваемость, сопротивление коррозии и высокие тепло- и электропроводность. Так, например, из технического алюминия изготавливают различные трубопроводы, налупные надстройки морских и речных судов, кабели, электропровода, шины, конденсаторы, корпуса часов, фольгу, витражи, перегородки в комнатах, двери, рамы, посуду, цистерны для молока и т. д. Алюминий высокой чистоты предназначается для фольги, токопроводящих и кабельных изделий. Более широко используют сплавы алюминия.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Наибольшее распространение получили сплавы Al — Cu, Al — Si, Al — Mg, Al — Cu — Mg, Al — Cu — Mg — Si, Al — Mg — Si, а также Al — Zn — Mg — Cu. В равновесном состоянии эти сплавы представляют собой низколегированный твердый раствор и интерметаллидные фазы CuAl₂ (θ -фаза),

¹ Н — нагартованный, М — мягкий (отожженный).

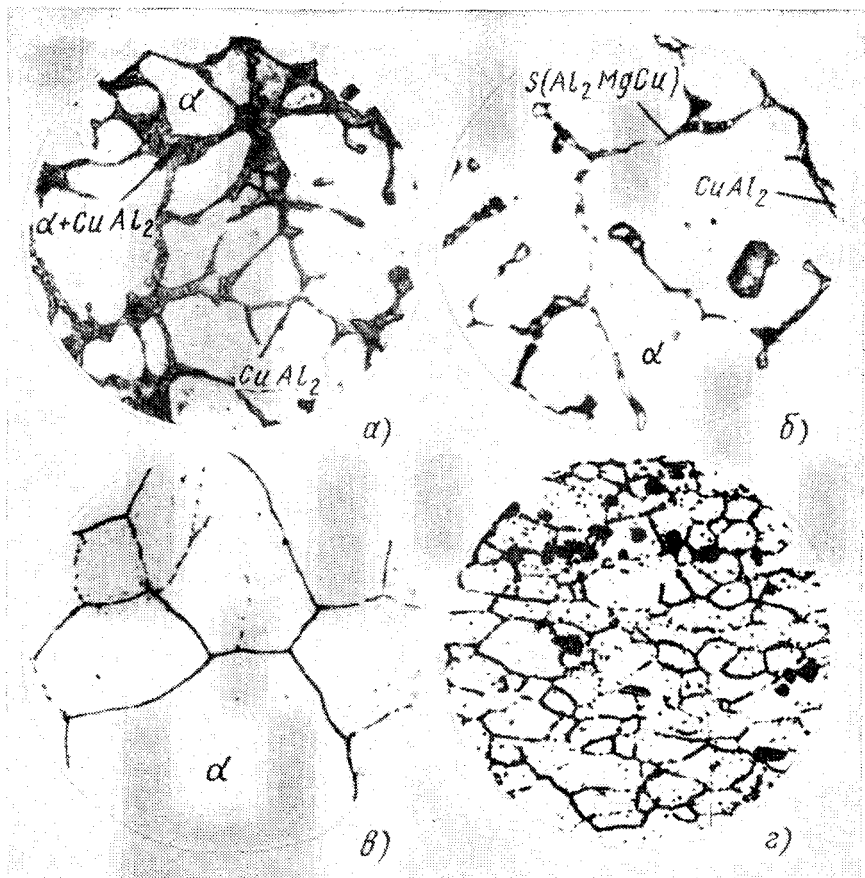


Рис. 166. Микроструктура сплавов алюминия:

а – литой сплав Al+12% Cu (α -раствор и кристаллы эвтектики $\alpha + \text{CuAl}_2$ и CuAl_2);
 б – литой сплав Д16 (α -раствор и кристаллы CuAl_2 и Al_2MgCu); в – сплав Д16 после
 закалки (α -фаза); г – сплав Д16 после закалки и старения

Mg_2Si , Al_2CuMg (S -фаза), Al_6CuMg_4 и $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ (T -фаза)¹, Al_3Mg_2 и др. (рис. 166).

Все сплавы алюминия можно разделить на три группы: 1) деформируемые, предназначенные для получения полуфабрикатов (листов, плит, прутков, профилей труб и т. д.), а также поковок и штамповок путем прокатки, прессования,ковки и штамповки (табл. 27, 28); 2) литейные, предназначенные для фасонного литья (см. табл. 29); 3) получаемые методом порошковой металлургии (САП – спеченные алюминиевые порошки, САС – спеченные алюминиевые сплавы).

Деформируемые сплавы по способности упрочняться термической обработкой подразделяют на сплавы, не упрочняемые термической обработкой, и сплавы, упрочняемые термической обработкой.

¹ Фаза $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, изоморфная фазе T (Al_6CuMg_4) в системе Al – Cu – Mg.

Сплавы алюминия широко применяют в тех случаях, когда важно снижение массы машины (конструкции).

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Для упрочнения алюминиевых сплавов применяют закалку и старение. Для устранения неравновесных структур и деформационных дефектов строения, снижающих пластичность сплава, применяют отжиг.

Закалка алюминиевых сплавов. Закалка заключается в нагреве сплавов до температуры, при которой избыточные интерметаллидные фазы полностью или большей частью растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до комнатной температуры для получения пересыщенного твердого раствора. Например, температура закалки сплавов системы Al — Cu (рис. 167) определится линией *abc*, проходящей выше линии предельной растворимости для сплавов, содержащих меньше 5,7% Cu, и ниже эвтектической линии (548°C) для сплавов, содержащих большее количество Cu. При нагреве под закалку сплавов, содержащих до ~ 5% Cu, избыточная фаза $CuAl_2$ полностью растворяется, и при последующем быстром охлаждении фиксируется только пересыщенный α -твердый раствор, содержащий столько меди, сколько ее находится в сплаве (см. рис. 166, в). При содержании более 5% Cu в структуре сплавов после закалки будет пересыщенный α -твердый раствор состава, отвечающего точке *b*, и нерастворенные при нагреве кристаллы соединения $CuAl_2$. Время выдержки при температуре закалки, необходимое для растворения интерметаллидных фаз, зависит от структурного состояния сплава, типа печи и толщины изделия. Листы, плиты, прутки, полосы толщиной 0,5—150 мм выдерживают нагрев в селитровых ваннах 10—80 мин, а в наиболее широко применяемых для этой цели электропечах с принудительной циркуляцией воздуха — 30—210 мин. Выдержка фасонных отливок при температуре закалки более длительная (2—15 ч). За это время растворяются грубые выделения интерметаллидных фаз (см. рис. 166, а). Охлаждение деформированных сплавов при закалке производят в холодной воде, а фасонных отливок — в подогретой воде (50—100°C) во избежание их коробления и образования трещин. После закалки сплавы имеют сравнительно невысокую прочность σ_B , $\sigma_{0,2}$ и высокую пластичность (δ , ψ).

Старение закаленных сплавов. После закалки следует старение, при котором сплав выдерживают при нормальной температуре несколько суток (естественное старение) или в течение 10—24 ч при повышенной температуре (искусственное старение). В процессе старения происходит распад пересыщенного твердого раствора, что сопровождается упрочнением сплава. Распад пересыщенного твердого раствора происходит в несколько стадий в зависимости от температуры и продолжительности старения. При естественном (при 20°C) или низкотемпературном искусствен-

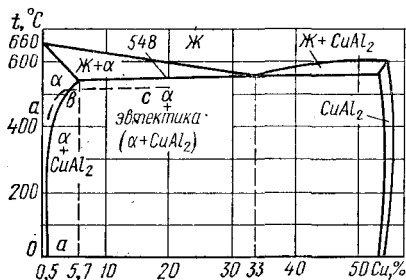


Рис. 167. Диаграмма состояния Al—Cu

ном старении (ниже $100-150^{\circ}\text{C}$) не наблюдается распада твердого раствора с выделением избыточной фазы; при этих температурах атомы меди перемещаются только внутри кристаллической решетки α -твердого раствора на весьма малые расстояния и собираются по плоскостям (100) в двумерные пластинчатые образования (рис. 168, а)¹ или диски — зоны Гинье-Престона (ГП-1). Эти зоны ГП-1 протяженностью в несколько десятков ангстрем ($30-60 \text{ \AA}$) и толщиной $5-10 \text{ \AA}$ более или менее равномерно распределены в пределах каждого кристалла. Концентрация меди в зонах ГП-1 меньше, чем в CuAl_2 (54%).

Если сплав после естественного старения кратковременно (несколько секунд или минут) нагреть до $230-270^{\circ}\text{C}$ и затем быстро охладить, то упрочнение полностью снимается, и свойства сплава будут соответствовать свежезакаленному состоянию. Это явление получило название *возврат*. Разупрочнение при возврате связано с тем, что зоны ГП-1 при этих температурах оказываются нестабильными и поэтому растворяются в твердом растворе, а атомы меди вновь более или менее равномерно распределяются в пределах объема каждого кристалла твердого раствора, как и после закалки. При последующем вылеживании сплава при комнатной температуре вновь происходит образование зон ГП-1 и упрочнение сплава. Однако после возврата и последующего старения ухудшаются коррозионные свойства сплава, что затрудняет использование возврата для практических целей. Длительная выдержка при 100°C или несколько часов при 150°C приводит к образованию зон ГП-2 большей величины (толщина $10-40 \text{ \AA}$ и диаметр $200-300 \text{ \AA}$) с упорядоченной структурой, отличной от α -твердого раствора (рис. 168, б). Концентрация меди в них соответствует содержанию ее в CuAl_2 . С повышением температуры старения процессы диффузии, а следовательно, и процессы структурных превращений, и самоупрочнение протекают быстрее. Выдержка в течение нескольких часов при $150-200^{\circ}\text{C}$ приводит к образованию в местах, где располагались зоны ГП-2, дисперсных (тонкопластинчатых) частиц промежуточной θ' -фазы, не отличающейся по химическому составу от стабильной фазы θ (CuAl_2), но имеющей отличную кристаллическую решетку; θ' -фаза когерентно связана с твердым раствором (рис. 168, в). Повышение температуры до $200-250^{\circ}\text{C}$ приводит к коагуляции метастабильной фазы и к образованию стабильной θ -фазы (рис. 168, г).

Таким образом, при естественном старении образуются лишь зоны ГП-1. При искусственном старении последовательность структурных изменений можно представить в виде следующей схемы: ГП-1 \rightarrow ГП-2 \rightarrow θ' \rightarrow θ (CuAl_2).

Это общая схема распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al — Cu справедлива и для других сплавов. Различие сводится лишь к тому, что в разных сплавах неодинаков состав и строение зон, а также образующихся фаз.

¹ Эти двумерные образования одновременно (1938 г.) обнаружили Гинье во Франции и Престон в Англии. Зоны Гинье — Престона выявляются специальным рентгеноструктурным анализом.

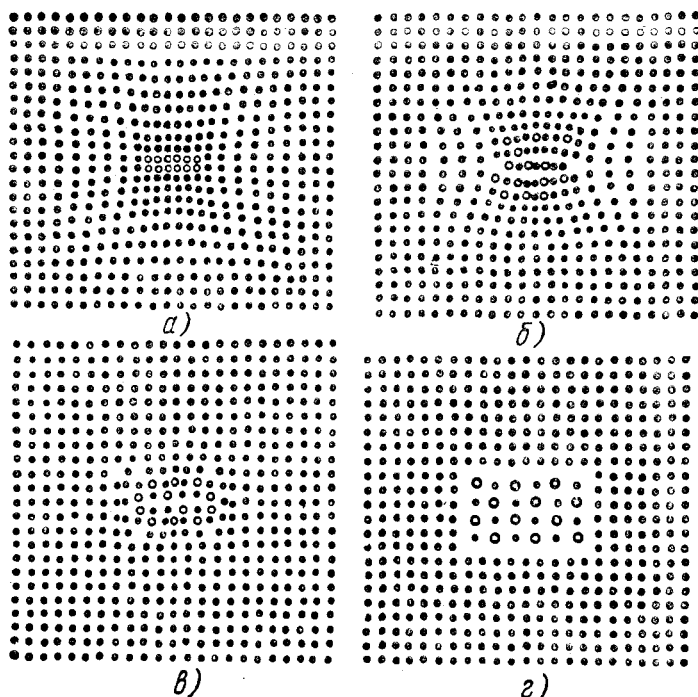


Рис. 168. Схема выделения избыточных фаз из твердого раствора при старении: а — зоны ГП1; б — зоны ГП2; в — θ' -фаза; г — θ -фаза (CuAl₂)

Для стареющих алюминиевых сплавов разных составов существуют и свои температурно-временные области зонного (образование ГП-1 и ГП-2) и фазового (θ' - и θ -фаз) старения.

После зонного старения сплавы чаще имеют повышенный предел текучести и относительно невысокое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,6 \div 0,7$, повышенную пластичность, хорошую коррозионную стойкость и низкую чувствительность к хрупкому разрушению.

После фазового старения отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ повышается до 0,9–0,95, а пластичность, вязкость, сопротивление хрупкому разрушению и коррозии под напряжением снижаются.

Структурное упрочнение. Температура рекристаллизации некоторых сплавов алюминия с марганцем, хромом, никелем, цирконием, титаном и другими переходными металлами превышает обычно назначаемую температуру нагрева под деформацию или закалку; поэтому после закалки и старения таких сплавов в них сохраняется перекристаллизованная (полигонизованная) структура с высокой плотностью дислокаций, что повышает ее прочность по сравнению с рекристаллизованной структурой. Это явление получило название *структурного упрочнения*.

В результате структурного упрочнения значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ повышаются до 30–40%. Наиболее сильно структурное упрочнение проявляется в прес-

сованных полуфабрикатах (прутки, профили, трубы), поэтому это явление применительно к ним называют *пресс-эффектом*.

Гомогенизационный отжиг. Этому виду отжига подвергают слитки перед обработкой давлением, для устранения дендритной ликвации, которая приводит к получению неоднородного твердого раствора и выделению по границам зерен и между ветвями дендритов хрупких неравновесных эвтектических включений CuAl_2 , Al_2CuMg (*S*-фаза), Mg_2Si , $\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Zn}_2$ (*T*-фаза и др.; см. рис. 166, *a*). В процессе гомогенизации состав кристаллитов твердого раствора выравнивается, а интерметаллиды растворяются. В процессе последующего охлаждения интерметаллиды выделяются в виде равномерно распределенных мелких вторичных включений. Вследствие этого пластичность литого сплава повышается, что позволяет увеличить степень обжатия при горячей обработке давлением, скорость прессования и уменьшить технологические отходы. Гомогенизация способствует получению мелкозернистой структуры в отожженных листах и уменьшает склонность к коррозии под напряжением. Температура гомогенизации в пределах $450-520^\circ\text{C}$, а выдержка от 4 до 40 ч. Охлаждение проводят на воздухе или вместе с печью.

Рекристаллизационный отжиг. Такой отжиг заключается в нагреве деформированного сплава до температур выше температуры окончания первичной рекристаллизации; применяется для снятия наклепа и получения мелкого зерна. Температура рекристаллизованного отжига в зависимости от состава сплава колеблется от 350 до 500°C , выдержка $0,5-2,0$ ч. После рекристаллизационного отжига сплавов, не упрочняемых термической обработкой, скорость охлаждения выбирают произвольно. Для сплавов, упрочняемых термической обработкой, скорость охлаждения до $200-250^\circ\text{C}$ должна быть $\leq 30^\circ\text{C}/\text{ч}$. Отжиг в качестве промежуточной операции применяют при холодной деформации или между горячей и холодной деформациями.

Отжиг для разупрочнения сплавов, прошедших закалку и старение. Этот вид отжига проводят при $350-450^\circ\text{C}$ с выдержкой $1-2$ ч. При этих температурах происходит полный распад пересыщенного твердого раствора и коагуляция упрочняющих фаз. Скорость охлаждения не должна превышать $30^\circ\text{C}/\text{ч}$. После отжига сплав имеет низкий предел прочности, удовлетворительную пластичность и высокую сопротивляемость коррозии под напряжением.

4. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Дуралюмины. Дуралюминами называют сплавы $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}$ (см. табл. 27), в которые дополнительно вводят марганец. Типичным дуралюмином является сплав Д1, однако вследствие сравнительно низких механических свойств производство его заметно сокращается; сплав Д1 для листов и профилей заменяется сплавом Д16. Упрочнение дуралюмина при термической обработке достигается в результате образования зон ГП сложного состава или метастабильных фаз S' и θ' .

Марганец повышает стойкость дуралюмина против коррозии, а присутствуя в виде дисперсных частиц фазы $T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ повышает температу-

ру рекристаллизации и улучшает механические свойства. В качестве примесей в дуралюмине присутствуют железо и кремний. Железо, образуя соединение $(Mn, Fe)Al_6$, кристаллизующиеся в виде грубых пластин, понижает прочность и пластичность дуралюмина. Кроме того, железо образует соединение Al_7Cu_2Fe , нерастворимое в алюминии. Железо связывает медь в этом соединении, вследствие чего снижается эффект упрочнения при старении, поэтому содержание железа не должно превышать 0,5–0,7%.

Кремний образует фазы Mg_2Si и $W(Al_xMg_5Cu_4Si_4)$, которые растворяются в алюминии и при последующем старении упрочняют сплав. Однако упрочнение от Mg_2Si и W -фаз невелико, поэтому примесь кремния, уменьшая количество основных упрочняющих фаз S и θ , способствует снижению прочности. При одновременном присутствии Fe и Si (в десятых долях процента) образуются химические соединения $\alpha(Al - Fe - Si)$ и $\alpha(Al - Fe - Si - Mn)$, не содержащие основных легирующих элементов (Cu и Mg). Эти соединения, имеющие форму «китайских иероглифов», также снижают пластичность дуралюмина, однако в меньшей степени, чем ранее описанные фазы, содержащие железо.

Дуралюмин, изготавливаемый в листах, для защиты от коррозии подвергают плакированию, т. е. покрытию тонким слоем алюминия высокой чистоты (не ниже 99,5%). Толщина слоя должна составлять 4% от толщины листа. Плакирование заметно снижает прочность дуралюмина. Например, предел прочности плакированных листов из сплава Д16 составляет 44 вместо 52 кгс/мм² для остальных полуфабрикатов.

Дуралюмин хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях. Для закалки сплав Д1 нагревают до 505–510°C, а сплав Д16 — до 495–505°C. Нагрев до более высоких температур вызывает пережог, т. е. окисление и частичное оплавление металла по границам зерен, что резко снижает прочность и пластичность. При закалке дуралюмина важно обеспечить высокую скорость охлаждения, поэтому ее проводят в холодной воде. Даже незначительный распад твердого раствора в процессе охлаждения с выделением интерметаллидных фаз по границам зерен снижает сопротивление интеркристаллитной коррозии. Структура закаленного дуралюмина состоит из пересыщенного α -твердого раствора и нерастворимых соединений железа (см. рис. 166, в).

Дуралюмины после закалки подвергают естественному старению, так как оно обеспечивает получение более высокой коррозионной стойкости. Понижение температуры тормозит старение, а повышение ее, наоборот, увеличивает скорость процесса, но понижает пластичность и сопротивление коррозии. Прессованные полуфабрикаты из сплавов Д1 и Д16 значительно прочнее, чем листы, вследствие пресс-эффекта. Для повышения коррозионной стойкости дуралюмин подвергают электрохимическому оксидированию (анодированию). Дуралюмины удовлетворительно обрабатываются резанием в закаленном и состаренном состояниях и плохо — в отожженном состоянии, хорошо свариваются точечной сваркой и не свариваются сваркой плавлением вследствие склонности к образованию трещин. Из сплава Д16 изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингера и лонжероны самолетов, силовые каркасы, строительные конструкции, кузова грузовых автомобилей и т. д.

Сплавы авиаль (АВ). Эти сплавы уступают дуралюминам по прочности,

Химический состав (ГОСТ 4784—74) и типичные механические свойства* некоторых деформируемых алюминиевых сплавов после закалки и старения

Марка сплава**	Содержание элементов, %					Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	Si	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	$\sigma_{\text{т}}$, кгс/мм ²	δ , %
Дуралюмин								
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	32	49	14
Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9	—	—	40	54	11
Сплав авиаль								
АВ***	0,1—0,5	0,45—0,9	0,15—0,35	0,5—1,2	—	20	26	15
Высокопрочные алюминиевые сплавы								
В95	1,4—2,0	1,8—2,8	0,2—0,6	—	5—7 Zn; 0,1—0,25 Cr;	53—55	56—60	8
В96	2,2—2,8	2,5—3,2	0,2—0,5	—	7,6—8,6 Zn; 0,1—0,25 Cr	63	67	7
Ковочные алюминиевые сплавы								
АК6	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8	0,7—1,2	—	30	42	12
АК8	3,9—4,8	0,4—1,0	0,4—1,0	0,6—1,2	—	38	48	10
Жаропрочные алюминиевые сплавы								
АК4-1	1,9—2,5	1,4—1,8	—	0,35	0,8—1,4 Fe; 0,8—1,4 Ni;	28	43	13
Д20	6—7	—	0,4—0,8	—	0,02—0,1 Ti 0,1—0,2 Ti ≤ 0,2 Zr	25	40	12

* Механические свойства даны для прессованных прутков и профилей после закалки и старения. Листы имеют более низкие механические свойства.

** Буква Д обозначает сплав типа дуралюмин, А — в начале марки технический алюминий (АД, АД1); АК — алюминиевый ковочный сплав. Нередко в начале марки ставится буква В — высокопрочный. После условного номера часто следуют обозначения, характеризующие состояние сплава: М — мягкий (отожженный), Т — термически обработанный (закалка и естественное старение); Н — нагартованный, П — полунангартованный и т. д. Например, Д16М — дуралюмин отожженный, Д16Н — дуралюмин закаленный; естественно состаренный и дополнительно нагартованный.

*** Механические свойства после закалки и естественного старения.

но обладают лучшей пластичностью в холодном и горячем состояниях (см. табл. 27). Авиаль удовлетворительно обрабатывается резанием (после закалки и старения) и сваривается контактной и аргодуговой сваркой. Сплав обладает высокой общей сопротивляемостью коррозии, но склонен к межкристаллитной коррозии.

Авиаль закаливают с 515—525°C с охлаждением в воде, а затем подвергают естественному старению (АВТ) или искусственному при 160°C 12 ч (АВТ1). Искусственное старение надо выполнять сразу после закалки. При увеличении перерыва между временем закалки и началом искусственного старения прочность сплава после старения уменьшается. Упрочняющей фазой в авиале является соединение Mg_2Si .

Из сплава АВ изготавливают различные полуфабрикаты (листы, трубы и т. д., используемые для элементов конструкций, несущих умеренные нагрузки), кроме того, лопасти винтов вертолетов, кованные детали двигателей, рамы, двери и т. д., для которых требуется высокая пластичность в холодном и горячем состояниях.

Высокопрочные сплавы. Прочность этих сплавов достигает 55–70 кгс/мм², но при меньшей пластичности, чем у дуралюминов. Представителем высокопрочных алюминиевых сплавов является сплав В95 (см. табл. 27) и более прочный В96.

Упрочняющими фазами в сплавах являются $MgZn_2$, Т-фаза, $(Al_2Mg_3Zn_3)$ и S-фаза (Al_2CuMg) . При увеличении содержания цинка и магния прочность сплавов повышается, а их пластичность и коррозионная стойкость понижаются. Добавки марганца и хрома улучшают коррозионную стойкость. Сплавы закаливают с 460–470°С (с охлаждением в холодной или горячей воде) и подвергают искусственному старению при 135–145°С 16 ч. По сравнению с дуралюмином эти сплавы обладают большей чувствительностью к концентраторам напряжений и пониженной коррозионной стойкостью под напряжением. У них меньше предел выносливости и сопротивляемость повторным статическим нагрузкам. Профили из сплава В95 значительно прочнее листов. Это результат пресс-эффекта, который обусловлен присутствием в сплаве марганца и хрома.

Сплавы обладают хорошей пластичностью в горячем состоянии и сравнительно легко деформируются в холодном состоянии после отжига. Листы из сплава В95 плакируют сплавом алюминия с 0,9–1,3% Zn для повышения коррозионной стойкости. Сплав В95 хорошо обрабатывается резанием и сваривается точечной сваркой, его применяют в самолетостроении для нагруженных конструкций, работающих длительное время при $T \leq 100–120^\circ C$ (обшивки, стрингеры, шпангоуты, лонжероны и т. д.; силовые каркасы строительных сооружений и т. д.). Сплав В96 используют для изготовления прессованных и кованных изделий. Он рекомендуется для сжатых зон конструкций, для деталей без концентраторов напряжений.

Сплавы дляковки и штамповки. Сплавы этого типа отличаются высокой пластичностью и удовлетворительными литейными свойствами, позволяющими получить качественные слитки.

Сплав АК6 (см. табл. 27) используют для деталей сложной формы и средней прочности, изготовление которых требует высокой пластичности в горячем состоянии (подмоторные рамы, фитинги, крепежные детали, крыльчатки и т. д.). Сплав АК8 рекомендуется для тяжело нагруженных штампованных деталей (подмоторные рамы, стыковые узлы, пояса лонжеронов, лопасти винтов вертолета и т. д.), Сплав АК8 менее технологичен, чем АК6.

Ковку и штамповку сплавов проводят при 450–475°С. Их подвергают закалке при $520 \pm 5^\circ C$ (сплавы АК6) или $505 \pm 5^\circ C$ (АК8) с охлаждением в воде и старению при 150–165°С 6–15 ч. Упрочняющими фазами при старении являются соединения Mg_2Si , $CuAl_2$ и W-фаза $(Al_xMg_5Cu_5Si_4)$. Сплавы АК6 и АК8 хорошо обрабатываются резанием и удельно свариваются контактной и аргонодуговой сваркой. Сплавы склонны к коррозии под напряжением и межкристаллитной коррозии.

Жаропрочные сплавы. Эти сплавы (см. табл. 27) используют для деталей, работающих при температурах до 300°C (поршни, головки цилиндров, крыльчатки, лопатки и диски осевых компрессоров турбореактивных двигателей, обшивка сверхзвуковых самолетов и т. д.). Жаропрочные сплавы имеют более сложный химический состав, чем рассмотренные выше алюминиевые сплавы. Их дополнительно легируют железом, никелем и титаном.

Фазами — упрочнителями жаропрочных сплавов являются θ -фаза (CuAl_2), $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$, S -фаза (Al_2CuMg), а также Al_9FeNi и $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. При частичном распаде твердого раствора они выделяются в виде дисперсных частиц, устойчивых против коагуляции, что обеспечивает повышенную жаропрочность.

Высокая жаропрочность сплава Д20 достигается благодаря высокому содержанию меди, а также марганца и титана, замедляющих диффузионные процессы. Кроме того, титан задерживает процесс рекристаллизации. Сплавы АК-1 закалывают при $530 \pm 5^\circ\text{C}$ в холодной или горячей воде и подвергают старению при 200°C.

5. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, НЕ УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

К этим сплавам относятся сплавы алюминия с марганцем или с магнием (табл. 28). Упрочнение сплавов достигается в результате образования твердого раствора и в меньшей степени избыточными фазами.

Сплав АМц представляет твердый раствор марганца в алюминии, в котором также имеются в небольшом количестве частицы соединения Al_6Mn . Сплавы типа АМг в равновесном состоянии после охлаждения двухфазные $\alpha + \beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ (рис. 169, а). Однако вследствие высокой устойчивости твердого раствора и малой скорости диффузии магния в алюминии, даже после медленного охлаждения, они не содержат избыточных фаз и состоят только из α -твердого раствора. Магний сильно повышает прочность сплавов (рис. 169, б). До 12–14% Mg пластичность изменяется мало, а затем резко падает. Сплавы А1 — Mg добавочно легируют марганцем (см. табл. 28), который, образуя дисперсные частицы Al_6Mn , упрочняет сплав и способствует измельчению зерна. Эффект от закалки и старения сплавов АМг и АМц невелик, и их применяют

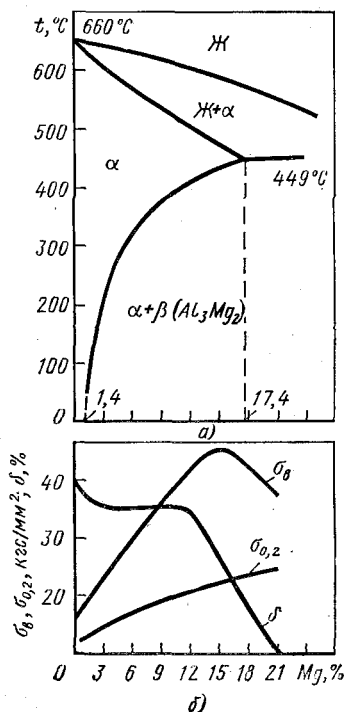


Рис. 169. Диаграмма состояния Al — Mg(г) и изменение механических свойств алюминия в зависимости от содержания магния (б)

Химический состав и типичные механические свойства сплавов алюминия, не упрочняемых термической обработкой

Марка сплава*	Содержание элементов, %		Механические свойства**		
	Mn	Mg	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %
АМц	1,0—1,6	—	13 (17)	5 (13)	23 (10)
АМг2	0,2—0,6	1,8—2,8	20 (25)	10 (20)	23 (10)
АМг3	0,3—0,6	3,2—3,8	22	11	20
АМг5	0,3—0,6	4,8—5,8	30	15	20
АМг6	0,5—0,8	5,8—6,8	34 (40)	17 (30)	18 (10)

* Сплав АМг3 содержит 0,5—0,8% Si, улучшающего свариваемость, сплавы АМг5, АМг6 нередко легируют 0,02—0,1% Ti и 0,002—0,005% Ве, уменьшающими склонность к коррозии под напряжением.

** Без скобок — свойства сплавов в отожженном состоянии, в скобках — в полунартованном состоянии.

в отожженном состоянии. Отжиг сплавов АМц и АМг2 производят при 350—410°C, сплава АМг3 — при 270—280°C и сплава АМг5 — при 310—335°C, охлаждение на воздухе.

Повышение прочности при некотором уменьшении пластичности изделий простой формы (листы, плиты) достигается нагартовкой (см. табл. 28). Упрочнение, создаваемое нагартовкой, снимается в зоне сварки.

Сплавы легко обрабатываются давлением (штамповка, гибка и т. д.), хорошо свариваются и обладают высокой коррозионной стойкостью. Обработка резанием затруднена. Сплавы применяются для сварных и клепаных элементов конструкций, испытывающих небольшие нагрузки и требующие высокого сопротивления коррозии. Например, сплавы АМц, АМг2, АМг3 нашли применение при изготовлении емкостей для жидкости (баки для бензина), трубопроводов, палубных надстроек, морских и речных судов, в строительстве (витражи, перегородки, двери, оконные рамы и др.).

Для средненагруженных деталей и конструкций используют сплавы АМг5 и АМг6 (рамы и кузова вагонов, подвесные нагруженные потолки, перегородки здания и переборки судов, электромачты, лифты, узлы подъемных кранов, корпуса и мачты судов и др.).

6. ЛИТЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Сплавы для фасонного литья должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пористости в сочетании с хорошими механическими свойствами, сопротивлением коррозии и др.

Высокими литейными свойствами обладают сплавы, содержащие в своей структуре эвтектику. Эвтектика образуется во многих сплавах, в которых содержание легирующих элементов больше предельной растворимости в алюминии. В связи с этим содержание легирующих элементов в литейных сплавах выше, чем в деформируемых. Чаще применяют сплавы Al—Si, Al—Cu, Al—Mg (см. табл. 29), которые дополнительно легируют небольшим количеством меди и магния (Al—Si), кремния (Al—Mg), мар-

Химический состав (ГОСТ 2685-75) и типичные механические свойства некоторых литейных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %					Вид термической обработки	Механические свойства		
	Mg	Si	Mn	Cu	Другие элементы		$\sigma_{в}$, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %
Сплавы Al - Si (силумины)									
АЛ2	—	10-13	—	—	—	T2	18	9	5
АЛ4	0,17-0,3	8-10,5	0,25-0,5	—	≤0,15 Ti; ≤0,1 Be	T1 T6	18 26	14 20	2 4
АЛ9	0,2-0,4	6-8	—	—	≤0,15 Ti; ≤0,1 Be	T4 T5	20 22	14 16	5 3
Сплавы Al - Cu									
АЛ7	—	—	—	4-5	≤0,2 Ti	T4 T5	24 26	16 20	7 3
АЛ19	—	—	0,6-1,0	4,5-5,3	0,15-0,35 Ti	T4 T5	32 36	18 25	9 5
Сплавы Al - Mg									
АЛ8	9,5-11,5	—	—	—	≤0,07 Ti; ≤0,07 Be; ≤0,2 Zr	T5	35	17	10
АЛ27	9,5-11,5	—	—	—	0,05-0,15 Ti; 0,05-0,22 Zr; 0,05-0,15 Be	T4	36	18	18
Жаропрочные сплавы									
АЛ1	1,25-1,75	—	—	3,75-4,5	1,75-2,25 Ni; 0,15-0,25 Cr	T5 T7	26 22	20 18	0,6 1,2
АЛ21	0,8-1,3	—	0,15-0,25	4,6-6	0,1-0,25 Cr; 2,6-3,6 Ni	T2 T7	21 22	— 20	1,2 1,5

ганца, никеля, хрома (Al - Cu). Для измельчения зерна, а следовательно, улучшения механических свойств в сплавы вводят модифицирующие добавки: Ti, Zr, В, V и др. Состав и механические свойства некоторых литейных сплавов алюминия приведены в табл. 29.

Многие отливки из алюминиевых сплавов подвергают термической обработке. В зависимости от характера отливки и условий ее работы используют один из видов термической обработки, приведенных ниже.

1. Искусственное старение (условное обозначение T1) при $175 \pm 5^\circ\text{C}$ в течение 5-20 ч без предварительной закалки. При литье многих сплавов (АЛ4, АЛ5, АЛ3) в сырую песчаную форму или в кокиль происходит частичная закалка, поэтому старение повышает их прочность и улучшает обработку резанием.

2. Отжиг (T2) при $\sim 300^\circ\text{C}$ в течение 5-10 ч. Охлаждение при отжиге производят на воздухе. Отжиг применяют для снятия литейных напряжений, а также остаточных напряжений, вызванных механической обработкой. Отжиг несколько повышает пластичность.

3. Закалка и естественное старение (T3, T4). Температура закалки

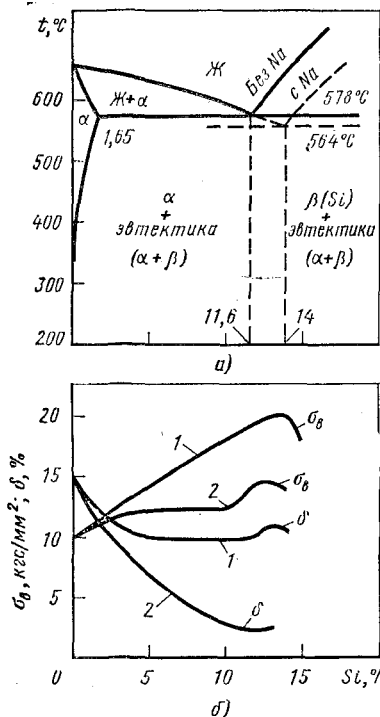


Рис. 170. Диаграмма состояния Al—Si (а) и влияние кремния на механические свойства алюминия (б); 1 — модифицированный алюминий, 2 — не модифицированный алюминий

510–520°C для сплавов АЛ1, АЛ7 и 535–545°C для сплавов АЛ4, АЛ9, АЛ19 и др. Так как после закалки отливки выдерживают достаточно длительное время при комнатной температуре, режим (Т3) практически соответствует закалке и естественному старению (Т4).

4. Закалка и кратковременное (2–3 ч) искусственное старение обычно при 150–175°C (Т5). При данной температуре и продолжительности процесс старения полностью не заканчивается, поэтому после такой обработки отливки приобретают высокую прочность при сохранении повышенной пластичности.

5. Закалка и полное искусственное старение (Т6) при 200°C 3–5 ч. Старение при повышенной температуре по сравнению с режимом Т5 придает наибольшую прочность, но пластичность снижается.

6. Закалка и стабилизирующий отпуск (Т7) при 230°C для сплавов АЛ9, АЛ5, АЛ11 и при 250°C для сплава АЛ19 в течение 3–10 ч. Этот вид обработки используют для стабилизации структуры и объемных изменений отливки при сохранении достаточной прочности.

7. Закалка и смягчающий отпуск (Т8) при 240–260°C в течение 3–5 ч. Высокая температура отпуска заметно снижает прочность, но повышает пластичность и стабильность размеров.

Сплавы Al—Si (см. табл. 29). Эти сплавы, получившие название *силумины*, близки по составу к эвтектическому (рис. 170, а) и потому отличаются высокими литейными свойствами, а отливки — большой плотностью.

Наиболее распространен сплав, содержащий 10–13% Si (АЛ2), обладающий высокой коррозионной стойкостью. Сплав АЛ2 содержит в структуре эвтектику $\alpha + \text{Si}$, и нередко первичные кристаллы кремния (см. рис. 171, а). Кремний при затвердевании эвтектики выделяется в виде грубых кристаллов игольчатой формы, которые играют роль внутренних надрезов в пластичном α -твердом растворе. Такая структура обладает низкими механическими свойствами (рис. 170, а).

Для измельчения структуры эвтектики и устранения избыточных кристаллов кремния силумины модифицируют натрисом (0,05–0,08%) путем присадки к расплаву смеси солей 67% NaF и 33% NaCl. В присутствии натрия происходит смещение линий диаграммы состояния (см. рис. 170, а), и заэвтектический (эвтектический) сплав АЛ2 (11–13% Si) становится доэвтектическим. В этом случае в структуре сплава вместо избыточного кремния появляют-

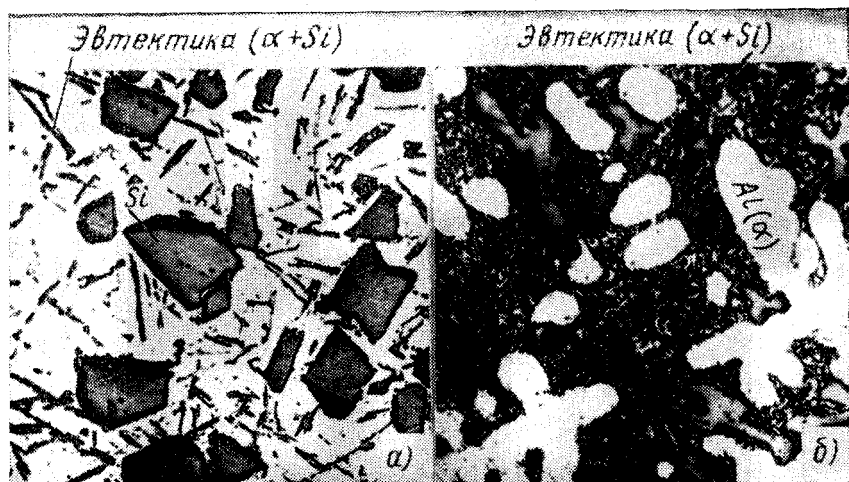


Рис. 171. Микроструктура силумина ($\times 250$):

a — до модифицирования (заэвтектический сплав); *б* — после модифицирования (доэвтектический сплав)

ся кристаллы α -раствора (рис. 171, б). Эвтектика приобретает более тонкое строение и состоит из мелких кристаллов β (Si) и α -твердого раствора. В процессе затвердевания кристаллы кремния обволакиваются пленкой силицида натрия (Na_2Si), которая затрудняет их рост. Такие изменения структуры улучшают механические свойства сплава (см. рис. 170, б). Сплав АЛ2 не подвергают упрочняющей термической обработке. Доэвтектические сплавы АЛ4 и АЛ9 (см. табл. 29), дополнительно легированные магнием, могут упрочняться кроме модифицирования термической обработкой. Упрочняющей фазой служит Mg_2Si . При одновременном введении магния и меди могут образоваться фазы CuAl_2 и $\omega(\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4)$.

Средненагруженные детали из сплава АЛ4 подвергают только искусственному старению (Т1), а крупные нагруженные детали (корпуса компрессоров, картеры и блоки цилиндров двигателей и т. д.) — закалке и искусственному старению (Т6). Отливки из сплава АЛ9, требующие повышенной пластичности, подвергают закалке (Т4), а для повышения прочности — закалке и старению (Т6). Когда важна высокая пластичность и стабильность размеров, после закалки производят отпуск при 250°C в течение 3–5 ч.

Сплавы Al — Si сравнительно легко обрабатываются резанием. Заварку дефектов можно производить газовой и аргонодуговой сваркой.

Сплавы Al — Cu. Эти сплавы (АЛ7, АЛ19) после термической обработки имеют высокие механические свойства при комнатной и повышенных температурах и хорошо обрабатываются резанием. Литейные свойства сплавов низкие (большая усадка, склонность к образованию горячих трещин и т. д.). Сплав АЛ7 используют для отливки небольших деталей простой формы (арматура, кронштейн и т. д.). Сплав склонен к хрупкому разрушению вследствие выделения по границам зерен грубых частиц CuAl_2 и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, поэтому его применяют в закаленном состоянии (Т4), когда эти соединения переведены в твердый раствор. Если отливок требуется по-

вышенная прочность, то их после закалки подвергают искусственному старению при 150°C 2–4 ч (Т5).

В сплаве АЛ19 кроме CuAl_2 образуются фазы $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ и Al_3Ti , располагающиеся по границам зерен твердого раствора. Присутствие в твердом растворе марганца и образование по границам интерметаллидных фаз повышает жаропрочность сплава. Титан измельчает зерно.

Упрочнение сплава достигается закалкой и старением при 175°C 3–5 ч (Т5, Т6). Сплавы Al – Cu малоустойчивы против коррозии, поэтому отливки обычно анодируют.

Сплавы Al – Mg. Сплавы алюминия с магнием (см. табл. 29) имеют низкие литейные свойства, так как не содержат эвтектики. Характерной особенностью этих сплавов является хорошая коррозионная стойкость, повышенные механические свойства и обрабатываемость резанием. Добавление к сплаву (9,5–11,5% Mg) модифицирующих присадок (Ti, Zr) улучшает механические свойства, а бериллия уменьшает окисляемость расплава, что позволяет вести плавку без защитных флюсов.

Сплавы АЛ8 и АЛ27 предназначены для отливок, работающих во влажной атмосфере, например в судостроении и авиации. Структура сплавов (см. рис. 169, а) состоит из α -твердого раствора и грубых включений частиц Al_3Mg_2 , которые располагаются по границам зерен, охрупчивая сплав. В связи с этим сплавы АЛ8 и АЛ27 применяют после закалки при 430°C с охлаждением в масле (40 – 50°C) и выдерживают при температуре закалки в течение 12–20 ч, что обеспечивает растворение частиц Al_3Mg_2 в α -твердом растворе и получение после закалки однородного твердого раствора. Добавление к сплавам Al – Mg до 1,5% Si (сплавы АЛ13, АЛ22) улучшает литейные свойства в результате образования тройной эвтектики. Сплавы применяют в судостроении и авиации.

Жаропрочные сплавы. Наибольшее применение получил сплав АЛ1, из которого изготавливают поршни, головки цилиндров и другие детали, работающие при температурах 275 – 300°C . Структура литого сплава АЛ1 состоит из α -твердого раствора, содержащего Cu, Mg и Ni и избыточных фаз Al_2CuMg и $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. Отливки применяют после закалки и кратковременного старения при 175°C (Т5); поршни подвергают закалке и старению при 290°C (Т7). При закалке S-фаза растворяется в α -твердом растворе.

Добавочное легирование сплава АЛ1 кремнием (1,5–2%) улучшает литейные свойства (сплав АЛ20). Для увеличения жаропрочности и измельчения структуры сплав АЛ20 легируют Fe (до 1,7%), Ti, Cr и Mn. Структура сплава АЛ20: α -твердый раствор, избыточные фазы CuAl_2 , Al_3SiFe , Al_3Ti , $\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4$, а также фазы, содержащие марганец и хром. Для стабилизации размеров и снятия внутренних напряжений сплав подвергают отжигу при 300°C (Т2). Для достижения максимальной жаропрочности отливки закалывают и подвергают старению при 230°C 10 ч (Т7). Такую обработку применяют к деталям, длительно работающим при 250 – 270°C .

Для крупногабаритных деталей, работающих при 300 – 350°C , применяют сплав АЛ21. Отливки сложной формы из сплава подвергают отжигу при 300°C . Для получения более высоких механических свойств отливки закалывают с 525°C в горячей воде и подвергают стабилизирующему отпуску при 300°C (Т7).

7. АЛЮМИНИЕВЫЕ ПОДШИПНИКОВЫЕ СПЛАВЫ

В табл. 30 приведены примеры алюминиевых сплавов для изготовления подшипников (ГОСТ 14113-78). Основными компонентами сплавов являются Sn, Cu, Ni, и Si, образующие с алюминием гетерогенные структуры.

Чем больше в сплаве олова, тем выше его антифрикционные свойства. Однако в литых сплавах содержание олова не должно превышать 10-12%, так как образующаяся грубая сетка оловянистой составляющей снижает износостойкость и сопротивление усталости при повышении температуры. В деформированных сплавах оловянистая составляющая располагается в виде отдельных включений внутри зерен, это дает возможность увеличить содержание олова и значительно улучшить антифрикционные свойства сплава.

Сплавы АОЗ-1 и АО9-2 применяют для отливки монометаллических вкладышей и втулок толщиной более 10 мм. Сплавы АО20-1 и АН-2,5 предназначаются для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки с последующей штамповкой вкладышей. Подшипники из сплава АН-2,5 можно изготавливать и отливкой.

При работе в тяжело нагруженных скоростных подшипниках на рабочую поверхность сплавов АОЗ-1, АО9-2 и АН-2,5 наносится слой (0,02-0,03 мм) олова или другого мягкого металла.

Подшипники работают при нагрузке не более 200-300 кгс/мм² и окружной скорости 15-20 м/с.

8. СПЕЧЕННЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Наиболее широко используют сплавы на основе Al-Al₂O₃, получившие название САП (спеченный алюминиевый порошок, или пудра).

Эти сплавы получают путем холодного брикетирования алюминиевого порошка (пудры), вакуумной дегазации брикетов (отжига) и последующего спекания нагретых брикетов под давлением. Они состоят из алюминия и дисперсных чешуек Al₂O₃. Частицы Al₂O₃ эффективно тормозят движение дислокаций и повышают прочность сплава. Содержание Al₂O₃ в САП колеблется от 6-9% (САП1) до 18-22% (САП4). С увеличением Al₂O₃

Таблица 30

Химический состав (%) и механические свойства некоторых антифрикционных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %*				Механические свойства**		
	Sn	Cu	Ni	Si	$\sigma_{в}$, кгс/мм ²	δ , %	НВ
АОЗ-1	2-4	0,8-1,2	0,3-0,5	1,7-2,1	11	2	42
АО9-2	8-10	2,0-2,5	0,8-1,2	0,3-0,7	15	4,5	55
АО20-1	17-23	0,7-1,2	-	-	11	30	30
АН-2,5	-	-	2,7-3,3	-	12	20	35

* Алюминий остальное.

** Механические свойства сплавов АОЗ-1, АО9-2 и АН-2,5 для литья в кокиль, а для сплавов АО20-1 после прокатки и отжига.

предел прочности повышается от 30–32 для САП1 до 44–46 кгс/мм² для САП4, а относительное удлинение соответственно снижается от 5–8% до 1,5–2,0%.

По сравнению с другими алюминиевыми сплавами материалы САП обладают высокой жаропрочностью при длительном нагреве до 500°C. Длительная прочность σ_{100} для сплавов САП1 и САП2 при 500°C составляет 4,5–5,5 кгс/мм².

Некоторое применение нашли спеченные алюминиевые сплавы (САС). Чаще САС применяют, когда путем литья и обработки давлением трудно получить соответствующий сплав. Изготавливают САС с особыми физическими свойствами. Они содержат большое количество легирующих элементов. Например САС1 (25–30% Si, 5–7% Ni и остальное Al); применяют для деталей приборов, работающих в паре со сталью при температуре 20–200°C, которые требуют сочетания низкого коэффициента линейного расширения и малой теплопроводности.

В настоящее время используют гранулированные алюминиевые сплавы с высоким содержанием переходных металлов (Fe, Ni, Co, Mn, Cr, Zr, Ti, V и др.), в малой степени растворимые в алюминии. Гранулы – литые частицы диаметром 1–4 мм. Капли жидкого металла для образования гранул охлаждаются в воде (10^3 – 10^6 °C/с), что позволяет получить сильно пересыщенные твердые растворы. В процессе нагрева (400–450°C) при изготовлении из гранул деформированных полуфабрикатов твердый раствор распадается с выделением дисперсных частиц интерметаллидов, которые упрочняют сплав.

1. МАГНИЙ

Магний — щелочноземельный металл II группы Периодической системы элементов Д. И. Менделеева, порядковый номер 12 (см. табл. 1), атомная масса 24,312, цвет светло-серый. Характерным свойством магния является малая плотность ($1,74 \text{ г/см}^3$), температура плавления 650°C . Кристаллическая решетка гексагональная ($a = 3,203$, $c = 5,2002 \text{ \AA}$, $c/a = 1,62354$). Теплопроводность магния значительно меньше, чем алюминия [$0,37 \text{ кал/(см}\cdot\text{с}\cdot^\circ\text{C)}$], а коэффициенты линейного расширения примерно одинаковые ($26,1 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ при $20-100^\circ\text{C}$). Технический магний выпускается трех марок: Mg90, Mg95 и Mg96 (магния не менее 99,9, 99,95 и 99,96% соответственно). В качестве примесей присутствуют Fe, Si, Ni, Na, Al, Mn, Cu. Механические свойства литого магния: $\sigma_{\text{в}} = 11,5 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 2,5 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 8\%$, $E = 4500 \text{ кгс/мм}^2$, $HВ 30$, а деформированного (прессованные прутки): $\sigma_{\text{в}} = 20 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 9 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 11,5\%$, $E = 4500$, $HВ 40$. На воздухе магний легко воспламеняется; используется в пиротехнике и химической промышленности.

2. СПЛАВЫ МАГНИЯ

Свойства магния можно значительно улучшить легированием. Чаще применяют сплавы магния с алюминием (до 10%), цинком (до 5–6%), марганцем (до 2,5%), цирконием (до 1,5%).

Алюминий и цинк в количестве до 6–7%, образующие с магнием твердые растворы и соединения Mg_4Al_3 и MgZn_{21} , повышают механические свойства магния (рис. 172, б и в). Марганец с магнием образует твердый раствор α . При понижении температуры растворимость марганца в магнии понижается и из α -твердого раствора выделяется β -фаза (рис. 172, а). Марганец, не улучшая механические свойства, повышает сопротивление коррозии и свариваемость сплавов магния.

Цирконий, будучи введен в сплавы магния с цинком, измельчает зерно, улучшает механические свойства и повышает сопротивление коррозии. Редкоземельные металлы и торий повышают жаропрочность магниевых сплавов. Бериллий в количестве 0,005–0,012% уменьшает окисляемость магния при плавке, литье и термической обработке.

Магниевые сплавы, как и алюминиевые, подразделяют на две группы: 1) литейные сплавы — для получения деталей методом фасонного литья, маркируемые буквами Мл; 2) деформируемые сплавы, подвергаемые прессованию, прокатке, ковке, штамповке и другим видам обработки давлением, маркируемые буквами МА.

Термическая обработка магниевых сплавов имеет много общего с термической обработкой алюминиевых сплавов. Слитки и фасонные отливки

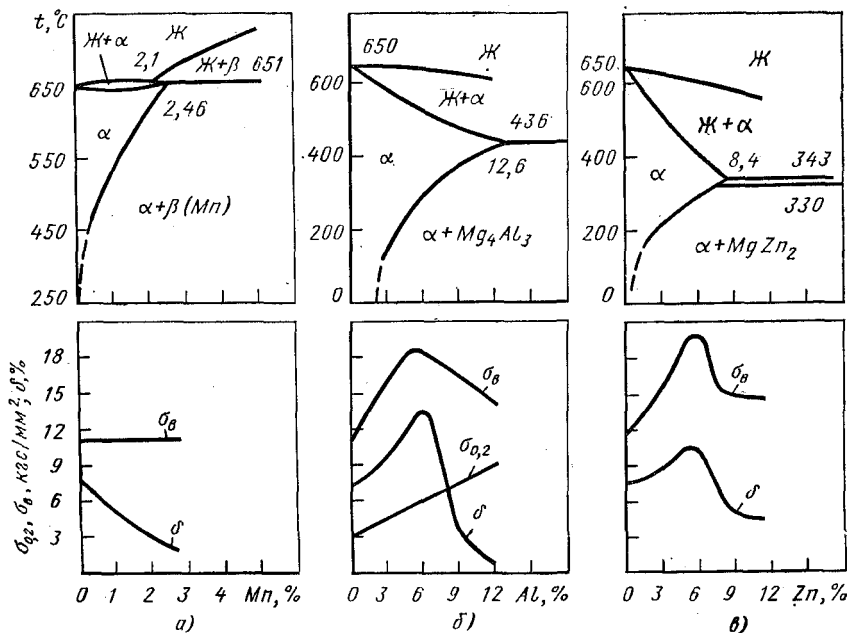


Рис. 172. Диаграммы состояния и механические свойства сплавов: а - Mg - Mn; б - Mg - Al; в - Mg - Zn

часто подвергают гомогенизирующему отжигу, обычно при $400-420^\circ\text{C}$ в течение 15–30 ч, для устранения ликвации легирующих элементов.

При гомогенизации магниевых сплавов избыточные фазы, выделившиеся по границам зерен, растворяются, и состав по объему зерен выравнивается, что облегчает обработку давлением и повышает механические свойства.

Для устранения наклепа магниевые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу при $\sim 350^\circ\text{C}$.

Ряд магниевых сплавов может быть упрочнен закалкой и старением. Способность сплавов к упрочнению связана с изменением растворимости компонентов сплавов (Al, Zn, Zr и др.) в магний в зависимости от температуры. Нагрев приводит к растворению избыточных фаз (MgZn_2 , Al_3Mg_4 , $\text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_2$ и т. д.) и получению после закалки пересыщенного твердого раствора. В процессе старения происходит выделение упрочняющих фаз. Особенностью магниевых сплавов является малая скорость диффузионных процессов, поэтому фазовые превращения в них протекают медленно. Это требует больших выдержек при нагреве под закалку (4–24 ч) и искусственном старении (16–24 ч). По этой же причине возможна закалка на воздухе. Многие сплавы закаливаются при охлаждении отливок или изделий после горячей обработки давлением на воздухе, а следовательно, они могут упрочняться при искусственном старении без предварительной закалки.

Старение литых сплавов проводят при $300-315^\circ\text{C}$ (Т1), а деформированных при $175-200^\circ\text{C}$ (Т5). В зависимости от состава сплава закалку осу-

ществляют при нагреве до 380—540°C (Т4) и последующее старение при 150—200°C (Т6).

Прочность магниевых сплавов в процессе старения можно повысить только на 20—35%. Пластичность сплавов при этом уменьшается, поэтому нередко ограничиваются только гомогенизацией (закалкой), улучшающей механические свойства сплавов.

Естественное старение не вызывает изменения структуры и свойств магниевых сплавов. **Литейные сплавы.** Состав некоторых промышленных литейных сплавов приведен в табл. 31.

Наибольшее применение получили сплавы Мл5 и Мл6, обладающие сравнительно хорошими литейными свойствами. Сплав Мл10 позволяет получать плотные отливки с повышенной коррозионной стойкостью. Сплав жаропрочен; он может длительно работать при температуре до 250°C и кратковременно до 350°C. Сплав Мл12 наряду с высокими механическими свойствами отличается большой коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами. Чем мельче зерно, тем выше механические свойства литых магниевых сплавов. Измельчение зерна сплавов, содержащих алюминий, достигается перегревом расплава или модифицированием его добавкой мела или магнезита (до 1% от массы шихты). В обоих случаях образуются нерастворимые частицы (Al_3Fe , Al_4C_3), играющие роль зародышей для кристаллизации твердого раствора.

При выплавке и литье магниевых сплавов применяют специальные меры предосторожности для предотвращения загорания сплава. Плавку ведут в железных тиглях под слоем флюса, а при разливке струю металла посыпают серой, образующей сернистый газ, предохраняющий металл от воспламенения. В формовочную землю для уменьшения окисления металла добавляют специальные присадки, например фтористые соли алюминия. Для получения качественного металла его сильно перегревают.

Деформируемые сплавы. Эти сплавы изготавливают в виде горячекатаных прутков, полос, профилей, а также поковок и штамповок.

Магниевые сплавы, имеющие гексагональную решетку, при низких температурах малопластичны, так как сдвиг происходит только по плоскостям базиса (0001). При нагреве до 200—300°C появляются дополнительные плоскости скольжения (1011) и (1120), и пластичность возрастает, поэтому обработку давлением ведут при повышенных температурах. Чем меньше скорость деформации, тем выше технологическая пластичность магниевых сплавов. Прессование в зависимости от состава сплава ведут при 300—480°C, а прокатку в интервале температур от 340—440°C (начало) до 225—250°C (конец). Штамповку проводят в интервале температур 480—280°C в закрытых штампах под прессами. Вследствие текстуры деформации полуфабрикаты (листы, прутки, профили и др.) из магниевых сплавов обнаруживают сильную анизотропию механических свойств. Холодная прокатка требует частых промежуточных рекристаллизационных отжигов.

Сплав МА1 обладает высокой технологической пластичностью, хорошей свариваемостью и коррозионной стойкостью. По механическим свойствам он относится к сплавам низкой прочности. Введение в сплав Al—Mn 0,2% Се (МА8) измельчает зерно, повышает механические свойства и улучшает деформацию в холодном состоянии.

Химический состав и типичные механические свойства магниевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %				Вид термической обработки	Механические свойства			Область применения
	Al	Zn	Mn	Другие элементы		σ_B , кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %	
Литейные сплавы									
Мл5	7,5—9,0 9—10,2	0,2—0,8 0,6—1,2	0,15—0,5 0,1—0,15	—	T4	25	9	9	Для нагруженных деталей двигателей (картеры, коробки передач, маслопомпы и т. д.), тормозных барабанов, штурвалов, кронштейнов, деталей приборов, аппаратуры, корпусов и т. д. Для нагруженных деталей двигателей и приборов, требующих высокой герметичности и стабильности размеров Для нагруженных деталей (реборды, барабаны колес и т. д.)
Мл6					T6	26	14	1	
Мл10	—	0,1—0,7	0,4—1,0 Zr; 2,2—2,8 Nd		T6	24	15	5	
Мл12	—	4—5	0,6—1,1 Zr		T6	27	16	6	
Деформируемые сплавы									
МА1	—	—	1,3—2,5	—	—	19—22	12—14	5—10	Для сварных деталей, арматуры, бензо- и маслосистем, не несущих больших нагрузок Для панелей, сложных штамповок, сварных конструкций Для высоконагруженных деталей
МА2-1	3,8—5,0	0,8—1,5	0,3—0,7	—	—	27—33	16—23	8—20	
МА14	—	5—6	0,2—0,9 Zr		T5	32—34	22—29	6—14	

Сплав МА2-1, относящийся к системе Mg — Al — Zn, обладает достаточно высокими механическими свойствами, хорошей технологической пластичностью и свариваемостью, однако склонен к коррозии под напряжением; поддается всем видам листовой штамповки и легко прокатывается.

Сплав МА14 отличается повышенными механическими свойствами, жаропрочен (до 250°C) и не склонен к коррозии под напряжением.

К недостаткам сплава относится склонность к образованию трещин при горячей прокатке. Сплав упрочняется в процессе искусственного старения при 160—170°C (T5). Предварительной закалкой служит охлаждение на воздухе от температур прессования.

Магниевые сплавы хорошо обрабатываются резанием и удовлетворительно свариваются, особенно аргонодуговой сваркой.

Вследствие высокой удельной прочности магниевые сплавы нашли применение в авиастроении и других отраслях народного хозяйства. Благодаря способности поглощать тепловые нейтроны и не взаимодействовать с ураном магниевые сплавы используют для изготовления оболочек трубчатых тепловыделяющих элементов в атомных реакторах.

Из-за малой устойчивости против коррозии изделия из магниевых сплавов окисляются. На окисленную поверхность наносят лакокрасочные покрытия.

1. МЕДЬ

Медь — химический элемент I группы Периодической системы Д. И. Менделеева, порядковый номер 29, атомная масса 63,54. Медь — металл красного, в изломе розового цвета. Температура плавления 1083°C. Кристаллическая решетка г. ц. к. с периодом $a = 3,6074 \text{ \AA}$. Плотность меди 8,94 г/см³. Медь обладает наибольшими (кроме серебра) электропроводностью и теплопроводностью¹. Электропроводность меди 57 м/(Ом·мм²) при +20°C. В зависимости от чистоты медь изготовляют следующих марок: М00 (99,99% Cu), М0 (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu), М2 (99,7% Cu), М3 (99,50% Cu). Присутствующие в меди примеси оказывают большое влияние на ее свойства.

По характеру взаимодействия примесей с медью их можно разделить на три группы.

1. Примеси, образующие с медью твердые растворы: Ni, Zn, Sb, Sn, Al, As, Fe, P и др.; эти примеси (особенно Sb и As) резко снижают электро- и теплопроводность меди, поэтому для проводников тока применяют медь марок М0 и М1, содержащую $\leq 0,002\%$ Sb и $\leq 0,002\%$ As. Сурьма, кроме того, затрудняет горячую обработку давлением.

2. Примеси Pb, Bi и др., практически нерастворимые в меди; они образуют в ней легкоплавкие эвтектики; которые, выделяясь по границам зерен, затрудняют обработку давлением (рис. 173, а, б); при содержании 0,005% Bi медь разрушается при горячей обработке давлением; при более высоком содержании висмута медь становится, кроме того, хладноломкой; на электропроводность эти примеси оказывают небольшое влияние.

3. Примеси кислорода и серы, образующие с медью хрупкие химические соединения Cu₂O и Cu₂S (см. рис. 173, в), входящие в состав эвтектики; на электропроводность эти примеси лишь слабо влияют: сера улучшает обрабатываемость меди резанием; кислород, если он присутствует в меди, образует закись меди и вызывает «водородную болезнь».

При нагреве меди в атмосфере, содержащей водород, происходит его диффузия в глубь меди. Если в меди присутствуют включения Cu₂O, то они реагируют с водородом, в результате чего образуются пары воды по реакции $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$, протекающей с увеличением объема. Это создает в отдельных участках металла высокое давление и вызывает появление микротрещин, которые могут привести к разрушению детали.

Медь хорошо сопротивляется коррозии в обычных атмосферных условиях, в пресной и морской воде и других агрессивных средах, но обладает плохой устойчивостью в сернистых газах и аммиаке.

¹ Эти свойства меди принято принимать за 100%, а все другие технические металлы сравнивать с медью.

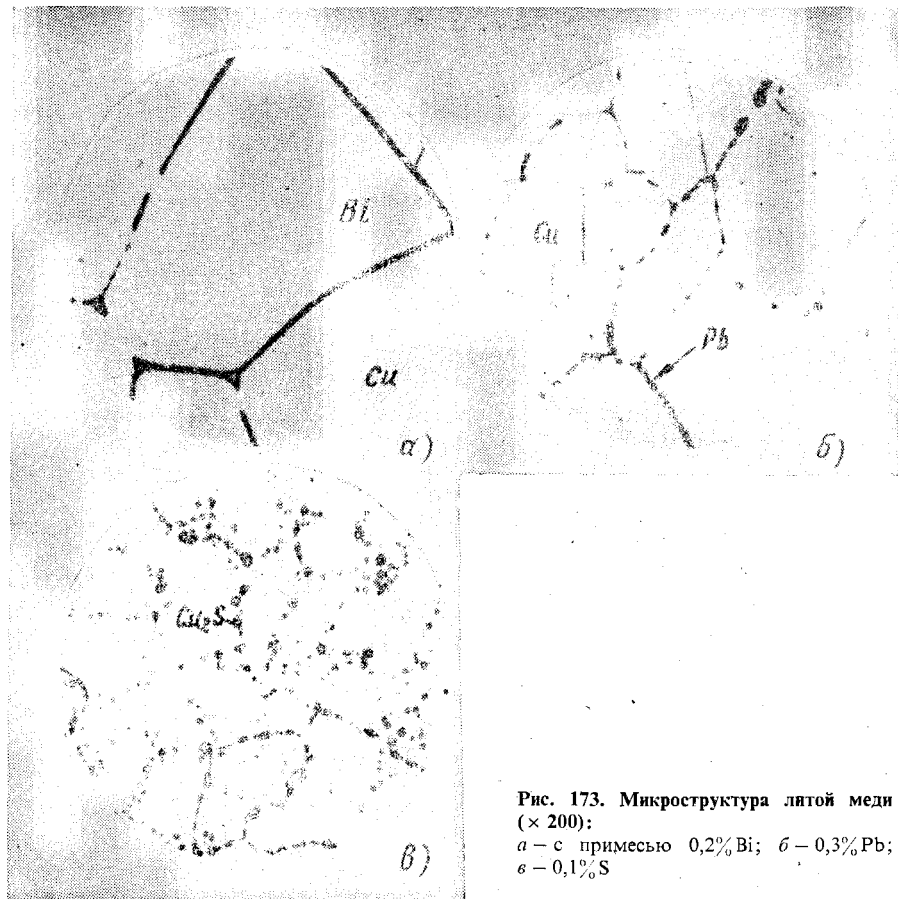


Рис. 173. Микроструктура литой меди ($\times 200$):
 а — с примесью 0,2% Bi; б — 0,3% Pb;
 в — 0,1% S

Механические свойства меди в литом состоянии: $\sigma_B = 16$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 3,5$ кгс/мм², $\delta = 25\%$; в горячедеформированном состоянии: $\sigma_B = 24$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 9,5$ кгс/мм², $\delta = 45\%$. Путем холодного деформирования предел прочности может быть повышен до 45 кгс/мм² (проволока) при снижении относительного удлинения до 3%. Модуль нормальной упругости меди $E = 11\,500$ кгс/мм².

Медь легко обрабатывается давлением, но плохо режется, и имеет невысокие литейные свойства из-за большой усадки. Медь плохо сваривается, но легко подвергается пайке. Ее применяют в виде листов, прутков, труб и проволоки.

В электротехнической промышленности, электронике и электровакуумной технике применяют бескислородную медь М06 (0,001% O₂) и М1р (0,01% O₂).

2. СПЛАВЫ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ

Различают две основные группы медных сплавов: 1) латуни — сплавы меди с цинком; 2) бронзы — сплавы меди с другими элементами, в числе которых, но только наряду с другими, может быть и цинк. Медные сплавы

Рис. 174. Диаграмма состояния Cu—Zn
(а) и влияние цинка на механические свойства меди (б)

обладают высокими механическими и технологическими свойствами, хорошо сопротивляются износу и коррозии. Сплавы обозначают начальной буквой (Л — латунь, Бр — бронза), после чего следуют первые буквы основных элементов, образующих сплав. Например, О — олово, Ц — цинк, Мц — марганец, Ж — железо, Ф — фосфор, Б — бериллий, Х — хром и т. д. Цифры, следующие за буквами, указывают количество легирующего элемента. Например, ЛЖМц 59 — 1 — 1 — латунь, содержащая 59% Cu, 1% Fe и 1% Mn и остальное цинк, или БрОФ 6,5 — 0,15: Бр — бронза, содержащая 6,5% Sn, 0,15% P и остальное медь.

Латуни. Латунями называют двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди, в которых основным легирующим элементом является цинк.

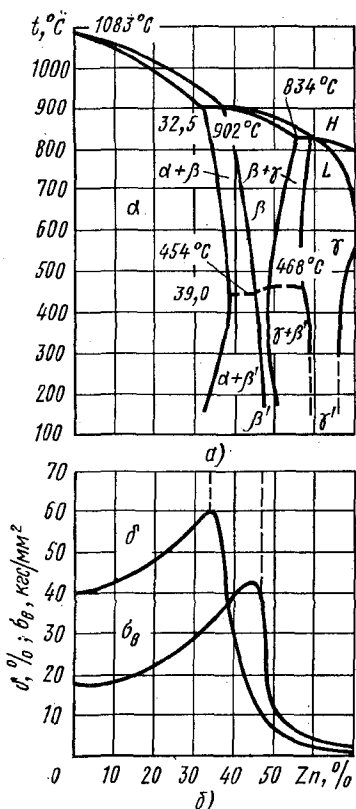
Диаграмма состояния Cu—Zn приведена на рис. 174.

Медь с цинком образует кроме основного α -раствора ряд фаз электронного типа; β , γ и ϵ .

Наиболее часто структура латуней состоит из α - или $\alpha + \beta'$ -фаз: α -фаза — твердый раствор цинка в меди с кристаллической решеткой меди г.ц.к. Предельная растворимость цинка в меди составляет 39% (рис. 174, а), а β' -фаза упорядоченный твердый раствор на базе электронного соединения CuZn с решеткой о.ц.к.

При высоких температурах β -фаза имеет неупорядоченное расположение атомов и широкую область гомогенности (см. рис. 174, а). В этом состоянии β -фаза пластична. При температуре ниже 454–468°C расположение атомов меди и цинка в этой фазе становится упорядоченным, и она обозначается β' . Фаза β' в отличие от β -фазы является более твердой и хрупкой; γ -фаза представляет собой электронное соединение Cu₅Zn₈ (21/13). Зависимость механических свойств меди от содержания цинка показана на рис. 174, б. В области α -твердого раствора прочность и пластичность растут. При появлении в структуре β' -кристаллов пластичность падает, а прочность продолжает возрастать примерно до 45% Zn. При большем содержании цинка структура сплава состоит из β' -фазы, и прочность сильно уменьшается из-за высокой хрупкости.

Технические латуни содержат до 40–45% Zn. В зависимости от содержания цинка различают α -латуни (рис. 175, а) и $\alpha + \beta'$ -латуни (рис. 175, б): α -латуни хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях. Двухфазные $\alpha + \beta'$ -латуни малоупруги в холодном состоянии. Эти латуни



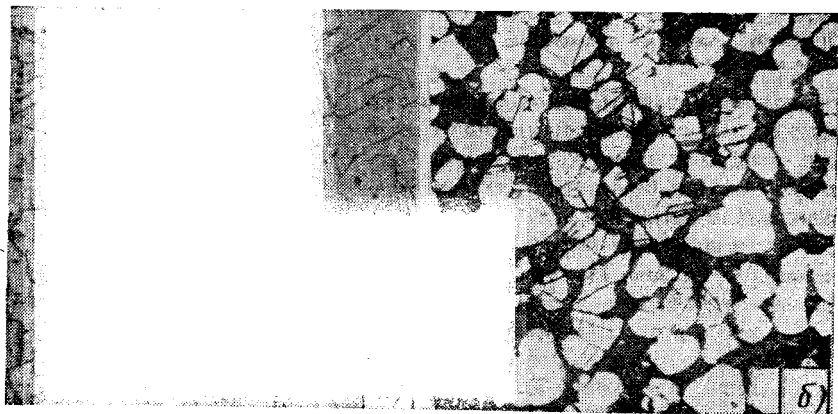


Рис. 175. Микроструктура α (а) и $\alpha + \beta'$ -латуни ($\times 250$)

обычно подвергают горячей обработке давлением при температурах, соответствующих области β - или $\alpha + \beta$ -фаз; $\alpha + \beta'$ -латуни по сравнению с α -латунью имеют большую прочность и износостойкость, но меньшую пластичность:

Двойные латуни нередко легируют Al, Fe, Ni, Sn, Mn, Pb и другими элементами. Такие латуни называют специальными или многокомпонентными. Введение легирующих элементов (кроме никеля) уменьшает растворимость цинка в меди и способствует образованию β' -фазы, поэтому специальные латуни чаще двухфазные $\alpha + \beta'$. Никель увеличивает растворимость цинка в меди. При добавлении его к $\alpha + \beta'$ -латуни количество β' -фазы уменьшается, и при достаточном его содержании латунь из двухфазной становится однофазной (α -латунь). Легирующие элементы увеличивают прочность (твердость), но уменьшают пластичность латуни.

Свинец облегчает обрабатываемость резанием и улучшает антифрикционные свойства. Свинец вводят в $\alpha + \beta'$ -латуни или в α -латуни, испытывающие при нагреве и охлаждении $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращение. В результате этого превращения свинец располагается не по границам зерен, как в чистой меди или α -латуни, не имеющей превращений в твердом состоянии (что особенно затрудняет горячую обработку давлением, вызывая брак продукции), а внутри зерен, что не мешает обработке давлением, но способствует лучшему отделению стружки при резании. Сопротивление коррозии повышают Al, Zn, Si, Mn и Ni.

Латуни в наклепанном состоянии или с высокими остаточными напряжениями и содержащие свыше 20% Zn склонны к коррозионному («сезонному») растрескиванию в присутствии влаги, кислорода, аммиака. Для предотвращения растрескивания полуфабрикаты из латуни указанных составов отжигают при 250–650°C, а изделия из латуни — при 250–270°C.

Все латуни по технологическому признаку подразделяют на две группы: деформированные, из которых изготовляют листы, ленты, трубы, проволоку и другие полуфабрикаты, и литейные — для фасонного литья (табл. 32).

Литейные латуни обладают хорошей жидкотекучестью, мало склонны к ликвации и обладают антифрикционными свойствами.

Типичные свойства деформируемых двойных латуней

Марка латуни	σ_B , кгс/мм ²		δ , %		Марка латуни	σ_B , кгс/мм ²		δ , %	
	после наклепа	после отжига	после наклепа	после отжига		после наклепа	после отжига	после наклепа	после отжига
Л96	45	24	2	50	Л70	66	33	5	55
Л90	48	26	4	45	Л63	70	42	3	45
Л80	64	32	3	52	Л60	70	38	3	45

Примечание. В марке цифра означает содержание меди, остальное цинк. В твердом состоянии степень деформации 50%, отжиг при 600°C.

Таблица 33

Типичные механические свойства и назначение некоторых специальных латуней

Марка латуни	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	Область применения
Деформируемые $\alpha + \beta$ -латуни*			
ЛАЖ60-1-1	45/75	45/8	Трубы и прутки Полосы, прутки, трубы, проволока Листы, ленты, прутки, трубы, проволока
ЛЖМц59-1-1	45/70	50/7	
ЛС59-1	40/65	45/5	
Литейные латуни**			
ЛК80-3Л	25/30	10/15	Арматура, детали приборов в судостроении и в общем машиностроении Гайки нажимных винтов, работающих в тяжелых условиях, червячные винты Подшипники, втулки, вкладыши Арматура, детали ответственного назначения, подшипники
ЛАЖМц66-6-3-2	60/65	7/7	
ЛКС80-3-3	25/30	7/15	
ЛМцЖ52-4-1	-/50	-/15	

* Числитель — механические свойства мягкой латуни, знаменатель — твердой латуни. В твердом состоянии (после наклепа) степень деформации 50%, в мягком — после отжига при 600°C.

** Числитель — механические свойства при литье в песчаную форму, знаменатель — при литье в кокиль.

Когда требуется высокая пластичность, повышенная теплопроводность и важно отсутствие склонности к коррозионному растрескиванию, применяют α -латуни с высоким содержанием меди (Л96 и Л90)¹. Латунь Л70 (α -латуни) и Л62 и Л60 ($\alpha + \beta'$ -латуни) с большим содержанием цинка обладают более высокой прочностью, лучше обрабатываются резанием, дешевле, но хуже сопротивляются коррозии. Наибольшей пластичностью обладает α -латунь (Л70), которую чаще используют для изготовления деталей штамповкой.

В табл. 33 приведены механические свойства и назначение некоторых специальных латуней. Деформируемые латуни ЛАЖ60-1-1

¹ Латунь, содержащая до 10% Zn, называют томшакком, а от 10 до 20% Zn — полутомшакком.

и ЛЖМц59-1-1 обладают высокими коррозионными свойствами в атмосферных условиях, пресной и морской воде и применяются для деталей в судостроении. Более высокой устойчивостью в морской воде обладают латуни, легированные оловом, например ЛО70-1 и ЛО62-1, получившие название морских латуней. Латунь ЛС59-1 (автоматная латунь) поставляется в прутках и предназначена для изделий, изготовляемых резанием на станках-автоматах.

Для уменьшения твердости перед обработкой давлением и получения в полуфабрикатах требуемых свойств их подвергают рекристаллизационному отжигу, чаще при 600-700°C, с охлаждением на воздухе или в воде (для отделения слоя окалины). Для получения мелкого зерна перед глубокой вытяжкой полосы и ленты отжигают при более низкой температуре (450-550°C).

При отжиге $\alpha + \beta'$ -латуней помимо рекристаллизации протекает фазовая перекристаллизация. Структура и свойства $\alpha + \beta'$ -латуней зависят от скорости охлаждения. При быстром охлаждении возрастает количество β' -фазы, что повышает твердость латуни и в некоторых случаях улучшает обработку резанием. Когда нужна высокая пластичность, например для холодной обработки давлением, охлаждение должно быть медленным, чтобы получить возможно большее количество α -фазы.

Латуни, предназначенные для фасонного литья, от которых требуется повышенная прочность, содержат большое количество специальных присадок, улучшающих их литейные свойства. Эти латуни отличаются и лучшей коррозионной стойкостью.

Оловянные бронзы. На рис. 176, а приведена диаграмма состояния Cu-Sn. Фаза α представляет твердый раствор олова в меди с г. ц. к.-решеткой. В сплавах этой системы образуются электронные соединения: β -фаза (Cu_5Sn с электронной концентрацией 3/2); δ -фаза ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ с электронной концентрацией 21/13); ϵ -фаза (Cu_3Sn с электронной концентрацией 7/4), а также γ -фаза - твердый раствор на базе химического соединения, природа которого не установлена. Система Cu-Sn имеет ряд перетектических превращений и два превращения эвтектоидного типа. При 588°C кристаллы β -фазы претерпевают эвтектоидный распад с образованием α - и γ -фаз, а при 520°C кристаллы твердого раствора γ распадаются на фазы α и δ .

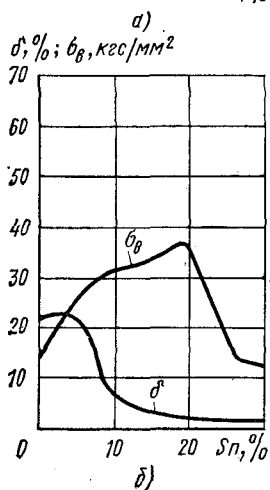
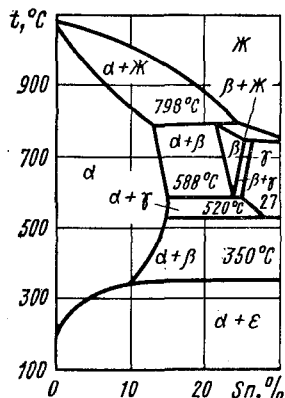


Рис. 176. Диаграмма состояния Cu-Sn (а) и влияние олова на механические свойства меди (б)



Рис. 177. Микроструктура оловянной бронзы (6% Sn) ($\times 250$):
 а — после литья; б — после деформации и литья

При $\sim 350^\circ\text{C}$ δ -фаза распадается на α -твердый раствор и ϵ -фазу. Однако это превращение протекает только при очень медленном охлаждении. В реальных условиях охлаждения бронза состоит из фаз α и $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. В практике применяют только сплавы с содержанием до 10–12% Sn. Сплавы, более богатые оловом, очень хрупки. Оловянные бронзы имеют большой интервал температур кристаллизации (см. рис. 176, а) и поэтому склонны к ликвации (образованию рассеянной пористости); при ускоренном охлаждении у них резко выраженное дендритное строение.

Бронзы, содержащие до 4–5% Sn, после деформации и отжига имеют полиэдрическое строение (рис. 177, б) и представляют собой в основном α -твердый раствор. После литья даже такие низколегированные бронзы в результате сильной ликвации могут иметь включения эвтектоида ($\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$).

При большем содержании олова в структуре бронз в равновесном состоянии с α -раствором присутствует эвтектоид $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. Изменение механических свойств литых бронз в зависимости от содержания олова показано на рис. 176, б. Предел прочности возрастает с увеличением содержания олова. При высокой концентрации олова вследствие присутствия в структуре значительного количества эвтектоида, содержащего хрупкое соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, предел прочности резко снижается.

Относительное удлинение несколько возрастает при содержании в бронзе 4–6% Sn, но при образовании эвтектоида — сильно уменьшается. Оловянные бронзы обычно легируют Zn, Fe, P, Pb, Ni и другими элементами. Цинк улучшает технологические свойства бронзы и удешевляет бронзу. Фосфор при содержании его свыше 0,3% образует фосфид Cu_3P . Он улучшает литейные свойства, повышает твердость, прочность, упругие и антифрикционные свойства. Никель повышает механические свойства, коррозионную стойкость и плотность отливок и уменьшает ликвацию. Железо измельчает зерно, но ухудшает технологические свойства бронз и сопротивляемость коррозии.

Легирование свинцом снижает механические свойства бронзы, но повышает плотность отливок, а главное — облегчает обработку резанием и улучшает антифрикционные свойства.

Типичные механические свойства и назначение деформируемых и литейных оловянных бронз

Марка бронзы	Механические свойства *		Область применения
	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	
Деформируемые бронзы (типичные свойства)			
БрОФ6,5-0,15	40 (75)	65 (10)	Пружины, барометрические коробки, мембраны, антифрикционные детали Плоские и круглые пружины Антифрикционные детали
БрОЦ4-3	33 (55)	40 (4)	
БрОЦС4-4-2,5	35 (65)	35 (2)	
Литейные бронзы (минимальные свойства)			
БрОЦСН3-7-5-1	18 (21)	8 (5)	Арматура, работающая в условиях морской и пресной воды, а также пара при давлении до 25 кгс/мм ² Арматура, работающая в условиях пресной воды, а также пара при давлении до 25 кгс/мм ² Антифрикционные детали и арматура Антифрикционные детали (втулки, подшипники, вкладыши, червячные пары и т. д.)
БрОЦС3-12-5	18	8	
БрОЦС5-5-5	15 (18)	6 (4)	
БрОЦС4-4-17	15 (20)	6 (4)	

* В скобках — свойства после наклепа или после отливки в кокиль.

Различают деформируемые и литейные оловянные бронзы (табл. 34). Деформируемые бронзы изготовляют в виде прутков, лент и проволоки в нагартованном (твердом) и отожженном (мягком) состояниях. Эти бронзы чаще предназначаются для пружин и пружинных деталей, применяемых в различных отраслях промышленности. Структура деформированных оловянных бронз — α -твердый раствор (см. рис. 177, б). Литейные бронзы, содержащие большое количество цинка, фосфора и нередко свинца, имеют двухфазную структуру: α -твердый раствор и твердые, хрупкие включения δ -фазы, входящие обычно в структуру эвтектоида.

Приведенные в табл. 34 бронзы обладают невысокой жидкотекучестью, малой линейной усадкой, высокой коррозионной стойкостью и антифрикционными свойствами.

Бронзы, особенно двухфазные, обладают высокими антифрикционными свойствами. Это объясняется тем, что при затвердевании в них образуется резко выраженная дендритная структура (см. рис. 177, а), причем в осях дендритов содержится олова меньше, чем в межосных пространствах, являющихся вследствие появления участков эвтектоида $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ более твердыми. При работе детали на трение твердые прослойки служат опорой, а мягкие участки, вырабатываясь, облегчают приработку и способствуют образованию на поверхности мельчайших каналов, по которым может циркулировать смазка. В связи с этим бронзы часто применяют для изготовления антифрикционных деталей.

Для облегчения обработки давлением бронзы подвергают гомогенизации при 700–750°С с последующим быстрым охлаждением. Гомогенизация уменьшает дендритную ликвацию в бронзах и приближает их структу-

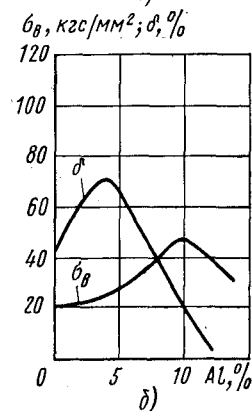
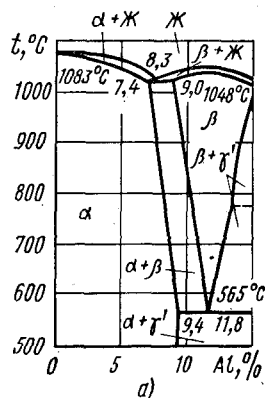
Рис. 178. Диаграмма состояния Cu—Al (а) и влияние алюминия на механические свойства меди (б)

ру к состоянию, близкому к равновесному. Для снятия внутренних напряжений в отливках их отжигают при 550°C 1 ч.

Безоловянные бронзы. Безоловянные бронзы представляют собой сплавы меди с Al, Ni, Si, Fe, Be, Cr, Pb и другими элементами (табл. 35).

Алюминиевые бронзы. Наиболее часто применяют алюминиевые бронзы двойные (БрА5 и БрА7) и добавочно легированные Ni, Mn, Fe и др. Эти бронзы используют для различных втулок, направляющей седел, фланцев, шестерен и других небольших ответственных деталей. На рис. 178, а приведена диаграмма состояния Cu—Al. Сплавы, содержащие до 9,0% Al, — однофазные и состоят только из α -твердого раствора алюминия в меди. Фаза β представляет твердый раствор на базе электронного соединения Cu_3Al (3/2). При содержании алюминия более 9% в структуре появляется эвтектид $\alpha + \gamma'$ (γ' — электронное соединение $Cu_{32}Al_{19}$). При ускоренном охлаждении эвтектид может наблюдаться в сплавах, содержащих 6—8% Al. Фаза α пластична, но прочность ее невелика, γ' -фаза обладает высокой твердостью, но пластичность ее крайне незначительная. Сплавы, содержащие до 4—5% Al, обладают высокой пластичностью и прочностью. Двухфазные сплавы $\alpha + \gamma'$ имеют повышенную прочность, но пластичность их заметно ниже (см. рис. 178, б). При содержании свыше 10—12% Al уменьшается уже и прочность сплавов. Железо измельчает зерно и повышает механические и антифрикционные свойства алюминиевых бронз. Никель улучшает механические свойства и износостойкость как при низких, так и высоких температурах (500—600°C).

Алюминиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии и имеют высокие механические и технологические свойства; бронзы легко обрабатываются давлением в горячем состоянии, а при содержании до 7—8% Al — и в холодном. Вследствие хороших литейных свойств из них можно изготавливать разнообразные отливки. Однако в них наблюдается значительная усадка и газопоглощение. Слитки часто гомогенизируют для устранения внутрикристаллической ликвации. Бронзы, содержащие приблизительно 9—11% Al, а также никель, марганец и железо, могут быть упрочнены термической обработкой (закалкой и дисперсионным старением). Например, твердость бронзы БрАЖН10—4—4 после закалки при 980°C и отпуска при 400°C повышается от НВ 170—200 до НВ 400. При нагреве эвтектид $\alpha + \gamma'$ превращается в β -твердый раствор. При сравнительно небольшой скорости охлаждения происходит распад β -твердого раствора с образованием дисперсной структуры из $\alpha + \gamma'$ -фаз, что



Типичные механические свойства и назначение безоловянных бронз

Марка бронзы	Механические свойства*			Область применения
	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	Твердость НВ	
Алюминиевые бронзы				
БрАЖ9-4	60 (85)	40 (5)	110 (180)	Для обработки давлением (прутки, поковки) Фасонное литье Для обработки давлением (прутки, трубы, поковки) Фасонное литье
БрАЖ9-4Л	55	10	130	
БрАЖН10-4-4**	65 (80)	35 (9)	150 (225)	
БрАЖН10-4-4Л	65	5	190	
Кремнистая бронза				
БрКМц3-1	38 (70)	55 (7)	80 (180)	Прутки, проволока, ленты для изготовления пружин, сеток, простые фасонные отливки
Бериллиевая бронза				
БрБ2*	50 (95)	45 (1-2)	100 (250)	Полосы, прутки, ленты, проволоки для пружин и пружинящих деталей, мембраны, детали, работающие на износ
Свинцовая бронза				
БрС30	6-8	4-6	40	Для заливки стальных вкладышей подшипников тяжело нагруженных дизельных двигателей

* В скобках даны свойства в нагартованном состоянии (твердое состояние).

** Подвергается термической обработке.

повышает твердость. При скорости охлаждения выше критической протекает бездиффузионное (сдвиговое) превращение и образуется мартенситная структура.

Кремнистые бронзы (см. табл. 35). При легировании меди кремнием (до 3,5%) повышается прочность, а также пластичность. Никель и марганец улучшают механические и коррозионные свойства кремнистых бронз. Эти бронзы легко обрабатываются давлением, резанием и свариваются, обладают высокими механическими свойствами, упругостью и коррозионной стойкостью. Их применяют для изготовления пружин и пружинящих деталей приборов и радиооборудования, работающих при повышенных температурах (до 250°C), в агрессивных средах (пресная, морская вода).

Бериллиевые бронзы (см. табл. 35) относятся к числу сплавов, упрочняемых термической обработкой. Диаграмма состояния Cu - Be приведена на рис. 179. Предельная растворимость бериллия при 866°C составляет 2,7%, при эвтектоидной температуре 1,5%, а при 300°C всего 0,2%. Это указывает на возможность упрочнения бериллиевой бронзы методом дисперсионного твердения. При нагреве бронзы БрБ2 до 760-780°C обра-

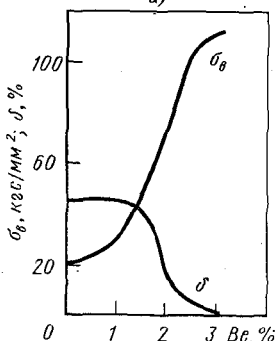
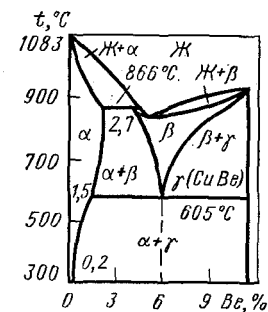


Рис. 179. Диаграмма состояния Cu—Be (а) и влияние бериллия на свойства сплавов после закалки с 780°С и старения при 300°С (б)

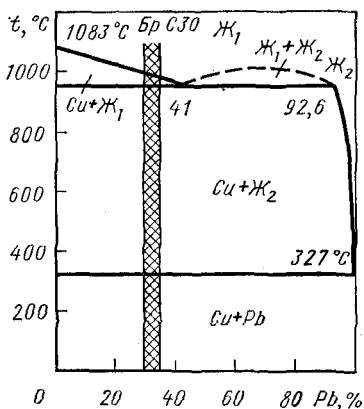


Рис. 180. Диаграмма состояния Cu—Pb

зается однородный α -раствор, который сохраняется в результате быстрого охлаждения в воде при комнатной температуре¹.

После закалки бронза обладает малой прочностью ($\sigma_b = 55$ кгс/мм²), высокой пластичностью ($\delta = 25\%$) и способностью упрочняться при отпуске как непосредственно после закалки, так и после пластической деформации в закаленном состоянии. Отпуск проводят при 300—350°С. При отпуске из пересыщенного α -раствора выделяются дисперсные частицы γ -фазы (рис. 179), что сильно повышает прочность бронзы. Предварительно наклепанная бронза при отпуске упрочняется сильнее и быстрее. Так, бронза БрБ2 в состоянии после закалки и отпуска имеет $\sigma_b = 125$ кгс/мм² и $\delta \approx 3-5\%$, а после закалки, холодной пластической деформации с обжатием 30% и отпуска $\sigma_b = 140$ кгс/мм² и $\delta = 2\%$ (пластичность после отпуска невелика). Бронзу нередко легируют также и титаном (0,1—0,25%): БрБНТ1,9 и БрБНТ1,7. Наряду с высокими пределом прочности, текучести и упругости бериллиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии, свариваются и обрабатываются резанием.

Свинцовые бронзы. Свинец полностью не растворяется в жидкой меди. При 953°С происходит монотектическое превращение и при 327°С эвтектическое (рис. 180). Эвтектика по составу почти совпадает с чистым свинцом (99,95% Pb), поэтому сплавы после затвердевания состоят из кристаллов меди и включений свинца. Последние располагаются по границам зерен

¹ В составе бронз всегда присутствует никель в количестве 0,2—0,4% (или кобальт), для повышения устойчивости переохлажденного твердого раствора.

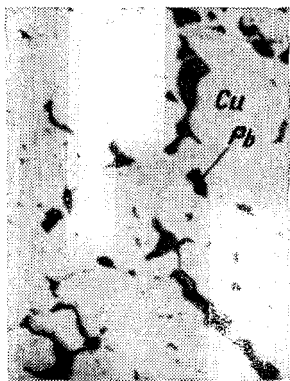


Рис. 181. Микроструктура свинцовой бронзы БрС30 ($\times 100$)

(рис. 181) или заполняют междендритные пространства.

Такая структура бронзы обеспечивает высокие антифрикционные свойства. Это предопределяет широкое применение бронзы БрС30 для изготовления вкладышей подшипников скольжения, работающих с большими скоростями и при повышенных давлениях. По сравнению с оловянными подшипниковыми бронзами теплопроводность бронзы БрС30 в 4 раза больше, поэтому она хорошо отводит теплоту, возникающую при трении.

Благодаря невысоким механическим свойствам ($\sigma_B = 6$ кгс/мм², $\delta = 4,0\%$) бронзу БрС30 наплавляют тонким слоем на стальные ленты (трубы). Такие биметаллические подшипники просты в изготовлении и легко заменяются при износе. Вследствие большой разницы в плотности меди (8,94) и свинца (11,34) и широкого интервала кристаллизации бронза БрС30 склонна к ликвации по плотности. Уменьшить ликвацию можно высокой скоростью охлаждения отливок. Нередко свинцовые бронзы легируют никелем и оловом, которые, растворяясь в меди, повышают механические и коррозионные свойства. Свинцовые бронзы с добавкой олова и никеля (БрОС8-12, БрОС10-10, БрОСН10-2-3), обладающие высокими механическими свойствами ($\sigma_B = 15 \div 20$ кгс/мм², $\delta = 3 \div 8\%$), используют для изготовления втулок и вкладышей подшипников без стальной основы.

АНТИФРИКЦИОННЫЕ СПЛАВЫ НА ОЛОВЯННОЙ, СВИНЦОВОЙ И ЦИНКОВОЙ ОСНОВАХ (ПОДШИПНИКОВЫЕ СПЛАВЫ)

Глава XX

Антифрикционные сплавы применяют для заливки вкладышей подшипников. Основные требования, предъявляемые к антифрикционным сплавам, определяются условиями работы вкладыша подшипника. Эти сплавы должны иметь достаточную твердость, но не очень высокую, чтобы не вызвать сильного износа вала; сравнительно легко деформироваться под влиянием местных напряжений, т. е. быть пластичными; удерживать смазку на поверхности; иметь малый коэффициент трения между валом и подшипником.

Кроме того, температура плавления этих сплавов не должна быть высокой, и сплавы должны обладать хорошей теплопроводностью и устойчивостью против коррозии.

Для обеспечения этих свойств структура антифрикционных сплавов должна быть гетерогенной, состоящей из мягкой и пластичной основы и включений более твердых частиц. При вращении вал опирается на твердые частицы, обеспечивающие износостойкость, а основная масса, истирающаяся более быстро, прирабатывается к валу и образует сеть микроскопических каналов, по которым циркулирует смазка и уносятся продукты износа.

Наиболее широко применяются сплавы на оловянной и свинцовой основе (баббиты), сплавы на цинковой и алюминиевой основе (см. стр. 353), а также медносвинцовые сплавы (см. стр. 370).

Оловянные и свинцовые баббиты. В табл. 36 приведен состав и назначение наиболее часто применяемых баббитов. Оловянные баббиты используют в подшипниках турбин крупных судовых дизелей, турбонасосов, турбокомпрессоров, электрических и других тяжело нагруженных машин.

Баббиты Б88 и Б83 являются многокомпонентными сплавами, но основной их служит система Sn — Sb (рис. 182).

Мягкая основа сплава — α -твердый раствор сурьмы в олове (рис. 182), а твердые кристаллы — β '-фаза; эта фаза представляет собой твердый раствор на основе химического соединения SnSb.

Сурьма и олово отличаются по плотности, поэтому сплавы этих металлов способны к значительной ликвации. Для предупреждения этого дефекта в баббиты вводят медь. Она образует с сурьмой химическое соединение Cu_3Sn . Это соединение имеет более высокую температуру плавления и кристаллизуется первым, образуя разветвленные дендриты, которые препятствуют ликвации кубических кристаллов β (SnSb). Кроме того, кристаллы Cu_3Sn образуют в баббите твердые включения, дополнительно повышающие износостойкость вкладышей.

Химический состав (%) и назначение подшипниковых сплавов — баббитов (ГОСТ 1320—74)

Марка сплава	Sb	Cu	Cd	Sn	Другие элементы	Область применения
Б88	7,3—7,8	2,5—3,5	0,8—1,2	Остальное	0,15—0,25 Ni	Тяжелонагруженные машины, паровые турбины, турбонасосы и т. д.
Б83	10—12	5,5—6,5	—	»	—	
БН	13—15	1,5—2,0	0,1—0,7	9—11	0,1—0,5 Ni 0,5—0,9 As	Машины средней нагрузки Автомобильные моторы
Б16	15—17	1,5—2,0	—	15—17	—	
БС6	5,5—6,5	0,1—0,3	—	5,5—6,5	—	

Примечание. Во всех сплавах, кроме Б88 и Б83, основа свинец

На рис. 183,а приведена микроструктура баббита Б83. Темное поле представляет собой пластичную массу α -твердого раствора сурьмы и меди в олове, светлые кристаллы квадратной формы являются соединением SnSb (β), а кристаллы в виде звездочек или удлинённых игл — соединением Cu_3Sn .

Свинцовые баббиты применяют для менее нагруженных подшипников. Свинцовооловянные сплавы Б16, БН, БС6 имеют структуру, состоящую из твердого раствора α — Sn, Sb и Cu в свинце (мягкая составляющая) и твердых частиц β (SnSb), Cu_3Sn и Cu_2Sb (рис. 183).

Антифрикционные и механические свойства баббитов повышаются при введении в их состав никеля, кадмия и мышьяка. Никель упрочняет α -раствор. Кадмий с мышьяком (сплав БН) образуют соединения AsCd, которые служат зародышами для формирования соединения SnSb (β -фазы).

Некоторое применение нашёл сплав свинца с сурьмой и небольшими добавками меди (БС). Структура сплава состоит из эвтектики α (твердый раствор Sb в Pb) + β (твердый раствор Pb в Sb), первичных кристаллов β и соединения Cu_2Sb , играющих роль твердой составляющей.

На железнодорожном транспорте большое распространение получили кальциевые баббиты (подшипники вагонов, подшипники коленчатого вала тепловозных дизелей и т. д.).

Состав кальциевых баббитов приведен в табл. 37.

Сплавы БК принадлежат к системе Pb — Ca — Na. Однако, учитывая, что весь натрий находится в твердом растворе (рис. 184, б) для установления структуры сплавов можно пользоваться диаграммой состояния Pb — Ca (рис. 184, а). Мягкой составляющей баббита БК является α -фаза (твердый раствор Na и Ca в Pb), а твердой состав-

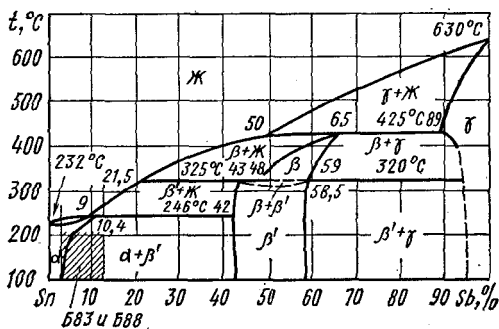


Рис. 182. Диаграмма состояния Sn — Sb

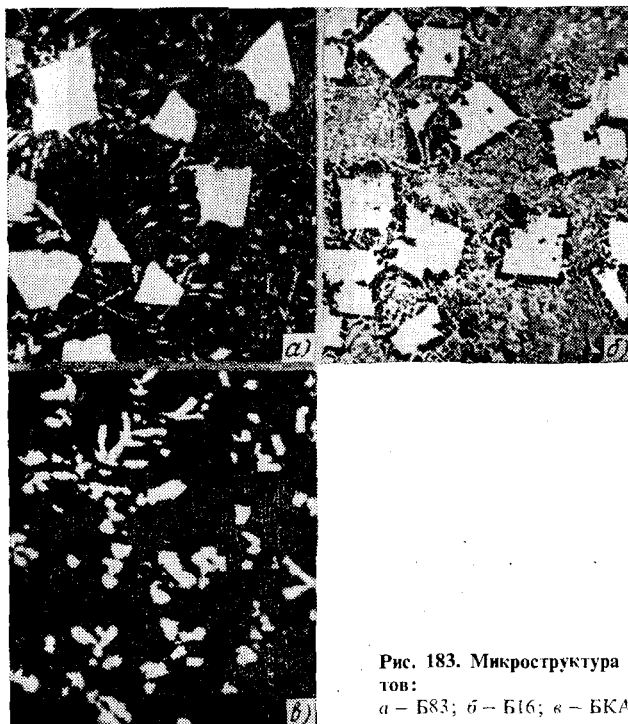


Рис. 183. Микроструктура баббитов:
а — Б83; б — Б16; в — БКА

ляющей — кристаллы Pb_3Ca (рис. 183, в, рис. 184, а). Натрий и другие элементы, вводимые в сплав, повышают твердость α -раствора.

Баббиты БК обладают хорошими антифрикционными свойствами, они менее хрупки и более износостойки, чем баббит БС.

Баббиты, имея небольшую прочность ($\sigma_b = 6 \div 12$ кгс/мм², $HV 20-30$), могут применяться только в подшипниках, имеющих прочный стальной (чугунный) или бронзовый корпус. Тонкостенные подшипниковые вкладыши автомобильных двигателей изготавливают штамповкой из биметаллической ленты, полученной на линии непрерывной заливки. Подшипники большого диаметра заливают индивидуально стационарным или центробежным способом, а также литьем под давлением.

Повышенные антифрикционные свойства и высокое сопротивление усталостным разрушениям обеспечивают новые триметаллические под-

Таблица 37

Химический состав (%) кальциевых баббитов (ГОСТ 1209-73)

Марка сплава	Ca	Na	Sn	Mg	Al
БКА	0,95-1,15	0,7-0,9	—	—	0,5-0,2
БК2	0,3-0,55	0,2-0,4	1,5-2,1	0,06-0,11	—
БК2Ш	0,65-0,9	0,7-0,9	1,5-2,1	0,11-0,16	—

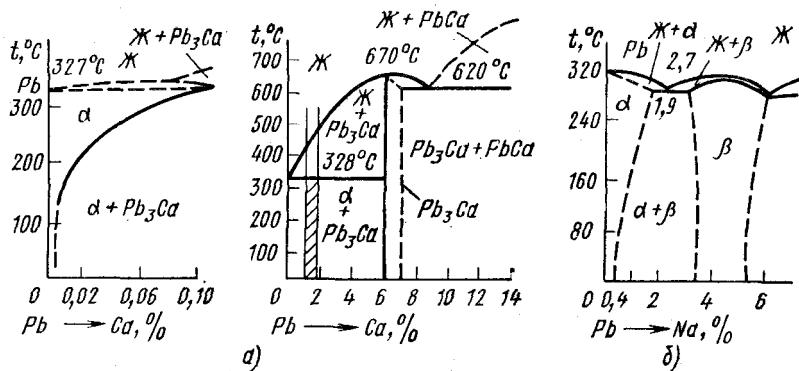


Рис. 184. Диаграммы состояния:
 а - Pb - Ca; б - Pb - Na

шипники. Наиболее распространенные отечественные композиции трехслойных вкладышей состоят из стальной основы, промежуточного пористого медноникелевого или металлокерамического слоя (см. стр. 375) и свинцового сплава, заполняющего поры промежуточного слоя и образующего рабочий поверхностный слой толщиной не более 0,1 мм. Тримераллы нашли широкое применение в автопромышленности (ГАЗ-53, ЗИЛ-130, ЗИЛ-375).

Цинковые антифрикционные сплавы. Чаще применяют сплавы ЦАМ 10-5 и ЦАМ 9,5-1,5, содержащие кроме алюминия и меди 0,03-0,06% Mg. В литом виде сплавы применяют для монометаллических вкладышей, втулок, ползунов и т. д.; сплав ЦАМ-10-5 применяется и для отливки биметаллических изделий со стальным корпусом.

В деформированном виде сплав ЦАМ-9,5-1,5 используют для получения биметаллических полос со сталью и алюминиевыми сплавами методом проката и последующей штамповки вкладыша.

Вследствие высоких антифрикционных свойств и достаточной прочности ($\sigma_b = 25 \div 40 \text{ кгс/мм}^2$) при 120°C эти сплавы могут заменять бронзы для узлов трения, температура которых не превышает 100°C . При более высоких температурах сплавы размягчаются и налипают на вал.

Порошковые материалы получают методом порошковой металлургии. Под порошковой металлургией понимают изготовление металлических порошков тех или других металлов (сплавов) и формирование из них различными методами полуфабрикатов или готовых изделий¹.

Получение порошков производится химическими (восстановление из окислов или солей, электролизом водных растворов азотнокислых, сернокислых и других солей металлов, разложением при нагреве карбониллов $M_x(CO)_y$ и др.) или механическими (распылением воздухом или аргоном, расплава металла или сплава, измельчением в мельницах и др.) методами. Формирование порошков в заготовки или готовые изделия осуществляется в холодном состоянии или при нагреве. Холодное формирование производится путем осевого прессования на механических или гидравлических прессах или давлением жидкости на эластичную оболочку, в которую помещаются порошки (гидростатический метод), применяется также взрывное формирование в результате давления газов, образующихся при взрыве. Сформированное из порошка в холодном состоянии изделие подвергают спеканию при температуре 0,75 от температуры плавления в течение 0,5–6 ч в защитной атмосфере или в вакууме. Горячее прессование применяют для изготовления изделия из плохо спекающихся материалов, например изделий из тугоплавких соединений. Горячее прессование проводится в штампах под молотом (динамическое прессование) или газостатическим методом в специальных контейнерах за счет давления (1500–4000 ат) горячих газов. Температура нагрева составляет 0,75 от температуры плавления порошка.

Номенклатура продукции порошковой металлургии велика. Порошковые материалы широко применяются для изготовления антифрикционных пористых втулок и подшипников скольжения (табл. 38). Пористые подшипники изготавливаются из порошков железа, меди и алюминия. Помимо указанных компонентов для снижения коэффициента трения в состав подшипников вводят графит или сульфиды. Поры, количество которых составляет 10–25%, заполнены маслом. Порошковые пористые подшипники имеют высокую износостойкость, низкий коэффициент трения (табл. 38), хорошо прирабатываются и могут эксплуатироваться без принудительной смазки.

В автомобильной и некоторых других отраслях промышленности применяются вкладыши подшипников, изготавливаемые из многослойных лент.

¹ Изделия, полученные порошковой металлургией, нашли применение в автостроении, тракторостроении, электромашиностроении, радиотехнической промышленности, судостроении и т. д.

Химический состав и механические свойства некоторых антифрикционных и фрикционных порошковых материалов

Марка материала	Содержание элементов, %					Механические свойства	
	Fe	Графит	Cu	Sn	Другие элементы	σ_B , кгс/мм ²	НВ
Антифрикционные материалы на железной основе*							
ЖГр-1	99	1,0	—	—	—	10—18	50—100
ЖГр-3	97	3,0	—	—	—	10	50—120
ЖГр-7	93	7,0	—	—	—	20—35	50—125
ЖГр-2Д2,5	95,5	2,0	—	—	2,5 сульфидов	20—30	50—125
ЖГр-2Д10	88,2	1,8	—	—	10 сульфидов	—	—
Антифрикционные материалы на медной основе**							
БрОГр10—2	—	2	88	10	—	10—18	18—40
БрОГр8—4	—	4	86	10	—	10—18	18—40
Свинцовая бронза	—	—	70—72	0—15	10,5—30Pb	25—30	5—6
Фрикционные материалы							
ФМК—11	Остальное	9	15	—	6 барита; 5 В ₄ С; 3 FeS ₂	3,5—4,5	65—110
МКВ—50	Остальное	8	10	—	5 SiC; 3 азбеста; 5 барита	3—4	80—120
МК—5	4	8	Остальное	10	8 Pb	—	25—40

* Коэффициент трения по стали всухую и со смазкой 0,07—0,09. Железографит используют при рабочем давлении не более 100—150 кгс/см² и температуре 80—100°С. Структура железографита — перлит.

** Коэффициент трения бронзографита по стали всухую 0,04—0,07 и со смазкой 0,05—0,007.

Изделия ленточного типа представляют собой стальную подложку с нанесенными на нее двумя порошковыми слоями (промежуточным и рабочим) соответствующего состава.

Спеченные материалы на основе железа и меди используются и для фрикционных изделий (дисков, сегментов) в тормозных узлах (см. табл. 38). Фрикционные изделия должны иметь высокий коэффициент трения, достаточную механическую прочность и хорошее сопротивление износу. Для повышения коэффициента трения в состав фрикционных материалов вводят карбиды кремния, бора, тугоплавкие окислы и т. д. Компонентами твердой смазки служат графит, свинец, сульфиды и др.

Коэффициент трения по чугуну (сухое трение) для материала на железной основе составляет 0,18—0,40, а на медной основе 0,17—0,25. Фрикционные материалы, особенно на железной основе, хрупки, поэтому они прикрепляются к стальному каркасу. Фрикционные материалы применяют в самолетах, экскаваторах, гидротрансмиссиях танков, автомашин и др.

Спеченные изделия фрикционного назначения значительно превосходят

по своим служебным свойствам все другие материалы, используемые в тормозных устройствах.

Широко применяют порошковые материалы для фильтрующих изделий. Фильтры в виде втулок, труб, пластин из порошков Ni, Ti, Fe, Al, коррозионно-стойкой стали, бронзы и др. с пористостью 20–35% (величина пор 2–20 мкм) используют для очистки жидкостей и газов от твердых примесей.

Предпочтение следует отдавать фильтрам, сделанным из порошков со сферической формой частиц. В этом случае фильтры обладают более высокой проницаемостью и стабильностью. Современные фильтры позволяют отделять частицы величиной до 2–5 мкм.

В электротехнике и радиотехнике применяют металлокерамические магниты, в состав которых входят Fe, Ni, Al, Co, Si и др. Свойства порошковых магнитов нередко выше литых магнитов.

Большое применение в машинах для контактной сварки, приборах связи и т. д. получили контакты из порошковых материалов. Для этой цели применяют псевдосплавы тугоплавких металлов (W и Mo) с Cu (MB20, MB40, MB60, MB80) или Ag (CM30, CM60, CM80, CB30, CB50, CB85 и др.), или Ag с окисью кадмия (OK8, OK12, OK15) и др.¹. Контакты отличаются высокой прочностью, электропроводностью и электроэрозионной стойкостью. Токоъемники (щетки) изготовляют из порошков меди (или серебра) с графитом (углем).

Все большее применение порошковая металлургия получает для изготовления специальных сплавов: жаропрочных на никелевой основе, дисперсионно-упрочненных материалов на основе Ni, Al (см. стр. 353), Ti и Cr, различных материалов на основе карбидов W, Mo и Zr. Большое значение приобрел «тяжелый сплав» вольфрама с добавками Ni, Cu и некоторых других компонентов. Сплав применяют для изготовления балансиров, контейнеров, для хранения изотопов и т. д.

Широкое применение получили спеченные инструментальные материалы (см. стр. 320).

Порошковая металлургия позволяет изготавливать и различные детали машин и приборов из порошков углеродистой и легированной стали, бронз, латуней, сплавов алюминия и титана. Свойства таких изделий не уступают свойствам изделий, полученных обычными методами.

Порошковая металлургия позволяет повысить коэффициент использования металлов до 0,7–0,9, производительность труда и снизить себестоимость детали по сравнению с обычной технологией, несмотря на более высокую стоимость металлических порошков. Экономическая эффективность достигается за счет резкого сокращения или полного исключения механической обработки и обеспечения лучших эксплуатационных показателей. Вследствие высокой стоимости пресс-форм изготовление деталей машин методами порошковой металлургии эффективно только в массовом производстве.

Продукция порошковой металлургии пока составляет незначительную долю (не более 0,2%) от всего выпуска металлической продукции.

¹ С – серебро, В – вольфрам, М – медь, и ОК – окись кадмия. Цифра указывает содержание W, Mo или CdO.

Глава XXII ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ
О НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Понятие неметаллические материалы включает большой ассортимент материалов таких, как пластические массы, композиционные материалы, резиновые материалы, клеи, лакокрасочные покрытия, древесина, а также силикатные стекла, керамика и др.

Неметаллические материалы являются не только заменителями металлов, но и применяются как самостоятельные; иногда даже незаменимые материалы. Отдельные материалы обладают высокой механической прочностью, легкостью, термической и химической стойкостью, высокими электроизоляционными характеристиками, оптической прозрачностью и т. п. Особо следует отметить технологичность неметаллических материалов.

Применение неметаллических материалов обеспечивает значительную экономическую эффективность.

Основой неметаллических материалов являются полимеры, главным образом синтетические. Создателем структурной теории химического строения органических соединений является великий русский химик А. М. Бутлеров. Промышленное производство первых синтетических пластмасс (фенопластов) явилось результатом глубоких исследований, проведенных Г. С. Петровым (1907—1914 гг.). Блестящие исследования позволили С. В. Лебедеву впервые в мире осуществить промышленный синтез каучука (1932 г.). Н. Н. Семеновым разработана теория цепных реакций (1930—1940 гг.) и распространена на механизм цепной полимеризации.

Успешное развитие химии и физики полимеров связано с именами видных ученых: П. П. Кобеко, В. А. Каргина, А. П. Александрова, С. С. Медведева, С. Н. Ушакова, В. В. Коршака и др. Важный вклад внесен К. А. Андриановым в развитие химии кремнийорганических полимеров, широко применяемых в качестве термостойких материалов.

1. ПОНЯТИЕ О НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ И КЛАССИФИКАЦИЯ ПОЛИМЕРОВ

Полимерами называют вещества, макромолекулы которых состоят из многочисленных элементарных звеньев (мономеров) одинаковой структуры. Молекулярная масса их составляет от 5000 до 1 000 000. При таких

больших размерах макромолекул свойства веществ определяются не только химическими составами этих молекул, но и их взаимным расположением и строением.

Макромолекулы полимера представляют собой цепочки, состоящие из отдельных звеньев. Поперечное сечение цепи несколько ангстрем, а длина несколько тысяч ангстрем, поэтому макромолекулам полимера свойственна гибкость (которая ограничена размером сегментов — жестких участков, состоящих из нескольких звеньев). Гибкость макромолекул является одной из отличительных особенностей полимеров.

Атомы, входящие в основную цепь, связаны прочной химической (ковалентной) связью. Энергия химических связей (в ккал/моль) составляет вдоль цепи 80 для C — C, 79 для C — O, 66 для C — N. Силы межмолекулярного взаимодействия, имеющие обычно физическую природу, значительно (в 10 — 50 раз) меньше. Например, прочность межмолекулярных связей электростатического характера не превышает 9 ккал/моль. Однако в реальных полимерах такие суммарные силы имеют значение вследствие большой протяженности цепевидных макромолекул. Наиболее сильные межмолекулярные взаимодействия осуществляются посредством водородных связей (только в 4 — 10 раз слабее ковалентных). Таким образом, молекулы полимеров характеризуются прочными связями в самих макромолекулах и относительно слабыми между ними. В некоторых полимерах между звеньями, входящими в состав соседних макромолекул, действуют силы химической связи. Такие вещества характеризуются высокими свойствами во всех направлениях.

Макромолекулы полимеров, имея одинаковый химический состав, обычно отличаются по размерам. Это явление, вызывающее рассеяние физико-механических характеристик материала, называется полидисперсностью.

Макромолекулы могут быть построены из одинаковых по химическому строению мономеров или разнородных звеньев. В первом случае соединения называются гомополимерами (или полимерами), во втором — сополимерами. Иногда макромолекула вещества состоит из чередующихся крупных химически однородных отрезков (блоков) разного состава (блок-сополимеры).

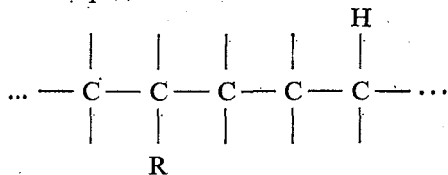
Можно в процессе синтеза к главной молекулярной цепи, состоящей из одних мономеров, «привить» отрезки из других мономеров, тогда получают так называемые привитые сополимеры.

Когда основная цепь построена из одинаковых атомов, полимер называют гомоцепным, из разных — гетероцепным. Большое значение имеет стереорегулярность полимера, когда все звенья и заместители расположены в пространстве в определенном порядке. Это придает материалу повышенные физико-механические свойства (по сравнению с нерегулярными полимерами).

Полимеры встречаются в природе — натуральный каучук, целлюлоза, слюда, асбест, природный графит. Однако ведущей группой являются синтетические полимеры, получаемые в процессе химического синтеза из низкомолекулярных соединений. Возможности создания новых полимеров и изменения свойств уже существующих очень велики. Синтезом можно получать полимеры с разнообразными свойствами и даже создавать материалы с заранее заданными характеристиками.

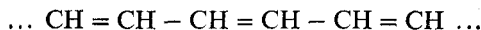
Классификация полимеров. Для удобства изучения связи состава, структуры со свойствами полимеров их можно классифицировать по различным признакам (составу, форме макромолекул, фазовому состоянию, полярности, отношению к нагреву). По составу все полимеры подразделяют на органические, элементоорганические, неорганические.

Органические полимеры составляют наиболее обширную группу соединений. Если основная молекулярная цепь таких соединений образована только углеродными атомами, то они называются карбоцепными полимерами. Углеродные атомы соединены с атомами водорода или органическими радикалами:



В гетероцепных полимерах атомы других элементов, присутствующие в основной цепи, кроме углерода, существенно изменяют свойства полимера. Так, в макромолекулах атомы кислорода способствуют повышению гибкости цепи, что приводит к увеличению эластичности полимеров (например, для волокон, пленок), атомы фосфора и хлора повышают огнестойкость, атомы серы придают газонепроницаемость (для герметиков, резины), атомы фтора, даже в виде радикалов, сообщают полимеру высокую химическую стойкость и т. д.

Некоторые карбоцепные и гетероцепные полимеры могут иметь сопряженную систему связей, например:

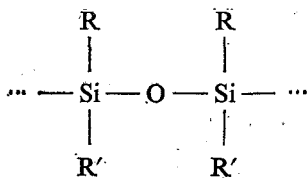


или



Энергия сопряженной связи 100–110 ккал/моль выше одинарной, поэтому такие полимеры более устойчивы при нагреве.

Органическими полимерами являются смолы и каучуки. Элементоорганические соединения содержат в составе основной цепи неорганические атомы кремния, титана, алюминия и других элементов, которые сочетаются с органическими радикалами (метильный, фенильный, этильный). Органические радикалы придают материалу прочность и эластичность, а неорганические атомы сообщают повышенную теплостойкость. В природе таких соединений не встречается. Представителями этой группы являются кремнийорганические соединения, разработанные советским ученым К. А. Андриановым. Строение этих соединений в основном имеет вид



Между атомами кремния и кислорода существует прочная химическая связь; энергия силоксановой связи $\text{Si} - \text{O}$ равна 89,3 ккал/моль. Отсюда и более высокая теплостойкость кремнийорганических смол, каучуков, хотя их упругость и эластичность меньше, чем у органических. Полимеры, содержащие в основной цепи титан и кислород, называются полтитаноксанами.

К неорганическим полимерам относятся силикатные стекла, керамика, слюда, асбест. В составе этих соединений углеродного скелета нет. Основу неорганических материалов составляют окислы кремния, алюминия, магния, кальция и др.

В силикатах существуют два типа связей: атомы в цепи соединены ковалентными связями ($\text{Si} - \text{O}$), а цепи между собой — ионными связями. Свойства этих веществ можно изменять в широких пределах, получая, например, из минерального стекла волокна и эластичные пленки. Неорганические полимеры отличаются более высокой плотностью, высокой длительной теплостойкостью. Однако стекла и керамика хрупкие, плохо переносят динамические нагрузки. К неорганическим полимерам относится также графит, представляющий собой карбоцепной полимер.

В конкретных технических материалах используются как отдельные виды полимеров, так и сочетание различных групп полимеров; такие материалы называют композиционными (например, стеклопластики).

Своеобразие свойств полимеров обусловлено структурой их макромолекул. По форме макромолекул полимеры делятся на линейные (цеповидные), разветвленные, плоские, ленточные (лестничные), пространственные или сетчатые. Линейные макромолекулы полимера представляют собой длинные зигзагообразные или закрученные в спираль цепочки (рис. 185, а).

Гибкие макромолекулы с высокой прочностью вдоль цепи и слабыми межмолекулярными связями обеспечивают эластичность материала, способность его размягчаться при нагревании, а при охлаждении вновь затвердевать. Многие такие полимеры растворяются в растворителях. На физико-механические и химические свойства линейного полимера влияет плотность упаковки молекул в единице объема. При плотной упаковке воз-

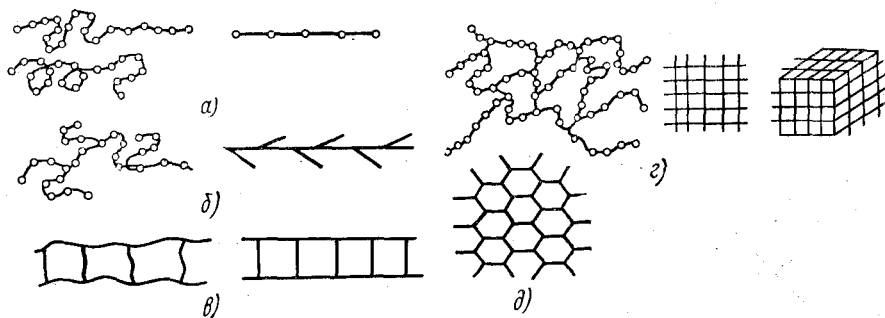


Рис. 185. Формы макромолекул полимеров:

а — линейная; б — разветвленная; в — лестничная; г — пространственная, сетчатая; д — паркетная

никает более сильное межмолекулярное притяжение, что приводит к повышению плотности, прочности, температуры размягчения и уменьшению растворимости. Линейные полимеры являются наиболее подходящими для получения волокон и пленок (например, полиэтилен, полиамиды и др.).

Разветвленные макромолекулы полимера, являясь также линейными, отличаются наличием боковых ответвлений. Эти ответвления препятствуют сближению макромолекул, их плотной упаковке. Подобная форма макромолекул предопределяет пониженное межмолекулярное взаимодействие и, следовательно, меньшую прочность и повышенную плавкость и растворимость (полиизобутилен). К разветвленным относятся и привитые полимеры, в которых состав основной цепи и редко расположенных боковых ответвлений неодинаков. Это дает возможность изменять свойства полимеров (рис. 185, б) в широких пределах (прочность, растворимость).

Макромолекула лестничного полимера (рис. 185, в) состоит из двух цепей, соединенных химическими связями. Лестничные полимеры имеют более жесткую основную цепь и обладают повышенной теплоустойкостью, большей жесткостью, они нерастворимы в стандартных органических растворителях (например, кремнийорганические полимеры).

Пространственные или сетчатые полимеры образуются при соединении («сшивке») макромолекул между собой в поперечном направлении прочными химическими связями непосредственно или через химические элементы или радикалы. В результате такого соединения макромолекул образуется сетчатая структура с различной плотностью сетки (рис. 185, г). Редкосетчатые (сетчатые) полимеры теряют способность растворяться и плавиться, они обладают упругостью (например, мягкие резины). Густосетчатые (пространственные) полимеры отличаются твердостью, повышенной теплоустойкостью, нерастворимостью. Иногда образование пространственной структуры сопровождается даже возникновением хрупкости (смола в стадии резит). Пространственные полимеры лежат в основе конструкционных неметаллических материалов. К сетчатым полимерам относятся также пластинчатые полимеры, которые имеют плоскостное двухмерное строение. Примером такого полимера является графит. Пластинчатая (паркетная) структура показана на рис. 185, д.

По фазовому состоянию полимеры подразделяют на аморфные и кристаллические.

В результате рентгенографического и электронно-микроскопических исследований, проведенных В. А. Каргиным, А. И. Китайгородским и Г. Л. Слонимским, макромолекулы в полимерах, как правило, расположены не хаотично, а имеют упорядоченное взаимное расположение. Структуры, возникающие в результате различной укладки молекул, называют надмолекулярными. Упорядоченность в структурообразовании определяется гибкостью линейных и разветвленных (с короткими ответвлениями) макромолекул, способностью их менять форму, перемещаться по частям; большое влияние оказывают жесткость цепи и силы межмолекулярного притяжения.

Аморфные полимеры однофазны и построены из целных молекул, собранных в пачки. Пачка состоит из многих рядов макромолекул, расположенных последовательно друг за другом. Пачки способны перемещаться

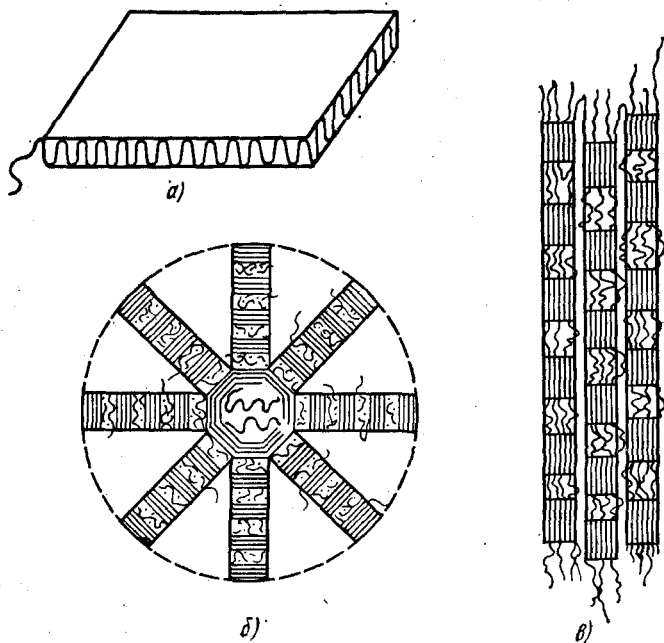


Рис. 186. Надмолекулярные структуры полимеров:

a — схема пластинчатого единичного кристалла; *b* — схема сферолита; *в* — схема фибриллы, состоящей из трех микрофибрилл

относительно соседних элементов, так как они являются структурными элементами.

Аморфные полимеры могут быть также построены из свернутых в клубки цепей, так называемых глобул. Глобулярная структура полимеров дает невысокие механические свойства (хрупкое разрушение по границам глобул). При повышенных температурах глобула разворачивается в линейные образования, способствующие повышению механических свойств полимеров.

Вопрос о надмолекулярных структурах некристаллизующихся полимеров мало разработан. Структуры в этих полимерах являются флуктуационными, термодинамически нестабильными и характеризуются относительно небольшим временем жизни.

Кристаллические полимеры образуются в том случае, если их макромолекулы достаточно гибкие и имеют регулярную структуру. Тогда при соответствующих условиях возможен фазовый переход внутри пачки и образование пространственных решеток кристаллов.

Гибкие пачки складываются в ленты путем многократного поворота пачек на 180°C . Затем ленты, соединяясь друг с другом своими плоскими сторонами, образуют пластины (рис. 186, *a*). Эти пластины наслаиваются, в результате чего получают правильные кристаллы.

В том случае, когда образование из более мелких структурных элементов правильных объемных кристаллов затруднено, возникают сферолиты

(рис. 186, б). Сферолиты состоят из лучей, образованных чередованием кристаллических и аморфных участков. В процессе ориентации гибкоцепных полимеров получают фибриллярные структуры, состоящие из микрофибрилл (рис. 186, в). Между кристаллитами находятся аморфные участки [1].

Кристаллические структуры являются дискретными, организованными, термодинамически стабильными. В отсутствии внешних силовых полей их время жизни $\tau \rightarrow \infty$. Кристаллизующимися полимерами являются полиэтилен, полипропилен, полиамиды и др. Кристаллизация осуществляется в определенном интервале температур. В обычных условиях полной кристаллизации не происходит. В связи с этим в реальных полимерах структура обычно двухфазная: наряду с кристаллической фазой имеется и аморфная. Кристалличность придает полимеру повышенную теплостойкость, большую жесткость и прочность. Через надмолекулярную структуру передаются механические и физические свойства полимеров. При переработке, а также в условиях длительного хранения и эксплуатации надмолекулярные структуры могут самопроизвольно или вынужденно претерпевать изменения.

По полярности полимеры подразделяют на полярные и неполярные. У неполярной молекулы электронное облако, скрепляющее атомы, распределено между ними в одинаковой мере; у таких молекул центры тяжести разноименных зарядов совпадают. У полярной молекулы общее электронное облако сдвинуто в сторону более электроотрицательного атома; центры тяжести разноименных зарядов не совпадают. Полярность вещества оценивается дипольным моментом μ , равным произведению элементарного заряда (заряд электрона) q на расстояние l между центрами тяжести всех положительных и всех отрицательных зарядов. Таким образом, $\mu = q \cdot l$. Заряд электрона $q = 4,8 \cdot 10^{-10}$ эл.-ст. единиц; расстояние l порядка 10^{-8} см (1 Å). Значения дипольного момента имеют порядок 10^{-18} эл.-ст. единиц·см. Эту величину иногда называют единицей Дебая (Д). Например, для связей C—H, C—N, C—O, C—F, C—Cl μ равно соответственно 0,2; 0,4; 0,9; 1,83; 2,05Д.

Первым условием полярности полимеров является присутствие в них полярных связей (группировок —Cl, —F, —OH), вторым — несимметрия в их структуре. Неполярные полимеры имеют симметричное расположение функциональных групп, и поэтому дипольные моменты связей атомов взаимно компенсируются, например:

1) неполярные:

полиэтилен $[-\text{CH}_2 - \text{CH}_2 -]_n$ — молекула симметрична;

полипропилен $[-\text{CH}_2 - \text{CHCH}_3 -]_n$ — дипольные моменты C—H и C—CH₃ равны;

фторопласт-4 $[-\text{CF}_2 - \text{CF}_2 -]_n$ — дипольный момент связи C—F значителен, сумма моментов равна нулю, так как они компенсируют друг друга.

2) полярные:

поливинилхлорид $[-\text{CH}_2 - \text{CHCl} -]_n$ — молекула несимметрична, дипольные моменты C—H (0,2Д) и C—Cl (2,05Д) взаимно не компенсируются.

Полярность сильно влияет на свойства полимеров. Так, неполярные полимеры (в основном на основе углеводов) являются высококачественными высокочастотными диэлектриками. Физико-механические свой-

ства неполярных полимеров при низких температурах ухудшаются незначительно, такие материалы обладают хорошей морозостойкостью (например, полиэтилен не охрупчивается до температуры -70°C). Полярность, увеличивая силы межмолекулярного притяжения, придает полимеру жесткость, теплостойкость. Однако диэлектрики на основе полярных полимеров могут работать без потерь только в ограниченной области частот (являются низкочастотными). Кроме того, полярные полимеры характеризуются низкой морозостойкостью (например, полихлорвинил до температуры $-10 \div -20^{\circ}\text{C}$).

Все полимеры по отношению к нагреву подразделяют на термопластичные и термореактивные.

Термопластичные полимеры при нагревании размягчаются, даже плавятся, при охлаждении затвердевают; этот процесс обратим, т. е. никаких дальнейших химических превращений материал не претерпевает. Структура макромолекул таких полимеров линейная или разветвленная. Представителями термопластов являются полиэтилен, полистирол, полиамиды и др.

Термореактивные полимеры на первой стадии образования имеют линейную структуру и при нагревании размягчаются, затем вследствие протекания химических реакций затвердевают (образуется пространственная структура) и в дальнейшем остаются твердыми. Отвержденное состояние полимера называется термостабильным. Примером термореактивных смол могут служить фенолоформальдегидная, глифталевая и другие смолы.

2. ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Особенности строения полимеров оказывают большое влияние на их физико-механические и химические свойства. Вследствие высокой молекулярной массы они не способны переходить в газообразное состояние, при нагревании образовывать низковязкие жидкости, а некоторые, обладающие термостабильной пространственной структурой, даже размягчаться. С повышением молекулярной массы уменьшается растворимость. При молекулярной массе $(300-400) \cdot 10^3$ и низкой полярности полимеры растворимы в растворителях, процесс протекает медленно: через стадию набухания с образованием очень вязких растворов. Если молекулярная масса очень велика или присутствуют высокополярные группы, то полимер становится нерастворимым ни в одном из органических растворителей.

Полидисперсность, присущая полимерам, приводит к значительному разбросу показателей при определении физико-механических свойств полимерных материалов. Механические свойства полимеров (упругие, прочностные) зависят от их структуры, физического состояния, температуры и т. д. Полимеры могут находиться в трех физических состояниях: в стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем.

Стеклообразное состояние — твердое, аморфное (атомы, входящие в состав молекулярной цепи, совершают колебательное движение около положения равновесия; движения звеньев и перемещения макромолекул не происходит).

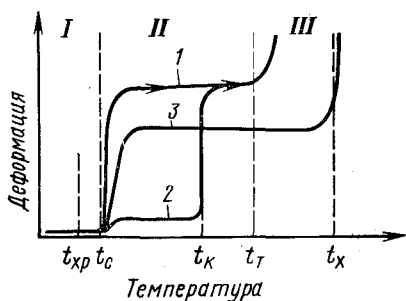


Рис. 187. Термомеханические кривые некристаллического линейного (1), кристаллического (2) и редкосетчатого (3) полимеров (t_c , t_k , t_T , t_x — температуры стеклования, кристаллизации, начала вязкого течения и начала химического разложения соответственно) I — III — участки соответственно стеклообразного, высокоэластического и вязкотекучего состояний

Высокоэластическое состояние присуще только высокополимерам, характеризуется способностью материала к большим обратимым изменениям формы при небольших нагрузках (колеблются звенья, и макромолекула приобретает способность изгибаться).

Вязкотекучее состояние напоминает жидкое состояние, но отличается от него очень большой вязкостью (подвижна вся макромолекула). С изменением температуры линейный или разветвленный полимер может переходить из одного физического состояния в другое.

Полимеры с пространственной структурой находятся только в стеклообразном состоянии. Редкосетчатая структура позволяет получать полимеры в стеклообразном и высокоэластическом состояниях. Различные физические состояния полимера обнаруживаются при изменении его деформации с температурой. Графическая зависимость деформации, развивающейся за определенное время при заданном напряжении от температуры, называется термомеханической кривой. На рис. 187 даны три типа обычных термомеханических кривых $\epsilon - t$. Для линейного некристаллизующегося полимера, деформация с температурой изменяется по кривой типа 1. На данной кривой имеются три участка — соответствующие трем физическим состояниям. Переход из одного состояния в другое происходит в некотором диапазоне температур, при этом постепенно изменяются термодинамические свойства полимера. Средние температуры переходных областей называются температурами перехода. Так, температура перехода из стеклообразного в высокоэластическое состояние (и обратно) называется температурой стеклования (t_c); температура перехода из высокоэластического состояния в вязкотекучее (и обратно) — температурой текучести (t_T). Область I является областью стеклообразного состояния полимера, область II — высокоэластического состояния. За точкой t_T находится область III — вязкотекучего состояния. Область I характеризуется фиксированным беспорядочным расположением молекул и ограниченной подвижностью звеньев цепи — это область упругих деформаций (связанная с изменением расстояния между частицами вещества); величина относительной деформации составляет 2–5% (модуль упругости 200–600 кгс/мм²).

Точка t_{xp} , лежащая ниже точки t_c , является температурой хрупкости. При температуре ниже t_{xp} полимер становится хрупким, т. е. разрушается при очень малой величине деформации. Разрушение происходит в результате разрыва химических связей в макромолекуле (например, для полиме-

тилметакрилата $t_c = 100^\circ\text{C}$, $t_{xp} = +10^\circ\text{C}$; для полистирола $t_c = 100^\circ\text{C}$ и $t_{xp} = 90^\circ\text{C}$; для поливинилхлорида $t_c = 81^\circ\text{C}$, $t_{xp} = -90^\circ\text{C}$; для резины на основе натурального каучука $t_c = -62^\circ\text{C}$, $t_{xp} = -80^\circ\text{C}$). С повышением температуры увеличивается энергия теплового движения молекул, и когда температура становится достаточной для проявления гибкости молекул, полимер переходит из области I в область II. Наибольшие напряжения вызывают перемещение отдельных сегментов макромолекул и их ориентацию в направлении действующей силы. После снятия нагрузки молекулы в результате действия межмолекулярных сил принимают первоначальную равновесную форму. Высокоэластическое состояние характеризуется значительными обратимыми деформациями (сотни процентов). В области, соответствующей этому состоянию, развиваются упругая и высокоэластическая деформации¹. Около точки t_T кроме упругой и высокоэластической деформации возникает и пластическая.

Кристаллические полимеры ниже температуры плавления — кристаллизации t_K — являются твердыми, но имеют различную жесткость (рис. 187, а, кривая 2) вследствие наличия аморфной части, которая может находиться в различных состояниях. При t_K кристаллическая часть плавится, и термомеханическая кривая почти скачкообразно достигает участка кривой 1, соответствующего высокоэластической деформации, как у некристаллического полимера.

Редкосетчатые полимеры (типа резин) имеют термомеханическую кривую типа 3. Узлы сетки препятствуют относительному перемещению полимерных цепей. В связи с этим при повышении температуры вязкого течения не наступает, расширяется высокоэластическая область и ее верхней границей становится t_X (химическое разложение полимера).

Рассмотренные температурные переходы (t_c и t_T) являются одними из основных характеристик полимеров и имеют большое значение. Например, при использовании волокон, пленок, лаков в промышленности, где необходима высокая прочность, лежащие в их основе полимеры должны находиться в стеклообразном состоянии. Резиновой промышленности необходимы высокоэластические полимеры, сохраняющие свои свойства в широком диапазоне температур. Процесс технологической переработки полимеров происходит в области вязкотекучего состояния.

Зависимость напряжения от деформации для линейных и сетчатых полимеров различна. Линейные полимеры в стеклообразном состоянии обладают некоторой подвижностью сегментов, поэтому полимеры не так хрупки, как неорганические вещества.

При действии больших напряжений в стеклообразных полимерах развиваются значительные деформации, которые по своей природе близки к высокоэластическим. Эти деформации были названы А. П. Александровым вынужденно-эластическими, а само явление — вынужденной эластичностью. Вынужденно-эластические деформации проявляются в интервале температур $t_{xp} - t_c$, а при нагревании выше t_c они обратимы, т. е.

¹ Высокоэластическая деформация превышает упругую в $10^3 - 10^4$ раза, т. е. можно считать, что она равна всей деформации. Модуль упругости для высокоэластических полимеров составляет $0,02 - 0,2$ кгс/мм².

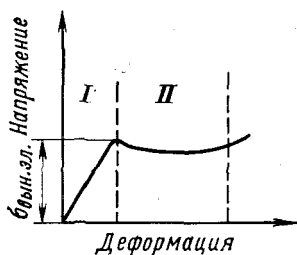


Рис. 188. Диаграмма растяжения стеклообразного полимера ($\sigma_{\text{вын. эл.}}$ — предел вынужденной эластичности): I — область упругих деформаций; II — область высокоэластической деформации

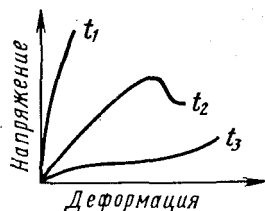


Рис. 189. Влияние температуры на характер кривых напряжение — деформация аморфного термопласта $t_1 < t_2 < t_3$

образец полностью восстанавливается до первоначального размера. Диаграмма растяжения стеклообразного полимера показана на рис. 188. Область I является областью образования упругой деформации, а в области II происходит процесс высокоэластической деформации. Максимум на кривой соответствует условию $d\sigma/de = 0$ и называется пределом вынужденной эластичности $\sigma_{\text{вын. эл.}}$. Ниже $t_{\text{хр}}$ полимер приобретает плотную структуру с прочными межмолекулярными связями, теряет все преимущества, обусловленные гибкостью цепей, и разрушается хрупко.

В интервале температур $t_c - t_1$, когда полимер находится в высокоэластическом состоянии, диаграмма напряжение — деформация имеет вид плавной S-образной кривой. Зависимость напряжения от деформации для аморфного термопласта (полиметилметакрилат, полистирол, поливинилхлорид и др.) при разных температурах и постоянной скорости растяжения дана на рис. 189.

Для кристаллических полимеров (полиэтилен, полиамиды, полиэтилен-терефталат и др.) зависимость напряжения от деформации выражается линией с четкими переходами (рис. 190). В первой стадии (участок I) удлинение пропорционально действующей силе. Затем внезапно на образце возникает «шейка», после чего удлинение возрастает при постоянном значении силы до значительной величины. На этой стадии шейка (участок II) удлиняется за счет более толстой части образца. После того как весь образец превратился в шейку, процесс переходит в третью стадию (участок III),

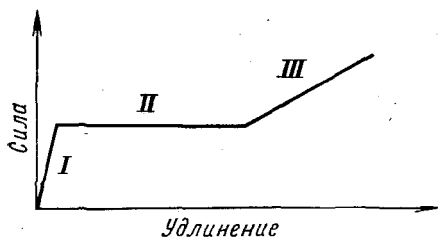


Рис. 190. Зависимость удлинения от силы для кристаллического линейного полимера

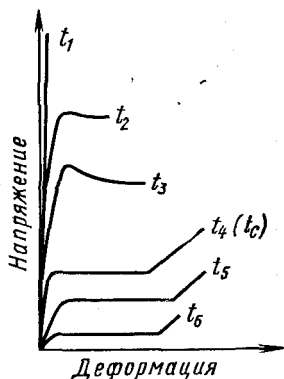


Рис. 191. Влияние температуры на кривые напряжение — деформация кристаллического полимера

$t_1 < t_6$

заканчивающуюся разрывом. Структура и свойства материала шейки отличаются от исходного образца: элементы кристаллической структуры ориентированы в одном направлении (происходит рекристаллизация). С изменением температуры характер кривых ($t = t_1 + t_6$) изменяется, и при $t < t_c$ подобен кривым стеклообразных полимеров (рис. 191).

У полимеров с плотной сетчатой структурой под действием нагрузки возникает упругая и высокоэластичная деформация, пластическая деформация обычно отсутствует (фенолоформальдегидная смола в стадии резит). По сравнению с линейными полимерами упругие деформации составляют относительно большую часть, высокоэластических деформаций гораздо меньше (рис. 192). Природа высокоэластической деформации, как и в линейных полимерах, состоит в обратимом изменении конформации полимерной молекулы, но максимальная деформация при растяжении обычно не превышает 5–15%.

Ориентационное упрочнение. Полимеры как в кристаллическом, так и в стеклообразном состоянии могут быть ориентированы. Процесс осуществляется при медленном растяжении полимеров, находящихся в высокоэластическом или вязкотекучем состоянии. Макромолекулы и элементы надмолекулярных структур ориентируются в силовом поле, приобретают упорядоченную структуру по сравнению с неориентированными. После того как достигнута желаемая степень ориентации, температура снижается ниже t_c , и полученная структура фиксируется.

В процессе ориентации возрастает межмолекулярное взаимодействие, что приводит к повышению t_c , снижению t_{xp} и особенно к повышению механической прочности. Свойства материала получаются анизотропными. Различают одноосную ориентацию, применяемую для получения волокон, пленок, труб, и многоосную, производимую одновременно в нескольких направлениях (например, в процессе получения пленок).

Прочность при разрыве в направлении ориентации увеличивается в 2–5 раз, в перпендикулярном направлении прочность уменьшается и составляет 30–50% прочности исходного материала. Модуль упругости в направлении одноосной ориентации увеличивается примерно в 2 раза. Высокая прочность сочетается с достаточной упругостью, что характерно только для высокополимеров (звенья макромолекул могут обратимо перемещаться без разрушения материала).

Некоторые свойства ориентированных аморфных и кристаллических полимеров одинаковы, однако они различаются фазовым состоянием, поэтому с течением времени у кристаллических полимеров улучшается их структура, а аморфные ориентированные полимеры чаще всего в дальнейшем дезориентируются (особенно при нагревании).

Релаксационные свойства полимеров. Механические свойства полимеров зависят от времени действия и скорости приложенной нагрузки. Это обусловлено особенностями строения макромолекул. Под действием приложенных напряжений происходит как распрямление и раскручивание цепей (меняется их конформация), так и перемещение макромолекул, пачек и других надмолекулярных структур. Все это требует определенного времени,

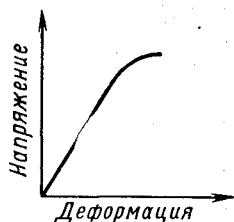


Рис. 192. Диаграмма растяжения полимера с плотной сетчатой структурой

и установление равновесия (релаксация) достигается не сразу. Например, для полимера в высокоэластическом состоянии время релаксации при конформационных изменениях равно $10^{-4} - 10^{-6}$ с, а время релаксации при перемещении самих макромолекул и надмолекулярных структур очень велико и составляет сутки и месяцы. Примером может служить волокно, являющееся ориентированным полимером. В обычных условиях его молекулы очень долго не переходят в равновесное неориентированное состояние; поэтому такие процессы релаксации обычно не учитываются. Однако это волокно достаточно упруго, так как при растяжении и сокращении проявляются быстрые релаксационные процессы изменения конформаций.

Кинетика релаксационного процесса выражается формулой

$$\Delta x = (\Delta x)_0 e^{-\frac{\tau}{\tau_p}},$$

где Δx и $(\Delta x)_0$ — отклонения измеряемой величины от равновесного значения в данный момент времени τ и в начальный момент $\tau = 0$; τ_p — время релаксации (для простых релаксирующих систем величина постоянная). При $\tau = \tau_p$ величина $\Delta x = (\Delta x)_0/e$ (т. е. за время релаксации Δx уменьшается в 2,72 раза). По величине τ_p обычно судят о скорости релаксационных процессов.

Для эластичных полимеров характерно явление гистерезиса. У этих материалов кривые зависимости деформации от напряжения при нагружении и разгрузке образца не совпадают (происходят релаксационные процессы).

Релаксация деформации — это изменение относительного удлинения (или сжатия) образца при постоянном напряжении во времени. При приложении силы образец находится в неравновесном состоянии, и со временем начинается релаксация; через какое-то время деформация достигает равновесного значения (равновесие между $\sigma = \text{const}$ и тепловым движением). После снятия нагрузки образец начинает восстанавливать свою первоначальную форму (упругое последствие). Удлинение происходит в результате распрямления, раскручивания цепей (высокоэластической деформации) и перемещения макромолекул друг относительно друга (вязкого течения). Чем больше время испытания, тем больше вязкое течение. Деформация в этом случае состоит из обратимой и необратимой. Эти медленно протекающие процессы изменения формы образца называют ползучестью.

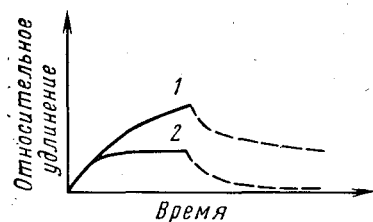
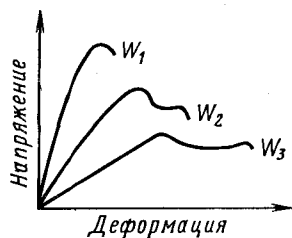


Рис. 193. Зависимость деформации от времени при постоянном напряжении:

1 — линейный полимер; 2 — сетчатый полимер

Изменение деформации в зависимости от времени при $\sigma = \text{const}$ для линейного и сетчатого полимеров показано на рис. 193 (штриховой линией показан характер кривых после снятия нагрузки). Для термостабильных (сшитых) полимеров пластическая деформация отсутствует, и образец после снятия напряжения восстанавливает свои первоначальные размеры (чем выше температура, тем быстрее образец деформируется).

Рис. 194. Влияние скорости (W) приложения нагрузки на характер кривых растяжения ($W_1 > W_2 > W_3$)



Релаксацией напряжения называется уменьшение напряжения до равновесного значения при условии неизменности деформации. С течением времени величина приложенного первоначального напряжения будет постепенно уменьшаться, так как в образце под действием теплового движения начнется самопроизвольная конформационная перестройка, а в линейном полимере будет происходить перемещение макромолекул. Для сетчатых полимеров соотношение указанных процессов будет зависеть от частоты сетки.

Для всех полимеров характерно повышение предела прочности с увеличением скорости нагружения (рис. 194). При этом уменьшается влияние неупругих деформаций. С уменьшением скорости нагружения влияние неупругих деформаций возрастает.

С. Н. Журковым разработана флуктуационная теория прочности полимеров, согласно которой разрыв полимерного материала под действием внешних сил является процессом, протекающим в зависимости от времени. Скорость его определяется соотношением энергии межмолекулярных связей и тепловых флуктуаций¹. Разрыв происходит вследствие тепловых флуктуаций, а растягивающее напряжение способствует флуктуационному процессу. Разрыв всегда происходит по химическим связям. Любое упрочнение структуры полимера приводит к более согласованному сопротивлению линейных молекул их разрыву, поэтому, например, при ориентации прочность материала повышается. При деформации полимерные материалы так же, как и металлы, обладают статической и динамической выносливостью. Зависимость долговечности² полимера от напряжения, температуры и структуры выражается формулой

$$\tau = \tau_0 e^{\frac{u_0 - \gamma\sigma}{RT}}$$

где τ_0 — постоянная (для всех материалов $10^{-12} - 10^{-13}$ с); u_0 — постоянная для данного полимера (энергия химической связи в цепи); γ — постоянная для данного полимера (состояние структуры); σ — напряжение; R — газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Следовательно, чем выше напряжение или температура, тем меньше долговечность.

Температурно-временная зависимость прочности для полимерных материалов выражена сильнее, чем для металлов, и имеет большое значение при оценке их свойств.

¹ Флуктуацией называется отклонение от равномерного распределения молекул вещества.

² Долговечностью называется время от момента приложения силы до момента разрушения.

Старение полимеров. Под старением полимерных материалов понимается самопроизвольное необратимое изменение важнейших технических характеристик, происходящее в результате сложных химических и физических процессов, развивающихся в материале при эксплуатации и хранении. Причинами старения являются свет, теплота, кислород, озон и другие немеханические факторы. Старение ускоряется при многократных деформациях; менее существенно на старение влияет влага. Различают старение тепловое, световое, озонное и атмосферное.

Испытание на старение проводится как в естественных условиях, так и искусственными ускоренными методами. Атмосферное старение проводится в различных климатических условиях в течение нескольких лет. Тепловое старение происходит при температуре на 50°C ниже температуры плавления (разложения) полимера. Продолжительность испытания определяется временем, необходимым для снижения основных показателей на 50% от исходных.

Коэффициент сохранения механических свойств K_c определяется по формуле

$$K_c = \frac{A_t}{A_0},$$

где A_t и A_0 — значения показателей после и до испытания.

Например, старение капрона при различных температурах показано на рис. 195. Для силиконовых резин срок эксплуатации при 120°C — 10–20 лет, при 250°C — месяцы, при 370°C — 20 мин.

Сущность старения заключается в сложной цепной реакции, протекающей с образованием свободных радикалов (реже ионов), которая сопровождается деструкцией и структурированием полимера. Обычно старение является результатом окисления полимера атмосферным кислородом. Если преобладает деструкция, то полимер размягчается, выделяются летучие вещества (например, натуральный каучук); при структурировании повышаются твердость, хрупкость, наблюдается потеря эластичности (бутадиеновый каучук, полистирол). При высоких температурах (200 – 500°C и выше) происходит термическое разложение органических полимеров, причем пиролиз полимеров, сопровождаемый испарением летучих веществ, не является поверхностным явлением (как при простом испарении неполимерных веществ); во всем объеме образца образуются молекулы, способные испаряться.

Стабильны к термодеструкции полимеры, обладающие высокой теплотой полимеризации (полиэтилен, полифенолы), полимеры с полярными заместителями (фторполиме-

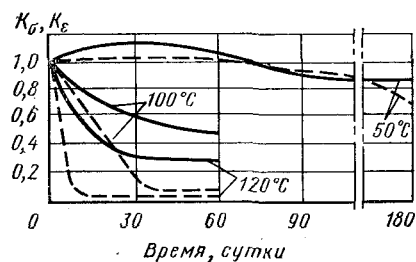


Рис. 195. Изменение разрушающего напряжения при растяжении (—) и относительного удлинения (-----) в процессе старения при различных температурах для капрона марки Б (K_σ , K_ε — коэффициенты изменения механических свойств)

ры), содержащие фенольные кольца в главной цепи. Увеличению стабильности способствует повышение молекулярной массы и структурирование. Процессы старения ускоряются под действием механических напряжений, когда не успевают протекать процессы релаксации напряжения, ослабляются или разрушаются химические связи. Происходит механическая активация, ускоренное старение (при износе шин, транспортёрных лент). Озоностойкость повышается при введении в полимер полярных заместителей (полихлоропрен, хлорсульфополиэтилен, фторосодержащие полимеры). Озоностойки также кремнийорганические соединения. Тропическая атмосфера, характеризующаяся интенсивной солнечной радиацией, относительной влажностью воздуха от 3–8 до 95–97%, наличием термитов и микроорганизмов, температурой почвы 50–70°C и выше, нагретой пыли и т. п., действует на материалы по-разному. В этой атмосфере устойчивы полиэтилен, политетрафторэтилен, полиамидные волокна, неустойчивы натуральный и синтетические каучуки, вискоза, хлопчатобумажные волокна.

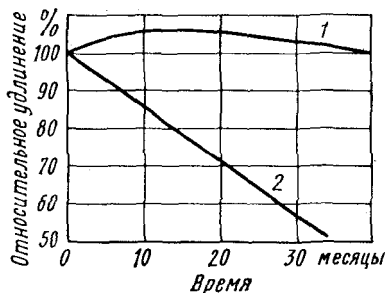


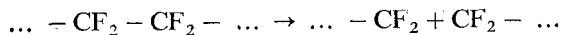
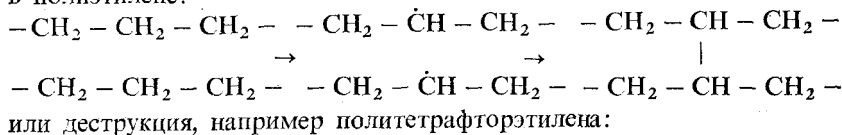
Рис. 196. Влияние атмосферного старения на относительное удлинение поливинилхлоридного пластика (исходное удлинение принято за 100%)
1 — стабилизированный; 2 — нестабилизированный

Для замедления процессов старения в полимерные материалы добавляются стабилизаторы.

Стабилизаторы подразделяют на антиоксиданты, или термостабилизаторы (амины, фенолы), и светостабилизаторы, или УФ,— абсорберы против фотохимической деструкции (производные бензотриазола, салициловой кислоты, акрилонитрила, сажа). Антиоксидантами для повышения тропической устойчивости являются серосодержащие соединения, оксидифенил и др.

Длительность эксплуатации стабилизированных материалов значительно возрастает (рис. 196). Срок наступления хрупкости полиэтилена, стабилизированного сажой, составляет свыше 5 лет. Трубы из поливинилхлорида могут работать 10–25 лет.

Радиационная стойкость полимеров. Под действием ионизирующих излучений в полимерах происходит ионизация и возбуждение, которые сопровождаются разрывом химической связи и образованием свободных радикалов. Наиболее важными являются процессы сшивания, например, в полиэтилене:



При сшивании увеличивается молекулярная масса, повышаются теплоустойчивость и механические свойства. При деструкции, наоборот, молекулярная масса снижается, повышается растворимость, уменьшается прочность. К структурирующимся полимерам относятся полиэтилен, полипропилен, полисилоксаны, полистирол, фенолоформальдегидные и эпоксидные

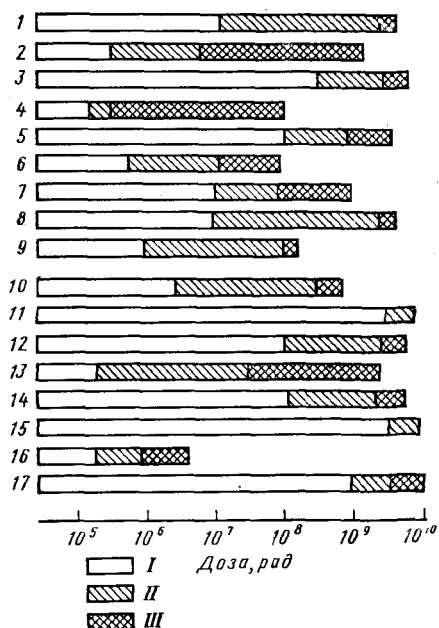


Рис. 197. Предельные значения доз облучения для необратимых радиационных изменений прочности при растяжении полимерных материалов:

I — незначительные изменения; II — уменьшение в пределах 25%; III — умеренное и сильное уменьшение вплоть до разрушения; 1—9 — термoplastы; 10—17 — реактопласты; 1 — полиэтилен; 2 — полипропилен; 3 — полистирол; 4 — политетрафторэтилен; 5 — поливинилхлорид; 6 — полиметилметакрилат; 7 — полиуретан; 8 — полиамиды; 9 — поликарбонат; 10 — отвержденная фенолоформальдегидная смола; 11 — фенолоформальдегидный стеклопластик; 12 — асбобластик; 13 — текстолит; 14 — отвержденная эпоксидная смола; 15 — эпоксидный стеклопластик; 16 — отвержденная полиэфирная смола; 17 — полиэфирный стеклопластик.

смола, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонат. Наиболее устойчивы к радиации полимеры, имеющие бензольное кольцо в виде боковой группы (полистирол). Структура C_6H_5 — группы имеет

большое число энергетических уровней, вследствие чего поглощенная энергия быстро рассеивается по всей молекуле, не вызывая химической реакции.

Деструктурируются политетрафторэтилен, политрифторхлорэтилен, нитроцеллюлоза, полиметилметакрилат. Для повышения радиационной стойкости в полимеры вводят антирады (ароматические амины, фенолы, дающие эффект рассеивания энергии).

Радиационная стойкость полимеров выражается дозой облучения: полиэтилен, полистирол — 10^9 рад, эпоксидные смолы — 10^8 рад, поливинилхлорид, полиамиды — 10^7 рад, полиметилметакрилат — 10^6 рад, политетрафторэтилен — 10^5 рад (рис. 197).

Абляция. Абляция полимерных материалов — это разрушение материала, сопровождающееся уносом его массы при воздействии горячего газового потока. В процессе абляции происходит суммарное воздействие механических сил, теплоты и агрессивных сред потока. Наряду с химическими превращениями при деструкции полимеров важную роль играют процессы тепло- и массообмена.

Абляционная стойкость определяется устойчивостью материала к механической, термической и термоокислительной деструкции. На абляционную стойкость влияет также структура полимера. Материалы на основе полимеров линейного строения имеют низкую стойкость (происходит деполимеризация и деструкция). Температура абляции не превышает $900^\circ C$. Материалы на основе термостойких полимеров лестничного или сетчатого строения (фенолоформальдегидные, кремнийорганические и др.) имеют более высокую стойкость к абляции. В них протекают процессы структурирования и обуглероживания (карбонизации). Температура абляции может достигать $3000^\circ C$. Для увеличения абляционной стойкости вводят армирующие наполнители.

Пластмассами (пластиками) называют искусственные материалы, получаемые на основе органических полимерных связующих веществ. Эти материалы способны при нагревании размягчаться, становиться пластичными, и тогда под давлением им можно придать заданную форму, которая затем сохраняется. В зависимости от природы связующего переход отформованной массы в твердое состояние совершается или при дальнейшем ее нагревании, или при последующем охлаждении.

1. СОСТАВ, КЛАССИФИКАЦИЯ И СВОЙСТВА ПЛАСТМАСС

Обязательным компонентом пластмассы является связующее вещество. В качестве связующих для большинства пластмасс используются синтетические смолы, реже применяются эфиры целлюлозы. Многие пластмассы, главным образом термопластичные, состоят из одного связующего вещества, например полиэтилен, органические стекла и др.

Другим важным компонентом пластмасс является наполнитель (порошкообразные, волокнистые и другие вещества как органического, так и неорганического происхождения). После пропитки наполнителя связующим получают полуфабрикат, который спрессовывается в монолитную массу. Наполнители повышают механическую прочность, снижают усадку при прессовании и придают материалу те или иные специфические свойства (фрикционные, антифрикционные и т. д.). Для повышения пластичности в полуфабрикат добавляют пластификаторы (органические вещества с высокой температурой кипения и низкой температурой замерзания, например олеиновую кислоту, стеарин, дибутилфталат и др.). Пластификатор сообщает пластмассе эластичность, облегчает ее обработку. Наконец, исходная композиция может содержать отвердители (различные амины) или катализаторы (перекисные соединения) процесса отверждения термореактивных связующих, ингибиторы, предохраняющие полуфабрикаты от их самопроизвольного отверждения, а также красители (минеральные пигменты и спиртовые растворы органических красок, служащие для декоративных целей).

Свойства пластмасс зависят от состава отдельных компонентов, их сочетания и количественного соотношения, что позволяет изменять характеристики пластиков в достаточно широких пределах.

По характеру связующего вещества пластмассы подразделяют на термопластичные (термопласты), получаемые на основе термопластичных полимеров, и термореактивные (реактопласты) — на основе термореактивных смол. Термопласты удобны для переработки в изделия, дают незначительную усадку при формовании (1–3%). Материал отличается большой упру-

гостью, малой хрупкостью и способностью к ориентации. Обычно термопласты изготавливают без наполнителя. В последние годы стали применять термопласты с наполнителями в виде минеральных и синтетических волокон (органопласты).

Термореактивные полимеры после отверждения и перехода связующего в термостабильное состояние (пространственная структура) хрупки, часто дают большую усадку (до 10–15%) при их переработке, поэтому в их состав вводят усиливающие наполнители.

По виду наполнителя пластмассы делят на порошковые (пресс-порошки) с наполнителями в виде древесной муки, сульфитной целлюлозы, графита, талька, измельченного стекла, мрамора, асбеста, слюды, пропитанных связующими (часто их называют карболитами); волокнистые с наполнителями в виде очесов хлопка и льна (волокниты), стеклянного волокна (стекловолокниты), асбеста (асбоволокниты); слоистые, содержащие листовые наполнители (листы бумаги в гетинаксе, хлопчатобумажные, стеклянные, асбестовые ткани в текстолите, стеклотекстолите и асботекстолите, древесный шпон в древеснослоистых пластиках); крошкообразные (наполнитель в виде кусочков ткани или древесного шпона, пропитанных связующим); газонаполненные (наполнитель – воздух или нейтральные газы). В зависимости от структуры последние подразделяют на пенопласты и поропласты.

Современные композиционные материалы содержат в качестве наполнителей угольные и графитовые волокна (карбоволокниты); волокна бора (бороволокниты).

По применению пластмассы можно подразделить на силовые (конструкционные, фрикционные и антифрикционные, электроизоляционные) и несиловые (оптически прозрачные, химически стойкие, электроизоляционные, теплоизоляционные, декоративные, уплотнительные, вспомогательные). Однако это деление условно, так как одна и та же пластмасса может обладать разными свойствами: например, полиамиды применяют в качестве антифрикционных и электроизоляционных материалов и т. д.

Пластмассы по своим физико-механическим и технологическим свойствам являются наиболее прогрессивными и часто незаменимыми материалами для машиностроения.

Особенностями пластмасс являются малая величина плотности (для большинства пластмасс плотность колеблется от 1 до 2 г/см³, а для пенопластов – от 0,015 до 0,8 г/см³); низкая теплопроводность $\lambda = 0,1 \div 0,4$ ккал/(м·ч·°С), температурный коэффициент линейного расширения $\alpha = 0,5 \cdot 10^{-5} \div 12 \cdot 10^{-5}$ 1/°С; хорошие электроизоляционные свойства (диэлектрическая проницаемость $\epsilon = 1,8 \div 8,9$, удельное объемное сопротивление $\rho_v = 10^8 \div 10^{18}$ Ом·см, диэлектрические потери $\text{tg}\delta = 0,0001 \div 0,1$; электрическая прочность $E_{пр} = 10 \div 30$ кВ/мм); хорошая оптическая прозрачность и радиопрозрачность некоторых видов пластмасс; неподверженность коррозии и высокая химическая стойкость; фрикционные и антифрикционные свойства; высокая механическая прочность силовых пластиков, сопоставимая с прочностью стали (например, $\sigma_b = 3 \div 100$ кгс/мм² и выше, несмотря на то что их масса меньше в 4 раза); хорошие технологические свойства (легко формуются, прессуются, их можно склеивать и сваривать, обрабатывать на станках).

Недостатками пластмасс являются невысокая теплостойкость, низкие модуль упругости и ударная вязкость по сравнению с металлами и сплавами, а для некоторых пластмасс склонность к старению.

2. ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ ПЛАСТМАССЫ

В основе термопластичных пластмасс лежат полимеры линейной или разветвленной структуры, иногда в состав полимеров вводят пластификаторы. Термопластичные пластмассы применяют в качестве прозрачных органических стекол, высоко- и низкочастотных диэлектриков, химически стойких материалов; из этих пластмасс изготавливают тонкие пленки и волокна. Детали, выполненные из таких материалов, имеют ограниченную рабочую температуру. Обычно при нагреве выше $60-70^{\circ}\text{C}$ начинается резкое снижение их физико-механических характеристик, хотя более теплостойкие пластмассы могут работать при температуре $150-250^{\circ}\text{C}$. Термостойкие полимеры с жесткими цепями и циклические структуры устойчивы до $400-600^{\circ}\text{C}$.

Неполярные термопластичные пластмассы. К неполярным пластикам относятся полиэтилен, полипропилен, полистирол и фторопласт-4.

Полиэтилен $(-\text{CH}_2-\text{CH}_2-)_n$ — продукт полимеризации бесцветного газа этилена, относящийся к кристаллизующимся полимерам.

По плотности полиэтилен подразделяют на полиэтилен низкой плотности, получаемый в процессе полимеризации при высоком давлении (ПЭВД), содержащий $55-65\%$ кристаллической фазы, и полиэтилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ПЭНД), имеющий кристалличность до $74-95\%$.

Чем выше плотность и кристалличность полиэтилена, тем выше механическая прочность и теплостойкость материала. Температурная зависимость прочности полиэтилена приведена на рис. 198. Теплостойкость (ГОСТ 12021-75) полиэтилена невысока, поэтому длительно его можно применять при температурах до $60-100^{\circ}\text{C}$. Морозостойкость полиэтилена достигает -70°C и ниже. Полиэтилен химически стоек, и при комнатной температуре нерастворим ни в одном из известных растворителей. При нагревании устойчив к воде, к ацетону, к спирту.

Недостатком полиэтилена является его подверженность старению. Для защиты от старения в полиэтилен вводят стабилизаторы и ингибиторы ($2-3\%$ сажи замедляют процессы старения в 30 раз).

Под действием радиоактивного облучения полиэтилен твердеет, приобретает большую прочность и теплостойкость.

Полиэтилен применяют для изготовления труб, литых и прессованных несилловых деталей (вентили, контейнеры и др.), полиэтиленовых пленок для изоляции проводов и кабелей, чехлов, остекления парников, облицовки водоемов; кроме того, полиэтилен служит покрытием на металлах для защиты от коррозии, влаги, электрического тока и др.

Полипропилен $(-\text{CH}_2-\text{CH}(\text{CH}_3)-)_n$ — является производной этилена. Применяя металлоорганические катализаторы, получают полипропилен, содержащий значительное количество стереорегулярной структуры. Это жесткий нетоксичный материал с высокими физико-механическими свой-

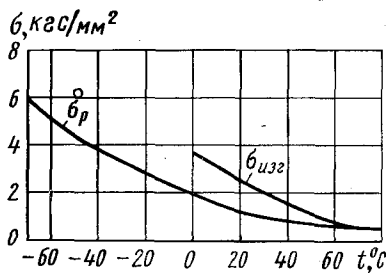


Рис. 198. Зависимость прочности полиэтилена от температуры

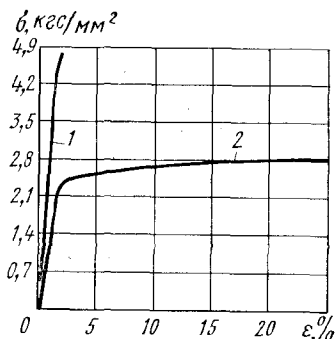


Рис. 199. Диаграмма напряжение — деформация: 1 — полистирол; 2 — ударопрочный полистирол

ствами. По сравнению с полиэтиленом этот пластик более теплостоек: сохраняет форму до температуры 150°C . Полипропиленовые пленки прочны и более газонепроницаемы, чем полиэтиленовые, а волокна эластичны, прочны и химически стойки. Нестабилизированный полипропилен подвержен быстрому старению. Недостатком пропилена является его невысокая морозостойкость ($-10 \div -20^{\circ}\text{C}$).

Полипропилен применяют для изготовления труб, конструкционных деталей автомобилей, мотоциклов, холодильников, корпусов насосов, различных емкостей и др. Пленки используют в тех же целях, что и полиэтиленовые.

Полистирол ($-\text{CH}_2 - \text{C}_6\text{H}_5 -$)_n — твердый, жесткий, прозрачный, аморфный полимер. По диэлектрическим характеристикам близок к полиэтилену, удобен для механической обработки, хорошо окрашивается.

Будучи неполярным, полистирол растворяется во многих неполярных растворителях (бензол), в то же время он химически стоек к кислотам и щелочам; нерастворим в спиртах, бензине, маслах, воде. Полистирол наиболее стоек к радиоактивному облучению по сравнению с другими термопластами (присутствие в макромолекулах фенильного радикала C_6H_5).

Недостатками полистирола являются его невысокая теплостойкость, склонность к старению, образование трещин.

Ударопрочный полистирол представляет собой блоксополимер стирола с синтетическим каучуком. Такой материал имеет в 3–5 раз более высокую прочность на удар и в 10 раз более высокое относительное удлинение по сравнению с обычным полистиролом (рис. 199). Высокопрочные АБС-пластики (акрилонитрилбутадиенстирольные) отличаются повышенной химической стойкостью и ударной прочностью, имеют $\sigma_{\text{в}} = 3,5 \div 6,5$ кгс/мм², $E_{\text{н}} = 100 \div 250$ кгс/мм² и теплостойкость по Вику $100 - 125^{\circ}\text{C}$ (ГОСТ 15065–69). Однако диэлектрические свойства таких сополимеров ниже по сравнению с чистым полистиролом. Из полистирола изготавливают детали для радиотехники, телевидения и приборов, детали машин (корпуса, ручки и др.), сосуды для воды и химикатов, пленки стирофлекс для электроизоляции, а АБС-пластики применяются для деталей автомобилей, телевизоров, лодок, труб и т. д.

Физико-механические свойства неполярных термопластов

Материал	Плотность, г/см ³	Рабочая температура, °С		Предел прочности, кгс/мм ²		
		максимальная	минимальная	при растяжении	при сжатии	при статическом изгибе
Полиэтилен: ПЭВД	0,918–0,93	105–108	–40–70	0,84–1,75	1,25–2,1	1,2–1,7
ПЭНД	0,949–0,96	120–125	и ниже –70	1,95–4,5	2–3,6	2–3,8
Полипропилен	0,9–0,92	150	и ниже –15	2,5	6	7–8
Полистирол	1,05–1,1	80	–20	3,5–4	10	5–10
Фторопласт-4	2,15–2,35	250	–269	1,4–3,5	2	1,1–1,4

Материал	Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость α , кгс·см/см ²	Диэлектрическая проницаемость при 10 ⁶ Гц	Удельное объемное сопротивление Ом·см	Тангенс угла диэлектрических потерь при 10 ⁶ Гц, 10 ⁻⁴	Электрическая прочность, кВ/мм
Полиэтилен: ПЭВД	150–600	Не ломается	2,2–2,3	10 ¹⁷	2–3	45–60
ПЭНД	100–900		2,1–2,4	10 ¹⁷	2–5	45–60
Полипропилен	100–400	33–80	2,2	10 ¹⁶ –10 ¹⁷	2–5	28–40
Полистирол	0,4–3,5	10–22	2,5–2,7	10 ¹⁵ –10 ¹⁷	3–4	20–25
Фторопласт-4	250–350	100	1,9–2,2	10 ¹⁸	2–2,5	35–40

Фторопласты (отечественное название пластика фторопласт-4, фторлон-4) являются термически и химически стойкими материалами. Основным представителем фторосодержащих полимеров является политетрафторэтилен ($-\text{CF}_2-\text{CF}_2-$)_n. Это насыщенный полимер с макромолекулами в виде зигзагообразных спиралей. До температуры 250°С скорость кристаллизации мала и не влияет на его механические свойства, поэтому длительно эксплуатировать фторопласт-4 можно до температуры 250°С. Разрушение материала происходит при температуре выше 415°С. Аморфная фаза находится в высокоэластическом состоянии, это придает фторопласту-4 (фторлону-4) относительную мягкость. Температура стеклования – 120°С, но даже при весьма низких температурах (до – 269°С) пластик не охрупчивается. Высокая термостойкость фторопласта-4 обусловлена высокой энергией связи С–F. Кроме того, вследствие небольшого размера атомы фтора образуют плотную оболочку вокруг цепи С–С и защищают последнюю от химических реагентов. Фторопласт-4 стоек к действию растворителей, кислот, щелочей, окислителей. Практически фторлон-4 разрушается только под действием расплавленных щелочных металлов (калий, натрий) и элементарного фтора, кроме того, вода пластик не смачивает. Политетрафторэтилен малоустойчив к облучению. Это наиболее высококачественный диэлектрик, и его диэлектрические свойства мало изменяются

в широком диапазоне температур. Фторопласт-4 обладает очень низким коэффициентом трения ($f = 0,04$), который не зависит от температуры (до 327°C когда начинает плавиться кристаллическая фаза). Недостатками фторопласта-4 являются хладотекучесть (результат рекристаллизации), выделение токсичного фтора при высокой температуре и трудность его переработки (вследствие отсутствия пластичности).

Фторопласт-4 применяют для изготовления труб для химикатов, деталей (вентили, краны, насосы, мембраны), уплотнительных прокладок, манжет, сильфонов, электрорадиотехнических деталей, антифрикционных покрытий на металлах (подшипники, втулки).

Разновидностью фторопласта является фторопласт-4Д, отличающийся формой и размером частиц, меньшей молекулярной массой. Это облегчает переработку материала в изделия. Физико-механические свойства одинаковы с фторопластом-4.

Волокно и пленку фторлон изготавливают из фторопласта-42. Фторлоновая ткань не горит, химически стойка, применяется для емкостей, рукавов, спецодежды, диафрагм и т. д.

Физико-механические свойства неполярных термопластичных пластмасс (термопластов) приведены в табл. 39.

Полярные термопластичные пластмассы. К полярным пластикам относятся фторопласт-3, органическое стекло, поливинилхлорид, полиамиды, полиуретаны, полиэтилентерефталат, поликарбонат, полиарилаты, пентапласт, полиформальдегид.

Фторопласт-3 (фторлон-3) — полимер трифторхлорэтилена, имеет формулу $(-\text{CF}_2 - \text{CFCl}-)_n$ и является кристаллическим полимером.

Введение атома хлора нарушает симметрию звеньев макромолекул, материал становится полярным. Диэлектрические свойства снижаются, но проявляется пластичность и облегчается переработка материала в изделия. Фторопласт-3, медленно охлажденный после формования, имеет кристалличность около 80–85%, а закаленный — 30–40%. Интервал рабочих температур от -105 до $+70^{\circ}\text{C}$. При температуре 315°C начинается термическое разрушение. Хладотекучесть полимера проявляется слабее, чем у фторопласта-4. По химической стойкости уступает политетрафторэтилену, но все же обладает высокой стойкостью к действию кислот, окислителей, растворов щелочей и органических растворителей.

Модифицированный политрифторхлорэтилен, выпускаемый под названием фторопласт-3М, обладает большей теплостойкостью (рабочая температура $150-170^{\circ}\text{C}$), он более эластичен и легче формируется, чем фторопласт-3.

Фторопласт-3 используют как низкочастотный диэлектрик, кроме того, из него изготавливают трубы, шланги, клапаны, насосы, защитные покрытия металлов и др.

Органическое стекло — это прозрачный аморфный термопласт на основе сложных эфиров акриловой и метакриловой кислот. Чаще всего применяется полиметилметакрилат, иногда пластифицированный дибутилфталатом. Материал более чем в 2 раза легче минеральных стекол ($\rho = 1,18 \text{ г/см}^3$), отличается высокой атмосферостойкостью, оптически прозрачен (светопрозрачность 92%), пропускает 75% ультрафиолетовых лучей (силикатные — 0,5%). При температуре 80°C органическое стекло начинает раз-

мягчаться; при температуре 105–150°С появляется пластичность, что позволяет формировать из него различные детали. Механические свойства органического стекла зависят от температуры (рис. 200). Критерием, определяющим пригодность органических стекол для эксплуатации, является не только их прочность, но и появление на поверхности и внутри материала мелких трещин, так называемого «серебра». Этот дефект снижает прозрачность и прочность стекла. Причиной появления серебра являются внутренние напряжения, возникающие в связи с низкой теплопроводностью и высоким температурным коэффициентом линейного расширения материала.

Органическое стекло стойко к действию разбавленных кислот и щелочей, углеводородных топлив и смазок, растворяется в эфирах и кетонах, в органических кислотах, ароматических и хлорированных углеводородах. Старение органического стекла в естественных условиях протекает медленно.

Недостатком органического стекла является невысокая поверхностная твердость.

Увеличение термостойкости и ударной вязкости органического стекла достигается вытяжкой его в пластичном состоянии в разных направлениях (ориентированные стекла; при этом увеличивается в несколько раз прочность на удар и стойкость к «серебрению»); сополимеризацией или привитой полимеризацией полиметилметакрилата с другими полимерами, что повышает поверхностную твердость и термостойкость; получением частично сшитой структуры (термостабильные стекла); применением многослойных стекол («триплексов») на основе органических стекол, склеенных прозрачной пленкой (например, из поливинилбутирала).

Максимальные рабочие температуры при полном прогреве органических стекол 60–100°С. При неполном прогреве по толщине стекло можно использовать в интервале от –60 до 160°С.

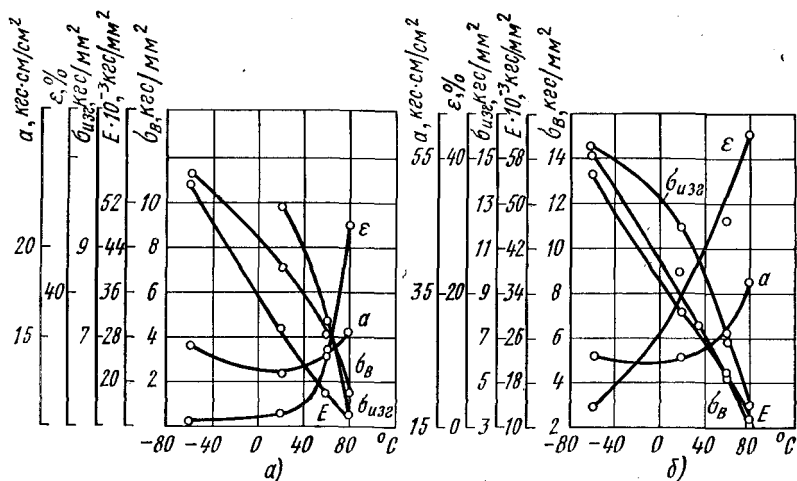


Рис. 200. Зависимость механических свойств органического стекла марки СОЛ от температуры:

a — неориентированного; *б* — ориентированного

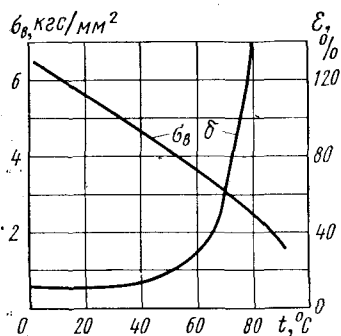


Рис. 201. Зависимость механических свойств винилпласта от температуры: σ_B — предел прочности при разрыве; $\varepsilon(\delta)$ — относительное удлинение

твердый поливинилхлорид называется винилпластом. Винилпласты имеют высокую механическую прочность и уругость. Зависимость механических свойств винилпласта от температуры дана на рис. 201. Из винилпласта изготавливают трубы для подачи агрессивных газов, жидкостей и воды, защитные покрытия для электропроводки, детали вентиляционных установок, теплообменников, защитные покрытия для металлических емкостей, строительные облицовочные плитки. Кроме того, винилпластом облицовывают гальванические ванны. Недостатками этого материала являются низкая длительная прочность и низкая рабочая температура под нагрузкой (не выше $60-70^\circ\text{C}$), большой коэффициент линейного расширения ($6,5 \div 8 \cdot 10^{-5} \text{ 1/}^\circ\text{C}$), хрупкость при низких температурах ($t_{\text{хр}} = -10^\circ\text{C}$). $t_B = 90 \div 95^\circ\text{C}$.

При введении пластификатора получают полихлорвиниловый пластик, имеющий морозостойкость $-15 \div -50^\circ\text{C}$ и температуру размягчения $160-195^\circ\text{C}$.

Пленочные материалы применяют для изоляции проводов и кабелей, консервации двигателей, изготовления средств защиты при работе с радиоактивными веществами¹. Из пластика получают трубы, печатные валики, уплотнительные прокладки; используют для покрытия тканей (например, конвейерные ленты).

Полиамиды — это группа пластмасс с известными названиями: капрон, нейлон, анид и др. В составе макромолекул полимера присутствует амидная группа $-\text{NH}-\text{CO}-$, а также метиленовые группы $-\text{CH}_2-$, повторяющиеся от 2 до 10 раз. Общая формула полиамидов имеет вид $-\text{NH}-\text{CO}-(\text{CH}_2)_m-\text{NH}-\text{CO}-(\text{CH}_2)_n-\dots$

Полиамиды — кристаллизующиеся полимеры. Отдельные цепочки макромолекул располагаются таким образом, что между группами CO и NH , принадлежащими различным цепочкам, возникает водородная связь, повышающая температуру плавления до $210-264^\circ\text{C}$ и способствующая обра-

¹ Плохо поглощают радиоактивные загрязнения и хорошо очищаются от них.

Органическое стекло используют в самолетостроении, автомобилестроении. Из органического стекла изготавливают светотехнические детали, оптические линзы и др. На основе полиметилметакрилата получают самоотверждающиеся пластмассы: АСТ, стиракрил, АКР. Указанные материалы применяют для изготовления штампов, литейных моделей и абразивного инструмента.

Поливинилхлорид — является полярным аморфным полимером с химической формулой $(-\text{CH}_2-\text{CHCl}-)_n$. Пластмассы на основе поливинилхлорида имеют хорошие электроизоляционные характеристики, стойки к химикатам, не поддерживают горение, атмосферостойки. Непластифицированный

зованию регулярной структуры. При одноосной ориентации получаются полиамидные волокна, нити, пленки.

Свойства разных видов полиамидов довольно близки. У них низкая плотность; предел прочности при разрыве 5–11 кгс/мм², относительное удлинение от 10–100 до 200–350%, прочность волокон 60 кгс/мм². Полиамиды имеют низкий коэффициент трения ($f < 0,05$), продолжительное время могут работать на истирание; кроме того, полиамиды ударопрочны и способны поглощать вибрацию. Они стойки к щелочам, бензину, спирту; устойчивы в тропических условиях.

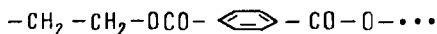
К недостаткам полиамидов относится некоторая гигроскопичность и подверженность старению вследствие окисляемости (особенно при переработке смол). Водопоглощение зависит от содержания амидных групп и структуры и составляет от 1,75% (полиамид П-12) до 11–12% (капрон, П-54). Устойчивость полиамидов к свету повышается введением стабилизатора, а антифрикционные свойства – введением наполнителя – графита и др.

Из полиамидов изготовляют шестерни, втулки, подшипники, болты, гайки, шкивы, детали ткацких станков, маслобензопроводы, уплотнители гидросистем, колеса центробежных насосов, турбин, турбобуров, буксирные канаты и т. д. Полиамиды используют в электротехнической промышленности, медицине и, кроме того, как антифрикционные покрытия металлов.

Полиуретаны содержат уретановую группу – NH – COO –. Кислород в молекулярной цепи сообщает полимерам гибкость, эластичность; им присуща высокая атмосферостойкость и морозостойкость (– 60 ÷ – 70°С). Верхний температурный предел составляет 120–170°С (при высокой влажности – до 100–110°С). Свойства полиуретана в основном близки к свойствам полиамидов. Из полиуретана вырабатывают пленочные материалы и волокна, которые мало гигроскопичны и химически стойки.

В зависимости от исходных веществ, применяемых при получении полиуретанов, они могут обладать различными свойствами, быть твердыми, эластичными и даже термореактивными.

Полиэтилентерефталат – сложный полиэфир с химической формулой



в СССР выпускается под названием лавсан, за рубежом – майлар, терилен. Полиэтилентерефталат является кристаллическим полимером; при быстром охлаждении расплава можно получать аморфный полимер, который при нагревании свыше 80°С начинает кристаллизоваться.

Присутствие кислорода в основной цепи сообщает хорошую морозостойкость (– 70°С). Бензольное кольцо повышает теплостойкость (температура плавления 255–257°С). Механическая прочность при растяжении 1,75 кгс/мм², модуль упругости 352 кгс/мм², при ориентации прочность возрастает. Полиэтилентерефталат является диэлектриком и обладает сравнительно высокой химической стойкостью, устойчив в условиях тропического климата. Из полиэтилентерефталата изготовляют шестерни, кронштейны, канаты, ремни, ткани, пленки и др.

Поликарбонат — сложный полиэфир угольной кислоты; выпускается под названием дифлон. Это кристаллический полимер, которому при плавлении и последующем охлаждении можно придать аморфную структуру. Такой материал становится стеклообразным и прозрачным. Свойства поликарбонатов своеобразны — им присущи гибкость и одновременно прочность и жесткость. По прочности при разрыве материал близок к винилпласту и отличается высокой ударной вязкостью, он не хладотекуч. При длительном нагревании, вплоть до температуры размягчения, образцы сохраняют свои размеры и остаются эластичными при низких температурах.

Поликарбонат химически стоек к растворам солей, разбавленным кислотам и щелочам, топливу, маслам; разрушается крепкими щелочами. Выдерживает светотепловакуумное старение и тепловые удары. Тропикостоек. Поликарбонат имеет ограниченную стойкость к ионизирующим излучениям.

Из поликарбоната изготовляют шестерни, подшипники, автодетали, радиодетали и т. д. Его можно использовать в криогенной технике для работы в среде жидких газов. Дифлон применяется также в виде гибких прочных пленок.

Полиарилаты — сложные гетероцепные полиэфиры. Полиарилатам присущи высокая термическая стойкость и морозостойкость (до -100°C), хорошие показатели механической прочности и антифрикционные свойства. Полиарилаты радиационностойки и химически стойки. Полиарилаты применяются для подшипников, работающих в глубоком вакууме без смазки, в качестве уплотнительных материалов в буровой технике.

Пентапласт является хлорированным простым полиэфиром, относится к медленно кристаллизующимся полимерам. Пентапласт более устойчив к нагреванию по сравнению с поливинилхлоридом (отщепления хлористого водорода под действием температуры не происходит). Прочность пентапласта близка к прочности винилпласта, но он выдерживает температуру 180°C и хорошо формуется, нехладотекуч, стоек к истиранию. Пентапласт, являясь веществом полярным, обладает удовлетворительными электроизоляционными свойствами. Кроме того, он водостоек. По химической стойкости занимает промежуточное положение между фторопластом и винилпластом. Из пентапласта изготовляют трубы, клапаны, детали насосов и точных приборов, емкости, пленки и защитные покрытия на металлах.

Полиформальдегид — простой полиэфир — линейный полимер, имеющий в цепи кислород ($-\text{CH}_2-\text{O}-$)_n. Повышенная кристалличность (75%) и чрезвычайно плотная упаковка кристаллов дают сочетание таких свойств, как жесткость и твердость, высокая ударопрочность и упругость. Температурный интервал применимости полимера от -40 до 130°C ; он водостоек, стоек к минеральным маслам и бензину. Полиформальдегид используют для изготовления зубчатых передач, шестерен, подшипников, клапанов, деталей автомобилей, конвейеров и т. д.

Физико-механические свойства полярных термопластов приведены в табл. 40.

Термостойкие пластики. В этих полимерах фениленовые звенья чередуются с гибкими звеньями (амидными, сульфидными и др). Температура эксплуатации их до 400°C . Кроме полимеров с гибкими звеньями создает-

Физико-механические свойства полярных термопластов

Материал	Плотность, г/см ³	Рабочая температура, °С		Разрушающее напряжение, кгс/мм ²			Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость a , кгс·см/см ²	Диэлектрическая проницаемость при 50 Гц	Удельное объемное сопротивление, Ом·см	Тангенс угла диэлектрических потерь при 50 Гц, 10^{-2}	Электрическая прочность, кВ/мм
		максимальная	минимальная	при растяжении	при сжатии	при изгибе						
Фторопласт-3	2,09—2,16	125	-195	3,5—4	2—5,7	6—8	20—200	20—160	3	10^{16} — 10^{18}	1,5	13—15
Органическое стекло СОЛ	1,2	60	-60	7	8,5	9,9	2,5—4	12—13	3	10^{13}	—	—
Винипласт	1,4	65—80	-40	4—6	8—10	8—12	10—50	До 150	3,5—4	$1,8 \cdot 10^{14}$	1,5—2	15—26
Полиамиды	1,12—1,16	60—110	-20÷-60	5—10	7—10	9—10	50—150	80—130	3—4 (при 10^6 Гц)	$2 \cdot 10^{14}$ — $5 \cdot 10^{15}$	1,7—3,1 (при 10^6 Гц)	22—25
Поликарбонат, дифлон	1,2	130—140	-100	6—7	8—9	10—11	20—100	120—140 (не ломается)	3—3,2 (при 10^6 Гц)	$1 \cdot 10^{16}$	0,7—0,8 (при 10^6 Гц)	20—25
Полиарилат Д-3	1,2	155—250	-100	8,5—9	9—12	10—20	10	50—80	4 (при 10^6 Гц)	$1,1 \cdot 10^{14}$	2,5 (при 10^6 Гц)	15
Пентапласт А	1,4	150	—	4	8,5	6,5	40—80	28	3,1	$5,1 \cdot 10^{15}$ — $1,10^{16}$	1,1—1,6	16—27
Полиформальдегид стабилизированный	1,14	135	-60	6,5—7	10—13	8—11	75—130	30—130	3,3—3,7	$8 \cdot 10^{14}$ — $1,1 \cdot 10^{15}$	3	20—26

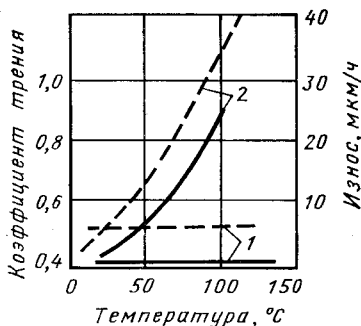


Рис. 202. Температурные зависимости коэффициента сухого трения (—) и износостойкости (----) фенилона (1) и капрона (2)

ся новый класс полимеров с жесткими цепями, в которые вводятся устойчивые гетероциклы. Циклические структуры устойчивы до 600°С и выше.

Практический интерес представляют ароматические полиамиды, полифениленоксид, полисульфон и гетероциклические полимеры — полиимиды и полибензимидазолы.

Ароматический полиамид — фенилон содержит фенильные радикалы, соединенные группами —NH—CO—. Это линейный гетероцепной полимер, способный кристаллизоваться. Длительно может работать при температуре 250–260°С ($t_{пл} = 430^{\circ}\text{C}$), морозостоек (даже при температуре жидкого азота), имеет повышенную стойкость к радиации и химическую стойкость. По сравнению с капроном, фенилон обладает более высокой усталостной прочностью и износостойкостью (рис. 202).

Из фенилона изготавливают подшипники, уплотнительные детали запорных устройств, зубчатые колеса, детали электрорадиопередатчиков. Из него получают пленки, волокна, бумагу (номекс).

Полифениленоксид — простой ароматический полиэфир, аморфен, трудно кристаллизуется, по термической стабильности уступает фенилону. Длительно его можно применять до 130–150°С; обладает химической стойкостью, низким водопоглощением, имеет хорошие физико-механические характеристики: $\sigma_B = 6 \div 8,4$; $\sigma_C = 10,5 \div 11,5$; $\sigma_H = 10 \div 12,5$ кгс/мм²; $\epsilon = 20 \div 100\%$; $a = 40 \div 150$ кгс·см/см². Из полифениленоксида изготавливают детали оборудования, хирургические инструменты, изоляцию на высококачественных установках.

Полисульфон — простой ароматический полиэфир, в макромолекулах которого между фениленовыми группами имеются звенья —SO₂— (повышают стойкость к нагреву), группы —O—, —C(CH₃)₂— (уменьшают жесткость). Это аморфный, трудно кристаллизующийся полимер. Материал термически стабилен, химически стоек, по прочностным свойствам близок к полифениленоксиду. Полисульфон применяют в виде пленок, литых изделий и покрытий для эксплуатации при температурах от —100 до +175°С (в инертной атмосфере до 400°С). Из него изготавливают детали автомобилей, станков, бытовых машин, электротехнических изделий, металлизированных матриц для типографских клише.

Полиимиды — ароматические гетероциклические полимеры. Цепь макромолекул содержит имидные циклы $\text{—N} \begin{matrix} \text{CO} \\ \text{CO} \end{matrix}$ и ароматические ядра, соеди-

ненные гибкими связями —O—, —CO—. В зависимости от структуры полиимиды могут быть термопластичными и терморезистивными. Наибольшее практическое применение получили линейные полиимиды. Полиимиды отличаются высокими механическими и электроизоляционными свойствами, широким диапазоном рабочих температур (от —200 до +300°С), стойкостью к радиации. На основе полиимидов получают пленки, по прочно-

сти не уступающие лавсановым. Полиимиды стойки к действию растворителей, масел, слабым кислотам и основаниям. Разрушаются при длительном воздействии кипящей воды и водяных паров. Могут длительно работать в глубоком вакууме при высоких температурах. Полиимидные прессовочные материалы имеют $\sigma_b = 9 \div 13$ кгс/мм², $\sigma_c = 20 \div 24$, $\sigma_{II} = 18 \div 23$ кгс/мм²; $\epsilon = 4 \div 20\%$, $a = 60 \div 120$ кгс·см/см²; хорошо сопротивляются ползучести, стойки к истиранию, обладают низким коэффициентом трения.

Полиимиды применяют в виде пленок для изоляции проводов и кабелей, печатных схем, электронно-вакуумной тепловой изоляции. Пресс-материалы используют для изготовления изделий конструкционного, антифрикционного и электроизоляционного назначения. Полиимидные связующие применяют для наполненных пластиков.

Полибензимидазолы являются ароматическими гетероциклическими полимерами. В основной цепи макромолекул содержатся бензимидазольные циклы



Большинство полимеров бесцветные, однако полимеры с ярко выраженной системой сопряжения в цепи имеют темный цвет. Полимеры могут иметь кристаллическое или аморфное строение, быть термопластичными и терморезактивными. Сшитая структура получается при введении сшивающих агентов.

Полибензимидазолы обладают высокой термостойкостью (температура разложения на воздухе 300–600°C, температура размягчения 300–490°C); хорошими прочностными показателями, высокими диэлектрическими свойствами. Волокна огнестойки и термостойки. Композиции на основе полибензимидазолов могут использоваться в качестве абляционных теплозащитных материалов. Антифрикционные материалы — АСП-пластики обладают термостойкостью и самосмазывающимися свойствами.

Полибензимидазолы применяют в виде пленок, волокон, тканей для специальных костюмов; из АСП-пластиков изготавливают подшипники, шестерни. Полибензимидазолы могут использоваться в качестве связующих для армированных пластиков.

Термопласты с наполнителями. В качестве полимерных матриц (связующего) применяют различные термопласты, В качестве армирующих наполнителей можно использовать стеклянное волокно, асбест, органические волокна и ткани. Волокнистые наполнители образуют в полимере как бы несущий каркас и этим упрочняют материал.

В промышленном масштабе применяют полиамиды и поликарбонат, наполненные мелкорубленым стекловолокном. По сравнению с ненаполненными полимерами стекловолкнисты обладают повышенными прочностью ($\sigma_b = 9 \div 14,9$; $\sigma_c = 11 \div 14$; $\sigma_{II} = 15 \div 22$ кгс/мм²) и теплоустойкостью, усталостной прочностью и износостойкостью, небольшой ползучестью (рис. 203, 204, табл. 41). Интервал рабочих температур от –60 до 150°C (кратковременно до 180°C).

Термопласты с наполнителями в виде синтетических волокон (пропиленовое, капрон, лавсан, винол) являются перспективными. Такие волокна имеют близкую со связующими химическую природу, и упрочнение получается высоким (волокна и связующее работают совместно). Ползучесть

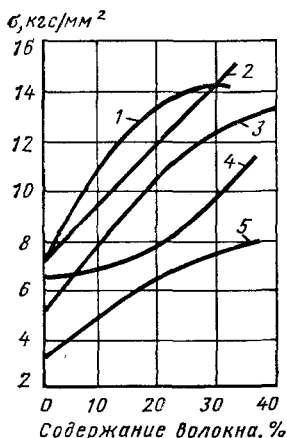


Рис. 203. Зависимость прочности при растяжении от содержания стекловолокна (% по массе) для термопластичных стекловолокнистых: 1 — поликарбонат; 2 — полиамид-6,6; 3 — сополимер стирола, акрилонитрила и бутадиена; 4 — полистирол; 5 — полипропилен

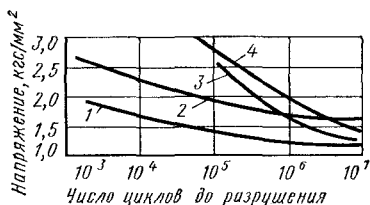


Рис. 204. Усталостная прочность ненаполненных (1, 3) и наполненных стеклянным волокном (2, 4) полиамида (1, 2) и поликарбоната (3, 4)

Таблица 41

Физико-механические свойства стеклонаполненных полиамидов и поликарбоната

Материал	Плотность, г/см ³	Разрушающее напряжение, кгс/мм ²			Модуль упругости при растяжении, кгс/мм ²	Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость <i>a</i> , кгс·см/см ²
		при растяжении	при сжатии	при изгибе			
Капрон КПС-30	1,3—1,32	13—16	11—12	21—25	710	2,5	20—30
Полиамид П68С-30	1,28—1,3	12—14	11—12	18—22	640	1—1,3	20
Анид АС-30а	1,4	14,9	12,8	21—22	—	2	28—30
Поликарбонат СТН-30	1,4	9—11	12—14	15—20	600—700	4—5	35—45

волоконных термопластов уменьшается почти в 5 раз, длительная прочность возрастает в десятки раз.

Слоистые термопласты содержат в качестве наполнителей ткани из различных волокон. Для получения высокопрочных пластмасс применяют полиамиды, армированные стеклотканью. Капрон (П-6), армированный стеклотканью, имеет высокие механические свойства: $\sigma_B = 40 \div 43$, $\sigma_C = 28 \div 30$, $\sigma_H = 45 \div 50$ кгс/мм²; $a = 250 \div 300$ кгс·см/см² и может работать до 220°C. Из волоконных термопластов изготавливают подшипники, зубчатые передачи, трубы, вентили, емкости для агрессивных сред и др.

3. ТЕРМОРЕАКТИВНЫЕ ПЛАСТМАССЫ

В качестве связующих веществ применяются терморезактивные смолы, в которые иногда вводятся пластификаторы, отвердители, ускорители или замедлители, растворители. Основными требованиями к связующим веществам являются высокая клеящая способность (адгезия), высокая теплоустойчивость, химическая стойкость и электроизоляционные свойства, простота технологической переработки, небольшая усадка и отсутствие токсично-

сти (вредности). Смола склеивает как отдельные слои наполнителя, так и элементарные волокна и воспринимает нагрузку одновременно с ними, поэтому связующее вещество после отверждения должно обладать достаточной прочностью на отрыв при расслаивании материала. Для обеспечения высокой адгезии (прилипаемости) связующее вещество должно быть полярным. Необходимо, чтобы температурные коэффициенты линейного расширения связующего вещества и наполнителя были близки по величине.

В производстве пластмасс широко используют фенолоформальдегидные, кремнийорганические, эпоксидные смолы, непредельные полиэфирные и их различные модификации. Более высокой адгезией к наполнителю обладают эпоксидные связующие вещества, которые позволяют получать армированные пластики с высокой механической прочностью. Теплостойкость стеклопластиков при длительном нагреве составляет на кремнийорганическом связующем от 260 до 370°C, на фенолоформальдегидном связующем до 260°C, на эпоксидном связующем до 200°C, на непредельном полиэфирном связующем до 200°C и на полиимидном связующем 280—350°C. Таким образом, наивысшей термостойкостью обладают пластики на кремнийорганическом связующем веществе, но их механическая прочность и адгезия к наполнителю вследствие низкой полярности смолы ниже, чем у других связующих. Важным свойством непредельных полиэфиров и эпоксидных смол является их способность к отверждению не только при повышенной, но и при комнатной температуре без выделения побочных продуктов с минимальной усадкой. Из пластмасс на их основе можно получать крупногабаритные изделия.

В зависимости от формы частиц наполнителя термореактивные пластмассы можно подразделить на следующие группы: порошковые, волокнистые и слоистые.

Пластмассы с порошковыми наполнителями. В качестве наполнителей применяют органические порошки (древесная мука, порошкообразная целлюлоза) и минеральные (молотый кварц, тальк, цемент, слюдяная мука, графит и др.).

Свойства порошковых пластмасс характеризуются изотропностью, высокой механической прочностью и низкой ударной вязкостью, удовлетворительными электроизоляционными показателями (табл. 42). На основе фенолоформальдегидных смол с органическими наполнителями изготовляют пресс-порошки, из которых прессованием получают несилевые конструкционные и электроизоляционные детали: рукоятки, детали приборов и т. д. Термостойкость пластмассы ограничивается температурой разрушения древесины. На основе карбамидных смол вырабатываются пресс-порошки — *аминопласты*, которые по сравнению с фенопластами имеют хороший декоративный вид и более низкую теплостойкость (100°C).

Минеральные наполнители придают пластмассе водостойкость, химическую стойкость, повышенные электроизоляционные свойства, устойчивость к тропическому климату. При использовании в качестве связующего вещества кремнийорганических полимеров и наполнителей в виде кварцевого порошка или асбеста теплостойкость пластмасс достигает 300°C.

Композиции на основе эпоксидных смол широко применяют в машиностроении для изготовления различной инструментальной оснастки, вы-

Физико-механические свойства термореактивных пластмасс

Пластмассы	Плотность, г/см ³	Предельная температура длительной работы, °С	Предел прочности, кгс/мм ²		
			при растяжении	при сжатии	при изгибе
Порошковые	1,4—1,45	100—110	3—6	15—19	5—7
Волокнистые:					
волоконит	1,35—1,45	110	3—6	8—15	5—8
асбоволоконит	1,95	200	—	11	7
стекловолокониты АГ-4	1,7—1,9	280	8—50	13	12—25
Слоистые:					
гетинакс	1,3—1,45	150	8—10	16—29	8—10
текстолит	1,3—1,4	125	6,5—10	12—15*	12—16
ДСП	1,3—1,4	140—200	13—30	10—18	14—28
стеклотекстолиты	1,6—1,9	200—300	25—60	21—26	15—42
СВАМ	1,8—2	200	35—100	35—45	50—70

Пластмассы	Модуль упругости при растяжении, кгс/мм ²	Ударная вязкость α , кгс·см/см ²	Диэлектрическая проницаемость при 50 Гц	Удельное объемное сопротивление, Ом·см	Тангенс угла диэлектрических потерь при 50 Гц	Электрическая прочность, кВ/мм
Порошковые	630—800	4—6	7—9,5	10 ¹¹ —5·10 ¹²	0,08—0,7	10—15
Волокнистые:						
волоконит	850	9—10,4	8—25	10 ⁷ —10 ⁹	0,4—0,9	4—10
асбоволоконит	1800	20	—	10 ⁶	0,4	1,1
стекловолокониты АГ-4	—	25—150	21	10 ¹²	0,05	11—13
Слоистые:						
гетинакс	1000	4—15	7	10 ¹⁰ —10 ¹²	0,045—0,15	15—30
текстолит	650—1000	35	7	10 ¹⁰ —10 ¹¹	0,07	15
ДСП	1800—3000	17—80	(электротехнический) 7,7	10 ¹²	0,06	30
стеклотекстолиты	1885—3000	65—525	3,5—5,5	10 ¹² —10 ¹⁴	0,01—0,06	11—20
СВАМ	3500	180—500	—	—	—	—

* Вдоль слоев.

** Поперек слоев.

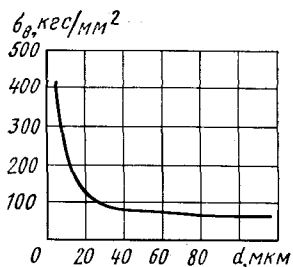
тяжных и формовочных штампов, корпусов станочных, сборочных и контрольных приспособлений, литейных моделей, копиров и другой оснастки. Их применяют для восстановления изношенных деталей, устранения дефектов металлических отливок. Пластмассы, наполненные молотым кварцем, фарфоровой мукой, имеют абразивные свойства.

Пластмассы с волокнистыми наполнителями. К этой группе пластмасс относятся волокониты, асбоволокониты, стекловолокониты.

Волокониты представляют собой композиции из волокнистого наполнителя в виде очесов хлопка, пропитанного фенолоформальдегидным связующим. По сравнению с пресс-порошками они имеют несколько повышенную ударную вязкость.

Пресс-материал волоконита является грубой и жесткой массой, из которой нельзя прессовать мелкогабаритные, тонкостенные детали. Волокониты

Рис. 205. Зависимость прочности стекловолокна от его диаметра



применяют для деталей общего технического назначения с повышенной устойчивостью к ударным нагрузкам, работающим на изгиб и кручение (рукоятки, стойки, фланцы, направляющие втулки, шкивы, маховики и т. д.).

Асбоволокниты содержат наполнителем асбест — волокнистый минерал, расщепляющийся на тонкое волокно ($d = 0,5$ мкм). Связующим служит в основном фенолоформальдегидная смола. Преимуществом асбоволокнитов является повышенная теплостойкость (свыше 200°C) и ударопрочность, устойчивость к кислым средам и высокие фрикционные свойства. Асбоволокниты используются в качестве материала тормозных устройств (колодки, накладки, диски подъемных кранов, вагонов, автомобилей, экскаваторов и др.); из материала *фаолита* (разновидность асбоволокнитов) получают кислотоупорные аппараты, ванны, трубы.

Стекловолокониты — это композиция, состоящая из связующего — синтетической смолы и стекловолоконистого наполнителя. Стекловолокно получается продавливанием расплавленной стекломассы через фильеры (отверстия в дне электропечи). В качестве наполнителя применяются непрерывное стекловолокно или короткое волокно. Прочность стекловолокна резко возрастает с уменьшением его диаметра (вследствие влияния неоднородностей и трещин, возникающих в толстых сечениях) (рис. 205). Для практических целей употребляется волокно диаметром $5-20$ мкм с $\sigma_v = 60 \div 380$ кгс/мм² и $\epsilon = 2 \div 3,5\%$. Высокомодульные волокна (ВМ-1, ВМП, М-11) имеют $\sigma_v = 390 \div 470$ кгс/мм² и $E \geq 11000$ кгс/мм². Однако при дальнейшей текстильной переработке наблюдается значительная потеря прочности.

Свойства стекловолокна зависят также от содержания в его составе щелочи; лучшие показатели у бесщелочных стекол алюмоборосиликатного состава. К термостойким относятся волокна — кварцевое, кремнеземное (или кварцoidное), алюмосиликатное ($T_{пл} = 1650 \div 1700^{\circ}\text{C}$). Стекловолокно негорюче, устойчиво к действию ультрафиолетовых лучей, химически стойко, стабильных размеров. Наполнитель является армирующим элементом и воспринимает основные нагрузки при работе стеклопластика.

Стекловолокониты содержат в качестве наполнителя короткое стекловолокно. Это позволяет прессовать детали сложной формы, с металлической арматурой. Материал получается с изотропными прочностными характеристиками, намного более высокими, чем у пресс-порошков и даже волоконитов. Представителем такого материала является стекловолоконит АГ-4В, а также ДСВ (дозированные стекловолокониты), которые применяются для изготовления силовых электротехнических деталей, деталей машиностроения (золотники, уплотнения насосов и т. д.). При использовании в качестве связующего непредельных полиэфиров получают премиксы ПСК (пастообразные) и препреги АП и ППМ (на основе стеклянного мата). Препреги можно применять для крупногабаритных изделий простых форм (кузова автомашин, лодки, корпуса приборов и т. п.).

Ориентированные стекловолокнисты имеют наполнитель в виде длинных стеклянных волокон, располагающихся ориентированно отдельными прядями и тщательно склеивающихся связующим (АГ-4С). Это обеспечивает более высокую прочность стеклопластика. Например стеклопластик АГ-4В (неориентированный) имеет $a = 25 \text{ кгс} \cdot \text{см}/\text{см}^2$; $\sigma_b = 8 \text{ кгс}/\text{мм}^2$, а стеклопластик АГ-4С (ориентированный) — $a = 100 \text{ кгс} \cdot \text{см}/\text{см}^2$; $\sigma_b = 20 \div 40 \text{ кгс}/\text{мм}^2$. Стеклопластики 23-63С и 33-18С на эпоксидных связующих имеют $\sigma_b = 90$ и $80 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ и $a = 600 \text{ кгс} \cdot \text{см}/\text{см}^2$. Однонаправленный стекловолокнит на волокне ВМ-1 имеет $\sigma_b = 205 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ и $E = 7000 \text{ кгс}/\text{мм}^2$.

Стекловолокнисты в результате высоких физико-механических характеристик применяют для деталей высокого класса точности любой конфигурации с арматурой и резьбой. Они могут работать при температурах от -60 до $+200^\circ\text{C}$, а также в тропических условиях, выдерживать большие инерционные перегрузки. При старении в течение двух лет $K_\sigma = 0,5 \div 0,7$. Ионизирующие излучения при дозе 400 Мрад мало влияют на их механические и электрические свойства.

Слоистые пластмассы. Слоистые пластмассы являются силовыми конструкционными и поделочными материалами. Листовые наполнители, уложенные слоями, придают пластику анизотропность. Материалы выпускаются в виде листов, плит, труб, заготовок, из которых механической обработкой получают различные детали.

Гетинакс получается на основе модифицированных фенольных, анилиноформальдегидных и карбамидных смол и различных сортов бумаги. По назначению гетинакс подразделяют на электротехнический (для панелей, щитков и т. д.) и декоративный, который может иметь различные цвета и текстуру, имитирующую древесные породы. Пластик можно применять при температуре $120-140^\circ\text{C}$. Он устойчив к действию химикатов, растворителей, пищевых продуктов; используется для внутренней облицовки пассажирских кабин самолетов, железнодорожных вагонов, кают судов, в строительстве.

Текстолит (связующее — термореактивные смолы, наполнитель — хлопчатобумажные ткани). Среди слоистых пластиков текстолит обладает наибольшей способностью поглощать вибрационные нагрузки, хорошо сопротивляться раскалыванию. В зависимости от назначения текстолиты делят на конструкционные (ПТК, ПТ, ПТМ), электротехнические, графитированные, гибкие прокладочные. Текстолит как конструкционный материал применяется для зубчатых колес; шестеренные передачи работают бесшумно при частоте вращения до 30 000 об/мин. Текстолитовые вкладыши подшипников служат в 10–15 раз дольше бронзовых. Однако рабочая температура текстолитовых подшипников невысока ($80-90^\circ\text{C}$). Они применяются в прокатных станах, центробежных насосах, турбинах и др.

Древеснослоистые пластики (ДСП) состоят из тонких листов древесного шпона, пропитанных феноло- и крезольноформальдегидными смолами и спрессованных в виде листов и плит. Древеснослоистые пластики имеют высокие физико-механические свойства, низкий коэффициент трения и с успехом заменяют текстолит, а также цветные металлы и сплавы. Шестерни из ДСП долговечны, при работе их в паре с металлическими заметно снижается шум. Подшипники из ДСП не образуют задиров на трущейся по-

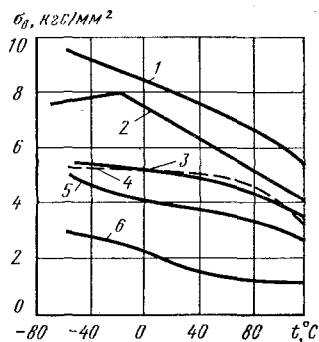
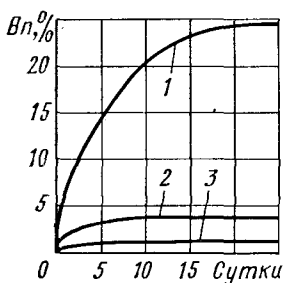


Рис. 206. Водопоглощение (Вп) слоистых пластиков:
1 — древеснослойный пластик; 2 — текстолит; 3 — стеклопластик

Рис. 207. Зависимость предела прочности при растяжении от температуры для фенопластов:
1 — гетинакс; 2 — текстолит; 3 — карболит Э2-330-02; 4 — карболит 03-010-02; 5 — волокнит;
6 — асбодолокнит

верхности металлического вала ($f = 0,004 \div 0,2$ в зависимости от смазки). Недостатком ДСП является чувствительность к влаге (рис. 206). Из ДСП изготавливают шкивы, втулки, ползуны лесопильных рам, корпуса насосов, подшипники, детали автомобилей, железнодорожных вагонов, лодок, детали текстильных машин, матрицы для вытяжки и штамповки.

Зависимость прочности фенопластов от температуры дана на рис. 207, а физико-механические свойства приведены в табл. 42.

Асботекстолит содержит 38–43% связующего, остальное асбестовая ткань. Асботекстолит является конструкционным, фрикционным и термоизоляционным материалом. Наиболее высокой теплостойкостью обладает материал на кремнийорганическом связующем (300°C), а механическая прочность выше у фенольных асбопластиков. Из асботекстолита делают лопатки ротационных бензонасосов, фрикционные диски, тормозные колодки (без смазки $f = 0,3 \div 0,38$, со смазкой маслом $f = 0,05 \div 0,07$).

Асботекстолит выдерживает кратковременно высокие температуры и поэтому применяется в качестве теплозащитного и теплоизоляционного материала (в течение 1–4 ч выдерживает температуру $250\text{--}500^{\circ}\text{C}$ и кратковременно 3000°C и выше).

В стеклотекстолитах применяют в качестве наполнителя стеклянные ткани, которые по виду ткацкого переплетения подразделяют на полотняные или гарнитуровые, сатиновые или атласные и кордовые.

Продольные нити ткани называют основой, поперечные — утком. Ткани полотняного переплетения имеют на поверхности максимально частое чередование основных и уточных нитей, что придает ткани жесткость. Однако стекловолокна хрупки, и при их взаимном перетирании или под давлением может произойти разрушение ткани. В сатиновых тканях более редкое перекрывание нитей, поэтому стеклотекстолит на их основе прочнее и лучше работает в конструкциях. Кордовые ткани имеют усиленные нити основы и тонкие, редко расположенные нити утка. При получении изделий усиленные нити основы укладывают в направлении, совпадающем с де-

формацией, они воспринимают растягивающие нагрузки. В поперечном же направлении прочность значительно ниже, т. е. материал анизотропен. Многослойные ткани (МТБС), получаемые трехмерным переплетением, обеспечивают повышенное сопротивление сдвигу и раскалыванию. На основе нетканых ориентированных материалов (нити в которых не перегибаются) получают стеклотекстолиты (типа ВПР-10), имеющие те же показатели, что и на основе стеклотканей, а себестоимость их ниже на 20%.

Стеклотекстолит на фенолоформальдегидном связующем (типа КАСТ) недостаточно вибропрочен, но зато по сравнению с обычным текстолитом он более теплостоек и имеет более высокие электроизоляционные свойства. Стеклотекстолиты на основе кремнийорганических смол (СТК, СК-9Ф, СК-9А) имеют относительно невысокую механическую прочность, но отличаются высокой теплостойкостью и морозостойкостью, обладают стойкостью к окислителям и другим химически активным реагентам, не вызывают коррозии металлов. Эпоксидные связующие (ЭД-8, ЭД-10) обеспечивают стеклотекстолитам наиболее высокие механические свойства и по-

Таблица 43

Физико-механические свойства стеклотекстолитов на основе различных связующих*

Связующее	Плотность, г/см ³	Прочность (по основе ткани), кгс/мм ²			Модуль упругости при растяжении, кгс/мм ²	Модуль сдвига, кгс/мм ²
		при растяжении	при изгибе	при сжатии		
Фенолоформальдегидная смола	1,5–1,8	30–50	20–60	10–30	1800–2500	250–350
Эпоксидная смола	1,6–1,9	40–60	40–80	20–40	2200–3200	250–400
Полиэфирная смола	1,4–1,75	14–45	15–50	10–30	1100–2500	250–350
Кремнийорганическая смола	1,6–1,9	15–35	15–50	10–35	1800–2500	250–350
Полиимид	1,7–1,85	30–50	35–68	30–50	2100–3100	—

Связующее	Ударная вязкость a , кгс·см/см ²	Коэффициент теплопроводности, ккал/(м·ч·°С)	Температурный коэффициент линейного расширения, $\alpha \cdot 10^6$, °С ⁻¹	Тангенс угла диэлектрических потерь при 1 МГц	Диэлектрическая проницаемость при 1 МГц	Удельное объемное сопротивление, Ом·см
Фенолоформальдегидная смола	50–200	0,22–0,35	6–10	0,01–0,05	3,8–8,0	10 ¹¹ –10 ¹³
Эпоксидная смола	100–300	0,25–0,35	6–10	0,01–0,04	3,8–5,0	10 ¹³ –10 ¹⁴
Полиэфирная смола	70–300	0,25–0,35	4–12	0,02–0,05	3,8–7,0	10 ¹¹ –10 ¹⁴
Кремнийорганическая смола	35–250	0,25–0,35	8–16	0,01–0,03	3,5–4,5	10 ¹² –10 ¹⁵
Полиимид	100–300	0,25–0,35	6–12	0,01–0,02	3,8–5,0	10 ¹³ –10 ¹⁴

* Наполнитель — стеклоткань сатинового переплетения

звolyют изготовлять из них крупногабаритные детали. Стеклотекстолиты на основе ненасыщенных полиэфирных смол (ПН-1) также не требуют высокого давления при прессовании и применяются для изготовления крупногабаритных деталей. Физико-механические свойства асбо- и стеклотекстолитов приведены в табл. 42 и 43.

Материал СВAM представляет собой стекловолокнистый анизотропный материал, в котором стеклянные нити сразу по выходе из фильер склеиваются между собой в виде стеклянного шпона и затем укладываются как в фанере. Связушки могут быть различными.

При соотношении продольных и поперечных слоев шпона 1:1 $\sigma_{\text{в}} = 46 \div 50 \text{ кгс/мм}^2$ и $E \geq 3500 \text{ кгс/мм}^2$; при соотношении 10:1 (91% продольных слоев) $\sigma_{\text{в}} = 85 \div 95 \text{ кгс/мм}^2$ и $E = 5800 \text{ кгс/мм}^2$. Это характеризует СВAM как конструкционный материал, обладающий большой жесткостью и высокой ударной вязкостью ($a = 400 \div 600 \text{ кгс} \cdot \text{см/см}^2$). Зависимость прочности стеклопластиков от вида и содержания наполнителя показана на рис. 208. Макро- и микроструктура стеклопластиков дана на рис. 209. С помощью микроструктурного анализа можно выявлять дефекты структуры стеклопластика, например раковины и трещины. Прочность стеклопласти-

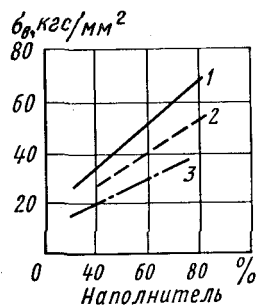
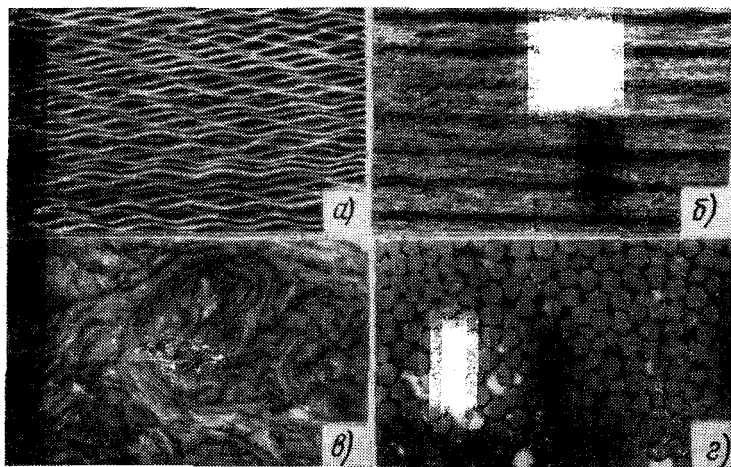


Рис. 208. Зависимость прочности стеклопластиков от вида и содержания наполнителя: 1 — ориентированные стеклотекстолиты; 2 — стеклоткань; 3 — стекломаты (короткое неориентированное волокно)

Рис. 209. Структура стеклопластиков:

a — макроструктура стеклотекстолита (5 × 1), видны извилистые линии слоев стеклоткани; *b* — макроструктура стекловолокниста типа «фанера»; *в* — макроструктура стекловолокниста неориентированного; *г* — микроструктура стеклопластика, видно сечение волокон и связушки



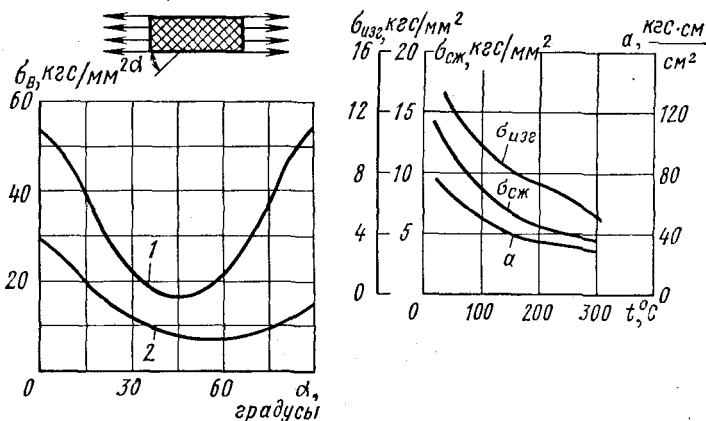


Рис. 210. Зависимость прочности стеклопластиков от направления растяжения: 1 — стекловолокнистый анизотропный материал СВАМ (1 : 1); 2 — стеклотекстолит

Рис. 211. Зависимость механических свойств стекловолокна АГ-4 от температуры ($\sigma_{изг}$ — предел прочности при статическом изгибе, $\sigma_{сж}$ — предел прочности при сжатии; a — ударная вязкость)

ков зависит от угла между направлением растягивающей силы и направлением армирующих волокон (рис. 210). Аналогичная зависимость наблюдается и для модуля упругости. Усилить материал в различных направлениях можно соответствующим расположением наполнителя (например, в процессе намотки деталей в форме тел вращения — трубы, цилиндры).

Особенностью стеклопластиков является неоднородность механических свойств (разброс показателей достигает 7–15%), обусловленных различными факторами: составом, структурой, технологией.

Степень анизотропии прочности на разрыв σ_0/σ_{90} и срез τ_0/τ_{90} (между слоями) для стеклопластиков достигает 2–10, что выше, чем для металлов. Анизотропия упругих свойств (модуль упругости) выражена слабее, чем анизотропия предела прочности. Изменение механических свойств стеклопластиков от температуры показано на рис. 211.

Длительно стеклопластики могут работать при температурах 200–400°C, однако кратковременно в течение нескольких десятков секунд стеклопластики выдерживают несколько тысяч градусов. При действии очень высоких температур поверхностные слои материала выгорают — образуются газообразные продукты деструкции связующего, которые, диффундируя через пограничный слой, поглощают теплоту, уменьшая тепловой поток, подходящий к поверхности материала. В результате образуется слой термостойкого кокса, замедляющий процесс деструкции. Наполнитель оплавляється, при этом расходуется много теплоты. Теплопроводность пластиков в сотни раз меньше, чем у металлов, поэтому при кратковременном действии высокой температуры внутренние слои материала нагреваются до 200–350°C и сохраняют механическую прочность. Особенность поведения стеклопластиков в условиях высоких температур является их

преимуществом перед другими конструкционными материалами (жаропрочными сплавами) и позволяет применять в качестве конструкционного и теплозащитного материала.

Длительная прочность стеклопластиков зависит от их состава и внешних условий (влаги, температуры, напряжения). Лучшие свойства имеют стеклопластики на основе эпоксидных и фенолоформальдегидных смол. Работоспособность стеклопластиков выше, чем у металлов. Некоторые стеклотекстолиты обладают выносливостью при изгибе до $1,5 \cdot 10^7$ циклов. Динамическая усталостная прочность стеклотекстолитов на различных связующих приведена на рис. 212. Стеклопластики обладают высокой демпфирующей способностью, хорошо работают при вибрационных нагрузках.

Недостатком стеклопластиков является невысокий модуль упругости: $E = 2000 \div 5800$ кгс/мм² (пластики на высокомодульных стекловолокнах имеют E до 7400 кгс/мм²). Однако по удельной жесткости (E/ρ) они не уступают сталям, алюминиевым сплавам и титану, а по удельной прочности (σ/ρ) при растяжении превосходят металлы. Так, например, удельная прочность стеклотекстолита составляет 15–35 км, СВАН (10:1) – 55–94 км, алюминиевых сплавов 14–20 км, титановых сплавов – 15–26 км, легированных сталей 6–22 км.

Таким образом, стеклопластики являются конструкционными материалами, применяемыми для силовых изделий в различных отраслях техники (несущие детали летательных аппаратов, кузова и кабины автомашин, автоцистерны, железнодорожные вагоны, корпуса лодок, судов). Из стеклопластиков изготавливают корпуса машин, кожухи, защитные ограждения, вентиляционные трубы, бачки, рукоятки, контейнеры и многое другое.

4. ГАЗОНАПОЛНЕННЫЕ ПЛАСТМАССЫ

Газонаполненные пластмассы представляют собой гетерогенные дисперсные системы, состоящие из твердой и газообразной фаз. Структура таких пластмасс образована твердым, реже эластичным полимером – связующим, которое образует стенки элементарных ячеек или пор с распределенной в них газовой фазой – наполнителем. Такая структура пластмасс обуславливает некоторую общность их свойств, а именно – чрезвычайно малую массу и высокие теплозвукоизоляционные характеристики. В зависимости от физической структуры газонаполненные пластмассы делят на две группы:

а) пенопласты – материалы с ячеистой структурой, в которых газообразные наполнители изолированы друг от друга и от окружающей среды тонкими слоями полимерного связующего;

б) поропласты (губчатые материалы) с открытопористой структурой, вследствие чего присутствующие в них газообразные включения свободно сообщаются друг с другом и с окружающей атмосферой.

Полимерные связующие могут быть как терморезистивными, так и термопластичными. Для термопластичных пенопластов наиболее опасны температуры, близкие к температуре текучести, когда значительно снижается прочность материала и избыточное давление газа внутри ячеек может разрушить пенопласт. Для получения эластичных материалов вводятся пластификаторы.

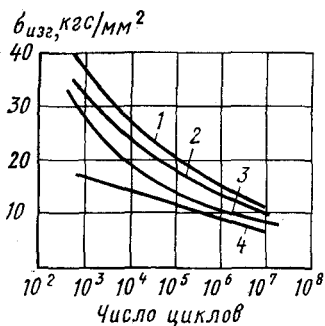


Рис. 212. Динамическая усталостная прочность стеклотекстолитов на различных связующих: 1 — фенолоформальдегидное; 2 — эпоксидное; 3 — полиэфирное; 4 — кремнийорганическое

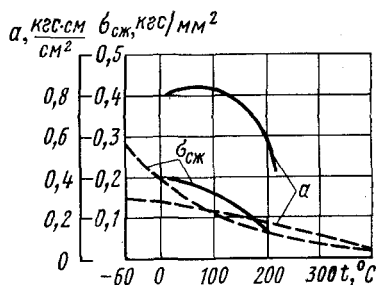


Рис. 213. Зависимость предела прочности при сжатии и ударной вязкости пенопластов от температуры: — — — — ФК-20, - - - - - К-40

Пенопласты получили наиболее широкое применение. Объемная масса пенопластов колеблется от 0,02 до 0,2 г/см³. Замкнуто-ячеистая структура обеспечивает хорошую плавучесть и высокие теплоизоляционные свойства. Коэффициент теплопроводности низкий — от 0,002 до 0,05 ккал/(м·ч·°С). Механическая прочность пенопластов невысока и зависит от плотности материала.

Наиболее распространенными термопластичными пенопластами являются пенополистирол (ПС) и пенополивинилхлорид (ПХВ), которые могут использоваться при температурах $\pm 60^\circ\text{C}$; пенополистирол радиопрозрачен. Термореактивные на основе фенолоформальдегидной смолы (ФФ) и фенолокаучуковые (ФК) пенопласты работают до температуры 120–160°C. Введением в их состав алюминиевой пудры (ФК-20-А-20) удается повысить рабочую температуру пенопласта до 200–250°C. Термостоек и термостабилен пенопласт К-40 на кремнийорганическом связующем, который кратковременно выдерживает температуру 300°C. Самовспенивающимися материалами являются пенополиуретан (ПУ) и пенополиэпоксиды, отличающиеся химической стойкостью, высокими электроизоляционными свойствами, низким водопоглощением. Зависимость механических свойств некоторых пенопластов от температуры приведена на рис. 213.

Пенопласты применяют для теплоизоляции кабин, контейнеров, приборов, холодильников, рефрижераторов, труб и т. п. Пенополиуретаны и пенополиэпоксиды используются для заливки деталей электронной аппаратуры. Широкое применение пенопласты получили в строительстве и при производстве труднозатапливаемых изделий. Пенопласт, являясь легким наполнителем, повышает удельную прочность, жесткость и вибростойкость силовых элементов конструкций. Он используется в авиастроении, судостроении, на железнодорожном транспорте и т. д. Мягкие и эластичные пенопласты (типа поролон) применяют для амортизаторов, мягких сидений, губок.

Физико-механические свойства пенопластов приведены в табл. 44.

Физико-механические свойства газонаполненных пластмасс

Пенопласт	Кажущая плотность, кг/м ³	Рабочая температура, °С	Предел прочности, кгс/мм ²			Модуль упругости при сжатии, кгс/мм ²	Ударная вязкость α , кгс·см/см ²	Водопоглощение за 24 ч, кг/м ²	Коэффициент теплопроводности, ккал/м·ч·°С
			при растяжении	при сжатии	при изгибе				
Пеноподстирол (ПС-1)	100-200	-60 - +60-65	0,22-0,42	0,1-0,27	—	5,5-10	1-1,9	0,05-0,06 (за 30 суток)	0,033-0,045
Пенополивинилхлорид (ПХВ-1)	60-130	-60 - +60	0,15-0,35	0,023-0,1	0,15-0,40	8-8,5	0,7-1,5	2-2,5 об.%	0,022-0,037
Пенополиуретан (ПУ-101Г)	200	-60 - +200	0,28	0,33-0,34	—	—	0,6-0,73	0,1-0,3	0,04
Поролон	30-70	-40 - +100	—	—	—	—	—	—	0,03-0,05
Пенофенопласт (ФФ)	120-200	-60 - +150	0,118	0,4	—	—	0,2	0,4-0,9	0,036
Фенолокаучуковый (ФК-20)	50-200	-60 - +120	0,20	0,022-0,3	0,028-0,085	5,6	0,8	0,3	0,035-0,052
ФК-20-А-20	140-200	200	0,08-0,16	0,085-0,23	0,09-0,29	5,8	0,64-0,75	0,09	0,055-0,063
Пенополисилоксан (К-40)	250-300	250-300	0,058	0,08	—	4,95	—	—	0,04-0,043
Пенополиэпоксид (ПЭ-2)	100-300	-60 до 140	—	0,07-0,5	0,14-0,7	—	0,16-0,22	0,1	0,03-0,07
Пенополиэпоксид (ПЭ-7)	23-50	-60 до 100	—	0,006-0,018	0,004-0,07	—	0,6-1,5	0,2	0,03
Пенокарбамид (мипора)	10-20	110-130	—	0,0025-0,005	—	—	0,04-0,20	—	0,026-0,035

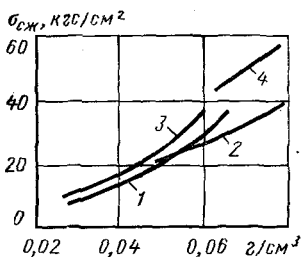


Рис. 214. Зависимость прочности при сжатии от объемной массы сотопластов, изготовленных из различных материалов:

1 — алюминиевая фольга (для сравнения); 2 — полиамидная бумага номекс и фенолоформальдегидная смола; 3 — бумага номекс и эпоксифенольная смола; 4 — стеклоткань и фенолоформальдегидная смола

Поропласты представляют собой газонаполненные пластмассы с сообщающимися порами. Их кажущаяся плотность от 25–60 до 130–500 кг/м³. Поропласты выпускаются эластичными, например, ППУ-Э (на основе сложного полиэфира). На основе поливинилформалей выпускается поропласт ТПВФ, обладающий водопоглощением 400–700% за 2 ч.

Сотопласты изготовляют из тонких листовых материалов, которым придается вначале вид гофра, а затем листы гофра склеивают в виде пчелиных сот. Материалом для сотопластов служат ткани (стеклянные, кремнеземные, угольные), которые пропитываются связующим (фенолоформальдегидное, полиимидное и др.). Сотопласты имеют достаточно высокие теплоизоляционные свойства. Механическая прочность зависит от объемной массы (рис. 214). Сотопласты служат легкими заполнителями многослойных панелей, применяемых в авиа- и судостроении для несущих конструкций; при создании наружной теплозащиты и теплоизоляции космических кораблей; в антенных обтекателях самолетов и др.

5. ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАСТМАСС

Целесообразность применения пластмасс в конструкциях машин часто диктуется техническими соображениями, но при этом весьма существенную роль играет также экономичность решения. Иногда эффективность применения пластмасс не поддается денежной оценке (например, при улучшении условий труда, экономии остродефицитного материала, энергии и др.).

Применение пластмасс значительно сокращает капиталовложения, так как уменьшается трудоемкость проектных работ и потребность в оборудовании. Экономичность применения пластмасс в производстве выражается в снижении себестоимости, массы и уменьшении затрат на материал (материалоемкости), уменьшении трудоемкости изготовления деталей из пластмасс по сравнению с металлическими (уменьшение величины зарплаты на единицу изделия); сокращения производственного цикла и сроков проектирования и освоения новых конструкций.

Экономичность применения пластмасс в эксплуатации выражается в снижении массы конструкции, уменьшении эксплуатационных затрат (на смазку, ремонт и т. д.), повышении эксплуатационной надежности машин, расширении технических возможностей работы конструкции и повышении ее технико-экономических параметров (грузоподъемности, КПД, срока службы и т. д.).

Снижение материалоемкости конструкции и связанная с этим экономия металлов являются важнейшей народнохозяйственной задачей.

Пластмассовые детали снижают материалоемкость в связи с малой массой и значительно более высоким коэффициентом полезного использования материала (в среднем $K_{исп} = 0,9 \div 0,95$; при прессовании 0,9; при литье и выдавливании 0,95). Затраты на материал составляют 40–75% всех затрат на изготовление машин, поэтому экономия материала — один из важнейших резервов снижения себестоимости машин. Иногда вследствие высокой стоимости некоторых пластмасс снижение массы материала на конструкцию не приводит к уменьшению затрат на материал, но при этом необходимо учитывать и другие выгоды. При использовании металлических деталей требуется три вида обработки (литье, термообработка, механическая обработка) с большим числом операций (до 30–50), а пластмассовых деталей — только один вид обработки — формообразование детали методом пластической деформации.

Таким образом, замена металлических деталей на пластмассовые весьма эффективна. При этом уменьшается масса конструкции в 4–5 раз; снижается трудоемкость изготовления деталей примерно в 4–5 раз; число операций и их трудоемкость уменьшается в 5–6 раз, что сокращает длительность производственного цикла и высвобождает оборотные средства. Капиталовложения (затраты на здания, оборудование, инвентарь) также уменьшаются в 4–6 раз. Себестоимость продукции снижается в 2–3 раза.

Композиционными называют искусственные материалы, получаемые сочетанием химически разнородных компонентов. Одним из компонентов является матрица (для полимеров — связующее), другим — упрочнители.

Родоначальником композиционных материалов являются армированные стеклопластики. Их физическая природа, схемы армирования и расчетные особенности переносятся на композиционные полимерные материалы.

В качестве матриц используют полимерные, углеродные, керамические и металлические материалы. В качестве упрочнителей применяют волокна: стеклянные, углеродные, борные, органические, на основе нитевидных кристаллов (окислов, карбидов, боридов, нитридов и др.), а также металлические (проволоки), обладающие высокой прочностью и жесткостью. Свойства различных волокон, применяемых в качестве упрочнителей, приведены в табл. 45. Углеродные волокна на воздухе могут работать до температуры 450°C, в нейтральной и восстановительной среде они сохраняют прочность до 2200°C. Борные и керамические волокна обладают высокой твердостью и мало разупрочняются с повышением температуры. Органические волокна могут работать до температуры 200–300°C.

Свойства композиционных материалов зависят от состава компонентов, их сочетания, количественного соотношения и прочности связи между ними. Армирующие упрочняющие материалы могут быть в виде волокон, жгутов, нитей, лент, многослойных тканей.

Содержание упрочнителя в ориентированных материалах составляет 60–80% об.%, в неориентированных (с дискретными волокнами и нитевидными кристаллами) — 20–30% об.%. Чем выше прочность и модуль упругости волокон, тем выше прочность и жесткость композиционного материала. Свойства матрицы определяют прочность композиции при сдвиге и сжатии и сопротивление усталостному разрушению.

Повышение адгезии матрицы к волокнам достигается поверхностной обработкой последних. С этой целью применяют вискеризацию — введение нитевидных кристаллов в межволоконное пространство. Вискеризация осуществляется путем осаждения нитевидных кристаллов на поверхность волокон («мохнатые» волокна с выращенными на них перпендикулярно длине монокристаллами — «усами»). Этим достигается повышение прочности материала при сдвиге в 1,5–2 раза, модуля упругости при сдвиге и прочности при сжатии на 40–50%. По характеру матрицы композиционные материалы подразделяют на полимерные, углеродные и металлические. По упрочнителю их можно классифицировать на карбоволокниты (углепласты), содержащие в качестве упрочняющего материала углеродные волокна; бороволокниты с упрочнителями в виде борных волокон; органо-волокониты с синтетическими волокнами; металлы, армированные волокнами.

Свойства армирующих волокон

Тип волокна	Плотность, г/см ³	Предел прочности, кгс/мм ²	Модуль упругости, 10 ⁹ кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Температура стабильности, °С
Стекланные:					
алюмоборосиликатные	2,5–2,6	140–220	6	2–3	700*
высокомодульные	2,5–2,6	390–470	9,5–11	4,4–5	До 870
Углеродные высокомодульные	1,75–1,95	230–290	28–31	0,7–1	2200
Борные	2,5	280–320	39–40	0,7–0,8	($T_{\text{разм}} = 3650$) 980
Оксид алюминия	3,97	210	17	—	($T_{\text{пл}} = 2200$) 1000–1500
Карбид кремния	3,18	350	42	—	($T_{\text{пл}} = 2050$) 1200–1700 ($T_{\text{пл}} = 2090$)
Синтетические:					
полиамидное (капрон)	1,14	77–85	0,32–0,35	13–17	196–216**
полиэфирное (лавсан)	1,38	48–62	1,02–1,1	14–15	235–255**
полиакрилонитрильное (нитрон)	1,17	46–56	0,46–0,58	16–17	—
поливинилспиртовое (винпол)	1,26	60–100	2,5	7–12	—
из ароматического полиамида	1,4	200–280	11–12	2–5	—
Проволоки:					
вольфрамовая	19,3	220–430	35–42	—	—
молибденовая	10,2	215	36	—	—
титановая	4,72	190–200	12	—	—
стальная	7,9	420	20	—	—

* Температура плавления.

** Температура деструкции.

Преимуществом композиционных материалов являются высокие прочность и жесткость (для карбоволокнитов $\sigma_b = 65 \div 170$ кгс/мм², $E = 12000 \div 18000$ кгс/мм²; для борволокнитов $\sigma_b = 90 \div 175$ кгс/мм², $E = 21400 \div 27000$ кгс/мм²), хорошее сопротивление хрупкому разрушению, жаропрочность и термическая стабильность. Плотность композиционных материалов составляет от 1,35 до 4,8 г/см³.

Композиционные материалы являются перспективными конструкционными материалами для различных отраслей машиностроения.

1. КАРБОВОЛОКНИТЫ

Карбоволокниты (углепласты) представляют собой композиции, состоящие из полимерного связующего (матрицы) и упрочнителей (наполнителей) в виде углеродных волокон (карбоволокон).

Углеродные волокна получают термообработкой органических волокон. В зависимости от температуры термообработки и содержащегося углерода волокна подразделяют на частично карбонизованные (900°C, 85–90%), карбонизованные (900–1500°C, 95–99%) и графитированные (1500–3000°C, > 99%). Два последних типа имеют наибольшее значение.

В зависимости от формы исходного сырья углеродные волокна могут быть в виде нитей, жгутов, войлока, тканей; волокна можно перерабатывать на обычном текстильном оборудовании.

Практическое применение нашли вискозные кордные волокна (ВК) и полиакрилонитрильные (ПАН-волокна).

Свойства волокон зависят от термообработки, с увеличением температуры происходит образование гексаганальных углеродных слоев, их рост и упорядочение. Структура волокон фибриллярная. Каждая фибрилла состоит из лентообразных микрофибрилл, разделенных узкими и длинными продольными порами.

В результате вытяжки достигается ориентация кристаллитов, что позволяет получать высокопрочные и высокомодульные углеродные волокна.

Обычные углеродные волокна имеют $\sigma_b = 50 \div 100$ кгс/мм² и $E = 2000 \div 7000$ кгс/мм²; для высокопрочных и высокомодульных волокон $\sigma_b > 150$ кгс/мм² и $E > 15000$ кгс/мм². По удельным прочностям (σ/ρ) и жесткости (E/ρ) последние превосходят все жаростойкие волокнистые материалы.

Высокая энергия связи С — С углеродных волокон позволяет им сохранять прочность при очень высоких температурах (в нейтральной и восстановительной средах до 2200°C), а также при низких температурах. От окисления поверхности волокна предохраняют защитными покрытиями (пиролитическими). В отличие от стеклянных волокон карбоволокна плохо смачиваются связующим (низкая поверхностная энергия), поэтому их подвергают травлению, аппретированию, вискеризации.

Связующими служат синтетические полимеры (полимерные карбоволокниты); синтетические полимеры, подвергнутые пиролизу (коксованные карбоволокниты); пиролитический углерод (пироуглеродные карбоволокниты).

В качестве полимерных связующих применяют эпоксидные, фенолоформальдегидные смолы, полиимиды и др.

Эпоксифенольные карбоволокниты КМУ-1л, упрочненный углеродной лентой, и КМУ-1у на жгуте, вискеризованном нитевидными кристаллами, могут длительно работать при температуре до 200°C.

Карбоволокниты КМУ-3 и КМУ-3л получают на эпоксианилиноформальдегидном связующем, их можно эксплуатировать при температуре до 100°C, они наиболее технологичны. Карбоволокниты КМУ-2 и КМУ-2л на основе полиимидного связующего можно применять при температуре до 300°C [43].

Карбоволокниты отличаются высокой статической и динамической выносливостью (рис. 215), сохраняют это свойство при нормальной и очень низкой температуре (высокая теплопроводность волокна предотвращает саморазогрев материала за счет внутреннего трения). Они водо- и химически стойки. После воздействия на воздухе рентгеновского излучения σ_n и E_n почти не изменяются.

Теплопроводность углеродных волокон в 1,5–2 раза выше, чем у стеклопластиков. Они имеют следующие электрические свойства: $\rho_v = 0,0024 \div 0,0034$ Ом·см (вдоль волокон); $\epsilon = 10$ и $\text{tg } \delta = 0,01$ (при частоте 10^{10} Гц).

Карбостекловолокниты содержат наряду с углеродными стеклянными волокнами, что удешевляет материал. Зависимость механических свойств моди-

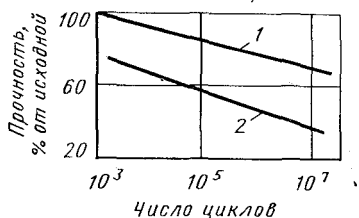


Рис. 215. Усталостная прочность ориентированных эпоксидных волокнистых материалов: 1 — высокомодульный карбоволокнит; 2 — стекловолокнит

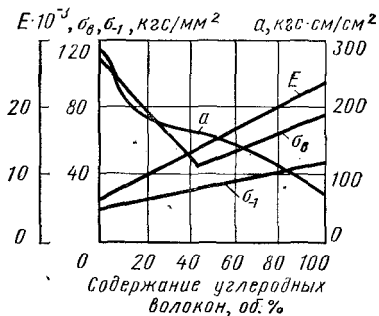


Рис. 216. Зависимость модуля упругости (E), предела прочности при растяжении σ_B , ударной вязкости a и усталостной прочности σ_{-1} карбостекловолокнита от соотношения углеродных и стеклянных волокон (общее содержание наполнителя в композиции 62 об. %)

фицированного карбоволокнита от содержания углеродных волокон показана на рис. 216 [43].

Карбоволокниты с углеродной матрицей. Коксованные материалы получают из обычных полимерных карбоволокнитов, подвергнутых пиролизу в инертной или восстановительной атмосфере. При температуре 800–1500°C образуются карбонизованные, при 2500–3000°C графитированные карбоволокниты. Для получения пироуглеродных материалов упрочнитель выкладывается по форме изделия и помещается в печь, в которую пропускается газообразный углеводород (метан). При определенном режиме (1100°C и остаточном давлении 20 мм рт. ст.) метан разлагается, и образующийся пиролитический углерод осаждается на волокнах упрочнителя, связывая их [43, 57].

Образующийся при пиролизе связующего кокс имеет высокую прочность сцепления с углеродным волокном. В связи с этим композиционный материал обладает высокими механическими и абляционными свойствами, стойкостью к термическому удару.

Карбоволокнит на углеродной матрице типа КУП-ВМ по значениям прочности и ударной вязкости в 5–10 раз превосходит специальные графиты; при нагреве в инертной атмосфере и вакууме он сохраняет прочность до 2200°C, на воздухе окисляется при 450°C и требует защитного покрытия. Коэффициент трения одного карбоволокнита с углеродной матрицей по другому высок (0,35–0,45), а износ мал (0,7–1 мкм на торможение) [43].

Полимерные карбоволокниты используют в судо- и автомобилестроении (кузова гоночных машин, шасси, гребные винты); из них изготавливают подшипники, панели отопления, спортивный инвентарь, части ЭВМ. Высокомодульные карбоволокниты применяют для изготовления деталей авиационной техники, аппаратуры для химической промышленности, в рентгеновском оборудовании и др.

Карбоволокниты с углеродной матрицей применяют для тепловой защиты, дисков авиационных тормозов, химически стойкой аппаратуры, заменяя различные типы графитов.

Физико-механические свойства карбоволокнитов приведены в табл. 46.

Физико-механические свойства однонаправленных эпоксикарбоволоконитов, эпоксидоволоконитов и карбоволоконита с углеродной матрицей [43]

Материал	Плотность, г/см ³	Предел прочности, кгс/мм ²				Модуль упругости, кгс/мм ²			Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость <i>a</i> , кгс·см/см ²	Кoeffициент Пуассона	Усталостная прочность на базе 10 ⁷ циклов, кгс/мм ²	Длительная прочность при изгибе за 1000 ч, кгс/мм ²
		при растя- жении	при сжа- тии	при изги- бе	при сдви- ге	при растя- жении	при изги- бе	при сдви- ге					
Карбоволокониты:													
КМУ-1д	1,4	65	35	80	2,5	12 000	10 000	280	0,5	50	0,22	30	48
КМУ-1у	1,47	102	40	110	3	18 000	14 500	350	0,6	44	0,27	50	88
КМУ-1в	1,55	100	54	120	4,5	18 000	16 000	535	0,6	84	0,22	35	90
Бороволокониты:													
КМБ-1м	2,1	130	116	175	6	27 000	25 000	980	0,3-0,5	90	0,22	40	137
КМБ-1к	2,0	90	92	125	4,8	21 400	22 300	700	0,3	78	0,22	35	122
КМБ-2к	2,0	100	125	155	6	26 000	21 500	680	0,3-0,4	110	0,18	40	120
КМБ-3к	2,0	130	150	145	7,5	26 000	23 800	720	0,3-0,4	110	0,2	42	130
Карбоволоконит с углеродной матрицей КУП-ВМ	1,35	20	26	64	4,2	16 500	16 000	—	—	12	—	24	—

2. БОРОВОЛОКНИТЫ

Бороволокниты представляют собой композиции из полимерного связующего и упрочнителя — борных волокон.

Бороволокниты отличаются высокой прочностью при сжатии, сдвиге и срезе, низкой ползучестью, высокими твердостью и модулем упругости, тепло- и электропроводностью.

Борное волокно получается осаждением бора из газовой фазы на поверхность разогретой вольфрамовой проволоки. Вследствие диффузии и взаимодействия между бором и вольфрамом последний превращается в бориды вольфрама. Таким образом, наружная оболочка волокна состоит из металлического бора, сердечник — из кристаллических боридов переменного состава. Борные волокна имеют $d = 90 \div 150$ мкм, $\sigma_b = 280 \div 320$ кгс/мм², $\epsilon = 0,7 \div 0,8\%$, $E = 39000 \div 40000$ кгс/мм², выпускаются под марками БН и борофил (США). При температуре $> 400^\circ\text{C}$ волокна окисляются и требуют нанесения защитных покрытий (карбиды). Ячеистая микроструктура борных волокон обеспечивает высокую прочность при сдвиге на границе раздела с матрицей.

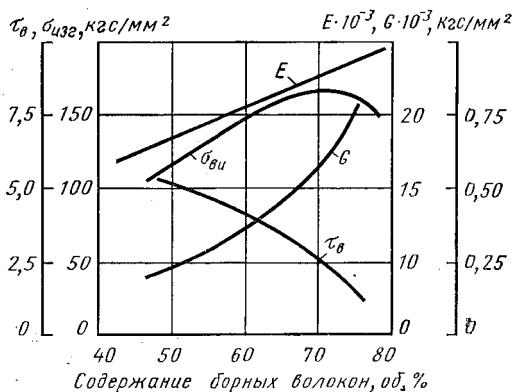
Помимо непрерывного борного волокна применяют комплексные боростеклониты, в которых несколько параллельных борных волокон оплетаются стеклонитом, придающей формоустойчивость. Применение боростеклонитов облегчает технологический процесс изготовления бороволокнитов.

В качестве матриц для получения бороволокнитов используют модифицированные эпоксидные и полиимидные связующие. Бороволокниты КМБ-1 и КМБ-1к предназначены для длительной работы при температуре 200°C ; КМБ-3 и КМБ-3к не требуют высокого давления при переработке и могут работать при температуре не свыше 100°C ; КМБ-2к работоспособен при 300°C [43].

Зависимость механических свойств бороволокнита от содержания волокна приведена на рис. 217. Изменение прочности с температурой бороволокнитов на различных связующих показано на рис. 218.

Бороволокниты обладают высокой усталостной прочностью (до $35-40$ кгс/мм²), их свойства можно изменять за счет различной укладки упрочнителя. Бороволокниты стойки к воздействию проникающей радиации, к воде, органическим растворителям и горюче-смазочным материалам.

Рис. 217. Зависимость механических свойств эпоксидбороволокнита КМБ-1 от содержания борного волокна [43]: E — модуль упругости при растяжении; $\sigma_{изг}$ — предел прочности при изгибе; G — модуль сдвига; $\tau_{сд}$ — предел прочности при сдвиге



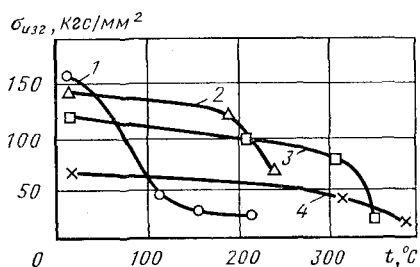


Рис. 218. Зависимость разрушающего напряжения при изгибе борволоконитов на различных связующих от температуры [38]: 1, 2 — эпоксидное; 3 — полиимидное; 4 — кремнийорганическое

Поскольку борные волокна являются полупроводниками, то борволокониты обладают повышенной тепло- и электропроводностью:

$\lambda = 43$ ккал/(м·ч·°С), $\alpha = 4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (вдоль волокон); $\rho_v = 1,94 \cdot 10^7$ Ом·см; $\epsilon = 12,6 \div 20,5$ (при 10^7 Гц); $\text{tg } \delta = 0,02 \div 0,051$ (при 10^7 Гц). Для борволоконитов прочность при сжатии в 2–2,5 раза больше, чем для карбоволоконитов.

Физико-механические свойства борволоконитов приведены в табл. 46.

Изделия из борволоконитов применяют в авиационной и космической технике (профили, панели, роторы и лопатки компрессоров, лопасти винтов и трансмиссионные валы вертолетов и т. д.)

3. ОРГАНОВОЛОКНИТЫ

Органоволокониты представляют собой композиционные материалы, состоящие из полимерного связующего и упрочнителей (наполнителей) в виде синтетических волокон. Такие материалы обладают малой массой, сравнительно высокими удельной прочностью и жесткостью, стабильны при действии знакопеременных нагрузок и резкой смене температуры.

В качестве упрочнителей применяют эластичные волокна — капрон, лавсан, нитрон, и жесткие — вилол, ароматический полиамид и др. Свойства синтетических волокон даны в табл. 45. Зависимость прочности волокон от температуры представлена на рис. 219.

Упрочнители могут быть в виде нитей, жгутов, нетканых материалов и тканей. Для синтетических волокон потери прочности при текстильной переработке небольшие; они мало чувствительны к повреждениям.

Связующими служат термореактивные смолы — эпоксидные, фенолоформальдегидные, полиимиды и др.

В органоволоконитах значения модуля упругости и температурных коэффициентов линейного расширения упрочнителя и связующего близки. Происходит диффузия компонентов связующего в волокно и химическое взаимодействие между ними. Структура материала бездефектна. Пористость не превышает 1–3% (в других материалах 10–20%). Отсюда стабильность механических свойств органоволоконитов при резком перепаде температур, действии ударных и циклических нагрузок. Ударная вязкость высокая (до

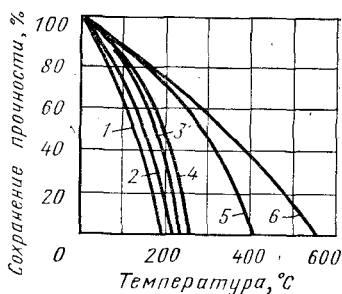


Рис. 219. Зависимость прочности синтетических волокон от температуры: 1 — полиакрилонитрильное (нитрон); 2 — поливинилспиртовое (вилол, виццлон); 3 — полиамидное (анид, найлон-6,6); 4 — полиэфирное (лавсан, терилен); 5 — полиамидное (фенилон, помекс); 6 — полиимидное (аримид ПМ)

320–650 кгс·см/см²). Недостатком этих материалов является сравнительно низкая прочность при сжатии и высокая ползучесть (особенно для эластичных волокон).

Органоволокниты устойчивы в агрессивных средах и во влажном тропическом климате; диэлектрические свойства высокие, а теплопроводность низкая ($\lambda = 0,12 \div 0,15$ ккал/м·ч·°С). Большинство органоволокнитов может длительно работать при температуре 100–150°С, а на основе полиимидного связующего и полиоксадиазольных волокон — при 200–300°С.

Композиции на основе фенолоформальдегидного связующего и эластичных волокон имеют $\rho = 1,15 \div 1,3$ г/см³; $\sigma_b = 10 \div 19$ кгс/мм², $\sigma_c = 7,5$ кгс/мм², $\sigma_{II} = 10 \div 18$ кгс/мм², $E = 250 \div 800$ кгс/мм²; $\epsilon = 10 \div 20\%$, $a = 500 \div 600$ кгс·см/см², а с упрочнителями из жестких волокон (ароматический полиамид) $\rho = 1,2 \div 1,4$ г/см³; $\sigma_b = 65 \div 70$, $\sigma_c = 18 \div 20$, $\sigma_{II} = 40 \div 45$ кгс/мм², $E = 3500$ кгс/мм², $\epsilon = 2 \div 5\%$.

Зависимость механических свойств композиции на основе эпоксидного связующего и лавсановой ткани от температуры показана на рис. 220 [38].

В комбинированных материалах наряду с синтетическими волокнами применяют минеральные (стеклянные, карбоволокна и борволокна). Такие материалы обладают большей прочностью и жесткостью.

Органоволокниты применяют в качестве изоляционного и конструкционного материала в электрорадиопромышленности, авиационной технике, автостроении; из них изготовляют трубы, емкости для реактивов, покрытия корпусов судов и др.

4. МЕТАЛЛЫ, АРМИРОВАННЫЕ ВОЛКНАМИ

Металлы или сплавы, армированные волокнами, относятся к композиционным материалам. В зависимости от ориентации волокон эти материалы могут быть анизотропными. Прочность и анизотропию можно изменять в зависимости от выбора волокон и их укладки.

Назначение волокон состоит в том, чтобы нести нагрузку, которую им

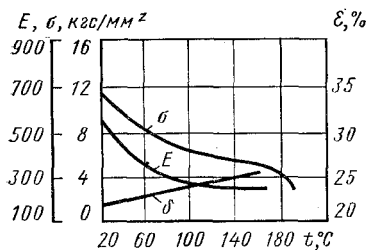


Рис. 220. Зависимость механических свойств эпоксилавсанотекстолита от температуры (σ — разрушающее напряжение при растяжении, E — модуль упругости при растяжении, ϵ (δ) — относительное удлинение при разрыве)

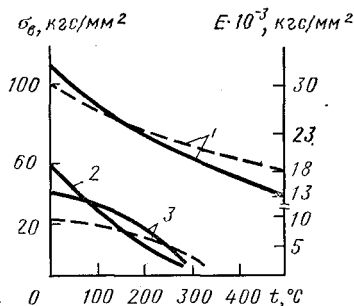


Рис. 221. Зависимость предела прочности при растяжении (—) и модуля упругости (---) от температуры композиционного материала ВКА-1 (1) в сравнении со сплавами В95 (2) и АК4-1 (3)

передает металлическая матрица. Армирующие волокна по прочности и модулю упругости должны значительно превосходить металлическую матрицу. Упрочнителями служат волокна бора, углеродные волокна, нитевидные кристаллы тугоплавких соединений, тонкая металлическая проволока (вольфрамовая или из высокопрочной стали).

Матричный материал выбирают с учетом его сопротивления окислению и коррозии или других характеристик. В качестве матриц используют различные металлы и сплавы, обладающие достаточной пластичностью. При этом учитывают возможное взаимодействие между матрицей и волокном и их механические свойства.

Правильным выбором матрицы и волокна удастся получать композиционные материалы с заданными характеристиками вязкости, прочности, жесткости, способные выдерживать более жесткие температурные условия, чем металлы.

Изготовление металлических композиционных материалов может осуществляться несколькими способами — пропиткой волокнистых упрочнителей расплавом матричного материала, диффузионным соединением пакетов из чередующихся слоев фольги (алюминия, магния), и волокон, горячим прессованием.

В качестве матриц применяют легкие металлы (Al, Mg) и их сплавы, никель и др. Количество упрочнителя составляет 30–50% об. %.

Композиция на основе алюминиевой матрицы, армированной высокомодульными непрерывными волокнами бора, выпускается под маркой ВКА-1. Этот материал по значениям прочности, модулю упругости и выносливости (до 500°C) превосходит высокопрочные и жаропрочные алюминиевые сплавы (рис. 221) [36]. Композиция ВКА-1 в 5 раз превосходит

Таблица 47

Физико-механические свойства композиционных материалов с металлической матрицей*

Материал	Содержание волокна, об. %	Плотность, г/см ³	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²		Модуль упругости, кгс/мм ²	Усталостная прочность на базе 10 ⁷ циклов, кгс/мм ²	Длительная прочность за 100 ч при 400°C, кгс/мм ²	Температурный коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$
			при 20°C	при 400°C				
Алюминий — стальная проволока	40	4,8	160	80	12 000	35	45	11,8
Алюминий — борное волокно	50	2,65	115	85	24 000	60	65	6,0
Магний — борное волокно	45	2,2	125	90	20 000	55	60	6,5
Никель — вольфрамовая проволока (ВКН-1)	50	—	70 (при 1100°C)	53	—	—	15 (при 1100°C)	—
Алюминий — угольное волокно	30–40	2,3	70–80	60–70	13 000–15 000	—	—	—
Магний — угольное волокно	30–40	1,8	70–80	60–70	13 000–15 000	—	—	—

* При составлении таблиц использованы данные [43].

сплав САП-2 по длительной прочности при 400°C, а его удельная прочность выше, чем у сталей и титановых сплавов.

Сочетание алюминиевой и магниевой матрицы с углеродными волокнами позволяет получать композиции с более высокими удельными показателями, так как плотность углеродных волокон на 30% ниже плотности борных волокон.

Композиция на основе алюминиевой матрицы, армированной стальной проволокой ($d = 0,15 \div 0,30$ мм), отличается низкой стоимостью упрочнителя и лучшими значениями тепло- и электропроводности.

Легкие композиционные материалы имеют высокую термическую стабильность до температуры 450°C.

На основе никелевой матрицы, упрочненной вольфрамовым волокном, изготавливается материал ВНК-1, для которого при 20°C $\sigma_b = 70$ кгс/мм², при 1200°C $\sigma_b = 38$ кгс/мм².

Физико-механические свойства металлов, армированных волокнами, приведены в табл. 47.

Армированные волокнами металлы, особенно алюминиевые, перспективны для авиационной и ракетной техники.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ, СОСТАВ И КЛАССИФИКАЦИЯ РЕЗИН

Резиной называется продукт специальной обработки (вулканизации) смеси каучука и серы с различными добавками.

Резина как технический материал отличается от других материалов высокими эластическими свойствами, которые присущи каучуку — главному исходному компоненту резины. Она способна к очень большим деформациям (относительное удлинение достигает 1000%), которые почти полностью обратимы. При комнатной температуре резина находится в высокоэластическом состоянии и ее эластические свойства сохраняются в широком диапазоне температур.

Модуль упругости лежит в пределах $0,1 - 1$ кгс/мм², т. е. он в тысячи и десятки тысяч раз меньше, чем для других материалов. Особенностью резины является ее малая сжимаемость (для инженерных расчетов резину считают несжимаемой); коэффициент Пуассона равен $0,4 - 0,5$, тогда как для металла эта величина составляет $0,25 - 0,30$. Другой особенностью резины как технического материала является релаксационный характер деформации. При комнатной температуре время релаксации может составлять 10^{-4} с и более. При работе резины в условиях многократных механических напряжений часть энергии, воспринимаемой изделием, теряется на внутреннее трение (в самом каучуке и между молекулами каучука и частицами добавок); это трение преобразуется в теплоту и является причиной гистерезисных потерь. При эксплуатации толстостенных деталей (например, шин) вследствие низкой теплопроводности материала нарастание температуры в массе резины снижает ее работоспособность.

Кроме отмеченных особенностей для резиновых материалов характерны высокая стойкость к истиранию, газо- и водонепроницаемость, химическая стойкость, электроизолирующие свойства и небольшая плотность.

В результате совокупности технических свойств резиновых материалов их применяют для амортизации и демпфирования, уплотнения и герметизации в условиях воздушных и жидкостных сред, химической защиты деталей машин, в производстве тары для хранения масел и горючего, различных трубопроводов (шлангов), для покрышек и камер колес самолетов, автотранспорта и т. д. Номенклатура резиновых изделий насчитывает более 40 000 наименований.

Состав и классификация резин. Основой всякой резины служит каучук натуральный (НК) или синтетический (СК), который и определяет основные свойства резинового материала. Для улучшения физико-механических свойств каучуков вводятся различные добавки (ингредиенты). Таким образом, резина состоит из каучука и ингредиентов, рассмотренных ниже.

1. Вулканизирующие вещества (агенты) участвуют в образовании пространственно-сеточной структуры вулканизата. Обычно в качестве таких

веществ применяют серу и селен, для некоторых каучуков перекиси. Для резины электротехнического назначения вместо элементарной серы (которая взаимодействует с медью) применяют органические сернистые соединения — тиурам (тиурамовые резины).

Ускорители процесса вулканизации: полисульфиды, окислы свинца, магнезия и др. влияют как на режим вулканизации, так и на физико-механические свойства вулканизатов. Ускорители проявляют свою наибольшую активность в присутствии окислов некоторых металлов (цинка и др.), называемых поэтому в составе резиновой смеси активаторами.

2. Противостарители (антиоксиданты) замедляют процесс старения резины, который ведет к ухудшению ее эксплуатационных свойств. Существуют противостарители химического и физического действия. Действие первых заключается в том, что они задерживают окисление каучука в результате окисления их самих или за счет разрушения образующихся перекисей каучука (применяются альдолы, неозон Д и др.). Физические противостарители (парафин, воск) образуют поверхностные защитные пленки, они применяются реже.

3. Мягчители (пластификаторы) облегчают переработку резиновой смеси, увеличивают эластические свойства каучука, повышают морозостойкость резины. В качестве мягчителей вводят парафин, вазелин, стеариновую кислоту, битумы, дибутилфталат, растительные масла. Количество мягчителей 8–30% от массы каучука.

4. Наполнители по воздействию на каучук подразделяют на активные (усиливающие) и неактивные (инертные). Усиливающие наполнители (углеродистая сажа и белая сажа — кремнекислота, окись цинка и др.) повышают механические свойства резин: прочность, сопротивление истиранию, твердость. Неактивные наполнители (мел, тальк, барит) вводятся для удешевления стоимости резины.

Часто в состав резиновой смеси вводят регенерат — продукт переработки старых резиновых изделий и отходов резинового производства. Кроме снижения стоимости регенерат повышает качество резины, снижая ее склонность к старению.

5. Красители минеральные или органические вводят для окраски резин. Некоторые красящие вещества (белые, желтые, зеленые) поглощают коротковолновую часть солнечного спектра и этим защищают резину от светового старения.

Любой каучук является неопределенным высокополимерным соединением с двойной химической связью между углеродными атомами в элементарных звеньях макромолекулы. Молекулярная масса каучуков исчисляется в 400 000 — 450 000. Структура макромолекул линейная или слабоветвленная и состоит из отдельных звеньев, которые имеют тенденцию свернуться в клубок, заняв минимальный объем, но этому препятствуют силы межмолекулярного взаимодействия, поэтому молекулы каучука извилистые (зигзагообразные). Такая форма молекул и является причиной исключительно высокой эластичности каучука (под небольшой нагрузкой происходит выпрямление молекул, изменяется их конформация). По свойствам каучуки напоминают термопластичные полимеры. Наличие в молекулах каучука неопределенных связей позволяет, при определенных условиях, переводить его в термостабильное состояние. Для этого по месту двойной

связи присоединяется двухвалентная сера (или другое вещество), которая образует в поперечном направлении как бы «мостики» между нитевидными молекулами каучука, в результате чего получается пространственно-сетчатая структура, присущая резине (вулканизату). Процесс химического взаимодействия каучука с серой в технике называется *вулканизацией*.

В зависимости от количества вводимой серы получается различная частота сетки полимера. При введении 1–5% серы образуется редкая сетка, и резина получается высокоэластичной, мягкой. С увеличением процентного содержания серы сетчатая структура становится все более частой, резина более твердой, и при максимально возможном (примерно 30%) насыщении каучука серой образуется твердый материал, называемый эбонитом.

Зависимость типа получаемых резин от количества серы дана на рис. 222.

При вулканизации изменяется молекулярная структура полимера (образуется пространственная сетка), что влечет изменение его физико-механических свойств: резко возрастает прочность при растяжении и эластичность каучука, а пластичность почти полностью исчезает (например, натуральный каучук имеет $\sigma_b = 0,10 \div 0,15$ кгс/мм², после вулканизации $\sigma_b = 3,5$ кгс/мм²); увеличивается твердость, сопротивление износу. Многие каучуки растворимы в растворителях, резины только набухают в них и более стойки к химикатам. Резины имеют более высокую теплостойкость (НК размягчается при температуре 90°C, резина работает при температуре свыше 100°C).

На изменение свойств резины оказывает влияние взаимодействие каучука с кислородом, поэтому при вулканизации одновременно происходят два процесса: структурирование под действием вулканизирующего агента и деструкция под влиянием окисления и температуры. Преобладание того или иного процесса сказывается на свойствах вулканизата, что видно на рис. 223. Это особенно характерно для резин из НК. Для синтетических каучу-

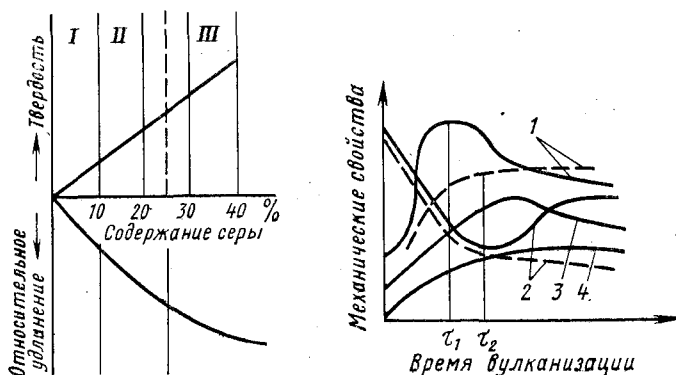


Рис. 222. Зависимость типа получаемых резин от количества серы, взятой для вулканизации: I — резина; II — полубонит; III — эбонит

Рис. 223. Изменение физико-механических свойств каучуков в процессе вулканизации:

(— — — — натуральный каучук, - - - - - синтетический каучук (бутадиеновый));

1 — предел прочности при растяжении; 2 — относительное удлинение; 3 — эластичность
4 — твердость

ков (СК) процесс вулканизации дополняется полимеризацией: под действием кислорода и температуры образуются межмолекулярные углеродистые связи, упрочняющие термостабильную структуру, что дает повышение прочности.

Термическая устойчивость вулканизата зависит от характера образующихся в процессе вулканизации связей. Наиболее прочные, а следовательно, термоустойчивые связи — $C-C$ — (62,7 ккал/моль), наименьшая прочность у полисульфидной связи — $C-S-C$ — (27,5 ккал/моль).

Современная физическая теория упрочнения каучука объясняет повышение его прочности наличием сил связи (адсорбции и адгезии), возникающих между каучуком и наполнителем, а также образованием непрерывной цепочно-сетчатой структуры наполнителя вследствие взаимодействия между частицами наполнителя. Возможно и химическое взаимодействие каучука с наполнителем.

По назначению резины подразделяют на резины общего назначения и резины специального назначения (специальные).

2. РЕЗИНЫ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

К группе резины общего назначения относят вулканизаты неполярных каучуков — НК, СКБ, СКС, СИ.

НК — *натуральный каучук* является полимером изопрена $(C_5H_8)_n$. Он растворяется в жирных и ароматических растворителях (бензине, бензоле, хлороформе, сероуглероде и др.), образуя вязкие растворы, применяемые в качестве клеев. При нагревании выше 80–100°C каучук становится пластичным и при 200°C начинает разлагаться. При температуре — 70°C НК становится хрупким. Обычно НК аморфен. Однако при длительном хранении возможна его кристаллизация. Кристаллическая фаза возникает также при растяжении каучука, что значительно увеличивает его прочность. Для получения резины НК вулканизуют серой. Резины на основе НК отличаются высокой эластичностью, прочностью, водо- и газонепроницаемостью, высокими электроизоляционными свойствами: $\rho_v = 3 \cdot 10^{14} - 23 \cdot 10^{18}$ Ом см; $\epsilon = 2,5$.

СКБ — *синтетический каучук бутадиеновый (дивинильный)* получают по методу С. В. Лебедева. Формула полибугадиена $(C_4H_6)_n$. Он является некристаллизующимся каучуком и имеет низкий предел прочности при растяжении, поэтому в резину на его основе необходимо вводить усиливающие наполнители (сажу, окись цинка и др.). Морозостойкость СКБ невысокая (— 40 ÷ — 45°C). Он набухает в тех же растворителях, что и НК. Кроме СКБ выпускают дивинильные каучуки СКВ и СКБМ, отличающиеся повышенной морозостойкостью, а также стереорегулярный каучук СКД, который по основным техническим свойствам приближается к НК. Дивинильные каучуки вулканизуются серой аналогично натуральному каучуку.

СКС — *бутадиенстирольный каучук* получается при совместной полимеризации бутадиена (C_4H_6) и стирола $(CH_2 = CH - C_6H_5)$.

В зависимости от процентного содержания стирола каучук выпускают нескольких марок: СКС-10, СКС-30, СКС-50. Свойства каучука зависят от содержания стирольных звеньев. Так, например, чем больше стирола, тем

выше прочность, но ниже морозостойкость. Из наиболее распространенного каучука СКС-30 получают резины с хорошим сопротивлением старению и хорошо работающие при многократных деформациях. По газонепроницаемости и диэлектрическим свойствам они равноценны резинам на основе НК. Каучук СКС-10 можно применять при низких температурах ($-74 \div -77^\circ\text{C}$). При подборе соответствующих наполнителей можно получить резины с высокой механической прочностью.

СКИ — синтетический каучук *изопреновый* — продукт полимеризации изопрена (C_5H_8). Получение СКИ стало возможным в связи с применением новых видов катализаторов (например, лития). По строению, химическим и физико-механическим свойствам СКИ близок к натуральному каучуку. В промышленности выпускают каучук СКИ-3, СКИ-3-II, наиболее близкий по свойствам к НК; каучук СКИ-3Д предназначен для электроизоляционных резин, СКИ-3В — для вакуумной техники.

Резины общего назначения могут работать в среде воды, воздуха, слабых растворов кислот и щелочей. Интервал рабочих температур составляет от $-35 \div -50$ до $80-130^\circ\text{C}$. Из этих резин изготовляют шины, ремни, рукава, транспортные ленты, изоляцию кабелей, различные резинотехнические изделия.

3. РЕЗИНЫ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Специальные резины подразделяются на несколько видов: маслостойкие, теплостойкие, светоозоностойкие, износостойкие, электротехнические, стойкие к гидравлическим жидкостям.

Маслостойкие резины получают на основе каучуков хлоропренового (наирит), СКН и тиокола.

Наирит является отечественным хлоропреновым каучуком. Хлоропрену соответствует формула $\text{CH}_2 = \text{CCl} - \text{CH} = \text{CH}_2$.

Вулканизация может производиться термообработкой, даже без серы, так как под действием температуры каучук переходит в термостабильное состояние. Резины на основе наирита обладают высокой эластичностью, вибростойкостью, озоностойкостью, устойчивы к действию топлива и масел, хорошо сопротивляются тепловому старению. (Окисление каучука замедляется экранирующим действием хлора на двойные связи). По температуростойкости и морозостойкости ($-35 \div -40^\circ\text{C}$) они уступают как НК, так и другим СК. Электроизоляционные свойства резины на основе полярного наирита ниже, чем у резины на неполярных каучуках. (За рубежом полихлорпреновый каучук выпускается под названием неопрен, пербуна-С и др.).

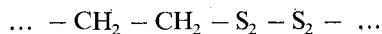
СКН — *бутадиеннитрильный каучук* — продукт совместной полимеризации бутадиена с нитрилом акриловой кислоты:



В зависимости от состава каучук выпускают следующих марок: СКН-18, СКН-26, СКН-40. (Зарубежные марки хайкар, пербуна, буна-N и др.). Присутствие в молекулах каучука группы CN сообщает ему полярные свойства. Чем выше полярность каучука, тем выше его механические и химические свойства и тем ниже морозостойкость (например, СКН-18 от -50 до -60°C , СКН-40 от -26 до -28°C). Вулканизуют

СКН при помощи серы. Резины на основе СКН обладают высокой прочностью ($\sigma_B = 3,5 \text{ кгс/мм}^2$), хорошо сопротивляются истиранию, но по эластичности уступают резинам на основе НК, превосходят их по стойкости к старению и действию разбавленных кислот и щелочей. Маслбензостойкие резины могут работать в среде бензина, топлива, масел в интервале температур от $-30 \div -50$ до $100-130^\circ\text{C}$. Резины на основе СКН применяют для производства ремней, транспортных лент, рукавов, маслбензостойких резиновых деталей (уплотнительные прокладки, манжеты и т. п.).

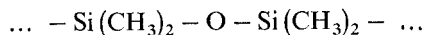
Полисульфидный каучук, или тиокол, образуется при взаимодействии галоидопроизводных углеводородов с многосернистыми соединениями щелочных металлов:



Тиокол вулканизуется перекисями. Присутствие в основной цепи макромолекулы серы придает каучуку полярность, вследствие чего он становится устойчивым к топливу и маслам, к действию кислорода, озона, солнечного света. Сера также сообщает тиоколу высокую газонепроницаемость (выше, чем у НК), поэтому тиокол — хороший герметизирующий материал. Механические свойства резины на основе тиокола невысокие. Эластичность резин сохраняется при температуре $-40 \div -60^\circ\text{C}$. Теплостойкость не превышает $60-70^\circ\text{C}$. Тиоколы новых марок работают при температуре до 130°C .

Теплостойкие резины получают на основе каучука СКТ.

СКТ — синтетический каучук теплостойкий, представляет собой кремнийорганическое (полисилоксановое) соединение с химической формулой:



Каучук вулканизуется перекисями и требует введения усиливающих наполнителей (белая сажа). Присутствие в основной молекулярной цепи прочной силоксановой связи придает каучуку высокую теплостойкость. Так как СКТ слабо полярен, он обладает хорошими диэлектрическими свойствами. Диапазон рабочих температур СКТ составляет от -60 до $+250^\circ\text{C}$. Низкая адгезия, присущая кремнийорганическим соединениям (вследствие их слабой полярности), делает СКТ водостойким и гидрофобным (например, применяется для защиты от обледенения). В растворителях и маслах он набухает, имеет низкую механическую прочность, высокую газонепроницаемость, плохо сопротивляется истиранию. При замене метильных групп (CH_3) на другие радикалы получают другие виды силоксановых каучуков. Каучук с винильной группой (СКТВ) устойчив к тепловому старению и обладает меньшей текучестью при сжатии, температура эксплуатации от -55 до $+300^\circ\text{C}$. Вводя фенильную группу (C_6H_5), получают каучук (СКТФВ), обладающий повышенной морозостойкостью ($-80 \div -100^\circ\text{C}$) и сопротивляемостью действию радиации. Можно сочетать различные радикалы, обрамляющие силоксановую связь. Так, фенилвинилсилоксановый каучук имеет повышенные механические свойства. Если ввести в боковые группы макромолекулы СКТ атомы F или $-\text{CN}$, приобретает устойчивость к топливу и маслам. Введение в основную цепь атомов бора, фосфора и др. дает возможность повысить теплостойкость резин до $350-400^\circ\text{C}$ и увеличить их клеящую способность.

Морозостойкими являются резины на основе каучуков, имеющих низкие температуры стеклования. Например, резины на основе СКС-10 и СКД могут работать при температуре до -60°C ; НК, СКБ, СКС-30, СКН до -50°C , СКТ ниже -75°C .

Светоустойчивые резины вырабатывают на основе насыщенных каучуков — фторсодержащих (СКФ), этиленпропиленовых (СКЭП), бутилкаучука.

Фторсодержащие каучуки получают сополимеризацией ненасыщенных фторированных углеводородов (например, $\text{CF}_2 = \text{CFCl}$, $\text{CH}_2 = \text{CF}_2$ и др.). Отечественные фторкаучуки выпускают под марками СКФ-32, СКФ-26; зарубежные — Кель-эф и Вайтон. Каучуки устойчивы к тепловому старению, маслам, топливу, различным растворителям, даже при повышенных температурах, негорючи. Вулканизованные резины обладают высоким сопротивлением истиранию. Теплостойкость длительная (до 300°C).

СКЭП — сополимер этилена с пропиленом — представляет собой белую каучукоподобную массу, которая обладает высокой прочностью и эластичностью, очень устойчива к тепловому старению, имеет хорошие диэлектрические свойства. Кроме СКЭП выпускают тройные сополимеры СКЭПТ (за рубежом близкие по свойствам каучуки — висталом и дутрал).

Резины на основе фторкаучуков и этиленпропилена стойки к действию сильных окислителей (HNO_3 , H_2O_2 и др.), применяются для уплотнительных изделий, диафрагм, гибких шлангов и т. д., не разрушаются при работе в атмосферных условиях в течение нескольких лет.

Бутилкаучук получается совместной полимеризацией изобутилена с небольшим количеством изопрена (2–3%).

В бутилкаучуке мало ненасыщенных связей, вследствие чего он обладает стойкостью к кислороду, озону и другим химическим реагентам. Каучук кристаллизующийся, что позволяет получать материал с высокой механической прочностью (хотя эластические свойства низкие). Каучук обладает высоким сопротивлением истиранию и высокими диэлектрическими характеристиками. По температуростойкости уступает другим резинам.

Бутилкаучук — химически стойкий материал. В связи с этим он в основном предназначен для работы в контакте с концентрированными кислотами и другими химикатами; кроме того, его применяют в шинном производстве.

Износостойкие резины получают на основе полиуретановых каучуков СКУ.

Полиуретановые каучуки обладают высокой прочностью, эластичностью, сопротивлением истиранию, маслостойкостью. В структуре каучука нет ненасыщенных связей, поэтому он стоек к кислороду и озону, его газонепроницаемость в 10–20 раз выше, чем у НК. Рабочие температуры резин на его основе составляют от -30 до $+130^{\circ}\text{C}$. На основе сложных полиэфиров вырабатывают СКУ-7, СКУ-8, СКУ-50; на основе простых полиэфиров — СКУ-ПФ, СКУ-ПФЛ. Последние отличаются высокой морозостойкостью (для СКУ-ПФ $t_{\text{xp}} = -75^{\circ}\text{C}$, для СКУ-50 $t_{\text{xp}} = -35^{\circ}\text{C}$) и гидротехнической стойкостью. Урегановые резины стойки к воздействию радиации. Зарубежные названия урегановых каучуков — адипрен, джентан S, эластотан. Резины на основе СКУ применяют для автомобильных

шин, транспортерных лент, обкладки труб и желобов для транспортировки абразивных материалов, обуви и др.

Электротехнические резины включают электроизоляционные и электропроводящие резины. *Электроизоляционные резины*, применяемые для изоляции токопроводящей жилы проводов и кабелей, для специальных перчаток и обуви, изготавливают только на основе неполярных каучуков НК, СКБ; СКС, СКТ и бутылкаучука. Для них $\rho_c = 10^{11} \div 10^{15}$ Ом·см, $\epsilon = 2,5 \div 4$, $\text{tg } \delta = 0,005 \div 0,01$.

Электропроводящие резины для экранированных кабелей получают из НК, СКН, наирита, особенно из полярного каучука СКН-26 с введением в состав углеродной сажи и графита (65–70%). Для них $\rho_c = 10^2 \div 10^4$ Ом·см.

Резину, стойкую к гидравлическим жидкостям, используют для уплотнения подвижных и неподвижных соединений гидросистем, рукавов, диафрагм, насосов; для работы в масле применяют резину на основе СКН, набухание которой в жидкости не превышает 1–4%. Для кремнийорганических жидкостей применимы неполярные резины на основе НК, СКМС-10 и др.

4. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕЗИНЫ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

При растяжении резины происходит разрыв цепей вулканизационной сетки, при этом более слабые и легко перегруппировывающиеся связи способствуют релаксации перенапряжений и облегчают ориентацию главных цепей. Более прочные связи сохраняют целостность сетки при больших деформациях.

Для каучуков и резины характерны большие деформации при сравнительно низких напряжениях. Напряжения зависят от времени действия силы и от скорости деформирования, т. е. являются релаксационными. Механические свойства зависят от соотношения энергии межмолекулярного взаимодействия и энергии теплового движения звеньев. Релаксация убыстрается при нагревании (энергичнее тепловое движение), поэтому для резины характерна резко выраженная зависимость механических свойств от температуры. Напряжение в процессе релаксации достигает равновесного значения. В связи с этим механическое поведение резины определяется ее упругими (высокоэластическими) свойствами при равновесии и релаксационными свойствами. Большое влияние на долговечность материала оказывает старение.

Резинам присущи очень высокие обратимые деформации порядка 1000% и больше (для стали < 1%), в них может происходить перегруппировка структурных элементов в поле межмолекулярного взаимодействия – физическая релаксация и распад и перегруппировка химических связей – химическая релаксация. Резины на основе полярных каучуков имеют замедленную релаксацию. Мягчители ее убыстряют (уменьшая связь между молекулами). Замедляют релаксацию активные наполнители вследствие сорбции молекулярных цепей каучука на частицах наполнителя, и состояние равновесия не наступает (ограничена подвижность молекул, ее жесткость).

Восстановление представляет собой изменение величины деформации во времени после снятия нагрузки с образца; внутренние силы в резине приходят в равновесие медленно, поэтому упругое последствие в статических условиях проявляется длительно. В резине наблюдается остаточная деформация. Восстанавливаемость резины характеризует ее эксплуатационные качества.

Прочность резины зависит от регулярности строения полимера и энергии взаимодействия между звеньями его молекул. Переход в кристаллическое состояние облегчается ориентацией молекулярных цепей при деформации резины. Быстро кристаллизуются в процессе деформации НК, бутилкаучук, хлоропрен и СКИ, для них $\sigma_b = 2 \div 3$ кгс/мм², даже без наполнителей. Кроме прочности при разрыве, для резин определяется сопротивление раздиру — важная характеристика чувствительности резины к концентрации напряжения¹.

По гистерезисной диаграмме вычисляется полезная упругость резины как отношение работы, возвращенной деформированным образцом, к общей работе, затраченной на эту деформацию (рис. 224).

В условиях динамического нагружения (переменные циклические нагрузки) свойства резины определяются упругогистерезисными и усталостно-прочностными характеристиками. Эти свойства необходимо учитывать при применении резины в шинах, муфтах, рессорах, амортизаторах и т. п., где они являются решающими для хорошей работоспособности, надежности, долговечности. Резины из НК (по сравнению с СКБ) отличаются малым внутренним трением, которое определяет весьма благоприятные гистерезисные свойства.

Усталостно-прочностные свойства резин определяются их утомлением, когда под действием механических напряжений происходит разрушение. Утомлению способствует также воздействие света, теплоты, агрессивных сред и т. п. Последние факторы вызывают старение. Число циклов нагружения, которое выдерживает, не разрушаясь, образец, называется усталостной выносливостью. Усталостному разрушению очень способствует действие озона, вызывающее растрескивание поверхностного слоя, особенно для резин на основе НК, СКИ, СКБ, СКС и др. Почти не подвержены озонному растрескиванию резины на основе бутилкаучука и хлоропренового каучука. По работоспособности при нагревании резины из НК вследствие пониженной химической стойкости даже не превосходят резин из СКБ. Для обеспечения высокой усталостной прочности необходимы высокая прочность, малое внутреннее трение и высокая химическая стойкость резины. При повышенных температурах (150°C) органические резины теряют прочность после 1—10 ч нагревания, резины на СКТ могут при этой температуре работать длительно. Прочность силоксановой резины при комнатной температуре меньше, чем у органических резин, однако при 200°C прочности одинаковы, а при температуре 250—300°C прочность даже выше (рис. 225). Особенно ценны резины на СКТ при длительном нагревании.

¹ Раздир резины измеряется разрывной нагрузкой в кгс, отнесенной к 1 см действительной толщины надрезанного образца, раздираемого с большой скоростью (ГОСТ 262 — 79) и удельной энергией раздира в кгс/см.

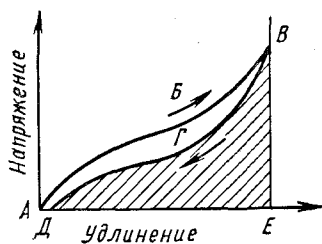


Рис. 224. Диаграмма напряжение — удлинение резины, получаемая в цикле растяжение — восстановление с заданной скоростью деформации: $ABEA$ — работа растяжения; $ABVГDA$ — работа необратимо рассеянная; $ДГВЕД$ — возвращенная работа

Воздействие на резину отрицательных температур вызывает снижение и даже полную утрату высокоэластических свойств, переход в стеклообразное состояние и возрастание ее жесткости в тысячи и десятки тысяч раз.

Старение резины наблюдается при хранении и эксплуатации резиновых изделий под воздействием немеханических факторов. Свет, теплота, кислород воздуха, озон вызывает химические реакции окисления и другие изменения каучука (рис. 226). Механические напряжения могут активизировать эти процессы. Испытание на старение проводят как в естественных, так и в искусственных условиях. Процесс старения по-разному сказывается на резинах (рис. 227, 228). Наихудшие показатели при тепловом старении имеют резины на хлоропреновом каучуке, у резин из СКТ происходит некоторое упрочнение, не меняется прочность резин из СКЭП; по относительному удлинению лучше показатели у резин на основе ненасыщенных каучуков. Следует отметить низкую стойкость к тепловому старению резин из НК.

Физико-механические свойства каучуков и резин даны в табл. 48.

Применяемые в машиностроении резиновые детали подразделяют по назначению на следующие группы: уплотнительные; вибро- и звукоизолирующие и противоударные; силовые (шестерни, корпуса насосов, муфты, шарниры); опоры скольжения (резинометаллические подшипники, подпят-

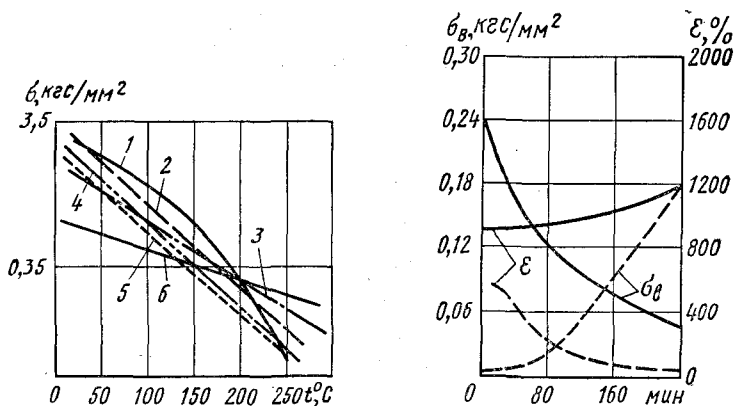


Рис. 225. Зависимость прочности различных резин от температуры: 1 — НК; 2 — хлоропрен; 3 — бутилкаучук; 4 — СКС; 5 — СКН; 6 — СКТ

Рис. 226. Изменение свойств каучуков при окислении (σ_b — предел прочности при растяжении, ϵ — относительное удлинение): — — НК, - - - - СКБ

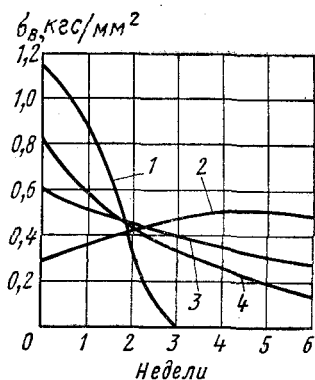


Рис. 228. Изменение твердости различных эластомеров при термическом старении при 200°C: 1 — хлоропреновый каучук; 2,3 — нитрильный каучук; 4 — бутилкаучук; 5 — силиконовый каучук; 6 — НК

Рис. 227. Изменение прочности различных резин при термическом старении (125°C): 1 — хлоропрен; 2 — СКТ; 3 — бутилкаучук; 4 — СКН

Таблица 48

Физико-механические свойства каучуков и саженаполненных резин

Группа по назначению	Тип каучука	Плотность каучука, г/см ³	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Остаточное удлинение, %	Температура, °C		Набухание в смеси бензин-бензол за 24 ч, %	
						рабочая	хрупкости		
Общего назначения	НК	0,91–0,92	2,4–3,4	600–700	25–40	80–130	-40 ÷ -55	Нестойкие	
	СКБ	0,9–0,92	1,3–1,6	500–600	50–70	80–150	(-62) -42		
	СКС	0,919–0,944	1,9–3,2	500–830	12–20	80–130	(-68) -48		
	СКИ	0,91–0,92	3,15	710–880	28	130	(-77) -58		
Специальные:	бензо-масло-стойкие	Найрит	1,225	2–2,65	600–750	12	100–130	-34	80 70–20
		СКН	0,943–0,986	2,2–3,30	450–700	15–30	100–130 (до 177)	-48 (-20)	
	химически стойкие	Тиокол	1,3–1,4	0,32–0,42	250–430	40–80	60–130	-40	2,4
		Бутил-каучук	0,92	1,60–2,40	650–800	30–45	До 130	-30 ÷ ÷ -70	—
		СКТ	1,7–2	0,35–0,80	360	4	250–316	-74	180
тепло-стойкие	СКФ	1,8–1,9	0,7–2	200–400	—	250–316	-40	—	
	СКУ	—	2,1–6	350–550	2–28	130	-21 ÷ ÷ -50	—	

ники, опоры, ниппели); гибкие компенсационные проставки, трубы для транспортирования жидкости и газа (сильфоны, муфты, патрубки и др.); противоизносные (асфальтоходные башмаки, протекторные кольца, катки и др.); фрикционные детали и инструменты (шлифовальные диски, фрикционные колеса); несилловые и защитные (ковры, ручки, педали и т. д.); декоративные (полосы, шнуры).

Представителями резинотканевых изделий являются напорные рукава для топлива, масла, воды, растворов кислот и щелочей и газов; рукава могут быть гибкими трубопроводами воздушных тормозов. Для увеличения прочности и устойчивости смятию рукава армируют металлической проволокой. Резинотканевые приводные ремни бывают плоскими и клиновыми, последние изготовляют с кордшнуром или кордтканью в несущем слое ремня. Транспортные ленты применяют для перемещения грузов по горизонтали или под небольшим уклоном. Шины бывают пневматическими, в которых амортизационная способность обеспечивается сжатым воздухом и частично эластическими свойствами шинных материалов, и массивными или цельнорезиновыми, в которых используется только эластичность самого резинового материала.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ, СОСТАВ И КЛАССИФИКАЦИЯ КЛЕЕВ

Клеями обычно называют коллоидные растворы пленкообразующих полимеров, способные при затвердевании образовывать прочные пленки, хорошо прилипающие к различным материалам.

Клеевые соединения по сравнению с другими видами неразъемных соединений (заклепочными, сварными и др.) имеют ряд преимуществ: возможность соединения различных материалов (металлов и сплавов, пластмасс, стекол, керамики и др.) как между собой, так и в различных сочетаниях; атмосферостойкость и стойкость к коррозии клеевого шва; герметичность соединения; возможность соединения тонких материалов; снижение стоимости производства; экономия массы и значительное упрощение технологии изготовления изделий.

Недостатками клеевых соединений являются относительно низкая длительная теплостойкость (до 350°C), обусловленная органической природой пленкообразующего; невысокая прочность склейки при неравномерном отрыве; часто необходимость проведения склейки с подогревом; склонность к старению. Однако имеется ряд примеров длительной эксплуатационной стойкости клеевых соединений. Новые клеи на основе кремнийорганических и неорганических полимеров обеспечивают работу до 1000°C и выше, однако большинство из них не обладают достаточной эластичностью пленки.

Прочность склеивания зависит от явления адгезии, когезии и механического сцепления пленки с поверхностью склеиваемых материалов. *Адгезией* (прилипаемостью) называется способность клеевой пленки прочно удерживаться на поверхности склеиваемых материалов.

Для объяснения физико-химической сущности адгезионных явлений предложены следующие теории: адсорбционная, электрическая и диффузионная. Адсорбционная теория рассматривает адгезию как чисто поверхностный процесс, аналогичный адсорбции; пленка удерживается на поверхности материала в результате действия межмолекулярных сил.

В основе электрической теории (работы Б. В. Дерягина и Н. А. Кротовой) лежат электрические силы. Адгезия — результат действия электростатических и ван-дер-ваальсовых сил. Электростатические силы определяются двойным электрическим слоем, всегда возникающим при контакте разнородных тел.

Диффузионная теория, развиваемая С. С. Воюцким, предполагает, что при образовании связи между неполярными полимерами электрический механизм адгезии невозможен, и адгезия обуславливается переплетением макромолекул поверхностных слоев в результате их взаимодиффузии.

Когезия представляет собой собственную прочность пленки. Работа когезии — это работа, затрачиваемая на преодоление сил сцепления между частицами внутри однородного тела.

Кроме полярных функциональных групп на клеящие свойства полимеров оказывают влияние молекулярная масса и структура макромолекул. Прочность склейки можно повысить путем механического сцепления пленки клея с шероховатой поверхностью материала; для этого перед склейкой часто поверхности деталей фрезеруют, пескоструивают или зачищают наждачной бумагой.

На процесс склеивания влияет природа склеиваемых материалов. Так, полярные материалы требуют применения полярных клеев. Адгезионные свойства металлов различны. По мере убывания этих свойств металлы можно расположить в следующем порядке: сталь, бронза, алюминиевые сплавы, медь, железо, латунь. При склеивании пластиков лучшим клеем является раствор или расплав этого же пластика. Если пластики неполярны и не растворяются в растворителях (полиэтилен, фторопласт-4, полипропилен), то характер их поверхности изменяют механическим или химическим путем.

В состав клеящих материалов входят следующие компоненты: пленкообразующее вещество — основа клея, которое определяет адгезионные, когезионные свойства клея и основные физико-механические характеристики клевого соединения; растворители, создающие определенную вязкость клея; пластификаторы для устранения усадочных явлений в пленке и повышения ее эластичности; отвердители и катализаторы для перевода пленкообразующего вещества в термостабильное состояние; наполнители для уменьшения усадки клеевой пленки, повышения прочности склеивания и, следовательно, возможности менее точной подгонки поверхности и экономии клеящих материалов.

В качестве пленкообразующего вещества в основном применяют синтетические смолы, а также каучуки. Наилучшие показатели достигаются при применении в качестве пленкообразующего вещества полярных терморективных смол (фенолоформальдегидной, эпоксидной и др.). Растворителями служат спирты, ацетон, бензин и др., а наполнителями — порошки, волокна, ткани. В термостойкие клеи в качестве наполнителей вводят Al (порошкообразный), Al_2O_3 и SiO_2 .

Металлические порошки повышают теплопроводность клеевых соединений, а серебро, медь, никель и графит сообщают пленке токопроводимость.

Классификация клеев. Клеи классифицируют по ряду признаков. Различают следующие клеи: по пленкообразующему веществу — смоляные и резиновые; по адгезионным свойствам — универсальные, склеивающие различные материалы (например, клеи БФ) и с избирательной адгезией (белковые, резиновые); по отношению к нагреванию — обратимые (термопластичные) и необратимые (термостабильные) пленки; по условиям отверждения — холодной склейки и горячей склейки; по внешнему виду — жидкие, пастообразные и пленочные; по назначению — конструкционные силовые и несиловые. Чаще используют классификацию по пленкообразующему веществу. Смоляные клеи могут быть терморективными и термопластичными. Терморективные смолы (фенолоформальдегидные, эпоксидные и др.) дают прочные, теплостойкие пленки, применяемые для склейки силовых конструкций из металлов и неметаллических материалов. Клеи на основе термопластичных смол (поливинилацетата, акрилатов

и др.) имеют невысокие прочностные характеристики, особенно при нагревании, и применяются для несилловых соединений неметаллических материалов.

Резиновые клеи, в которых основным пленкообразующим является каучук, отличаются высокой эластичностью и применяются для склеивания резины с резиной или резины с металлами.

2. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СМОЛЯНЫЕ И РЕЗИНОВЫЕ КЛЕИ

Смоляные клеи. В качестве пленкообразующих веществ этой группы клеев применяют термореактивные смолы, которые отверждаются в присутствии катализаторов и отвердителей при нормальной или повышенной температуре. Клеи холодной склейки, как правило, обладают недостаточной прочностью, особенно при повышенных температурах. При горячей склейке происходит более полное отверждение смолы, и клеевое соединение приобретает прочность и теплостойкость. Теплостойкость повышают также введением минеральных наполнителей. Термостойкие клеи получают на основе ароматических полимеров, содержащих гетероциклы (полибензимидазолов, полиимидов), а также на основе карборансодержащих полимеров. Карбораны представляют собой бороорганические соединения общей формулы $B_nC_2H_{n+2}$, по свойствам они близки к ароматическим системам. В настоящее время созданы карборансодержащие фенольные, эпоксидные, кремнийорганические и другие клеи.

Рассмотрим основные виды клеев. Клеи могут быть получены на основе чистых смол, например резольной, но учитывая, что образующийся при склейке резит хрупок, смолу совмещают с каучуком, термопластами и др.

Клеи на основе модифицированных фенолоформальдегидных смол. Это клеи применяют преимущественно для склеивания металлических силовых элементов, конструкций из стеклопластиков и т. п.

Феноло-каучуковые композиции являются эластичными теплостойкими пленками с высокой адгезией к металлам. К этому виду относятся клеи ВК-32-200, ВК-3, ВК-4, ВК-13 и др. Клеевые соединения теплостойки, хорошо выдерживают циклические нагрузки, благодаря эластичности пленки

обеспечивается прочность соединения при неравномерном отрыве. На рис. 229 приведена температурная зависимость прочности этих клеев. Клеи водостойки и могут использоваться в различных климатических условиях.

Фенолополивинилацетальные композиции наиболее широко используются в клеях БФ. Клеи БФ-2 и БФ-4 представляют собой спиртовые растворы феноло-

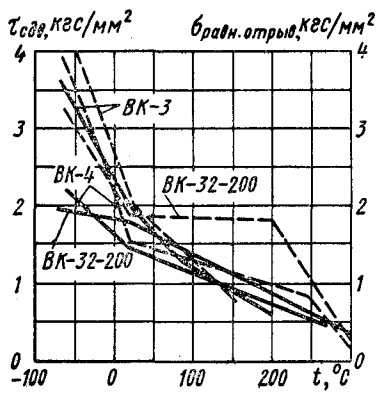


Рис. 229. Зависимость предела прочности при сдвиге (—) и равномерном отрыве (---) клеевых соединений на фенолокаучуковых клеях от температуры (по данным Д. А. Кардашова)

формальдегидной смолы, совмещенной с поливинилбутиралем (бутваром). Клеи БФ-2 и БФ-4 применяют для склеивания металлов, пластмасс, керамики и других твердых материалов. Теплостойкость клеевых соединений невысокая, водостойкость удовлетворительная.

Более теплостоек клей ВС-10Т, который отличается высокими характеристиками длительной прочности, выносливости и термостабильности при склеивании металлов и теплостойких неметаллических материалов.

Фенолокремнийорганические клеи содержат в качестве наполнителей асбест, алюминиевый порошок и др. Клеи являются термостойкими, они устойчивы к воде и тропическому климату, обладают хорошей вибростойкостью и длительной прочностью. Клеи ВК-18 и ВК-18М способны работать при температуре 500–600°C. Клей ВК-18М применяют для склеивания инструментов. Он позволяет увеличить стойкость инструмента в 1,5–4 раза.

Клеи на основе эпоксидных смол. Отверждение клеев происходит при помощи отвердителей без выделения побочных продуктов, что почти не дает усадочных явлений в клеевой пленке.

Отверждение смол можно вести как холодным, так и горячим способом. В результате полярности эпоксидные смолы обладают высокой адгезией ко всем материалам. К клеям холодного отверждения относятся Л-4, ВК-9, КЛН-1, ВК-16, ЭПО. Эпоксидные клеи горячего отверждения ВК-32-ЭМ, К-153, ФЛ-4С, ВК-1 и др. являются конструкционными силовыми клеями. Их применяют для склеивания металлов, стеклопластиков, ферритов, керамики. Клеи ВК-1 и ФЛ-4С используют в клееварных соединениях. Эпоксидно-кремнийорганические клеи ТКМ-75, ТКС-75, Т-73 применяют для приклеивания режущих частей при изготовлении инструментов.

Для всех эпоксидных клеев характерна хорошая механическая прочность, атмосферостойкость, устойчивость к топливу и минеральным маслам, высокие диэлектрические свойства.

Полиуретановые клеи. Композиции могут быть холодного и горячего отверждения. В состав клея входят полиэфиры, полиизоцианаты и наполнитель (цемент). При смешении компонентов происходит химическая реакция, в результате которой клей затвердевает. Клеи обладают универсальной адгезией (полярные группы NHCO), хорошей вибростойкостью и прочностью при неравномерном отрыве, стойкостью к нефтяным топливам и маслам. Представителями полиуретановых клеев являются ПУ-2, ВК-5, ВК-11, лейконат. Такие клеи токсичны.

Клеи, модифицированные карборансодержащими соединениями, обладают высокой термостойкостью. Клей ВК-20 выдерживает длительно 350–400°C и кратковременно 800°C, имеет высокую длительную прочность.

Клеи на основе кремнийорганических соединений. Эти клеи являются теплостойкими. Кремнийорганические полимеры не обладают высокими адгезионными свойствами вследствие блокирования полярной цепи Si—O органическими неполярными радикалами, поэтому часто эти соединения совмещают с другими смолами. Многие клеи содержат минеральные наполнители. Клеи ВК-2, ВК-8, ВК-15 и др. отверждаются при высокой температуре. Клеи устойчивы к маслу, бензину, обладают высокими диэлектрическими свойствами, не вызывают коррозии металлов

и применяются для склейки легированных сталей, титановых сплавов, стекло- и асбобластиков, графита, неорганических материалов.

Клеи на основе поликарборансилоксанов обладают стойкостью к термоокислительной деструкции, способны длительно работать при 600°C, кратковременно при 1200°C, имеют высокую адгезию к различным материалам.

Клеи на основе гетероциклических полимеров. Полибензимидазольные и полиимидные клеи обладают прочностью, высокой стойкостью к термической, термоокислительной и радиационной деструкции, химически стойки. Клеевые соединения могут работать в течение сотен часов при 300°C, а также при криогенных температурах. Полибензимидазольный клей выпускают под маркой ПБИ-1К, полиимидный — СП-6. Этими клеями можно склеивать коррозионно-стойкие стали, титановые сплавы, стеклопластики и различные композиционные материалы.

Еще более теплостойкие клеи (фосфатные, силикатные, керамические, металлические) получают на основе неорганических соединений. Некоторые из них могут выдерживать температуру до 3000°C. Однако по прочности они уступают смоляным клеям.

Алюмохромсиликатофосфатные композиции обеспечивают достаточную прочность соединения при 1250—1500°C.

Резиновые клеи. Резиновые клеи предназначены для склеивания резины с резиной и для крепления резины к металлу, стеклу и др. Резиновые клеи представляют собой растворы каучуков или резиновых смесей в органических растворителях.

В состав клеев горячей вулканизации входит вулканизирующий агент. Склейку проводят при температуре вулканизации 140—150°C. Соединение получается прочным, подчас не уступающим прочности целого материала.

При введении в состав клеевой композиции активаторов и ускорителей получают самовулканизирующийся клей (процесс вулканизации протекает при нормальной температуре). Для увеличения адгезии вводят синтетические смолы (пример такой композиции клей 88Н). Соединение получается достаточно прочное. Недостатком клея 88Н является нестойкость пленки к керосину, бензину и минеральным маслам. Клей 88НП образует соединение, стойкое к морской воде. Хорошей склеивающей способностью и стойкостью к действию масел и топлив обладают клеи 9М-35Ф, ФЭН-1 и др.

В случае необходимости склеивания теплостойких резин на основе кремнийорганического каучука и приклеивания их к металлам применяют клеи, содержащие в своем составе кремнийорганические смолы (клей КТ-15, КТ-30, МАС-1В). Клеевые соединения могут работать при температурах от -60 до 200—300°C.

Клей-герметик Висксинт применяется для склеивания резин, стекла, полиимидной пленки, стеклянных тканей.

3. СВОЙСТВА КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Клеевые соединения наиболее эффективно работают на сдвиг ($\tau = 0,6 \div 3$ кгс/мм²). В клеевых соединениях может происходить равномерный и неравномерный отрыв и отдиранье (отслаивание) у кромки шва.

В случае неравномерного отрыва прочность соединения в несколько раз

меньше, чем при равномерном отрыве. При сжатии прочность клея больше в 10–100 раз, чем при растяжении.

Прочность склейки существенно зависит от температуры, причем большое влияние оказывает вид клея и характер напряженного состояния. Коэффициент Пуассона клея $\mu = 0,3$; модуль сдвига $G = 0,38E$; модуль упругости $E = 200 \div 400$ кгс/мм²; удлинение отвержденной пленки около 3,5%.

Теплостойкость клеев различна. Фенолокаучуковые и эпоксидные клеи работают длительно (до 30000 ч) при температуре 150°C и выше. Полиароматические и элементоорганические клеи выдерживают температуру 200–400°C в течение 2000 ч; карборансодержащие клеи – до 600°C в течение сотен часов. [37]

Клеящие материалы со временем «стареют». В условиях эксплуатации и при хранении склеенных изделий наступает охрупчивание клея, которое протекает тем быстрее, чем выше температура (рис. 230). Увеличение жесткости клея вызывает возрастание концентрации напряжений, вследствие чего прочность падает. Наиболее высокой термостабильностью обладают полиимидные и полибензимидазольные клеи. Некоторые клеи при действии переменных температур теряют 8–20% прочности.

Выносливость – число циклов до разрушения клеевого шва – зависит от вида клея. В среднем при несимметричном цикле нагрузки число циклов нагружения $10^6 - 10^7$.

Стойкость клеевых соединений к длительному действию нагрузок может быть повышена при армировании клея волокнистыми наполнителями (рис. 231).

Физико-механические свойства конструкционных смоляных клеев даны в табл. 49.

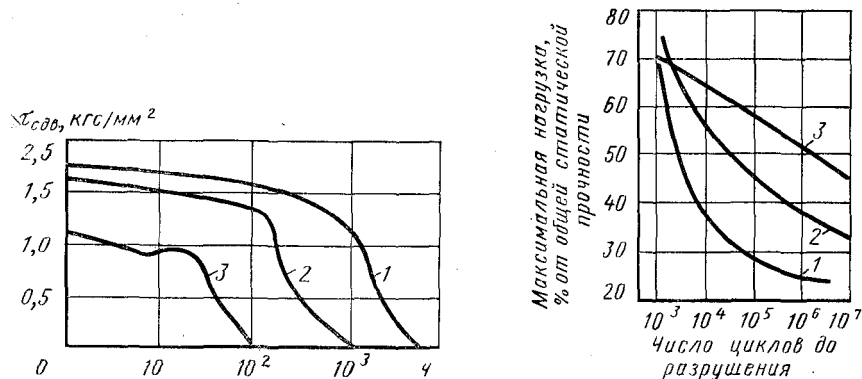


Рис. 230. Зависимость разрушающего напряжения при сдвиге клеевых соединений титановых сплавов на полиимидном клее от продолжительности и температуры старения: 1 – 204°C; 2 – 260°C; 3 – 315°C

Рис. 231. Стойкость клеевых соединений алюминиевого сплава на термостойком эпоксидном клее при длительном действии нагрузки [37]: 1 – клей неармированный; 2 – клей, армированный высокомодульным графитовым волокном (параллельно действию нагрузки); 3 – клей, армированный высокомодульным графитовым волокном (клеевое соединение – алюминиевый сплав + графитопласт)

Физико-механические свойства конструкционных смоляных клеев

Тип клея	Предел прочности, кгс/мм ²			Тепло-стой-кость, °С	Водостой-кость (сравни-тельная)	Темпера-тура склеи-вания, °С
	при сдвиге	при равно-мерном отрыве	при неравно-мерном отрыве			
Фенолоформальдегид-ный	1,3—1,5	—	—	60—100	Хорошая	20 или 50—60
Фенолокаучуковый	1,4—2,5	1,7—2,0	0,30—0,50	200—350	Отличная	165—205
Фенолополивинилацета-левый	1,7—1,8	3,6—6	0,08—0,12	200—350	Хорошая	180
Фенолополивинилбути-ральный	2,2	3,2—3,5	0,30	60—80	Удовлетво-рительная	120—140
Фенолокремнийоргани-ческий	1,2—1,7	2,8—3,0	—	250—600	Хорошая	180—200
Эпоксидный	1—3	1—6	0,1—0,15	60—350	Удовлетво-рительная	20 или 80—210
Полиуретановый	1,1—2,0	2,2—3,5	0,25—0,30	60—100	Хорошая	18—25 или 105
Полиуретановые карбо-рансодержащие	1,0—2,0	—	—	350—1000	»	150
Кремнийорганический	0,90—1,75	1,5—2,2	0,08—0,20	350—1200	Удовлетво-рительная	180—270
Карбамидный	1,3	—	—	60	Низкая	15—30
Полибензимидазольный	1,5—3,0	—	—	350—540	Отличная	150—400
Полиимидный	1,5—3,0	—	—	300—375	»	180—260

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ, СОСТАВ И КЛАССИФИКАЦИЯ ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лакокрасочные материалы принадлежат к группе пленкообразующих материалов. После нанесения в жидком состоянии на окрашиваемые поверхности они образуют пленки. Высохшие пленки называются покрытиями.

Лакокрасочные материалы предназначены для защиты металлов от коррозии, а неметаллических материалов (древесины, пластмасс и т. д.) — от увлажнения и загнивания; они сообщают поверхности специальные свойства (электронизоляционные, теплозащитные и другие) и придают изделиям декоративный внешний вид.

Защита изделий от влияния внешней среды лакокрасочными покрытиями является наиболее доступной и широко применяется в машиностроении. С помощью защитных покрытий срок эксплуатации аппаратуры, оборудования, различных металлоконструкций увеличивается в несколько раз.

К лакокрасочным материалам предъявляются определенные требования: высокая адгезия к защищаемым поверхностям, теплостойкость и химическая устойчивость, водонепроницаемость, светостойкость, гладкость, твердость и эластичность пленки, хорошие защитные свойства.

Состав и классификация лакокрасочных материалов. Компонентами лакокрасочных материалов являются пленкообразующие вещества; смолы для увеличения адгезии, придания пленке твердости и блеска; растворители (скипидар, спирты, ацетон) и разбавители (бензол) для растворения пленкообразующего и других компонентов; пластификаторы (дибутилфталат и др.), сохраняющие эластичность покрытия, снижающие его воспламеняемость и улучшающие морозостойкость; отвердители термореактивных пленкообразующих (амины); пигменты и красители — придающие определенный цвет и обладающие защитными свойствами; наполнители (тальк, каолин) — для повышения вязкости материала и снижения блеска покрытия; специальные добавки для тропикостойкости, стабилизации свойств и т. п.

В качестве пленкообразующих веществ применяют в основном синтетические смолы, эфиры целлюлозы, реже высыхающие растительные масла.

По составу лакокрасочные материалы подразделяют на лаки, эмали, грунты, шпатлевки; по пленкообразующему веществу они могут быть смоляными, эфироцеллюлозными (нитроцеллюлозные и этилцеллюлозные) и маслосодержащими (битумные, канифольные).

Лаки являются растворами пленкообразующих веществ в растворителях, иногда с добавками пластификаторов, ускорителей, стабилизаторов (в составе лака обязательно присутствует смола). Лаки предназначены для защиты поверхности изделия от воздействия внешней среды.

Эмали состоят из лака и пигмента. Для получения не глянцевого, а матовых покрытий в эмали вводят наполнитель. Пигменты придают эмали цвет и некоторые специфические свойства, например белые пигменты

(ZnO, TiO₂) — атмосферостойкость и водоупорность; алюминиевая пудра — стойкость к действию влаги и ультрафиолетовых лучей; сажа — токопроводимость и т. д.

Грунты защищают металл от коррозии и увеличивают адгезию последующих слоев. В состав грунта входят лак и пигмент, обладающий защитными свойствами. В зависимости от вида пигмента грунты подразделяют на следующие группы: содержащие соли хромовой кислоты, цинковый и стронциевый крон (образующие окисные пленки на металле); содержащие свинцовый или железный сурик (пассивирующие грунты); содержащие цинковую пыль (протекторные грунты) и инертные пигменты (соединения титана и т. д.), создающие изолирующие покрытия.

Хроматные грунты применяют для защиты магниевых и алюминиевых сплавов. Свинцовый сурик образует на поверхности металла гидрат закиси железа. Эти грунты применимы для защиты стальных деталей.

Защитное действие цинка основано на его более электроотрицательном потенциале по отношению к железу. Эти грунты применяют для защиты стальных деталей, работающих во влажных условиях.

Для защиты стальных деталей применяют также фосфатирующие грунты. Такой грунт реагирует с поверхностью стальных деталей и образует на стали фосфатно-хроматную пленку сложного состава.

Шпатлевки предназначены для выравнивания неровностей на поверхности изделий перед окраской. В состав шпатлевок входят лак, пигмент и наполнитель. Шпатлевки наносят на предварительно загрунтованную поверхность.

Для надежной защиты поверхности изделий в большинстве случаев применяют многослойное покрытие, состоящее из слоев разного назначения, называемое *системой покрытия*.

Непосредственно на деталь наносится грунт, затем шпатлевка, далее следует эмаль и покровный лак. Число слоев обычно составляет 2–6, а иногда и 14.

Смоляные термопластичные лакокрасочные материалы. Из термопластичных смоляных материалов получили широкое распространение перхлорвиниловые и акриловые. Перхлорвиниловые эмали (XB, XC) применяют для окраски металлов, древесины, бетона. Покрытия негорючи, водостойчивы, химически стойки, могут работать в контакте с минеральным маслом и топливом, не поддаются действию тропических условий, имеют хорошие электроизоляционные свойства. Недостатки покрытий: невысокая адгезия к металлам, отсутствие глянца, низкая теплоустойчивость (60–90°С), неприятный запах.

Материалы на основе акриловых смол термопластичны, но более теплоустойчивы и дают покрытия эластичные, стойкие к ударным нагрузкам, с хорошей адгезией к металлам. Акриловые эмали (AK и AC) могут работать в условиях 98–100%-ной влажности при температуре 55–60°С. При нанесении на эпоксидный грунт покрытие сохраняет защитные свойства в течение 3–6 лет.

Покрытия на основе терморезактивных смол. Алкидные материалы вырабатывают на основе глифталевой (ГФ) и пентафталевой (ПФ) смол, часто модифицированных растительными маслами. Покрытия обладают высокой твердостью, прочностью, удовлетворительной адгезией к различным мате-

риалам. При введении алюминиевой пудры покрытия выдерживает длительно температуру 120°C и кратковременно температуру до 300°C. К недостаткам алкидных покрытий относится склонность к старению, недостаточная устойчивость к условиям тропического климата и щелочным средам.

Эпоксидные лакокрасочные материалы на основе эпоксидных смол и их модификаций с различными отвердителями дают покрытия ЭП, обладающие хорошей адгезией к металлам и неметаллическим материалам, значительной твердостью, химической стойкостью к различным средам, в том числе к щелочным и, высокими электроизоляционными свойствами. Покрытия при сушке не дают усадки и стойки к колебаниям температуры.

Полиэфирным покрытиям присуща большая твердость, сильный блеск, удовлетворительная прочность на истирание. Однако они плохо сопротивляются ударным нагрузкам и малоэластичны; используются главным образом при окраске деревянных (и бетонных) поверхностей, адгезия полиэфирных лаков к металлам невысокая.

Полиуретановые лаки, эмали, грунты имеют очень хорошую адгезию к различным материалам, хорошо сопротивляются истиранию, эластичны, атмосферостойки, газонепроницаемы, могут работать в контакте с водой, маслами, бензином и растворителями, являются хорошими диэлектриками. Недостатком этих материалов, ограничивающих их применение, является токсичность.

Наиболее теплостойки лакокрасочные материалы на основе кремнийорганических полимеров (КО). Покрытия стойки к влаге, окислению, озону, солнечному свету и радиации, химически инертны, хорошие диэлектрики. Однако они имеют невысокую адгезию к различным материалам и требуют горячей сушки (200°C). Кремнийорганические лаки и эмали используют в основном в качестве электроизоляционных материалов. Модифицированные кремнийорганические лаки и эмали защищают металлические поверхности от длительного воздействия высоких температур.

Полиимидные покрытия теплостойки, выдерживают тепловые удары от -196 до +340°C. Покрытия прочные, устойчивы к воздействию растворителей и кислот, стойки к радиации и обладают диэлектрическими свойствами. Получение этих покрытий требует высокой температуры и тщательного соблюдения технологии.

2. СРАВНИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

По условиям эксплуатации лакокрасочные покрытия подразделяют на стойкие внутри помещения; атмосферостойкие; химически стойкие; водостойкие; термостойкие; масло- и бензостойкие и электроизоляционные.

Термостойкость (в°C) различных лакокрасочных покрытий приведена ниже:

Нитроцеллюлозные (НЦ)	До 80,
Перхлорвиниловые (ХВ)	80-90
Эпоксидные (ЭП)	150-200
Алкидные (ГФ, ПФ)	150-300
Полиуретановые (УР)	180
Акриловые (АК)	180
Кремнийорганические (КО)	300-600 (1000, 1 мин)
Полиимидные	300, (400, 2-3 ч)

Стойкость лакокрасочных покрытий к агрессивным средам

Среда	Битумные	Масляные	Вспыльчатые	Алкидные (глифта- левые)	Пентаф- талевые	Меламино- алкидные	Феноло- формаль- дегидные модифици- рованные	Эпоксид- ные	Кремнийор- ганические	Нитроцел- люлозные
Атмосфер- ные условия (нормальные)	Плохая	Удовлет- вори- тельная	Отличная	Отличная	Отличная	Удовлетво- рительная	Отличная	Отличная	Хорошая	Хорошая
Тропический климат	»	Плохая	»	Хорошая	Хорошая	Плохая	»	»	»	Удовлетво- рительная
Вода пресная	Хорошая	Удовлет- вори- тельная	»	Удовлетво- рительная	Удовлет- вори- тельная	Удовлетво- рительная	Хорошая	»	»	»
Вода морская	Удовлетво- рительная	Плохая	Хорошая	»	»	Плохая	Удовлетво- рительная	Хорошая	Удовлетво- рительная	»
Растворители (бензин и др.)	Плохая	»	»	»	»	Хорошая	Хорошая	Отличная	Плохая	Хорошая
Углево- дороды	»	»	Удовлетво- рительная	»	»	»	»	»	»	»
Минеральные масла	»	»	Хорошая	Хорошая	Хорошая	Отличная	»	Хорошая	Отличная	»
Кислоты	Удовлетво- рительная	»	Отличная	Удовлетво- рительная	Плохая	Удовлетво- рительная	»	»	Удовлетво- рительная	Удовлетво- рительная
Щелочи	Плохая	»	Удовлетво- рительная	Плохая	»	»	»	Отличная	Плохая	»

Одним из главных факторов, вызывающих разрушение покрытия в условиях эксплуатации, является влага. Покрытие должно быть непроницаемым для паров воды. Наибольшей паропроницаемостью обладают эфироцеллюлозные покрытия, наименьшей — пленки эпоксидного лака и перхлорвиниловое покрытие. Химическая стойкость лакокрасочных покрытий приведена в табл. 50.

Качество лакокрасочных покрытий определяется следующими основными характеристиками: твердостью по маятниковому прибору (ГОСТ 5233—67); прочностью на удар (ГОСТ 4765—73); эластичностью (гибкостью), показывающей стойкость к вибрации (определяется изгибанием пленки вокруг стержней разного диаметра, ГОСТ 6806—73); прилипаемостью (адгезия, определяется методом решетчатого надреза по ГОСТ 15140—78) и др.

Органодисперсные покрытия. Органодисперсии — это двухфазные системы, состоящие из коллоидных частиц полимера — пленкообразователя (химически стойких полимеров) и жидкой среды (органических жидкостей). В результате термообработки удаляются жидкие компоненты, а полимерные частицы спекаются, образуя покрытие. Широко применяются поливинилхлорид и его сополимеры. Химически стойкое покрытие ПВХ получается при нанесении 3—4 слоев (обычно покрытие 8—10 слоев), что дает экономический эффект. Покрытия ПВХ применяют для окраски стали, алюминия, белой жести.

Фторсодержащие органодисперсии (из фторлонов) отличаются тепло- и морозостойкостью (от -196 до $+260^{\circ}\text{C}$), химической стойкостью и электроизоляционными свойствами. Кроме того, покрытия антиадгезионны, гидрофобны и антифрикционны. Их наносят на металлы, керамику, стекло (термообработка при спекании при $260-380^{\circ}\text{C}$).

Покрытия на основе поливинилиденфторида (ПВФ) обладают химической и атмосферной стойкостью, устойчивы к истиранию, износу, эрозии под действием пыли и песка, не воспламеняются. В условиях тропиков срок службы 30 лет. Покрытия применяют для защиты металлов в виде рулонного проката и различных профилей (в строительстве, мосты, гаражи, детали автомобилей).

Древесина с давних времен используется в качестве конструкционного материала в различных отраслях промышленности и применяется как в натуральном виде, так и в виде разнообразных древесных материалов.

К достоинствам древесины как конструкционного материала относятся достаточно высокая механическая прочность и небольшая объемная масса и, следовательно, высокая удельная прочность, хорошее сопротивление ударным и вибрационным нагрузкам. Теплофизические свойства древесины характеризуются малой теплопроводностью и в 2–3 раза меньшим, чем у стали, температурным коэффициентом линейного расширения. Древесина имеет высокую химическую стойкость к ряду кислот, солям, маслам, газам. Важными свойствами древесины являются ее способность к склеиванию, возможность быстрого соединения гвоздями, шурупами, легкость механической обработки и гнутья.

Наряду с указанными достоинствами древесина обладает рядом недостатков, ограничивающих ее применение как конструкционного материала. Можно отметить следующие недостатки: гигроскопичность, которая является причиной отсутствия у деталей из древесных материалов стабильности формы, размеров и прочностных свойств, меняющихся с изменением влажности; склонность к поражению грибковыми заболеваниями; отсутствие огнестойкости; низкий модуль упругости; анизотропия механических свойств, которые в силу волокнистого строения древесины различны в разных направлениях действия сил; неоднородность строения, в результате которой свойства материала различны не только в пределах одной породы, но в пределах одного ствола.

1. ОСНОВНЫЕ СВЕДЕНИЯ О СТРОЕНИИ ДРЕВЕСИНЫ

Древесина состоит из органических веществ: 43–45% целлюлозы ($C_6H_{10}O_5$), 19–29% лигнина, остальное – низкомолекулярные углеводы и другие компоненты. Свойства древесины обуславливаются ее строением. Так как древесина является волокнистым материалом, ее строение изучают по трем разрезам: торцовому (поперечному), перпендикулярному к волокнам; радиальному, проходящему через ось ствола, тангентальному, идущему вдоль ствола на некотором расстоянии от него (рис. 232).

Строение древесины, ширина годичных колец, содержание летней зоны древесины обуславливают механическую прочность как хвойных, так и лиственных пород. На свойства древесных материалов влияет наличие в древесине различных пороков.

Пороками древесины называются отклонения от нормального строения, а также повреждения микологического и механического характера. Пороки снижают физико-механические свойства древесины. В конструкционных

материалах они допускаются с ограничениями, предусмотренными техническими условиями. На механические свойства здоровой древесины влияют сучки, трещины, наклон волокон (косослой) [28].

К паразитным порокам относятся грибковые (микологические)

повреждения древесины. Для развития грибов требуются определенные условия; наиболее благоприятны для них температура 2–40°С, влажность 30–60% и наличие воздуха, без которого развитие гриба невозможно. В результате грибкового поражения древесина разрушается, превращаясь в труху, гниль. При неправильном хранении древесины часто возникает синева, которая быстро распространяется и проникает в глубь материала. Синева существенного влияния на физико-механические свойства древесины не оказывает, однако при сильном развитии может вызвать поражения более опасными грибами.

Повреждения насекомыми (червоточина) встречаются в древесине всех пород. Наличие червоточки влияет на сортность древесины.

2. СВОЙСТВА ДРЕВСИНЫ И ЗАЩИТА ДРЕВСИНЫ ОТ УВЛАЖНЕНИЯ, ЗАГНИВАНИЯ И ВОСПЛАМЕНЕНИЯ

Физические свойства. Для древесины как конструкционного материала основное значение имеют влажность, изменяемость размеров, формы, объемная масса.

Влажностью древесины называется количество воды, заключающейся в ней, выраженное в процентах. Влажность определяется по формуле

$$W = \frac{m - m_0}{m_0} 100\%$$

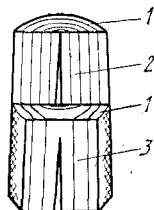
где m — масса влажного образца при данной влажности в г; m_0 — масса образца в абсолютно сухом состоянии в г (за m_0 принимается масса образца, высушенного при $100 \pm 5^\circ\text{C}$).

Вода, содержащаяся в древесине, бывает двух видов: свободная (капиллярная) вода, заполняющая внутренние пустоты, и связанная (гигроскопическая), находящаяся в клеточных оболочках. Таким образом, влажность древесины складывается из влаги связанной и свободной. При высушивании дерево теряет сначала свободную воду, а затем начинает терять связанную воду.

Состояние древесины, при котором в ней имеется только связанная влага, называется точкой насыщения волокон. Для различных древесных пород максимальное количество связанной влаги колеблется от 23 до 30%. Свежесрубленной древесине соответствует влажность 50–100%; в древесине, пролежавшей долгое время на воздухе (воздушно-сухой), устанавливается влажность 10–20%, в комнатных условиях (комнатно-сухая древесина) — влажность 7–10%, а для абсолютно сухой древесины влажность нулевая. Влажность, отвечающая условиям производственного помещения,

Рис. 232. Основные разрезы ствола дерева:

1 — поперечный или торцовый; 2 — радиальный; 3 — тангентальный



носит название производственной влажности. За стандартную влажность древесины принята влажность 15%, которая представляет собой среднюю влажность воздушно-сухой древесины. Все свойства древесины для возможности сравнения устанавливаются при стандартной влажности 15%. Производственная влажность должна быть равна эксплуатационной или на 2% ниже (иначе древесина будет усыхать).

Изменение размеров и формы древесины связано с изменением ее влажности. Эти изменения выражаются в усушке, разбухании и короблении. При высухании древесины из нее вначале удаляется свободная влага, при этом размеры клеток не изменяются (уменьшается только масса); с момента точки насыщения волокна стенки волокон древесины теряют связанную влагу и сокращаются в размерах.

Усушкой древесины называется уменьшение линейных размеров и объема древесины при высухании (выражается в процентах). Усушка зависит от направления: так, наибольшая усушка происходит в тангентальном направлении, наименьшая — вдоль волокон.

Для определения усушки практически пользуются коэффициентом усушки K , который представляет собой среднюю усушку при изменении влажности на 1%, и определяется по формуле

$$K = \frac{U}{W}$$

Для различных пород полная усушка в радиальном направлении $U_p = 3 \div 5\%$, в тангентальном $U_t = 6 \div 10\%$. Коэффициенты усушки в радиальном направлении $K_p = 0,09 \div 0,31\%$, в тангентальном $K_t = 0,17 \div 0,43\%$; коэффициент объемной усушки $K_{об} = 0,32 \div 0,7\%$. Усушка вдоль волокон составляет 0,1–0,35% и практически не учитывается.

Усушка представляет собой отрицательное явление, во-первых, потому, что ее необходимо учитывать при изготовлении деталей, и, во-вторых, она служит причиной появления в древесине внутренних напряжений, вызывающих трещины и коробления (рис. 233).

Древесина разных пород имеет одинаковый химический состав, поэтому плотность вещества, образующего стенки клеток, принимается равной $1,54 \text{ г/см}^3$. Для практических целей важно знать объемную массу γ , которая зависит от влажности материала и коэффициента объемной усушки.

Значение γ_{15} древесины составляет $0,34 - 0,98 \text{ г/см}^3$. Более легкими породами являются сосна, ель, пихта, липа, осина, ольха; очень тяжелыми — граб, груша, самшит. Чем больше объемная масса, тем плотнее древесина и тем лучше она сопротивляется нагрузкам.

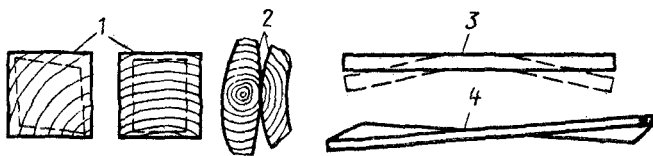


Рис. 233. Виды коробления пиломатериалов:

1 — изменение формы поперечного сечения брусков; 2 — поперечное коробление досок; 3 — продольное коробление доски; 4 — коробление косослойной доски

Механические свойства древесины. Древесина анизотропна, и ее свойства зависят от влажности и других факторов. В связи с этим показатели механических свойств для возможности их сравнения и применения в расчете деревянных деталей на прочность относят к древесине, не имеющей пороков и при одинаковой влажности 15%.

Для приведения показателей прочности, полученных для древесины с влажностью $W =$ от 8 до 20%, к стандартной влажности 15%, пользуются формулой.

$$\sigma_{15} = \sigma_W [1 + \alpha (W - 15)],$$

где σ_{15} и σ_W — показатель данного свойства; α — поправочный коэффициент на влажность ($\alpha = 0,01 \div 0,05$); W — влажность материала в момент испытания.

Механические свойства наиболее распространенных пород древесины при $W = 15\%$ приведены в табл. 51.

Средние значения пределов прочности древесины вдоль волокон находятся в пределах: σ_c от 3,42 до 5,49 кгс/мм²; σ_b от 7,61 до 16,1 кгс/мм² (в отдельных случаях до 27 кгс/мм²); σ_v — поперек волокон ниже в 6–30 раз, чем вдоль. Сопротивление сдвигу в плоскости волокон (скалывание) невелико и составляет $1/6 - 1/8 \sigma_c$ (продольное направление), $\sigma_{изг}$ в 1,5–2 раза

Таблица 51

Основные физико-механические свойства наиболее распространенных пород древесины (при влажности 15%)

Порода	Объемная масса, г/см ³	Предел прочности, кгс/мм ²					Удельная работа при ударе по изгибу, кгс/см ²	Твердость, кгс/мм ²			Модуль упругости вдоль волокон, 10 ³ , кгс/мм ²		
		при сжатии вдоль волокон	при растяжении вдоль волокон	при статическом изгибе	при скалывании вдоль волокон			радиальная	тангентальная	торцовая	при сжатии	при растяжении	при изгибе
					радиальных	тангентальных							
Хвойные													
Лиственница	0,68	5,49	12,27	9,84	0,94	0,82	0,27	2,80	2,78	4,03	1,40	1,45	1,47
Сосна	0,51	4,14	10,09	7,58	0,69	0,67	0,20	2,17	2,23	2,62	1,17	1,17	1,22
Ель	0,46	3,96	10,61	7,17	0,62	0,62	0,20	1,73	1,68	2,41	1,42	1,43	1,06
Кедр сибирский	0,44	3,63	8,20	6,48	0,60	0,64	0,14	—	—	2,03	—	—	—
Пихта	0,39	3,42	7,61	6,07	0,53	0,57	0,14	1,67	1,64	2,48	1,25	1,25	1,01
Лиственные													
Граб	0,81	5,31	13,47	12,11	1,41	1,77	0,48	7,01	7,17	8,25	—	—	—
Дуб	0,76	5,19	—	8,91	1,10	1,25	0,46	5,36	5,68	6,53	1,40	1,40	1,51
Клен	0,70	5,20	—	10,53	1,13	1,29	0,37	5,06	5,37	6,90	—	—	—
Ясень	0,69	4,99	13,90	10,83	1,26	1,22	0,43	5,34	6,09	7,32	1,50	1,40	1,28
Бук	0,68	4,74	11,78	9,53	1,06	1,32	0,39	3,94	4,03	5,56	—	—	—
Береза	0,64	4,67	16,10	9,67	0,85	1,02	0,45	3,36	3,00	4,23	1,58	1,81	1,51
Липа	0,50	3,98	11,58	7,75	0,78	0,74	0,28	1,56	1,63	2,34	—	—	—
Осица	0,50	3,74	12,01	6,86	0,57	0,78	0,41	1,75	1,83	2,41	1,26	1,54	1,10

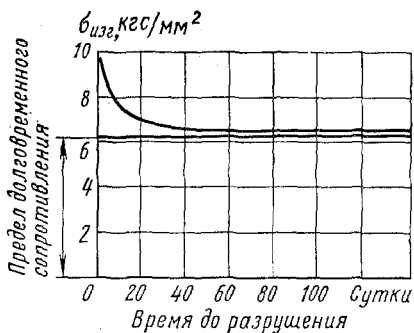


Рис. 234. Кривая длительного сопротивления древесины

больше, чем σ_c . Модули упругости при растяжении и сжатии примерно равны, в продольном направлении их значение в 10–30 раз больше, чем в поперечном. Вдоль волокон $E = (1,17 \div 1,58) 10^3 \text{ кгс/мм}^2$.

При ударных нагрузках сопротивление ударному изгибу вязких пород (ясеня, дуба) в 1,5–3 раза выше, чем хрупких хвойных пород (сосны, ели,

пихты). Прочность древесины зависит от скорости нагружения: чем медленнее прикладывается нагрузка, тем меньше величина предела прочности. Со временем сопротивление древесины постепенно уменьшается и достигает некоторого предела долговременного сопротивления, при котором деревянная деталь может работать неопределенно долгое время (рис. 234). Для всех видов напряженного состояния древесины величина длительного сопротивления принимается равной $2/3$ предела прочности.

При вибрационных нагрузках необходимо учитывать усталость (или выносливость) древесины. Предел выносливости σ_v всегда меньше статического предела прочности $\sigma_{ст}$. Отношение $\sigma_v/\sigma_{ст}$ при изгибе составляет для разных пород 0,24–0,38.

Защита древесины от увлажнения, загнивания и воспламенения. В условиях эксплуатации или хранения древесины на открытом воздухе ее влажность может значительно увеличиваться и вызывать загнивание деревянных элементов. Для борьбы с этим недостатком применяют гидроизоляционные прокладки, лакокрасочные покрытия и антисептирование.

Антисептики представляют собой водные растворы минеральных солей (фтористого натрия, хлористого цинка, медного купороса и др.) и спиртовые растворы оксидифенила и ртутноорганических соединений. Антисептирование производят путем промазки, опрыскивания, пропитки под давлением.

Древесина легко воспламеняется от огня (точка воспламенения 330–470°C). Для повышения ее огнестойкости (хотя сделать древесину совсем негорючей нельзя) применяют ряд способов. Первый и наиболее эффективный способ защиты — пропитка химическими веществами — антипиренами, второй — окраска огнезащитными красками. В качестве антипиренов используют аммониевые соли и соли фосфорной кислоты или борной кислоты. Огнезащитные краски должны быть негорючими и нетеплопроводными. К ним относятся силикатные краски на основе жидкого стекла и перхлорвиниловые лакокрасочные покрытия.

3. РАЗНОВИДНОСТИ ДРЕВЕСНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Материалы из натуральной древесины применяют в виде пиломатериалов и заготовок. В зависимости от размеров поперечного сечения различают брусья, ширина и толщина которых свыше 100 мм; бруски шириной не бо-

лее двойной толщины; доски при ширине более двойной толщины (тонкие узкие доски называются планками).

Пиломатериалы хвойных пород применяют более широко, поскольку они обладают высокой прочностью, меньше подвержены загниванию, особенно сосна; из лиственных пород дуб и ясень хорошо поддаются гнутью; бук и береза служат их заменителями. Хвойные и твердые лиственные породы применяют для силовых нагруженных деталей. Мягкие породы (липа) являются несилевыми материалами. Хвойные пиломатериалы используют в судостроении, в автотранспорте (детали грузовых автомобилей), в конструкциях грузовых железнодорожных вагонов, сельскохозяйственных машин и т. д. Заготовки из древесины используются для тех же целей и моделей.

Шпон — широкая ровная стружка древесины, получаемая путем лущения или строгания. Толщина листов шпона от 0,55 до 1,5 мм. Шпон является полуфабрикатом для изготовления фанеры, древесных слоистых пластиков и выклейки гнутых деталей. Шпон с красивой текстурой (дуб, бук и др.) используется в качестве облицовочного материала для изделий из древесины.

Фанера — листовый материал, получаемый путем склейки слоев шпона. Толщина фанеры от 1 до 12 мм, более толстые материалы называют плитами. В зависимости от склеивающего шпон клея и степени водостойкости фанера выпускается следующих марок: ФСФ на фенолоформальдегидном клее с повышенной водостойкостью, ФК — на карбамидном и ФБА на альбуминоказеиновом клеях со средней водостойкостью и ФБ на белковых клеях ограниченной водостойкости. Березовая фанера имеет вдоль волокон рубашек $\sigma_{\text{в}} = 6,5 \div 8$ кгс/мм².

Прессованная древесина получается при горячем прессовании брусков, досок, заготовок, при этом она подвергается специальной термообработке в уплотненном состоянии.

Прессованная древесина имеет следующие свойства: объемную массу 1,1—1,42 г/см³, предел прочности вдоль волокон при растяжении 14—23 кгс/мм², при сжатии 9—13 кгс/мм², при изгибе 15—20 кгс/мм², ударную вязкость 60—80 кгс·см/см².

Прессованная древесина является заменителем черных и цветных металлов и пластмасс. Она широко применяется для изготовления деталей машин, работающих при ударных нагрузках (кулачки, сегменты зубчатых передач, подшипники, втулки и т. д.). Вкладыши из древесины по сравнению с бронзовыми имеют вдвое меньший износ, снижается расход смазочного масла.

Древесностружечные плиты изготовляют горячим прессованием древесной стружки со связующим. Плиты выпускают однослойными (ПС-1, ПТ-1), трехслойными (ПС-3, ПТ-3) и облицованными шпоном, фанерой, бумагой (ЭС, ЭМ).

Древесностружечные плиты легкие, имеют объемную массу 0,35—0,45 г/см³, $\sigma_{\text{н}} = 0,5$ кгс/мм², обладают теплоизоляционными свойствами [$\lambda = 0,045$ ккал/(м·ч·°С)]. Для тяжелых и сверхтяжелых плит объемная масса достигает 0,75—1,1 г/см³ и $\sigma_{\text{н}} = 2,1 \div 5,3$ кгс/мм². Древесностружечные плиты применяют для пола и бортов грузовых машин и прицепов, в вагоностроении, в строительстве, для производства мебели и т. д.

Древесноволокнистые плиты изготовляют из древесных волокон (размельченной древесины), иногда с добавками связующих составов. Под действием высокой температуры и большого давления древесные волокна спрессовываются в равнопрочный материал. Плиты подразделяют на мягкие пористые (М-4, М-12, М-20), полутвердые (ПТ-100), твердые (Т-350, Т-400) и сверхтвердые (СТ-500). В обозначении марки плит цифры означают σ_{II} в кгс/см². В промышленности выпускают также акустические плиты, имеющие коэффициент звукопоглощения 0,2–0,3 при частоте колебаний 300 Гц и 0,4–0,5 при 1000 Гц. Древесноволокнистые плиты применяют для облицовки пассажирских вагонов, внутренней отделки автобусов, в радиотехнической промышленности, в строительстве и т. д.

Неорганическим материалам присущи негорючесть, высокая стойкость к нагреву, химическая стойкость, неподверженность старению, большая твердость, хорошая сопротивляемость сжимающим нагрузкам. Однако они обладают повышенной хрупкостью, плохо переносят резкую смену температур, слабо сопротивляются растягивающим и изгибающим усилиям и имеют большую плотность по сравнению с органическими полимерными материалами.

Основой неорганических материалов являются главным образом окислы и бескислородные соединения металлов. Поскольку большинство неорганических материалов содержит различные соединения кремния с другими элементами, эти материалы объединяют общим названием силикатные. В настоящее время применяют не только соединения кремния, но и чистые окислы алюминия, магния, циркония и др., обладающие более ценными техническими свойствами, чем обычные силикатные материалы.

Неорганические материалы подразделяют на неорганическое стекло, стеклокристаллические материалы — ситаллы и керамику.

1. НЕОРГАНИЧЕСКОЕ СТЕКЛО

Неорганическое стекло следует рассматривать как особого вида затвердевший раствор — сложный расплав высокой вязкости кислотных и основных окислов.

Стеклообразное состояние является разновидностью аморфного состояния вещества. При переходе стекла из расплавленного жидкого состояния в твердое аморфное в процессе быстрого охлаждения и нарастания вязкости беспорядочная структура, свойственная жидкому состоянию, как бы «замораживается». В связи с этим неорганические стекла характеризуются неупорядоченностью и неоднородностью внутреннего строения.

Стеклообразующий каркас стекла представляет собой неправильную пространственную сетку, образованную кремнекислородными тетраэдрами $[\text{SiO}_4]^{-4}$. На рис. 235, а показана такая сетка кварцевого стекла. При частичном изоморфном замещении кремния в тетраэдрах, например, на алюминий или бор, образуется структурная сетка алюмосиликатного $[\text{Si}_x\text{AlO}_4]^{2-}$ или боросиликатного $[\text{Si}_x\text{BO}_4]^{2-}$ стекол. Ионы щелочных (Na, K) и щелочноземельных (Ca, Mg, Ba) металлов называются модификаторами; в структурной сетке стекла они располагаются в промежутках тетраэдрических группировок (рис. 235, б). Введение Na_2O или других модификаторов разрывает прочные связи Si—O—Si и снижает прочность, термо- и химическую стойкость стекла, одновременно облегчая технологию его производства. Большинство стекол имеет рыхлую структуру с внутренней неоднородностью и поверхностными дефектами.

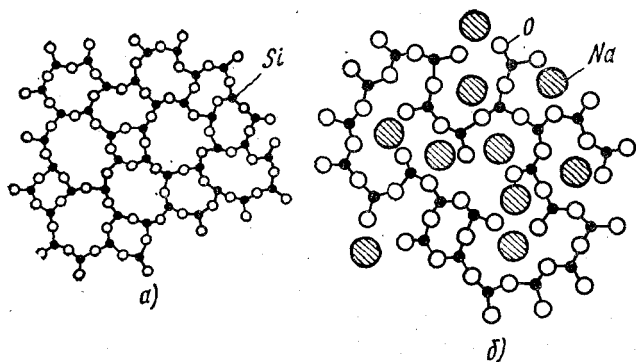


Рис. 235. Структура неорганического стекла:
а — кварцевого; *б* — натрийсиликатного

В состав неорганических стекол входят стеклообразующие окислы кремния, бора, фосфора, германия, мышьяка, образующие структурную сетку и модифицирующие окислы натрия, калия, лития, кальция, магния, бария, изменяющие физико-химические свойства стекломассы. Кроме того, в состав стекла вводят окислы алюминия, железа, свинца, титана, бериллия и др., которые самостоятельно не образуют структурный каркас, но могут частично замещать стеклообразующие и этим сообщать стеклу нужные технические характеристики. В связи с этим промышленные стекла являются сложными многокомпонентными системами.

Стекла классифицируют по ряду признаков: по стеклообразующему веществу, по содержанию модификаторов и по назначению.

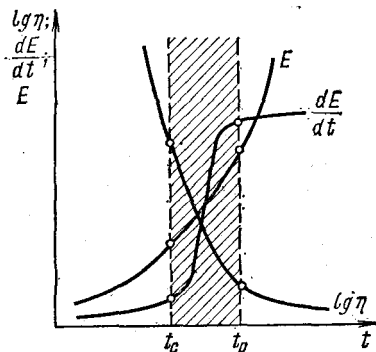
В зависимости от химической природы стеклообразующего вещества стекла подразделяют на силикатные (SiO_2), алюмосиликатные ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$)*, боросиликатные ($\text{B}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$), алюмоборосиликатные ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$), алюмофосфатные ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{P}_2\text{O}_5$) и др. По содержанию модификаторов стекла бывают щелочными (содержащими окислы Na_2O , K_2O), бесщелочными и кварцевыми. По назначению все стекла подразделяют на технические (оптические, светотехнические, электротехнические, химико-лабораторные, приборные, трубные); строительные (оконные, витринные, армированные, стеклоблоки) и бытовые (стеклотара, посудные, бытовые зеркала и т. п.).

Технические стекла в большинстве относятся к алюмоборосиликатной группе и отличаются разнообразием входящих окислов. Стекла выпускаются промышленностью в виде готовых изделий, заготовок или отдельных деталей.

Общие свойства стекла. При нагревании стекло плавится в некотором температурном интервале, который зависит от состава. На рис. 236 показана температура стеклования t_c (вязкость 10^{13} П), ниже которой стекло приобретает хрупкость. Для промышленных силикатных стекол температура

* Для обозначения состава стекла образующие его компоненты разделяются черточкой.

Рис. 236. Зависимость свойств стекла от температуры: η — вязкость; E — удельный объем и теплосодержание; dE/dt — теплоемкость и температурный коэффициент линейного расширения; t_c — температура стеклования; t_p — температура размягчения



стеклования $t_c = 425 \div 600^\circ\text{C}$, температура размягчения t_p лежит в пределах $600 - 800^\circ\text{C}$. В интервале температур между t_c и t_p стекла находятся в высоковязком пластическом состоянии. При температурах выше t_p ($1000 - 1100^\circ\text{C}$) проводятся все технологические процессы переработки стекломассы в изделия.

Свойства стекла, как и всех аморфных тел, изотропны. Плотность колеблется от 2,2 до $6,5 \text{ г/см}^3$ (с окислами свинца, бария — до 8 г/см^3).

Механические свойства стекла характеризуются высоким сопротивлением сжатию ($50 - 200 \text{ кгс/мм}^2$), низким пределом прочности при растяжении ($3 - 9 \text{ кгс/мм}^2$) и изгибе ($5 - 15 \text{ кгс/мм}^2$). Модуль упругости высокий (4500 до 10^4 кгс/мм^2), коэффициент Пуассона $\mu = 0,184 \div 0,26$. Твердость стекла, как и других неорганических материалов, часто определяется приближенным методом царапания по минералогической шкале Мооса и равна $5 - 7$ единицам (за 10 единиц принята твердость алмаза, за единицу — талька). Ударная вязкость стекла низкая, оно хрупкое ($a = 1,5 \div 2,5 \text{ кгс}\cdot\text{см/см}^2$). Более высокие механические характеристики имеют стекла бесщелочного состава и кварцевые.

Важнейшими специфическими свойствами стекол являются их оптические свойства: светопрозрачность, отражение, рассеивание, поглощение и преломление света. Обычное неокрашенное листовое стекло пропускает до 90%, отражает примерно 8% и поглощает около 1% видимого и частично инфракрасного света; ультрафиолетовые лучи поглощает почти полностью. Кварцевое стекло является прозрачным для ультрафиолетовых лучей. Коэффициент преломления стекол составляет $1,47 - 1,96$, коэффициент рассеяния (дисперсии) находится в интервале от 20 до 71. Стекло с большим содержанием PbO поглощает рентгеновские лучи.

Термостойкость стекла характеризует его долговечность в условиях разных изменений температуры. Она определяется разностью температур, которую стекло может выдержать без разрушения при его резком охлаждении в воде (0°C). Зависимость термостойкости стекла от температурного коэффициента линейного расширения и прочности показана на рис. 237. Коэффициент линейного расширения α стекла составляет от $5,6 \cdot 10^{-7} \text{ 1}^\circ\text{C}$ (кварцевое) до $90 \cdot 10^{-7} \text{ 1}^\circ\text{C}$ (строительное), коэффициент теплопроводности — от 0,57 до $1,3 \text{ ккал/(м}\cdot\text{ч}^\circ\text{C)}$. Для большинства видов стекол термостойкость колеблется от 90 до 170°C , а для кварцевого стекла она составляет $800 - 1000^\circ\text{C}$. Химическая стойкость стекол зависит от образующих их компонентов: окислы SiO_2 , ZrO_2 , TiO_2 , B_2O_3 , Al_2O_3 , CaO , MgO , ZnO обеспечивают высокую химическую стойкость, а окислы Li_2O , Na_2O , K_2O , BaO и PbO , наоборот, способствуют химической коррозии стекла. Механическая прочность и термостойкость стекла могут быть повышены путем закалки и термохимического упрочнения.

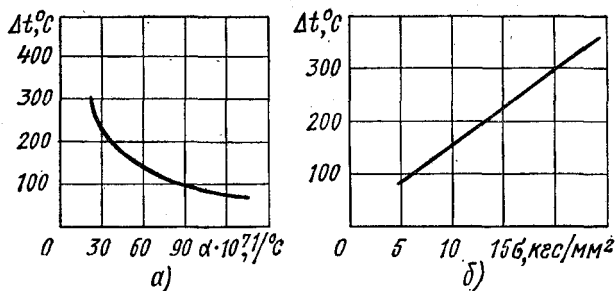


Рис. 237. Влияние теплового расширения (а) и прочности (б) стекла на его термостойкость (по данным Г. М. Бартенова)

Закалка заключается в нагреве стекла до температуры выше t_c и последующем быстром и равномерном охлаждении в потоке воздуха или в масле. При этом сопротивление статическим нагрузкам увеличивается в 3–6 раз, ударная вязкость в 5–7 раз. При закалке повышается также термостойкость стекла.

Термохимическое упрочнение основано на глубоком изменении структуры стекла и свойств его поверхности. Стекло подвергается закалке в подогретых кремнийорганических жидкостях, в результате чего на поверхности материала образуются полимерные пленки; этим создается дополнительное, по сравнению с результатом обычной закалки, упрочнение. Повышение прочности и термостойкости можно получить травлением закаленного стекла плавиковой кислотой, в результате чего удаляются поверхностные дефекты, снижающие его качество.

Силикатные триплексы представляют собой два листа закаленного стекла (толщиной 2–3 мм), склеенные прозрачной эластичной полимерной пленкой. При разрушении триплекса образовавшиеся неострые осколки удерживаются на полимерной пленке. Триплексы бывают плоскими и гнутыми.

Термопан — трехслойное стекло, состоящее из двух стекол и воздушного промежутка между ними. Эта воздушная прослойка обеспечивает теплоизоляцию.

Применение технических стекол. Для остекления транспортных средств используют преимущественно триплексы, термопан и закаленные стекла.

Оптические стекла, применяемые в оптических приборах и инструментах, подразделяют на кроны, отличающиеся малым преломлением, и флинты — с высоким содержанием окиси свинца и большими значениями коэффициента преломления. Тяжелые флинты не пропускают рентгеновские и γ -лучи. Светорассеивающие стекла содержат в своем составе фтор.

Остекление кабин и помещений, где находятся пульты управления мартеновских и электрических дуговых печей, прокатных станов и подъемных кранов в литейных цехах, выполняется стеклами, содержащими окислы железа и ванадия, которые поглощают около 70% инфракрасного излучения в интервале длин волн 0,7–3 мкм.

Кварцевое стекло вследствие высокой термической и химической стойкости применяют для тиглей, чаш, труб, наконечников, лабораторной посуды. Близкое по свойствам к кварцевому стеклу, но более технологичное кварцодное стекло используют для электроколб, форм для точного литья и т. д.

Электропроводящие (полупроводниковые) стекла: халькогенидные и оксидные ванадиевые, находят широкое применение в качестве термисторов, фотосопротивлений.

Теплозвукоизоляционные стекловолоконистые материалы. Эти материалы имеют рыхловолоконистую структуру с большим количеством воздушных прослоек, волокна в них располагаются беспорядочно. Такая структура сообщает этим материалам малую объемную массу (от 20 до 130 кг/м³) и низкую теплопроводность [$\lambda = 0,030 \div 0,0488$ ккал/(м·ч·°С)].

Разновидностями стекловолоконистых материалов являются стекловата, применение которой ограничено ее хрупкостью; материалы АСИМ, АТИМС, АТМ-3, состоящие из стекловолокон, расположенных между двумя слоями стеклоткани или стеклосетки, простеганной стеклонитками. Они применяются в интервале температур от -60 до $450-600^\circ\text{C}$. Иногда стекловолокна сочетают с термореактивной смолой, придающей матам более устойчивую рыхлую структуру (материал АТИМСС), рабочие температуры — до 150°C . Материалы, вырабатываемые из короткого волокна и синтетических смол, называются плитами. Коэффициент звукопоглощения плит при частоте 200—800 Гц равен 0,5; при частоте 8000 Гц — 0,65.

Стекловату, маты, плиты применяют для теплозвукоизоляции кабин самолетов, кузовов автомашин, железнодорожных вагонов, тепловозов, электровозов, корпусов судов, в холодильной технике, ими изолируют различные трубопроводы, автоклавы и т. д.

2. СИТАЛЛЫ (СТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ)

Ситаллы получают на основе неорганических стекол путем их полной или частичной управляемой кристаллизации. Термин «ситаллы» образован от слов: стекло и кристаллы. За рубежом их называют стеклокерамикой, пинокерамами. По структуре и технологии получения ситаллы занимают промежуточное положение между обычным стеклом и керамикой. От неорганических стекол они отличаются кристаллическим строением, а от керамических материалов — более мелкозернистой и однородной микрокристаллической структурой.

Ситаллы получают путем плавления стекольной шихты специального состава с добавкой нуклеаторов (катализаторов), охлаждения расплава до пластичного состояния и формования из него изделий методами стекольной технологии и последующей ситаллизации (кристаллизации). Ситалловые изделия получают также порошковым методом спекания.

В состав стекла, применяемого для получения ситаллов, входят окислы Li_2O , Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , CaO и др.; катализаторы кристаллизации (нуклеаторы). К числу последних относятся соли светочувствительных металлов Au, Ag, Cu, которые являются коллоидными красителями и находятся в стекле в виде мельчайших коллоидно-дисперсных частиц, а также фтористые и фосфатные соединения, TiO_2 и др., представляющие собой глушители, распределяющиеся в стекле в виде плохо растворимых частичек. Нуклеаторы имеют кристаллическую решетку, подобную выделяющимся из стекла кристаллическим фазам, и способны в определенных условиях образовывать центры кристаллизации, приводя к равномерному закры-

сталлизовыванию всей массы стекла. Ситаллы подразделяют на фотоситаллы, термоситаллы и шлакоситаллы.

Фотоситаллы получают из стекол литиевой системы с нуклеаторами — коллоидными красителями. Фотохимический процесс протекает при облучении стекла ультрафиолетовыми или рентгеновскими лучами, при этом внешний вид стекла не изменяется. Процесс кристаллизации происходит при повторном нагревании изделия.

Термоситаллы получают из стекол систем $MgO - Al_2O_3 - SiO_2$, $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ и др. с добавкой TiO_2 , FeS и т. п. нуклеаторов. Кристаллическая структура ситалла создается только в результате повторной термообработки предварительно отформованных изделий.

Структура ситаллов многофазная, состоит из зерен одной или нескольких кристаллических фаз, скрепленных между собой стекловидной прослойкой. Содержание кристаллической фазы колеблется от 30 до 95%. Размер кристаллов обычно не превышает 1–2 мкм. По внешнему виду ситаллы могут быть непрозрачными и прозрачными (количество стеклофазы до 40%).

Шлакоситаллы получают на основе доменных шлаков и катализаторов (сульфаты, порошки железа и др.); вводятся соединения фтора для усиления ситаллизации.

В отличие от обычного стекла, свойства которого определяются в основном его химическим составом, для ситаллов решающее значение имеет структура и фазовый состав. Причина ценных свойств ситаллов заключается в их исключительной мелкозернистости, почти идеальной поликристаллической структуре. Свойства ситаллов изотропны. В них совершенно отсутствует всякая пористость. Усадка материала при его переработке незначительна. Большая абразивная стойкость делает их малочувствительными к поверхностным дефектам.

Плотность ситаллов лежит в пределах $2,40 - 2,95 \text{ г/см}^3$, прочность при изгибе $\sigma_{изг} = 7 \div 35 \text{ кгс/мм}^2$ (и даже 56 кгс/мм^2), $\sigma_{в} = 11,2 \div 16,1 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{с} = 70 \div 200 \text{ кгс/мм}^2$, модуль упругости $(8,4 - 14,1) \cdot 10^3 \text{ кгс/мм}^2$. Зависимость механической прочности ситалла от температуры показана на рис. 238. До температуры $700 - 780^\circ\text{C}$ прочность материала уменьшается незначительно, при более высоких температурах быстро падает. Жаропрочность ситаллов под нагрузкой составляет $800 - 1200^\circ\text{C}$. Максимальная температура размягчения $t_{разм} = 1250 \div 1350^\circ\text{C}$. Ударная вязкость ситаллов выше, чем у стекла ($a = 4,5 \div 10,5 \text{ кгс} \cdot \text{см/см}^2$), однако они относятся к хрупким материалам. Твердость их приближается к твердости закаленной стали (микротвердость $700 - 1050 \text{ кгс/мм}^2$). Они весьма износостойки ($f_{тр} = 0,07 \div 0,19$). Коэффициент линейного расширения лежит в пределах от $7 \cdot 10^{-7}$ до $300 \cdot 10^{-7} \text{ 1/}^\circ\text{C}$. По теплопроводности ситаллы в результате повышенной плотности превосходят стекла [$\lambda = 7,4 \div 16,9 \text{ ккал/(м} \cdot \text{ч} \cdot ^\circ\text{C)}$]. Термостойкость высокая ($\Delta t = 500 \div 900^\circ\text{C}$). Стеклокристаллические материалы обладают высокой химической устойчивостью к кислотам и щелочам, не окисляются даже при высоких температурах. Они газонепроницаемы и обладают нулевым водопоглощением.

Применение ситаллов определяется их свойствами. Из ситаллов изготавливают подшипники, детали для двигателей внутреннего сгорания, трубы для химической промышленности, оболочки вакуумных электронных при-

боров, детали радиоэлектроники. Ситаллы используют в качестве жаростойких покрытий для защиты металлов от действия высоких температур. Их применяют в производстве текстильных машин, абразивов для шлифования, фильер для вытягивания синтетических волокон. Из ситаллов могут быть изготовлены лопасти воздушных компрессоров, сопла реактивных двигателей, они используются для изготовления точных калибров и оснований металлорежущих станков.

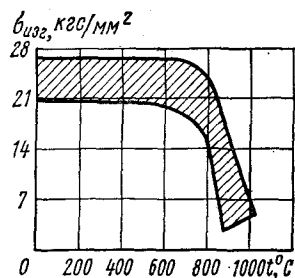


Рис. 238. Зависимость предела прочности при изгибе ситаллов (широкерама) от температуры

3. КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Керамика — неорганический материал, получаемый из отформованных минеральных масс в процессе высокотемпературного обжига. В результате обжига (1200—2500°C) формируется структура материала (спекание), и изделие приобретает необходимые физико-механические свойства.

Керамические материалы могут быть изготовлены на основе глины. Глина в смеси с водой дает пластическую, способную формоваться массу и после обжига приобретает значительную механическую прочность. Техническая керамика включает искусственно синтезированные керамические материалы различного химического и фазового состава; она обладает специфическими комплексами свойств. Такая керамика содержит минимальное количество или совсем не содержит глины. Основными компонентами технической керамики являются окислы и бескислородные соединения металлов. Любой керамический материал является многофазной системой. В керамике могут присутствовать кристаллическая, стекловидная и газовая фазы.

Кристаллическая фаза представляет собой определенные химические соединения или твердые растворы. Эта фаза составляет основу керамики и определяет значения механической прочности, термостойкости и других ее основных свойств.

Стекловидная фаза находится в керамике в виде прослоек стекла, связывающих кристаллическую фазу. Обычно керамика содержит от 1 до 40% стеклофазы, которая снижает механическую прочность и ухудшает тепловые показатели. Однако стеклообразующие компоненты (глинистые вещества) облегчают технологично изготовления изделий.

Газовая фаза представляет собой газы, находящиеся в порах керамики; по этой фазе керамику подразделяют на плотную, без открытых пор и пористую. Наличие даже закрытых пор нежелательно, так как снижается механическая прочность материала (рис. 239).

Большинство видов специальной технической керамики обладает плотной спекшейся структурой поликристаллического строения, для ее получения применяют специфические технологические приемы.

Большой интерес представляет использование керамики на основе чистых окислов в качестве высокоогнеупорного и конструкционного мате-

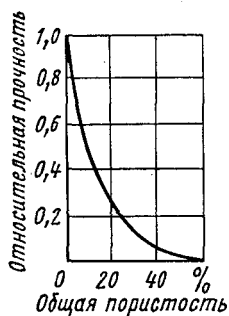
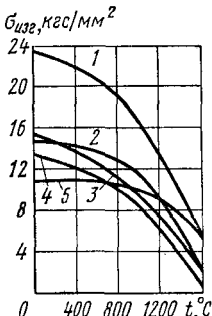


Рис. 239. Влияние пористости на прочность керамики

Рис. 240. Зависимость механической прочности спеченной окисной керамики от температуры ($\sigma_{изг}$ — предел прочности при изгибе):
 1 — ZrO_2 (стабилизатор MgO); 2 — шпинель $MgO \cdot Al_2O_3$; 3 — корунд Al_2O_3 ; 4 — BeO ; 5 — MgO



риала. В производстве оксидной керамики используют в основном следующие окислы: Al_2O_3 (корунд), ZrO_2 , MgO , CaO , BeO , ThO_2 , UO_2 . Структура керамики однофазная поликристаллическая. Кроме кристаллической фазы может содержаться небольшое количество газов (поры) и стекловидной фазы, которая образуется в результате наличия примесей в исходных материалах. Температура плавления чистых окислов превышает $2000^\circ C$, поэтому их относят к классу высокоогнеупоров. Как и для других неорганических материалов, окисная керамика обладает высокой прочностью при сжатии по сравнению с прочностью при растяжении или изгибе; более прочными являются мелкокристаллические структуры, так как при крупнокристаллическом строении на границе между кристаллами возникают значительные внутренние напряжения.

С повышением температуры прочность керамики понижается (рис. 240). При использовании материалов в области высоких температур важным свойством является окисляемость. Керамика чистых окислов, как правило, не подвержена процессу окисления.

Керамика из Al_2O_3 (корундовая) обладает высокой прочностью, которая сохраняется при высоких температурах, химически стойка, отличный диэлектрик. Термическая стойкость корунда невысокая. Изделия из него широко применяют во многих областях техники: резцы, используемые при больших скоростях резания, калибры, фильеры для протяжки стальной проволоки, детали высокотемпературных печей, подшипники печных рольгангов, детали насосов, свечи зажигания в двигателях внутреннего сгорания. Керамика с плотной структурой используется в качестве вакуумной керамики, пористая — как термоизоляционный материал. В корундовых тиглях производится плавление различных металлов, окислов, шлаков. Корундовый материал микролит (ЦМ-332) по свойствам превосходит другие инструментальные материалы, его плотность до $3,96 \text{ г/см}^3$, σ_c до 500 кгс/мм^2 , HRA 92 — 93 и красностойкость до $1200^\circ C$. Из микролита изготавливают резцовые пластинки, фильеры, насадки, сопла, матрицы и др.

Особенностью ZrO_2 является слабокислотная или инертная природа, низкий коэффициент теплопроводности [$\lambda = 1,5 \div 1,7 \text{ ккал/(м} \cdot \text{ч} \cdot ^\circ C)$] в интервале температур $100 - 1000^\circ C$]. Рекомендуемые температуры применения керамики из двуоксида циркония $2000 - 2200^\circ C$; она используется для изготовления огнеупорных тиглей для плавки металлов и сплавов, как теплоизоляция печей, аппаратов и реакторов, в качестве покрытия на металлах для защиты последних от действия температур.

Свойства высокоогнеупорной керамики

Оксиды	Температура плавления,	Плотность (теоретическая), г/см ³	Предел прочности при 20°C, кгс/мм ²			Модуль упругости $E \times 10^{-2}$, кгс/мм ²	Твердость по Моосу	Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$, °C ⁻¹	Коэффициент теплопроводности при нулевой пористости, ккал/(м·ч·°C)	Удельное электрическое сопротивление (объемное), Ом·см	Стойкость к окислению	Стойкость к тепловому удару	Стойкость к эрозии
			при растяжении	при изгибе	при сжатии								
Al ₂ O ₃	2050	3,99	26	15	300	382	9	8,4	24,8	10 ¹⁶	Средняя	Высокая	Высокая
ZrO ₂	2700	5,60	15	23	210	172	7	7,7	1,5	10 ⁴ (1000°C)	»	Низкая	»
BeO	2580	3,02	10	13	80	310	9	10,6	180	10 ¹⁴	»	Высокая	Средняя
MgO	2800	3,58	10	11	140	214	5-6	15,6	29,7	10 ¹⁵	»	Низкая	»
CaO	2570	3,35	—	8	—	—	4-5	13,8	12,0	10 ¹⁴	»	»	»
ThO ₂	3050	9,69	10	—	150	140	6,5	10,2	7,3	10 ¹³	»	Низкая	Высокая
UO ₂	2760	10,96	—	—	98	164,5	3,5	10,5	6,3	10 ³ (800°C)	»	—	—

Керамики из окиси магния и кальция стойки к действию основных шлаков различных металлов, в том числе и щелочных. Термическая стойкость их низкая. Окись магния при высоких температурах летуча, окись кальция способна к гидратации даже на воздухе. Их применяют для изготовления тиглей, кроме того, MgO используют для футеровки печей, пирометрической аппаратуры и т. д.

Керамика из окиси бериллия отличается высокой теплопроводностью, что сообщает ей высокую термостойкость. Прочностные свойства материала невысокие. Окись бериллия обладает способностью рассеивать радиоактивные излучения высоких энергий, имеет высокий коэффициент замедления тепловых нейтронов, применяется для изготовления тиглей для плавки некоторых чистых металлов, в качестве вакуумной керамики и в атомных реакторах.

Керамики из окисей тория и урана имеют высокую температуру плавления, но обладают высокой плотностью и радиоактивны. Их применяют для изготовления тиглей для плавки родия, платины, иридия и других металлов, в конструкциях электропечей (ThO_2), для тепловыделяющих элементов в энергетических реакторах (UO_2).

Основные свойства керамики на основе чистых окислов приведены в табл. 52.

Тугоплавкие бескислородные соединения: карбиды (MeC), бориды (MeB_n), нитриды (MeN) и силициды (MeSi_n) отличаются высокой огнеупорностью ($t_{\text{пл}} = 2500 \div 3500^\circ\text{C}$), высокой твердостью (иногда как у алмаза) и износостойкостью по отношению к агрессивным средам. Эти материалы обладают высокой хрупкостью. Сопротивление окислению при высоких температурах (окалиностойкость) карбидов и боридов составляет $900 - 1000^\circ\text{C}$, несколько ниже оно у нитридов. Силициды могут выдерживать температуру $1300 - 1700^\circ\text{C}$ (на поверхности образуется пленка кремнезема).

Широкое применение получил карбид кремния — карборунд (SiC), имеющий плотность $3,2 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{\text{изг}} = 20 \div 25 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{\text{с}} = 100 \div 150 \text{ кгс/мм}^2$, твердость 9,2 по шкале Мооса. Карбид кремния устойчив к кислотам и неустойчив к щелочам, применяется в качестве нагревательных стержней, защитных покрытий от окисления графита и в качестве абразива.

Нитрид бора (белый графит) с гексагональной структурой графита используется в качестве диэлектрика и как огнестойкая смазка. При высоком давлении и температуре 1360°C нитрид бора превращается в эльбор (кубическая модификация $\beta - \text{BN}$) с плотностью $3,45 \text{ г/см}^3$, обладающий высокой твердостью и выдерживающий нагревание до 2000°C . Эльбор является заменителем алмаза.

Каменное литье получается путем переплавки при $1350 - 1550^\circ\text{C}$ базальтов, диабазов и других горных пород. Материал отличается высокой химической стойкостью и износостойкостью, выпускается в виде футеровочных плит и изделий несложной формы. Плотность каменного литья $2,9 - 3 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{\text{с}} = 33 \div 45 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{\text{изг}} = 4 \div 6,7 \text{ кгс/мм}^2$, $t_{\text{разм}} = 1040^\circ\text{C}$. Его применяют в химической, горнообогатительной и другой промышленности.

ЧАСТЬ
III

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ

Глава XXX СТОИМОСТЬ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Материал, предназначенный для изготовления той или другой детали, должен обеспечить не только требуемые прочностные и технологические характеристики, но и быть дешевым. Ниже приводятся основные сведения о стоимости различных сталей, цветных металлов и сплавов, а также неметаллических материалов¹.

Наиболее дешевые стали — обыкновенного качества (табл. 53). Стоимость этих сталей определяется в основном видом полуфабриката. Наиболее высокая цена соответствует тонколистовой стали (толщина листа 1,0—1,4 мм). Сталь, предназначенная для армирования железобетонных конструкций (диаметром 12—14 мм), поступает по цене 109 руб за 1 т.

Стоимость сортовой качественной углеродистой стали кипящей и полуспокойной (0,8кп, 10кп, 15кп, 20кп, 08пс — 25пс) мало отличается от стоимости сталей обыкновенного качества (95—114 руб за 1 т). Качественная сортовая углеродистая сталь (28, 35, 45 и др.), в том числе с повышенным содержанием марганца (25Г, 30Г, 35Г и др.), имеет более высокую стоимость (104—125 руб. за 1 т). Чем больше размеры сортового проката, тем ниже его стоимость. Например, сортовой прокат сталей 40 и 45 размером 8—10 мм стоит 122 руб. за 1 т, а размером 105—200 мм — 104 руб. за 1 т.

Стоимость легированной стали зависит от химического состава стали, типа полуфабриката и его размеров (см. табл. 53).

Низколегированные стали, содержащие небольшое количество недефицитных и недорогих легирующих элементов (Mn, Si), имеют стоимость, близкую к углеродистым сталям обыкновенного качества. Стали, содержащие дорогие элементы (Ni, V, Cu и др.), имеют более высокую цену. Например, стоимость 1 т сортового полуфабриката (круглого, квадратного) размером 20—30 мм из стали 10ХСНД составляет 165 руб., а из сталей 15ХСНД — 143 руб.

¹ Прейскурант № 01—02. Оптовые цены на сталь обыкновенного качества. Прейскурант № 01—03. Оптовые цены за качественную сталь. М., Прейскурантгиз, 1967 (Государственный комитет цен при Госплане СССР).

Оптовая цена стали

Наименование и марка стали	Полуфабрикат	Цена за 1 т, руб.
Конструкционные стали: Углеродистые обыкновенного качества (Ст1—Ст7, БСт1—БСт6, ВСт1—ВСт5)	Сортовой круглый и квадратный (размером 16—19 мм)	104
	Гнутые профили (угольники, швеллеры и др.)	115—119
	Лист	107—129
Углеродистые качественные (10, 15... 85)	Сортовой (размером 8—250 мм)	104—122
Автоматные (А12, А20, А30, А40)	Сортовой (размером 80—100 мм) Калиброванный (размером 3—100 мм)	121—135 131—202
Низколегированные (14Г2, 17ГС, 15ХСНД и др.)	Сортовой (размером 20—30 мм)	107—165
	Швеллеры (размером 10—14)	108—165
	Гнутые профили (толщиной 2—2,8 мм)	126—134
	Балки двутавровые (номеров 16—22)	106—162
	Листы толщиной 1—12 мм	114—210
Хромистые (15Х, 20Х, 40Х)	Сортовой (размером 8—250 мм)	116—134
Хромованадиевые (15ХФ, 20ХФ)	То же	144—163
Хромомарганцевые (40ХГ, 18ХГ, 30ХГТ, 40ХГР, 20ХГР, 15ХГР)	Сортовой	122—153
Хромомарганцовоникелевая 40ХГНР	Сортовой (размером 8—100 мм)	177—190
Хромокремнемарганцовая	Сортовой (размером 8—250 мм)	143—162
	Калиброванный (размером 51—100 мм)	172—217
Хромоникелевые* (30ХН, 30ХН3А)	Сортовой (размером 8—250 мм)	168—185
	Калиброванный (размером 5,1—49 мм)	241—266
		230—282
290—342		
Хромоникельмолибденовые (40ХНМА)	Сортовой (размером 8—250 мм)	223—244
	Калиброванный (размером 5,1—49 мм)	276—341
Хромоникельвольфрамовые (40ХНВА)	Сортовой (размером 8—200 мм)	270—294
	Калиброванный (размером 5,1—49 мм)	422—498
Нитролой 38Х2МЮА	Сортовой (размером 8—250 мм)	207—224
	Калиброванный (размером 5,1—49 мм)	253—314
Подшипниковые стали: ШХ15 ШХ15СГ ШХ15	Сортовой (размером 12—200 мм)	152—167
		158—174
	Проволока (размером 1,4—8 мм) Калиброванный (размером 9—49 мм)	317—580
		217—277

Наименование и марка стали	Полуфабрикат	Цена за 1 т, руб.
Рессорно-пружинные стали: 65, 70, 75, 85 55С2 70С3А 50ХФА	Сортовой (размером 8–200 мм)	104–122
		135–143
		150–158 170–178
60С2ХФА 65С2ВА	Сортовой (размером 3–49 мм)	215–310 323–419
60С2Н2А	Сортовой (размером 16–100 мм)	211–214

* Числитель – сталь 30ХН, знаменатель – сталь 30ХН3А

Таблица 54

Коэффициент экономичности некоторых низколегированных сталей

Марка стали γ	Относительное повышение цены на сталь* (a)	Относительное повышение $\sigma_{0,2}$ (b)	Коэффициент экономической целесообразности применения стали $K_3 = b : a$	Марка стали	Относительное повышение цены на сталь* (a)	Относительное повышение $\sigma_{0,2}$ (b)	Коэффициент экономической целесообразности применения стали $K_3 = b : a$
Ст3	1,0	1,0	1,0	17ГС	1,10	1,33	1,21
10Г2С1	1,16	1,5	1,29	10ХСНД	1,62	1,67	1,03
14Г2	1,10	1,38	1,24	15ХСНД	1,45	1,46	1,01
09Г2С	1,13	1,38	1,22				

* Для листов толщиной 10–12 мм.

Табл. 54 иллюстрирует экономическую целесообразность применения низколегированных сталей. Коэффициент экономической целесообразности можно рассматривать как ориентировочный показатель, облегчающий выбор марки низколегированной стали.

Коэффициент экономической целесообразности использования стали после термической обработки возрастает в 1,2–1,3 раза.

Конструкционные легированные стали содержат больше легирующих элементов и поступают в виде сортового проката (круглого, квадратного, шестигранного), нередко калиброванного, листов, поковок и других полуфабрикатов. Чем выше легированность стали и меньше размеры полуфабрикатов, тем выше цена стали. Наиболее дорогая тонколистовая и калиброванная сталь, цена конструкционной стали значительно возрастает при введении в ее состав никеля, молибдена, вольфрама и ванадия (см. табл. 53).

Высокую стоимость имеют коррозионно-стойкие стали (табл. 55).

Чем меньше углерода в хромистых и хромоникелевых аустенитных коррозионно-стойких сталях, тем выше их стоимость. Если в аустенитных сталях часть никеля заменена более дешевым и менее дефицитным элемен-

Оптовая цена на коррозионно-стойкие и жаропрочные стали и сплавы

Марки стали	Полуфабрикат	Цена за 1 т, руб.
Коррозионно-стойкие стали		
Хромистые: 12X13, 20X13	Листы толщиной 0,8—3,0 мм Сортовой (размером 8—200 мм)	429—522 242—270
30X13, 40X13	Листы толщиной 0,8—3,0 мм Сортовой (размером 8—200)	442—540 242—270
Хромоникелевые аустенитные стали: 08X18H10 12X18H9 12X18H10T	Листы 0,8—15 мм	795—1230 667—1030 735—1110
08X18H10 20X18H9 12X18H10T	Сортовой (размером 8—200 мм)	725—758 605—639 691—724
10X14Г14НЗТ	Листы толщиной 0,8—3,0 мм Сортовой (размером 8—200 мм)	818—920 508—541
09X15H8Ю	Листы толщиной 0,8—3,0 мм Сортовой (размером 8—100 мм)	734—823 675—695
Жаропрочные стали		
40X9C2 40X10C2M	Сортовой (размером 12—100 мм)	210—221 357—370
1X11MФ 15X12ВНМФ	Сортовой (размером 8—200 мм)	426—459 513—556
40X14H14B2M 40X15H17Г7Ф2МС 40X12H8Г8МФБ 10X11H20ТЗР	Сортовой (размером 12—100 мм)	1090—1130 901—922 1470—1520 1210—1280
Сплавы на никелевой и железоникелевой основе		
ХН38ВТ ХН35ВТЮ	Сортовой (размером 8—200 мм)	2940—304Q 2190—2250
ХН77ТЮР	Листы толщиной 0,8—2,5 мм	7220—7690

том — марганцем, стоимость стали уменьшается. Стоимость кислотостойких сталей (см. стр. 296), содержащих большое количество Cr, Ni, Mo, Ti и других элементов в виде листов — 2650—3170 руб., и сортового проката 1460—1880 руб. (в зависимости от марки стали) за 1 т.

Весьма высока стоимость жаропрочных сплавов, особенно на железоникелевой и никелевой основе (см. табл. 55).

Цены за 1 т на проволоку (диаметром 0,5 мм) с высоким

электросопротивлением составляют для сплава X13Ю4—3240 руб., X23Ю5—4220 руб., X15Н60—4520 руб и X20Н80—6100 руб.

Электротехническая сталь всех марок поступает в виде листа толщиной 0,1—1,0 мм. Стоимость листовой стали (750 × 1500 мм) зависит от содержания кремния и толщины листа. Горячекатаная изотропная сталь (толщина листа 0,5 мм), содержащая 1% Si, поступает по цене за 1 т 204—214 руб., с 2% Si — 214—228 руб. и 3% Si — 266—275 руб. Стоимость анизо-

Таблица 56

Оптовая цена на сортовую инструментальную сталь размером 8–300 мм

Наименование стали	Цена за 1 т, руб.
Углеродистая У7—У13	114—139
Легированная Х, 9ХС, ХВГ, ХВСГ	151—285
Высокохромистая Х12, Х12М, Х12Ф1	244—504
Быстрорежущая:	
Р9	1770—1810
Р18	2500—2650
сталь с кобальтом	5670—5730 и выше

Таблица 57

Оптовые цены на цветные металлы и сплавы

Металл	Цена за 1 т, руб.	Сплав	Цена за 1 т, руб.
Mg	760	На основе алюминия:	
Al	620—1250	силумины	500—650
Ti	3200	дуралюмины Д1, Д16	750—1370
Ni	3400—4050	В95, В96	800—1460
		АМг5, АМг6	1070—1620
Cu	860—1000	На основе меди:	
Zn	530—535	латуни деформируемые	485—690
Sn	9200—10 500	латуни литейные	845—1125
Pb	660—1270	бронзы:	
Si	460—550	Бр ОФ6,5—0,15	1940—2090
		Бр ОЦ4—3	1690—1900
		Бр АЖ 9—4	965—1200
		Бр Б2	8360—11 000
	Цена за 1 кг, руб.	На основе магния:	
		литейные	620—800
		МА2, МА5	1510—2520
Al — особой чистоты		На основе титана:	
(А999)	310	BT5—1	5940—6010
Cd	12—14	BT14	7260—7280
Sn — особой чистоты	57	На основе свинца и олова:	
Co	24—27	Б88	9100
Cu — особой чистоты	42	БС6	1720
Nb	85—90	БК2	870
Mo	19—25		
Ta	370		
V	14—16		

Примечание. Стоимость литых сплавов дана для слитков или чушек, а деформируемых сплавов — для прутков в зависимости от диаметра. Стоимость металлов зависит от их чистоты.

Стоимость пластмасс

Название	Оптовая цена за 1 кг, руб.	Название	Оптовая цена за 1 кг, руб.
Термопластичные пластмассы		Термореактивные пластмассы	
Полиэтилен:		Пресс-порошки	0,26—0,75
ПЭВД	0,36—0,47	Стекловолокнит АГ-4	2,8—3,7
ПЭНД	0,68—0,815	Текстолит ¹	3,75—9,84
Полистирол	0,52—0,70	Асботекстолит	2,75
ударопрочный	0,85	Стеклотекстолит КАСТ ¹	4,09—4,68
сополимеры	1,35—1,78	Стеклопластик:	
Фторопласты	5,9—31	на основе полиэфира	1,6—2,5
Поливинилхлорид	0,49—0,55	эпоксидной смолы СВМ ¹	10,9—11,5
Полиамиды	2,9—13		
Капрон	1,95		
Органическое стекло ¹	1,11—3,06		
Поликарбонат (дифлон)	8		

¹ Чем больше толщина, тем дешевле

тропной холоднокатаной (текстурованной) электротехнической стали, содержащей 2,8—3,8% Si, составляет 290—408 руб. за 1 т.

Цены на пермаллойные сплавы зависят от содержания никеля и размеров полуфабриката. Цена за 1 т сортового полуфабриката размером 8—100 мм для сплава 45Н—2700—2760 руб., 50Н—2870—2940 руб., и 79НМА—5130—5150 руб.

Оптовая цена на стали для постоянных магнитов, поступающих в виде круглого или квадратного проката сечением от 8 до 100 мм, зависит от состава стали и составляет для хромистой стали ЕХЗ—173—193 руб., за 1 т, а для сталей, содержащих кобальт ЕХ5К5—1940—1980 руб. за 1 т и стали ЕХ9К15М—5070—5130 руб. за 1 т. Стоимость магнитных сплавов выше.

В табл. 56 приведена цена инструментальных сталей. Очень дорога быстрорежущая сталь, особенно содержащая кобальт.

В табл. 57 приведена стоимость цветных металлов в зависимости от чистоты и состава сплава.

Цветные металлы, и особенно тугоплавкие металлы, а также олово имеют очень высокую стоимость, значительно превышающую стоимость железных сплавов.

Стоимость различных неметаллических материалов приведена в табл. 58.

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВНЕДРЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВО НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ¹

Глава XXXI

Под экономическим эффектом понимают экономию, которая может быть получена от замены более дорогого материала более дешевым, применения той или иной упрочняющей обработки или снижения себестоимости при использовании новых видов оборудования и т. п.

Величина экономического эффекта не позволяет однозначно судить о целесообразности внедрения того или другого технического решения, так как затраты на его реализацию могут превышать реально получаемую экономию.

Экономическая эффективность определяется отношением экономического эффекта за определенный плановый период к величине средств (труда, капитальных вложений и т. д.), которые обеспечили производство экономического эффекта.

Принято различать: 1) абсолютную (общую) экономическую эффективность, которая рассматривается в масштабе народного хозяйства страны, союзных республик, отраслей или предприятий и характеризует общую величину от доли производственных капитальных вложений; 2) сравнительную экономическую эффективность, которая определяется при внедрении новых технологических процессов, оборудования или материалов; она показывает экономические преимущества одного варианта решения технической задачи перед другим.

При внедрении новых технологических процессов термической обработки и новых материалов рассчитывают годовой экономический эффект путем сопоставления приведенных затрат по сравниваемым вариантам.

Приведенные затраты являются суммой капитальных вложений и себестоимости, приведенных к одинаковой размерности в соответствии с нормативом эффективности:

$$З = C_i + E_n K_i$$

где Z — приведенные затраты на единицу продукции, руб;

C_i — себестоимость единицы продукции по сравниваемым вариантам, руб;

K_i — удельные капитальные вложения в производственные фонды, руб;

E_n — нормативный коэффициент эффективности капитальных вложений.

Для расчетов эффективности внедрения новой техники, технологических процессов и материалов установлен единый нормативный коэффициент эф-

¹ В учебнике даются лишь понятия о методике определения экономической эффективности технических решений. Более подробно эти материалы излагаются в курсе «Экономика отрасли» и «Организация, планирование и управление предприятиями».

фektivности капитальных вложений, равный 0,15. Это означает, что на каждый рубль дополнительных капитальных вложений должна быть получена экономия не менее 15 коп. Исходя из нормативного коэффициента E_H срок окупаемости новой техники должен быть не менее $\leq 6,6$ лет.

$$T_H = \frac{1}{E_H} = \frac{K_2 - K_1}{C_1 - C_2} = \frac{K_{\text{доп}}}{C_1 - C_2},$$

где T_H — нормативный срок окупаемости, лет; K_1 и K_2 — капитальные вложения в производственные фонды соответственно базовому (старому) и новому вариантам, руб; C_1 и C_2 — себестоимость годового выпуска продукции соответственно по базовому и новому вариантам, руб.; $K_{\text{доп}}$ — дополнительные капитальные вложения, руб.

Новая техника (оборудование, технологический процесс или материал) внедряется в том случае, если $T \leq T_H \leq 6,6$ лет.

Из нескольких вариантов новой техники выбирается тот, у которого величина приведенных затрат минимальна.

Годовой экономический эффект от применения новых технологических процессов механизации и автоматизации производства рассчитывают по формуле

$$Э_{\text{год}} = (Z_1 - Z_2) N_{\text{год}},$$

где Z_1, Z_2 — приведенные затраты на единицу продукции, руб;
 $N_{\text{год}}$ — годовой объем производства в натуральных единицах, шт., т.

Для выбора варианта процесса целесообразно рассчитывать технологическую себестоимость термической обработки (C_T), так как предполагается, что применение рассматриваемых технологических процессов происходит в одних и тех же организационных условиях. В состав технологической себестоимости включаются только те затраты, которые изменяются в результате внедрения новых технологических процессов и оборудования.

Технологическая себестоимость термической обработки включает следующие статьи:

основные материалы (в случае, если новые технологические процессы термической обработки приводят к изменению материала или его расходов как результат собственно термической обработки);

вспомогательные материалы для технологических целей;

заработная плата основных производственных рабочих;

дополнительная заработная плата;

отчисления на социальное страхование;

топливо и энергия на технологические цели;

расходы на содержание и эксплуатацию оборудования:

а) амортизация оборудования;

б) расходы по эксплуатации оборудования (силовая электроэнергия, заработная плата вспомогательных рабочих, энергетические ресурсы: вода, пар, сжатый воздух);

в) ремонт;

технологическая оснастка (приспособления, поддоны, корзины, инструменты, штампы для закалочных прессов и т. п.);

расходы по содержанию производственной площади, занятой оборудованием;

прочие цеховые расходы.

Расчет технологической себестоимости термической обработки с достаточной степенью точности производят на основе стоимости пече-часа работы оборудования. Стоимость пече-часа рассчитывают по каждому виду оборудования. Зная величину стоимости 1 ч работы печи можно легко перейти к себестоимости термообработки 1 т вне зависимости от времени обработки, что особенно важно для универсального оборудования, в котором вследствие изменения вида термической обработки происходит значительное изменение часовой производительности.

Технологическая себестоимость термообработки 1 т деталей (C_T) представляет сумму себестоимости по каждой операции:

$$C_T = \sum_i^h \frac{C_{пч_i}}{Q_{пч_i}}$$

где $C_{пч_i}$ — себестоимость пече-часа i -го оборудования, руб/ч, $Q_{пч_i}$ — часовая производительность i -го оборудования, т, h — число операций в технологическом процессе.

Если в результате изменения технологического процесса термообработки изменяется вид материала, себестоимость определяется по формуле

$$C'_T = C_T + M,$$

где M — стоимость 1 т материала обрабатываемых деталей;

$$M = \frac{(q_M C_M - q_{отх} C_{отх}) q}{1000}.$$

Здесь q_M — норма расхода материала на деталь, кг; $q_{отх}$ — масса реализуемых отходов на деталь, кг; C_M — цена 1 т материала с учетом транспортно-заготовительных расходов, руб; $C_{отх}$ — цена 1 т реализуемых отходов, руб; q — число деталей в 1 т.

Капитальные вложения для осуществления технологического процесса термической обработки рассчитывают по формуле

$$K = K_б + K_{зд} + K_{осн},$$

где $K_б$ — балансовая стоимость оборудования (технологического энергетического, вспомогательного), руб; $K_{зд}$ — затраты на производственную площадь, руб.; $K_{осн}$ — капитальные вложения в оснастку, руб.

Годовой экономический эффект от производства и использования новых сталей и сплавов или применения термического упрочнения для материалов ранее применяемых в неупрочненном состоянии, а также средств труда со сроком службы менее 1 года производится по формуле

$$\Delta_{год} = \left[3_1 \frac{Y_1}{Y_2} + \frac{(I'_1 - I'_2) - E_n (K'_2 - K'_1)}{Y_2} - 3_2 \right] N_{год},$$

где Y_1, Y_2 — удельные расходы соответственно базового и нового предметов труда в расчете на единицу продукции (работы), выпускаемой потребителем в натуральных единицах; I'_1, I'_2 — затраты на единицу продукции (работы), выпускаемой потребителем при использовании базового и нового предметов труда без учета их стоимости, руб.; K'_1, K'_2 — капитальные

вложения, которые необходимо произвести потребителю при использовании им базового и нового предметов труда в расчете на единицу продукции, производимой с применением нового предмета труда, руб.; $N_{\text{год}}$ — годовой объем производства нового предмета труда в расчетном году в натуральных единицах.

В формуле Z_1 и Z_2 можно заменить ценами базового и нового видов материалов.

Экономический эффект от внедрения в производство новых материалов, достигается следующими способами: 1) применением менее дорогих экономно-легированных сталей и сплавов; 2) использованием более прочных материалов, что позволяет снизить расход металла на единицу готовой продукции или повысить единичную мощность машины; 3) использованием технологических материалов, позволяющих применять более экономичные методы изготовления деталей, уменьшить себестоимость их обработки или расход металла благодаря сокращению количества отходов и брака; 4) применением сталей и сплавов с более длительным сроком службы; 5) разработкой материалов, которые могут работать при больших нагрузках, более высоких (низких) температурах, в более агрессивной среде и т. д., что снижает себестоимость единицы работы или продукции, полученной на оборудовании, изготовленном из этих материалов.

Как правило, экономический эффект связан с повышением качества материала. Естественно, что улучшение качества материала сопровождается изменением капитальных и текущих затрат в отраслях, производящих эти материалы и применяющих их для изготовления тех или других изделий. Применение материалов высокого качества для изготовления машин (приборов) позволяет интенсифицировать производственные процессы, а следовательно, снизить эксплуатационные и капитальные затраты на производство продукции, получаемой на этом оборудовании.

Во многих случаях улучшение качества материала реализуется в повышении долговечности машин и приборов. Методика расчета экономического эффекта от повышения долговечности деталей, рассмотрена ниже.

ПОНЯТИЕ О МЕТОДИКЕ РАСЧЕТА НАРОДНОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ПРОЦЕССОВ С УЧЕТОМ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Глава XXXII

Расчет народнохозяйственной эффективности применения упрочняющих процессов необходим для обоснованного использования деталей, прошедших упрочнения, для определения рациональных границ применения различных видов упрочнения.

При этом экономический эффект от упрочнения деталей определяется в сфере производства и эксплуатации той техники, где эти детали находят применение. Эффект в сфере производства может быть получен за счет перехода на более дешевые материалы и технологические процессы упрочнения с получением тех же или лучших характеристик деталей. Эффект в сфере эксплуатации возникает прежде всего вследствие меньшего требуемого количества запасных частей, меньших затрат на ремонтные работы и уменьшения количества простоев и потерь, вызванных этими простоями.

В наиболее общем случае применение упрочняющих процессов может привести к изменению затрат в сфере производства изделий, изменению производительности процессов, сроков службы и т. д. В этом случае расчет годового экономического эффекта проводится согласно положению¹.

Однако в подавляющем большинстве случаев при определении экономического эффекта от применения упрочняющих процессов ряд факторов можно считать постоянными, а именно сроки службы техники, определяемые с учетом морального износа, годовую производительность единицы техники, соответствующие капитальные вложения у потребителя, затраты на производство и эксплуатацию, кроме затрат, связанных с деталями до и после их упрочнения.

Тогда величину годового экономического эффекта можно выразить следующим образом

$$\mathcal{E}_{\text{год}} = \left[Z_{\text{дет}_1} + \frac{I_{\text{дет}_1} - I_{\text{дет}_2}}{P_2 + E_n} - Z_{\text{дет}_2} \right] A_2,$$

где $Z_{\text{дет}_1}$, $Z_{\text{дет}_2}$ — приведенные затраты на производство детали без упрочнения ($Z_{\text{дет}_1}$) и с упрочнением ($Z_{\text{дет}_2}$); $I_{\text{дет}_1}$, $I_{\text{дет}_2}$ — годовые эксплуатационные издержки, связанные с ремонтом (заменой) деталей до и после упрочнения; P_2 — доля отчислений от балансовой стоимости на реновацию техники

¹ Методика (основные понятия) определения экономической эффективности использования в народном хозяйстве новой техники, изобретений и рационализаторских предложений. М., 1978.

(рассчитывается как величина обратная сроку службы техники); E_n — нормативный коэффициент эффективности капитальных вложений; A_2 — годовой объем производства новой техники в расчетном году в натуральных единицах. Здесь $Z_{1,2} = C + E_n K$, где C — себестоимость одной детали (комплекта деталей) до и после упрочнения, руб.; K — удельные капитальные вложения в производственные фонды до и после внедрения процесса упрочнения, руб.

Годовые эксплуатационные издержки, связанные с ремонтом (заменой) деталей, можно выразить следующей формулой:

$$I_{\text{дет}_{1,2}} = n(C_{\text{зап.ч}} + C_{\text{мат}} + C_{\text{зар.п}} + C_{\text{простой}}) = nS_{\text{рем}}$$

где n — число ремонтов (замен) в год; $C_{\text{зап.ч}}$ — стоимость запасных частей, руб.; $C_{\text{мат}}$ — стоимость материалов, используемых в технологическом процессе, руб.; $C_{\text{зар.п}}$ — заработная плата ремонтных рабочих, руб.; $C_{\text{простой}}$ — потери, связанные с простоем техники, руб.; S — стоимость одного ремонта, руб.

Необходимо учитывать влияние объема производства деталей до и после внедрения процессов упрочнения на величину удельных капитальных вложений и себестоимости производства.

Объем годового производства деталей по одному варианту

$$N = A_2 + nA_2 = A_2(n + 1).$$

Величины C и K , приведенные выше, будут функциями N .

В случае, если детали, прошедшие упрочнение, используются в машинах и механизмах нескольких видов, расчет годового экономического эффекта производится суммированием эффекта по каждому виду техники:

$$\mathcal{E} = \sum_{i=1}^n \mathcal{E}_i A_i,$$

где n — число видов техники; \mathcal{E}_i — годовой эффект от i -го вида техники; A_i — объем производства техники i -го вида.

Если необходимо определить целесообразность капитальных вложений в организацию упрочнения, полученный годовой эффект сравнивается с потребной суммой капитальных вложений:

$$\frac{\mathcal{E}_{\text{год}}}{K} = E.$$

При $E \geq E_n$ можно считать целесообразным проведение указанного мероприятия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бартнев Г. М., Зелецов Ю. В. Курс физики полимеров/Под ред. С. Я. Френкеля. Л., Химия, 1976. 288 с.
2. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов в 2-х т. М., Металлургия, 1968, т. 1, 586 с., т. 2, 575 с.
3. Бернштейн М. Л. Прочность стали. М., Металлургия, 1974. 199 с.
4. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов. М., Металлургия, 1979. 494 с.
5. Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М., Металлургия, 1962. 268 с.
6. Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. М., Металлургия, 1971. 496 с.
7. Бунии К. П., Баранов А. А. Металлография. М., Металлургия, 1970. 253 с.
8. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 4-е изд. М., Металлургия, 1975. 584 с.
9. Геллер Ю. А., Рахигадт А. Г. Материаловедение. М., Металлургия, 1975. 448 с.
10. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М., Металлургия, 1967. 402 с.
11. Горелик С. С., Дашевский М. Я. Материаловедение полупроводников и материаловедение. М., Металлургия, 1973. 496 с.
12. Гринберг Б. Г., Иващенко Т. М. Лабораторный практикум по материаловедению и термической обработке. М., Высшая школа, 1968. 320 с.
13. Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем. М., Металлургия, 1959, т. 1, 801 с., т. 2. 1638 с.
14. Гуляев А. П. Материаловедение. 5-е изд. М., Металлургия, 1977. 664 с.
15. Гуляев А. П. Чистая сталь. М., Металлургия, 1975. 183 с.
16. Дринберг С. А., Верхованцев В. В. Органодисперсные лакокрасочные материалы и покрытия. М., Химия, 1976. 144 с.
17. Дубинин Г. Н., Авраамов Ю. С. Конструкционные проводниковые и магнитные материалы. М., Машиностроение, 1973. 295 с.
18. Захаров М. В., Захаров А. М. Жаропрочные сплавы. М., Металлургия, 1972. 384 с.
19. Захарова М. И. Атомно-кристаллическая структура и свойства металлов и сплавов. М., Изд-во МГУ, 1972. 215 с.
20. Кардашов Д. А. Синтетические клеи. 3-е изд. М., Химия, 1976. 504 с.
21. Кидин И. Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М., Металлургия, 1969. 375 с.
22. Киричников П. А., Аверко-Антонович Л. А., Аверко-Антонович Ю. О. Химия и технология синтетического каучука. 2-е изд. Л., Химия, 1975. 480 с.
23. Козловский И. С. Химико-термическая обработка шесгерен. М., Машиностроение, 1970. 232 с.
24. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Материаловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М., Металлургия, 1972. 480 с.
25. Лакокрасочные покрытия в машиностроении/Под ред. М. М. Гольдберга. М., Машиностроение, 1974. 575 с.
26. Лахтин Ю. М. Материаловедение и термическая обработка металлов. М., Металлургия, 1977. 406 с.
27. Лахтин Ю. М., Коган Я. Д. Азотирование стали. М., Машиностроение, 1976. 256 с.
28. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. М., Машиностроение, 1972. 510 с.
29. Лившиц Б. Г. Металлография. М., Металлургия, 1971. 405 с.
30. Любарский И. М., Палатник Л. С. Металлофизика трения. М., Металлургия, 1975. 175 с.
31. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М., Металлургия, 1970. 367 с.
32. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., Машиностроение, 1965. 491 с.
33. Назаров Г. И., Сушкин В. В., Дмитриевская Л. В. Конструкционные пластмассы. Справочник. М., Машиностроение, 1973. 192 с.
34. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М., Металлургия, 1978. 391 с.
35. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. М., Металлургия, 1975. 207 с.
36. Основы материаловедения/Под ред. И. И. Сидорина. М., Машиностроение, 1976. 436 с.

37. Петрова А. П. Термостойкие клеи. М., Химия, 1977. 200 с.
38. Пластики конструкционного назначения (реактопласты)/Под ред. Е. Б. Тростянской. М., Химия, 1974. 304 с.
39. Портной К. И., Бабич Б. Н. Дисперсноупрочненные материалы. М., Металлургия, 1974. 199 с.
40. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. 2-е изд. М., Металлургия, 1971. 496 с.
41. Синтез и свойства уретановых эластомеров./Под ред. Н. П. Алухтиной. Л., Химия, 1976, 184 с.
42. Современные композиционные материалы. Пер. с англ./Под ред. Л. Браутмана и Р. Крока. М., Мир, 1970, т. 1. 672 с.
43. Справочник металлиста/Под ред. А. Г. Рахштадта, В. А. Брострема. 3-е изд., М., Машиностроение, 1976, т. 2. 720 с.
44. Справочник по пластическим массам/Под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. 2-е изд., М., Химия, 1975, т. 1, 448 с.
45. Справочник по пластическим массам./Под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. 2-е изд. М., Химия, 1975, т. 2. 568 с.
46. Термопласты конструкционного назначения/Под ред. Е. Б. Тростянской. М., Химия, 1975. 233 с.
47. Уэрт У., Томсон Р. Физика твердого тела. Пер. с англ. М., Мир, 1969. 558 с.
48. Физическое металловедение. Пер. с англ./Под ред. Р. М. Кана. М., Мир, 1967. 333 с.
49. Физическое металловедение. Пер. с англ./Под ред. Р. М. Кана. М., Мир, 1968, вып. 2, 490 с.
50. Физическое металловедение. Пер. с англ./Под ред. Р. М. Кана. М., Мир, 1968, вып. 3. 484 с.
51. Фрезер А. Г. Высокотермостойкие полимеры. Пер. с англ. / Под ред. А. Н. Праведникова. М., Химия, 1971. 296 с.
52. Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М., Машиностроение, 1972. 287 с.
53. Шетц М. Сидиконовый каучук. Пер. с чешск. Л., Химия, 1975, 192 с.
54. Шульце Г. Металлофизика. Пер. с нем. М., Мир, 1971. 503 с.
55. Энциклопедия полимеров. М., Советская энциклопедия, 1972, т. 1. 1224 с.
56. Энциклопедия полимеров. М., Советская энциклопедия, 1974, т. 2. 1032 с.
57. Энциклопедия полимеров. М., Советская энциклопедия, 1977, т. 3, 1152 с.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Абляция 394
Адгезия 444
Адсорбция 228
Азотирование 238
Альнико 322
Анизотропия 18
— пластмасс 42, 414
Асбопластики 411, 413
Атмосферы Коттрелла 41
Аустенит 123

Баббит 372
Бейнит 177
Блоки 24
Бороволокниты 427
Бронза 364, 367

В

Вакансия 19
Вектор Бюргера 21
Видманштеттова структура 65
Вискеризация 424
Внутреннее окисление 236
Возврат 115
Водород в стали 136
Волокна 407, 410, 423
Волокнит 410
Вулканизация 434

Г

Гетинакс 412
Гистерезис 390, 440
Графит 64

Д

Двойникование 82
Дендрит 35

Дефекты линейные 20
— поверхностные 23
— точечные 19
Деформационное старение 190
Деформация высокоэластическая 386
— пластическая 79, 387
— упругая 79, 389
Диаграмма изотермического распада
аустенита 164
Диаграмма растяжения 88
— рекристаллизация 119
— термокинетическая 182
Дислокация 20
Длительная прочность 298, 391
Древеснослоистые пластики 412
Дуралюмин 343

Ж

Жаропрочность 297
Жаростойкость 292
Железо техническое 127

З

Закалка 68, 197
— стекла 466
Зародыш кристаллизации 28
Зерно 23
Зоны Гинье — Престона 68, 341

И

Излом 11
Изнашивание 104
Индексы направления 17
Индукция остаточная 322

К

Каменное литье 472
Карбиды 142

Карбоволокниты 423
Карбюратор 230, 232
Каучуки 433
Керамика бескислородная 472
— чистых окислов 469
Кислород в стали 136
Клеи смоляные 445
— резиновые 448
Каогуляция 69
Когезия 444
Когерентность 64
Композиционные материалы 113, 422
Компонент 11, 48
Конода 54
Кристаллизация 27
Концентрационный треугольник 73
Координационное число 15
Коррозионная стойкость 291
Коэрцитивная сила 322
Красноломкость 135
Красностойкость 308
Кристаллит 8
Критические точки 51, 121
Критический размер зародыша 30

Л

Латунь 360
Легирующие элементы в стали 136
Ледебурит 125
Ликвация 55, 61
Линия ликвидуса 52
— солидуса 52

М

Макроструктура 11, 249
Мартенсит 66, 171
Медь 359
Межкристаллитная коррозия 291
Микроструктура 11, 415
Модификация 38
Модифицирование 35

Н

Наклеп 84
Наполнители 395, 407, 413, 433
Напряжения остаточные 79
Неметаллические включения 136
Нитриды 238, 240
Нитроцементация 243
Нихром 328
Нормализация 197

О

Обезуглероживание 200
Обработка холодом 212
Органоволокниты 428
Органодисперсные покрытия 455
Оrientационное упрочнение полимеров 389
Отдых 115

Отжиг 191, 192, 343
Отпуск 212
Отпускная хрупкость 188

П

Параметр Ирвина 101
Пенопласты 418
Перлит 127
Пермаллой 326
Период решетки 14
Плакирование 344
Пластмассы волокнистые 407
— порошковые 409
— слоистые 412
Переполизация дислокаций 81
Плоскости скольжения 80
Полигонизация 115
Полимеры аморфные 382
— кристаллические 383
— термопластичные 385
— терморезистивные 385
Полюсы скольжения 82
Ползучесть металлов 297
— пластмасс 390
Порог рекристаллизации 117
— хладноломкости 88, 98
Поропласты 420
Превращение мартенситное 172
— нормальное 65
— перитектическое 61
— при отпуске закаленной стали 184
— эвтектическое 57
Предел длительной прочности 298
Примеси постоянные 133
Прочность конструктивная 97,
Прокаливаемость 203
Пространственная кристаллическая решетка 14

Р

Радиационная стойкость полимерных материалов 393
Разрушение 84
Рекристаллизация металлов 116
— полимеров 387
Релаксация 389

С

Силумин 350
Сильхром 301
Система скольжения 80
Ситаллы 467
Скольжение 80
Скорость кристаллизации 34
Слиток 35
Сорбит 168
Сотопласты 420
Сталь автоматная 256
Старение металлов
— полимерных материалов 391, 441

Стекло органическое 400
— силикатное 464
Стеклопластики 411, 415
Степень деформации критическая 118
Структура полимеров линейная 381
— надмолекулярная 383
— сетчатая 381
Субзерно 24

Т

Твердый раствор 40
Текстолит 412
Текстура деформации 83
Температура полиморфных превращений железа 38, 121
Теплозвукоизоляционные материалы 467
Термомеханические кривые полимеров 386
Термопласты неполярные 397
— полярные 399
— с наполнителями 407
Термостойкие пластики 404
Троостит 168

У

Улучшение 213
Упорядочение 44

Ф

Фазы внедрения 45
Фенопласты 409
Феррит 122

Фехраль 327
Физические состояния полимеров 385
Флокены 136

Х

Хладноломкость 87, 98
Хромель 327
Хрупкость 86

Ц

Центр кристаллизации 28
Цементация 230
Цементит вторичный 130

Ч

Чугун белый 148

Э

Эвтектика 57
Эвтектоид 71
Электронная концентрация 46
Электронные соединения 46
Элементарная ячейка 14
Электрохимическая коррозия 291
Эмали смоляные 452
Энергия активации 26

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
<i>Часть I. Металловедение и термическая обработка металлов</i>	
Введение	5
<i>Глава I. Кристаллическое строение металлов</i>	8
1. Общая характеристика металлов	8
2. Атомно-кристаллическая структура металлов	13
3. Дефекты кристаллического строения металлов	18
4. Диффузия	24
<i>Глава II. Формирование структуры металла при кристаллизации</i>	27
1. Первичная кристаллизация металлов	27
2. Самопроизвольное образование зародышевых центров	29
3. Гетерогенное образование зародышей	35
4. Строение металлического слитка	36
5. Полиморфные превращения	38
<i>Глава III. Фазы в металлических сплавах</i>	40
1. Твердые растворы	40
2. Химические соединения	47
3. Гетерогенные структуры	47
<i>Глава IV. Формирование структуры сплавов при кристаллизации</i>	48
1. Диаграммы состояния	48
2. Процесс кристаллизации сплавов	51
3. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы	52
4. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы	56
5. Диаграмма состояния сплавов, образующих химические соединения	63
6. Особенности фазовых превращений в сплавах в твердом состоянии	64
7. Диаграмма состояния сплавов с частичным распадом твердого раствора при понижении температуры	66
8. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения	69
9. Диаграммы состояния, строение и свойства сплавов	71
10. Понятия о диаграммах состояния тройных сплавов	73
<i>Глава V. Пластическая деформация и механические свойства</i>	77
1. Виды напряжений	77
2. Упругая и пластическая деформации	79
3. Разрушение металлов	84
4. Механические свойства, определяемые при статических испытаниях	88
5. Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях	93
6. Механические свойства при переменных (циклических) нагрузках	94
7. Конструктивная прочность металлов и сплавов и методы ее определения	97
8. Пути повышения прочности металла	107
<i>Глава VI. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла</i>	115
1. Возврат	115
2. Рекристаллизация	116
3. Холодная и горячая деформация	120
<i>Глава VII. Железо и его сплавы</i>	121
1. Компоненты и фазы в системе железо—углерод	122
2. Диаграмма состояния железо-цементит (метастабильное равновесие)	123
3. Диаграмма состояния железо—графит (стабильное равновесие)	131
4. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства стали	133

5. Легированные элементы в стали	136
6. Структурные классы легированных сталей	144
Глава VIII. Чугун	147
1. Серый и белый чугун	147
2. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом	153
3. Ковкий чугун	155
Глава IX. Фазовые превращения в сплавах железа (теория термической обработки стали)	157
1. Фазовые превращения при нагреве	157
2. Рост зерна аустенита при нагреве	160
3. Общая характеристика превращения переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита)	164
4. Перлитное превращение	167
5. Мартенситное превращение в стали	171
6. Промежуточное (бейнитное) превращение	177
7. Изотермическое превращение аустенита в легированных сталях	179
8. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении	180
9. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита	182
10. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)	184
11. Термическое и деформационное старение углеродистой стали	189
Глава X. Технология термической обработки стали	191
1. Отжиг I рода	191
2. Отжиг II рода (фазовая перекристаллизация)	192
3. Закалка	197
4. Отпуск	212
5. Термомеханическая обработка	214
6. Дефекты, возникающие при закалке	216
7. Основное оборудование для термической обработки	216
8. Поверхностная закалка	222
Глава XI. Химико-термическая обработка стали	228
1. Общая характеристика процессов химико-термической обработки стали	228
2. Цементация	230
3. Азотирование	238
4. Нитроцементация	243
5. Цианирование	245
6. Борирование	246
7. Диффузионная металлизация (диффузионное насыщение металлами)	246
Глава XII. Конструкционные стали и сплавы	250
1. Углеродистые конструкционные стали	251
2. Автоматные стали	251
3. Легированные элементы в конструкционных сталях	257
4. Конструкционные (строительные) низколегированные стали	259
5. Конструкционные (машиностроительные) цементуемые (нитроцементуемые) легированные стали	262
6. Конструкционные (машиностроительные) улучшаемые легированные стали	268
7. Мартенситностареющие высокопрочные стали	272
8. Стали (чугуны) и режимы упрочняющей термической и химико-термической обработки, рекомендуемые для типовых деталей машин	273
9. Рессорно-пружинные стали общего назначения	287
10. Шарикоподшипниковые стали	289
11. Износостойкая (аустенитная) сталь	290
12. Коррозионно-стойкие (нержавеющие) стали и сплавы	291
13. Жаропрочные стали и сплавы	297
Глава XIII. Инструментальные стали и твердые сплавы	308
1. Стали для режущего инструмента	309
2. Стали для измерительного инструмента	315
3. Штамповые стали для деформирования в холодном состоянии	315
4. Штамповые стали для деформирования в горячем состоянии (полуплостойкие и теплостойкие)	317
5. Твердые сплавы	320

Глава XIV. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами	322
1. Магнитные стали и сплавы	322
2. Стали и сплавы с высоким электросопротивлением для нагревательных элементов	327
3. Сплавы с заданным температурным коэффициентом линейного расширения	328
4. Стали и сплавы с особыми упругими свойствами	329
Глава XV. Тугоплавкие металлы и их сплавы	330
Глава XVI. Титан и сплавы на его основе	332
1. Титан	332
2. Сплавы на основе титана	332
Глава XVII. Алюминий и сплавы на его основе	338
1. Алюминий	338
2. Классификация алюминиевых сплавов	338
3. Термическая обработка алюминиевых сплавов	340
4. Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой	343
5. Деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой	344
6. Литые алюминиевые сплавы	348
7. Алюминиевые подшипниковые сплавы	353
8. Спеченные алюминиевые сплавы	353
Глава XVIII. Магний и его сплавы	355
1. Магний	355
2. Сплавы магния	355
Глава XIX. Медь и сплавы на ее основе	359
1. Медь	359
2. Сплавы на медной основе	360
Глава XX. Антифрикционные сплавы на оловянной, свинцовой и цинковой основах (подшипниковые сплавы)	371
Глава XXI. Порошковые материалы (порошковая металлургия)	375
Часть II.	
НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ	
Глава XXII. Общие сведения о неметаллических материалах	378
1. Понятие о неметаллических материалах и классификация полимеров	378
2. Особенности свойств полимерных материалов	385
Глава XXIII. Пластические массы	395
1. Состав, классификация и свойства пластмасс	395
2. Термопластичные пластмассы	397
3. Термораскисываемые пластмассы	408
4. Газонаполненные пластмассы	417
5. Экономическая эффективность применения пластмасс	420
Глава XXIV. Композиционные материалы	422
1. Карбоволокониты	423
2. Бороволокониты	427
3. Органоволокониты	428
4. Металлы, армированные волокнами	429
Глава XXV. Резиновые материалы	432
1. Общие сведения, состав и классификация резин	432
2. Резины общего назначения	435
3. Резины специального назначения	436
4. Физико-механические свойства резин и их применение	436
Глава XXVI. Клеящие материалы	444
1. Общие сведения, состав и классификация клеев	444
2. Конструкционные смоляные и резиновые клеи	446
3. Свойства клеевых соединений	448

<i>Глава XXVII. Лакокрасочные материалы</i>	451
1. Общие сведения, состав и классификация лакокрасочных материалов . . .	451
2. Сравнительные свойства лакокрасочных покрытий	453
<i>Глава XXVIII. Древесные материалы</i>	456
1. Основные сведения о строении древесины	456
2. Свойства древесины и защита древесины от увлажнения, загнивания и воспламенения	457
3. Разновидности древесных материалов	460
<i>Глава XXIX. Неорганические материалы</i>	463
1. Неорганическое стекло	463
2. Ситаллы (стеклокристаллические материалы)	467
3. Керамические материалы	469
<i>Часть III.</i>	
ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ РАЗ-	
ЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГО-	
ВЕЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ	
<i>Глава XXX. Стоимость машиностроительных и инструментальных материалов</i>	473
<i>Глава XXXI. Экономическая эффективность внедрения в производство новых материалов и методов термической обработки</i>	479
<i>Глава XXXII. Понятие о методике расчета народнохозяйственной эффективности приме- нения упрочняющих процессов с учетом долговечности деталей при эксплуатации</i>	483
Список литературы	485
Предметный указатель	487