

В

ДЛЯ ВХОДА

Ю. М. Лахтин
В. П. Леонтьева

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

В

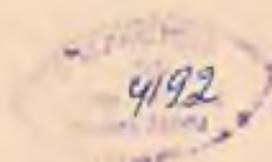
ДЛЯ ВУЗОВ

Ю. М. Лахтин
В. П. Леонтьева

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Издание,
переработанное и дополненное

Допущено Государственным комитетом СССР по народному образованию в качестве учебника для высших технических учебных заведений



МОСКВА
«МАШИНОСТРОЕНИЕ»
1990

ББК 30.3я73
Л29
УДК 620.22 (075.8)

Рецензент — кафедра «Металловедение и химия Механики»
станционной механической мастерской (Зв. лиц. канд. техн. Л. С. Козлов)

Л29 Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П.
Материаловедение. Учебник для высших технических
учебных заведений. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Ма-
шинное строительство, 1990. — 628 с. 1 кд.
ISBN 5-217-00858-X

В третьем издании (3-е изд. 1986 г.) рассмотрены кристаллические
структуры металлов, сплавов, пластическая деформация и рекристаллиза-
ция. Изложены современные методы исследования и критерии оценки кон-
структивной прочности металлов, рассмотрены их способность к дефор-
мации. Описаны фазы, образующиеся в сплавах, в зависимости состав-
ления.

Изложены основные закономерности и механизмы термической обра-
ботки в двухтомном учеб. «Числ.». Рассмотрены основные виды сварки, свойства
металлов и металловых соединений.

Л 2704070000—254
033 (01)—90 754—90

ББК 30.3я73

УЧЕБНОЕ ИЗДАНИЕ
Лахтин Юрий Михайлович
Леонтьева Валентина Петровна
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор Н. Г. Сидорова
Художественный редактор А. С. Зоринкина
Технический редактор И. Н. Роговская
Корректоры: Т. В. Багдасарян, О. Е. Мещеряков
ИБ М 6260

Издана в 1990 г. 14 000 экз. Подписано в печать 21.11.89. 7-00111. Формат 60×90.
Уч.-изд. л. 629. Уч.-изд. л. 2. Тираж 14 000 экз. Цена 3 руб. 50 ц. 1990 г. 11.2
Уч. л. 629. Уч.-изд. л. 2. Тираж 14 000 экз. Цена 3 руб. 50 ц. 1990 г. 11.2

Издана в 1990 г. 14 000 экз. Подписано в печать 21.11.89. 7-00111. Формат 60×90.
Уч.-изд. л. 629. Уч.-изд. л. 2. Тираж 14 000 экз. Цена 3 руб. 50 ц. 1990 г. 11.2

Уч.-изд. л. 629. Уч.-изд. л. 2. Тираж 14 000 экз. Цена 3 руб. 50 ц. 1990 г. 11.2
Уч.-изд. л. 629. Уч.-изд. л. 2. Тираж 14 000 экз. Цена 3 руб. 50 ц. 1990 г. 11.2

ISBN 5-217-00858-X © Издательство «Машиностроение», 1986
© Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева, 1990,
с изменениями

Курс «Материаловедения», в котором изучаются закономерности, определяющие строение и свойства материалов в зависимости от их состава и условий обработки, является одним из основных в цикле дисциплин, определяющих подготовку инженеров-машинистроителей.

Ускорение развития машиностроения — основной отрасли народного хозяйства — во многом зависит от успехов в создании и реализации эффективных и ресурсосберегающих материалов и технологий. Поэтому выпускники машиностроительных вузов должны обладать достаточными знаниями для правильного выбора материала, метода его упрочнения и снижения металлоемкости изделия при одновременном достижении наиболее высокой технико-экономической эффективности. Это основная задача курса «Материаловедения».

Учебник написан в соответствии с программой курса «Материаловедение» для высших учебных заведений. Курс «Материаловедение» включает две самостоятельные части: материаловедение и термическая обработка металлов; неметаллические материалы (полимеры, керамика, стекло, резина, древесина и т. д.).

Несмотря на все более широкое использование неметаллических материалов, металлы и сплавы останутся в ближайшем будущем основным конструкционным и инструментальным материалом. Поэтому в учебнике основное внимание уделено металлам.

Часть I «Материаловедение и термическая обработка» в третьем издании претерпела значительные изменения. Помимо внесенных 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. Описаны основные виды повреждения деталей машин (хрупкое и вязкое разрушение, деформации, износостойкость и др.). Рассмотрены принципы выбора комплекса причинствных свойств, которые определяют работоспособность металла (стали) при эксплуатации деталей машин. Дана классификация критериев оценки конструктивной прочности стали,

определяющих ее долговечность и надежность. Систематизированы пути повышения прочности металлов и сплавов.

В книге описаны новые технологические процессы термической и химико-термической обработки.

Большое внимание уделено порошковым материалам, сплавам с эффектом памяти, вископрочным мартенситно-стабилизирующим сталям и т. д.

В авиации и космосе широкое применение находят композиционные материалы на основе металлов, полимеров и керамики. Нет сомнения, что в недалеком будущем они получат применение и в других отраслях машиностроения (автомобильной, станкостроения, в химическом машиностроении и др.). Поэтому в учебнике дано подробное их описание.

Впервые введен раздел, посвященный поверхностному деформационному упрочнению, широко применяемому в машиностроении для повышения долговечности деталей машин. Указаны возможности использования ГИМ для металлургических исследований, решения технологических вопросов и управления оборудованием в термических цехах.

Часть II книги посвящена неметаллическим материалам. Этот раздел учебника также претерпел значительные изменения. Расширены сведения о старении полимеров, действии радиации, освещен процесс абляции. Переработан раздел термоустойчивых пластиков, приведены новые виды стеклопластиков и сотопласты, описаны металлокерамические материалы, износостойкие резины и новые теплоустойчивые клеи, работающие длительно при температуре до 600 °С и кратковременно при температуре до 1200 °С. Учебник будет полезен при выполнении курсовых и дипломных проектов.

В третьем издании учтены замечания, сделанные по второму изданию. Авторы признательны всем коллегам, сделавшим свои замечания по книге, направленные на ее улучшение, и приносят глубокую благодарность доктору технических наук, профессору, зав. кафедрой «Металловедение и машины» Московского станкоинструментального института А. С. Кремлеву, сделавшему ряд ценных замечаний при редактировании рукописи учебника.

Часть I «Металловедение и термическая обработка металлов» написана проф. Ю. М. Лахтиным, а часть II «Неметаллические материалы» — доц. В. П. Леонтьевой.

ЧАСТЬ I

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

ВВЕДЕНИЕ

Металловедением называется наука, устанавливающая связь между составом, структурой и свойствами металлов и сплавов и изучающая закономерности их изменения при тепловых, химических, механических, электромагнитных и радиоактивных воздействиях.

Первое существование связи между строением стали и ее свойствами было установлено П. П. Аносовым (1799—1839 гг.).

Основы научного металловедения были заложены выдающимся русским металлургом Д. К. Черновым (1839—1921 гг.), который за свои работы был назван в литературе «отцом металлографии».

В начале XX в. большую роль в развитии металловедения сыграли работы Н. С. Курнакова, который применил для исследования металлов методы физико-химического анализа.

Большое значение в развитии металловедения и термической обработки имели работы Осмонда (Франция), Юм-Розери и Мотта (Англия), Зейтца, Бейля и Мейла (США), Таммана и Ганемана (Германия) и др.

Развитие металловедения неразрывно связано с работами советских ученых. После Великой Октябрьской социалистической революции, особенно в период индустриализации страны, возникли многочисленные исследовательские лаборатории на заводах и в институтах, а также был создан ряд специализированных исследовательских институтов, в которых развернулась широкая работа в области металловедения и термической обработки металлов.

Большой вклад в развитие отечественного металловедения внесли С. С. Штейнберг, Н. А. Минкевич, Г. В. Курдюмов, А. А. Байков, А. М. Бочвар, А. А. Вочвар, К. П. Булик, С. Т. Кипкиш, В. Д. Садовский, И. И. Сидорин, А. П. Гуляев и их последователи.

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.

Наибольшее применение нашли черные металлы. На основе железа изготавливается не менее 90—95 % всех конструктивных и инструментальных материалов. Широкое распространение же-

леза и его сплавов сплавы с большим содержанием его в зерно-коре, низкой стоимостью, вытекают технологические и экономические свойства. Стоимость цветных металлов во много раз выше стоимости железа и его сплавов.

Кобальт, никель, а также кадмий и иттрий по свойствам марганец нередко относят к металлам железной группы. Цветные металлы по свойствам подразделяют на легкие металлы (Ba, Mg, Al, Ti), обладающие малой плотностью; легкоплавкие металлы (Zn, Cd, Sn, Sb, Hg, Pb, Bi), тугоплавкие металлы (Ti, Cr, Zr, Nb, Mo, W, V и др.) и температурой плавления выше чем у железа (1539 °C); благородные металлы (Pt, Pd, Ag, Au, Pt, Au и др.), обладающие высокой электропроводностью; упрочняющие металлы (V, Ti, Fe) — актиноиды, используемые в ядерной технике; редкоземельные металлы (РЗМ), актиноиды (U, Pu, Np, Sm и др.) и сплавы с ними цитрон и скандий, применяемые как присадки к различным сплавам; редкоземельные металлы (Ce, La, K) используются в качестве термоэлектродов в вакуумных реакторах.

Современное машиностроение характеризуют непрерывно возрастающая энергонапряженность, а также тяжелые условия эксплуатации машин (высокий вакуум, высокие температуры, агрессивные среды и т. д.). Такие условия работы машин предъявляют к материалам особые требования. Для удовлетворения этих требований созданы новые сплавы на основе различных металлов.

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

Часто новые сплавы проектируют путем

В специальной машиностроении все чаще применяют так называемые композиционные материалы, сплавы деформируемые и др.

За последние годы достигнуты большие успехи в обеспечении необычайно прогресс в разработке конструктивных и инструментальных материалов и различных сплавов металлов. Исследования реальной структуры твердых тел показали принципиальную возможность получения сплавов с прочностью, приближающейся к теоретической, обеспечиваемой прочностью межatóмных связей.

Развитие физического материаловедения позволяет предполагать, что в ближайшем будущем будут разработаны специальные стали и сплавы с временным пределом текучести $\sigma_{0.2} = 200 - 6000$ МПа и пределом прочности $\sigma_{0.2} = 100 - 1500$ МПа.

ГЛАВА I. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА И СТРУКТУРНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

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 обычными способами) представляют собой поликристаллические тела, состоящие из большого числа мелких ($10^{-3} - 10^{-2}$ см), различно ориентированных по отношению друг к другу кристаллов.

В процессе кристаллизации они приобретают неправильную форму и называются кристаллитами, или зёрнами.

Металлы в твёрдом и отчасти в жидком состоянии обладают рядом характерных свойств:

высокими теплопроводностью и электрической проводимостью; положительными температурными коэффициентами электрического сопротивления; с повышением температуры электрическое сопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов (30) обладает сверхпроводимостью (у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электрическое сопротивление падает скачкообразно, практически до нуля);

термоэлектрической эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;

хорошей отражательной способностью; металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;

повышенной способностью к пластической деформации.

Наличие этих свойств и характеризует так называемое металлическое состояние вещества.

Чистые металлы¹ в обычном структурном состоянии обладают

низкой 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

¹ Полностью чистый металл весьма условное. В дальнейшем под чистым металлом будем понимать металл чистотой 99,99%. Во всех остальных случаях подразумевается технически чистый металл с заданным количеством примесей (99,5—99,9%).

получаемый обычным заводским способом.

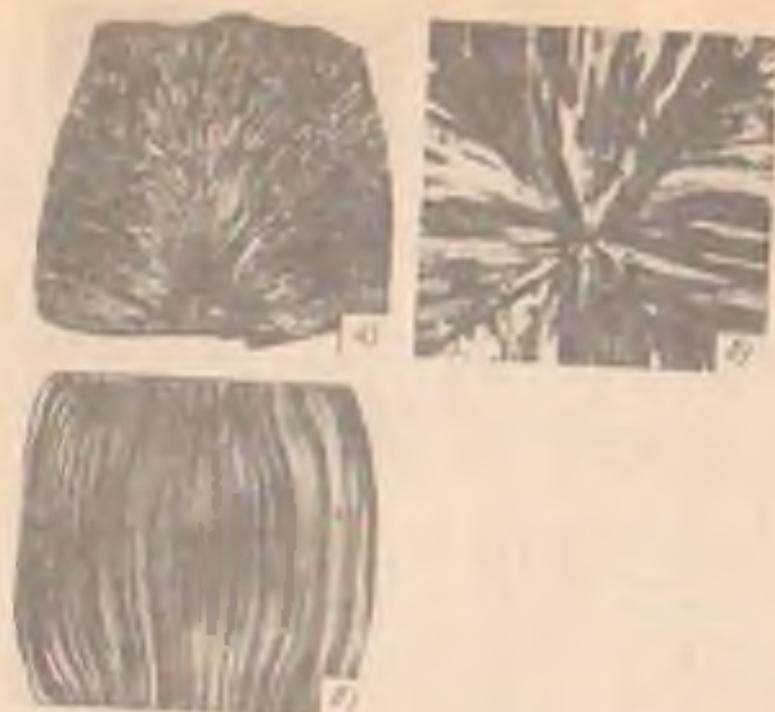


Рис. 1. Макроструктура сплава свинца (а), свинца меди (б) и деформированной стали (в)

(гомогенные) составные части системы, имеющие одинаковое строение, кристаллическое строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние и одинаковые или составные части поверхности раздела. Под структурой понимают форму, размеры и характер взаимного расположения составляющих фаз в металле и сплавах.

Структурными частями сплава называют обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присутствующими им характерными особенностями.

Различают *микроструктуру* (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30—50 раз) и *микроструктуру* (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях).

Макроструктуру исследуют на специальном макрошлифе (темплете). Для приготовления макрошлифа 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 обнаружить форму и расположение зерен в литом металле (рис. 1, а, б); волокна де-



Рис. 2. Микроструктура железа (а) и стали с 0,8% С (б, в): а — $\times 200$, б — $\times 300$, в — электронная микрофотография, $\times 1000$

формированные кристаллиты) в поковках и штамповых заготовках (рис. 1, в), дефекты, нарушающие сплошность металла (условочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д.); химическую неоднородность сплава, вызванную процессом кристаллизации или создаваемую термической или химико-термической (цементация, азотирование и т. д.) обработкой.

Микроструктура показывает (рис. 2, а, б) размер и форму зерен, взаимное расположение фаз, их форму и размеры.

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

Микроструктуру металлов наблюдают в микроскопе — оптическом или электронном.

Разрешающая способность оптического микроскопа, т. е. минимальная величина объекта (детали структуры), которая различима с его помощью, не превышает 0,2 мкм (200 нм). Полезное увеличение в оптическом микроскопе достигает примерно 2000 раз. Увеличение больших увеличений бесполезно, так как новые, более мелкие детали структуры не становятся видимыми, меняется только масштаб изображения, поскольку разрешающая способность, определяемая волновой природой света, не меняется.

Разрешающая способность электронных микроскопов значительно выше оптической. Использование электронных лучей, обладающих очень малой длиной волны ((0,04—0,12) 10^{-8} км), дает возможность различать детали изучаемого объекта размером до 0,2—0,5 нм.



Рис. 3. Микростроение изотропного металла излома, $\times 1000$

возможность прямого наблюдения структуры. На рис. 2, в показана микроструктура с помощью электронного микроскопа.

Очень большое применение получили растровые электронные микроскопы (РЕМ), в которых изображение создается благодаря вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно сфокусированный по этой поверхности поток первичных электронов.

Растровый микроскоп позволяет изучать непосредственно поверхность металла, однако он имеет меньшую разрешающую способность (25—30 нм), чем просвечивающий электронный микроскоп.

В последние годы для оценки металлургического качества металла, закономерностей процесса разрушения, а также структуры, технологических и других факторов из разрушения широко применяется метод фрактографии — области знания о строении излома.

Под изломом понимают поверхность, образующуюся в результате разрушения металла. Вид излома определяется условиями нагружения, кристаллографическим строением и микроструктурой металла (сплава), формируемой технологией его выплавки, обработки давлением, термической обработки, температурой и средой, в которых работает конструкция.

Изломы изучают на макро- и микроуровне (при увеличении $\times 50$ тыс. крат и выше). Метод визуального изучения излома, а также с помощью светового микроскопа при больших увеличениях называется фрактографией. Исследование особенностей тонкой структуры излома под электронным или растровым микроскопом носит название микрофрактографии (рис. 3).

Для изучения атомно-кристаллического строения применяют рентгеноструктурный анализ. Он основан на дифракции рентге-

Наибольшее распространение нашли просвечивающие электронные микроскопы ПЭМ, в которых поток электронов проходит через научаемый объект, представляющий собой тонкую фольгу. Полученные изображения являются результатом рассеяния электронов на объекте.

ПЭМ позволяет подробно изучать субструктуру металла. Одно из наиболее важных достижений электронной микроскопии — дефекты кристаллической

микроволновых лучей с очень малой длиной волны (0,02—0,2 нм) ридами Френеля в кристаллическом теле. Для этой цели кроме рентгеновских лучей используют электроны и нейтроны, которые также дают дифракционные картины при взаимодействии с ионами (атомами) металла.

В металлостроении все шире применяют метод *рентгеноспектроскопического микроанализа (РСМА)* для изучения распределения примесей и специально введенных элементов в сплавах. Метод РСМА определяет химический состав микрообластей на металлографическом шлифе, при этом достигается разрешение порядка микрометров.

Для изучения металлов и сплавов нередко используют физические методы исследования (тепловые, объемные, электрические, магнитные). В основу этих исследований положены взаимосвязи между изменениями физических свойств и процессами, происходящими в металлах и сплавах при их обработке или в результате их под влиянием воздействий (термических, механических и др.). Нередко часто применяют *дифференциальный термический анализ* (построение кривых охлаждения в координатах температура—время) и *дилатометрический метод*, основанный на изменении объема при фазовых превращениях. Для ферромагнитных материалов применяется магнитный анализ¹.

2. АТОМНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ

Под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов (ионов), существующее в реальном кристалле.

В твердом состоянии металл представляет собой постройку, состоящую из положительно заряженных ионов, омываемых «газом» из свободных коллективизированных электронов. Связь в металле осуществляется электростатическими силами. Между ионами и коллективизированными электронами проводимости действуют электростатические силы притяжения, которые стягивают ионы. Такая связь называется *металлической*.

Силы связи в металлах определяются силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии один от другого, при котором энергия взаимодействия минимальна. Как видно из рис. 4, этому положению соответствует равновесное расстояние a_0 . При сжатии атомов (ионов) на расстояние, меньшее a_0 , или удалении их на расстояние, большее a_0 , осуществимо лишь при совершении определенной работы против сил отталкивания и притяжения.

¹ Геллер Ю. А., Рагштадт А. Г. Металлостроение. М.: Металлургия, 1961. 384 с.

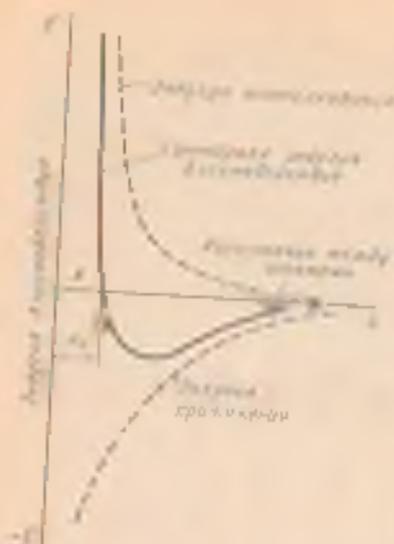


Рис. 4. Схема наглядно показывает взаимодействие двух атомов в зависимости от расстояния между ядрами.

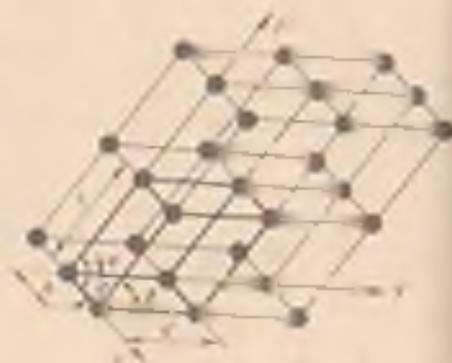


Рис. 5. Схема кристаллической решетки.

Поэтому в металле атомы располагаются упорядоченно, образуя пространственную кристаллическую решетку, что соответствует минимальной энергии взаимодействия атомов.

Кристаллическая решетка (x, y, z) состоит из воображаемых линий и плоскостей, проходящих через точки расположения ионов в пространстве¹. Жирными линиями выведен наименьший параллелепипед, последовательным перемещением которого вдоль трех осей всей может быть построен весь кристалл.

Этот наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла в любом объеме, иллучил название элементарной кристаллической ячейки.

Для однозначной ее характеристики необходимо звать следующие величины: три ребра (a, b и c) и три угла между осями α, β и γ (см. рис. 5).

Большинство металлов образует одну из следующих высокосимметричных решеток с плотной упаковкой атомов: кубическую объемно центрированную, кубическую гранецентрированную и гексагональную (рис. 6).

Как видно из рис. 6, а, в кубической объемно центрированной решетке (ОЦК) атомы расположены в вершинах куба и один атом в центре объема куба. Кубическую объемно центрированную решетку имеют металлы Pb, K, Na, Li, Tl, Zr, Ta, W, V, Fe, Cr, Nb, Ba и др.

¹ Если в узлах кристаллической решетки поместить в точной копии 100% атомов в структуру. Это движение не отражается даже при симметрии, близкой к абсолютному нулю.

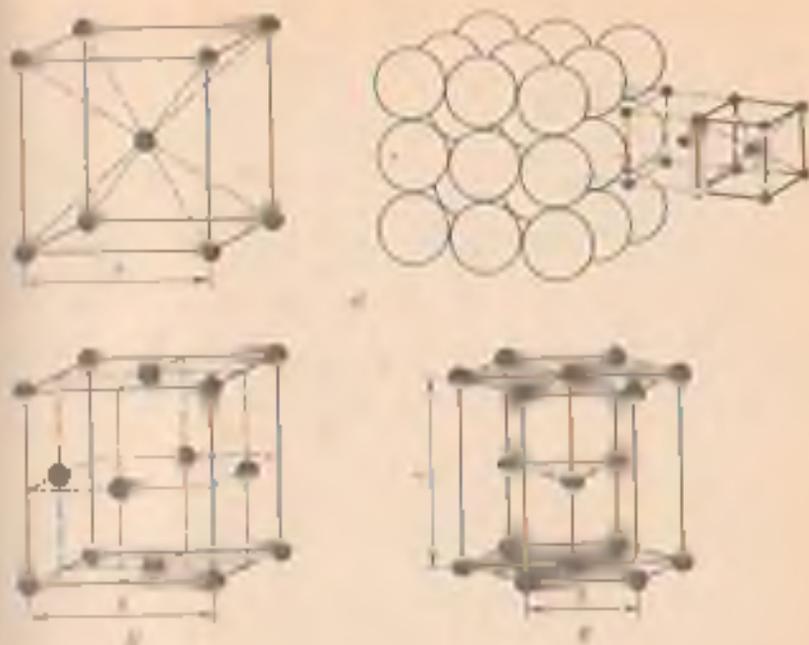


Рис. 6. Кристаллические решетки металлов.

а — объемно центрированный кубический (ОЦК); б — гранецентрированный кубический (ФЦК); в — гексагональная плоскопараллельная (ГЦК); г — гексагональная плоскопараллельная (ГЦК).

В кубической гранецентрированной решетке (ФЦК) атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (рис. 6, б). Решетку такого типа имеют металлы: Ca_2 , Ce , Sr_2 , Tl , Pb , Ni , Au , Ag , Pd , Pt , Rh , Ir , Fe_2 , Cu , Co_2 и др.

В гексагональной решетке (рис. 6, в) атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома — в средней плоскости призмы. Такую упаковку атомов имеют металлы: Mg , Tl_2 , Cd , Re , Os , Ru , Zn , Co_2 , Be , Ca_2 и др.

Расстояния a , b , c между центрами ближайших атомов в элементарной ячейке (см. рис. 5) называются периодами решетки. Период решетки выражается в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ см}$).

Периоды решетки для большинства металлов находятся в пределах $0,1-0,7 \text{ нм}$.

На одну элементарную ячейку объемно центрированной решетки приходится два атома; один в центре куба и другой вносят атомы, расположенные в вершинах куба (каждый атом в вершине куба одновременно принадлежит восьми соприкасающимся 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; на них один (по такому же

4192 г

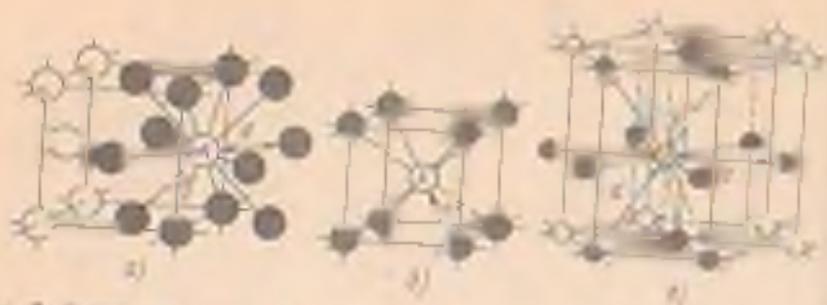


Рис. 7. Структура элементарной ячейки ионов, расположенных на узлах и количестве их расстояния от данного иона A в решетке кристаллической решетки (С. С. Шнейберг)
 $a = 2x$ $b = 2y$ $c = 2z$

решетку, как и для объемно центрированной кубической решетки) входят атомы в вершинах куба, а три суммарно $(1/2) \times 6 = 3$ атома, расположенные на середине граней, 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 — объема, занятого шариками, которые условно можно рассматривать как жесткие шары (см. рис. 8, а), характеризуется координационным числом z , которым понимают число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома. Чем больше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов.

В элементарной ячейке объемно центрированной кубической решетки наименьшее расстояние между атомами соответствует $d = 0,5a\sqrt{3}$. На этом расстоянии от данного атома находится 8 соседей (рис. 7, б). Следовательно, координационное число для ОЦК решетки соответствует 8 и обозначается $K(8)$. Коэффициент компактности ячейки, определенной как отношение объема, занятого атомами, к объему ячейки составляет для ОЦК решетке 68%.

Для гранецентрированной кубической решетки координационное число равно 12 ($K(12)$); каждый атом имеет 12 ближайших соседей на расстоянии $d = 0,5a\sqrt{2}$ (рис. 7, в), что соответствует наибольшей плотности упаковки или укладки в виде шаров. Гексагональная плотноупакованная решетка, для которой $c/a = 1,633$, имеет координационное число 12 ($H(12)$), что также соответствует наибольшей плотности упаковки шаров (атомов) (рис. 7, г). У многих металлов, кристаллизующихся в гексагональной системе, отношение c/a находится в пределах 1,57—1,64, т. е. может отклоняться от оптимальной упаковки, при которой $c/a = 1,633$. Если отклонение c/a значительно отличается

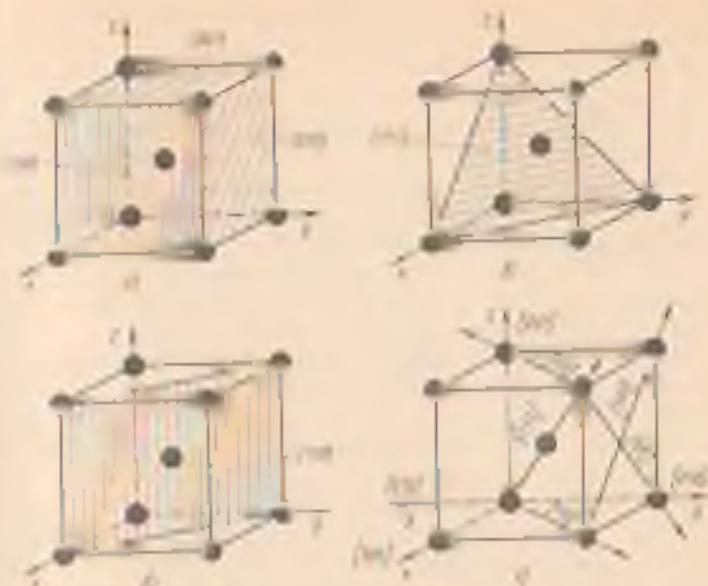


Рис. 2. Плоскости кристаллографических плоскостей (а—в) и направлений (г) в КСЛК решетках

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 компактности равен 74 %.

При уменьшении координационного числа в гексагональной решетке с 12 до 6 коэффициент компактности составляет около 50 %, а при координационном числе 4 — всего около 25 %.

Половину наименьшего расстояния между атомами в их кристаллической решетке называют *атомным радиусом*. Атомный радиус возрастает при уменьшении координационного числа, так как при этом увеличивается пространство между атомами. Поэтому атомные радиусы 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 равнозначных числа, являющихся делителями, обратными отрезкам осей, отсекаемым данной плоскостью на осях координат. Числа длины вдоль осей выбирают равными длине ребер элементарной ячейки. Эти числа заключают в круглые скобки.

Приведем примеры обозначения плоскостей. Установим первоначально индексы для плоскости куба. Каждая плоскость

куба (рис. 8 а) отсекают только одну ось, при этом отсекаемые отрезки будут равны (1, ∞, ∞); ∞, 1, ∞; (∞, ∞, 1). Обратные величины отсекаемых отрезков будут соответственно равны (1, 0, 0); (0, 1, 0); (0, 0, 1). Индексы плоскости (hkl) будут (100), (010), (001), (100), (010) и (001). Знак минус над индексом соответствует отрицательным отрезкам.

В кубической решетке кроме плоскостей куба (рис. 8 а) различают плоскость октаэдра (111) (рис. 8 в) и плоскость ромбического додекаэдра (110) (рис. 8 б).

Следует иметь в виду, что индексы характеризуют не одну какую-либо плоскость, а целую группу параллельных плоскостей, и тогда их заключают в фигурные скобки¹.

Индексы направлений. Для определения индексов направлений расположения решетки атомов в кристаллической решетке необходимо из семейства параллельных плоскостей выбрать направление плоскостей, проходящих через начало координат. Далее, приняв за единицу длину ребра элементарной ячейки (или период решетки), определяем координаты любой точки этого направления. Полученные значения координат точки приводят к отношению трех наименьших чисел. Эти числа, заключенные в квадратные скобки [hkl], являются индексами данного направления. Полученные значения координат точки приводят к отношению трех наименьших чисел. Эти числа, заключенные в квадратные скобки [hkl], являются индексами данного направления и всех параллельных ему направлений. Основные направления в кубической решетке приведены на рис. 8, 2. Индексы осей решетки x — [100], y — [010] и z — [001]. Индексы пространственной диагонали [111]. Для кубической решетки индекс направления [hkl], перпендикулярный к плоскости (hkl), численно равен индексам этой плоскости. Например, индекс оси x равен [100], а индекс плоскости, перпендикулярной к оси x , равен (100).

Анизотропия свойств металлов. Нетрудно видеть, что плотность расположения атомов по различным плоскостям (так называемая ретикулярная плотность) неодинакова. Так, плоскости (100) в ОЦК решетке представляют лишь один атом $(1/4) \times 4$, плоскости ромбического додекаэдра (110) — два атома: один атом в центре куба, находящегося в вершинах $(1/4) \times 4$, и один атом в центре куба. В ГЦК решетке плоскостью с наиболее плотным расположением атомов будет плоскость октаэдра (111), а в ОЦК решетке — плоскость (110).

Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях в различных решетках свойства (химические, физические, механические) каждого монокристалла зависят от направления вырезки образца по отношению к направлениям в решетке. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных

¹ Совершенно верно кристаллографически эквивалентные плоскости кубической решетки имеют индекс куба (100), эквивалентные с фигурными скобками (запятой, заключенные [100] или {100}) и т. д. Совершенно верно кристаллографически эквивалентные плоскости октаэдра обозначаются {111} и т. д.

кристаллографических направлений называется *анизотропией*.
 Кристалл — 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 кристалликов. В большинстве случаев кристаллики статистически неупорядоченно ориентированы по отношению друг к другу; поэтому во всех направлениях свойства более или менее одинаковы, т. е. поликристаллическое тело является псевдоизотропным. Такая полная изотропность металла не будет наблюдаться, если кристаллики имеют единую преимущественную ориентацию в каких-то направлениях. Эта ориентированность, или *текстура*, создается в известной степени, но не полностью (например, в результате значительной холодной деформации); в этом случае поликристаллический металл приобретает анизотропные свойства.

3. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МЕТАЛЛОВ

В любом реальном кристалле всегда имеются дефекты строения. Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическим признакам на *точечные* (нульмерные), *линейные* (одномерные) и *поверхностные* (двумерные).

Точечные дефекты. Эти дефекты (рис. 9) — малы во всех трех измерениях, и размеры их не превышают нескольких атом-

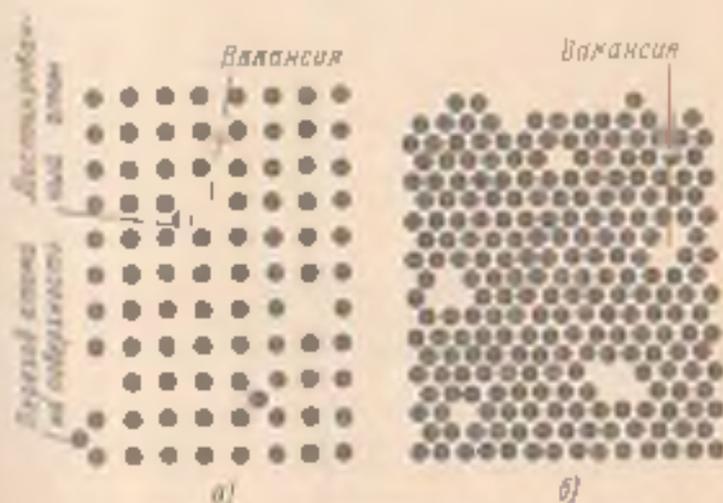


Рис. 9. Точечные дефекты кристаллической решетки

ния дислокации. К точечным дефектам относятся вакансии (дефекты Шотткаи), т. е. узлы решетки, в которых атомы отсутствуют (рис. 9, а и б). Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узла решетки на поверхность или полного испарения с поверхности кристалла и реже в результате их переходов в междоузлие.

В кристалле всегда имеются атомы, кинетическая энергия которых значительно выше средней собственной атомной температуры нагрева. Такие атомы, особенно расположенные вблизи поверхности, могут выйти на поверхность кристалла, их места займут атомы, находящиеся дальше от поверхности, а прилегающие им узлы окажутся свободными, т. е. возникнут тепловые вакансии.

Источниками тепловых вакансий, т. е. возникающих при нагреве, являются свободная поверхность, границы зерен, поры, трещины и т. д. С повышением температуры концентрации вакансий возрастает. Количество вакансий при температуре близкой к плавлению, может достигать 1% по отношению к числу атомов в кристалле. Быстрым охлаждением от этой температуры можно зафиксировать эту вакансию при нормальной температуре (так называемые закалочные вакансии).

Кристалл, находясь при данной температуре в термодинамическом равновесии, имеет равновесную концентрацию тепловых вакансий. При данной температуре в кристалле создаются не только одиночные вакансии (см. рис. 9, а), но и двойные, тройные и их группировки. Большинство вакансий являются двойными (так называемые дисвакансии) (см. рис. 9, б).

Вакансии образуются не только в результате нагрева, но и в процессе пластической деформации, рекристаллизации и при бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или дейтронное облучение в ядерном реакторе).

Межузельные атомы (дефекты Френкеля) образуются в результате перехода атома из узла решетки в междоузлие (см. рис. 9, в). На месте атома, вышедшего из узла решетки в междоузлие, образуется вакансия.

В междоузельных решетках, характерных для большинства металлов, энергия образования межузельных атомов в несколько раз больше энергии образования тепловых вакансий. Поэтому в металлах очень трудно возникают межузельные атомы и основным типом точечными дефектами являются тепловые вакансии.

Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки (см. рис. 9). Смещения (релаксация) вокруг вакансии возникают обычно в первом ближайшем соседнем атоме и составляют долю междоузельного расстояния. Вокруг межузельного атома в междоузельной решетке смещения соседних атомов значительно больше, чем вокруг вакансии.

Точечные несовершенства возникают и как результат присутствия атомов примесей. Критерии имеются даже в самом чистом металле. Атомы примесей или помещают атомы основного металла в кристаллической решетке или располагаются в междоузлиях (см. рис. 10), искажая решетку. Наличие вакансий предопределяет возможность *диффузии*, т. е. перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные для данного металла.

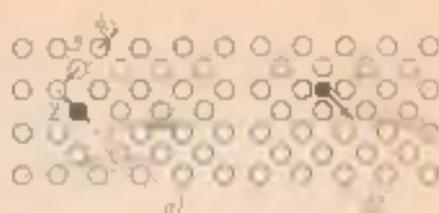


Рис. 10. Сдвиг междоузлий атомов в кристаллической решетке металлов

Если перемещения атомов не связаны с наличием концентрации в отдельных объемах, то такой процесс называется *самодиффузией*. Диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации, происходит в сплавах или металлах с повышенным содержанием примесей и называется *гетеродиффузией*.

Атомы металла при самодиффузии, а также примеси, атомы которых замещают атомы основного металла в кристаллической решетке, перемещаются путем обмена местами с вакансиями (рис. 10, а); примеси, расположенные в междоузлиях (при *диффузии*) передвигаются путем перехода из одного междоузлия в другое (рис. 10, б). Точечные дефекты Шоттки и Френкеля влияют на некоторые физические свойства металла (электрическую проводимость, магнитные свойства и др.), а также на фазовые превращения в металлах и сплавах.

Линейные дефекты. Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Этими несовершенствами могут быть ряд вакансий или ряд междоузельных атомов. Особым и важнейшим видом линейных несовершенств являются *дислокации* — краевые и *винтовые*.

Краевая дислокация (рис. 11) представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней лишней атомной полуплоскости или экстраплоскости.

Наиболее простой и наглядный способ образования дислокаций в кристалле — сдвиг (рис. 11, а). Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировать положение, когда сдвиг охватит не всю плоскость скольжения, а только часть ее *ABC*, то граница *AB* между участком, где скольжение уже произошло, и участком в плоскости скольжения, в котором скольжение еще не произошло, и будет дислокацией.

Край экстраплоскости *AB* представляет собой линию краевой дислокации, которая простирается вдоль плоскости скольжения

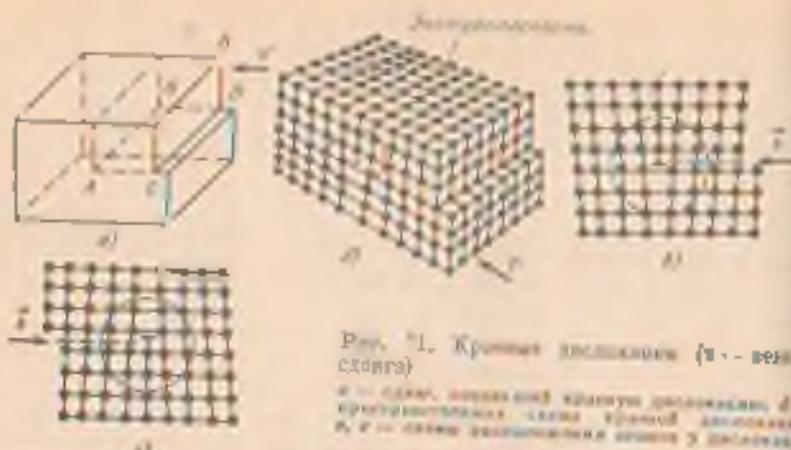


Рис. 1. Краевые дислокации (ρ — величина сдвига)

a — схема, показывающая дислокацию, b — вектор смещения, ρ — величина сдвига, ρ — величина сдвига, ρ — величина сдвига, ρ — величина сдвига

(в перпендикулярно к вектору сдвига ρ) через всю толщину кристалла (рис. 11, a). В поперечном сечении, где имеет место существенное нарушение в близости и расположении атомов, размеры дефекта не велики и не превышают (3–5) a (a — период решетки).

Дислокационные линии не образуются внутри кристалла, они выходят на его поверхность, заканчиваются на других дислокациях или образуют замкнутые дислокационные петли.

Если экстрадислокация находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют *положительной* и обозначают \pm (рис. 11, b), а если в нижней — то *отрицательной* и обозначают \mp (рис. 11, c). Различие между положительной и отрицательной дислокациями чисто условное. Перевернув кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную. Знак дислокации важен при анализе их взаимодействия.

Дислокации при приложении небольшого касательного напряжения легко перемещаются. В этом случае экстрадислокация посредством незначительного смещения перейдет в полную плоскость кристалла, а функции экстрадислокации будут переданы соседней плоскости. Дислокации одинакового знака отталкиваются (рис. 12, a), а разного знака взаимно притягиваются (рис. 12, b). Сближение дислокаций разного знака приводит к их взаимному уничтожению (аннигиляции).

Кроме краевых различают еще винтовые дислокации. На рис. 12 показана пространственная модель винтовой дислокации — это прямая линия EP (рис. 13), вокруг которой атомные плоскости изогнуты по винтовой поверхности. Обойдя верхнюю атомную плоскость по часовой стрелке, приходишь к краю второй атомной плоскости и т. д. В этом случае кристалл можно представить как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности (рис. 13). Винтовая дислокация так же, как и краевая, образована полным сдвигом кристалла по плос-



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

кости Φ . В отличие от краевой дислокации винтовая дислокация параллельна вектору сдвига.

Если винтовая дислокация образована движением по часовой стрелке, ее называют *правой*, а против часовой стрелки — *левой*. Вокруг дислокаций на протяжении нескольких межатомных расстояний возникают искажения решетки. Энергия искажения кристаллической решетки является одной из важнейших характеристик дислокации любого типа. Критерием этого искажения служит *вектор Бюргера*.

Чтобы оценить степень искаженности решетки, вызванной дислокацией, следует сравнить несовершенный кристалл, содержащий дислокацию, с совершенным кристаллом. Для этого строят

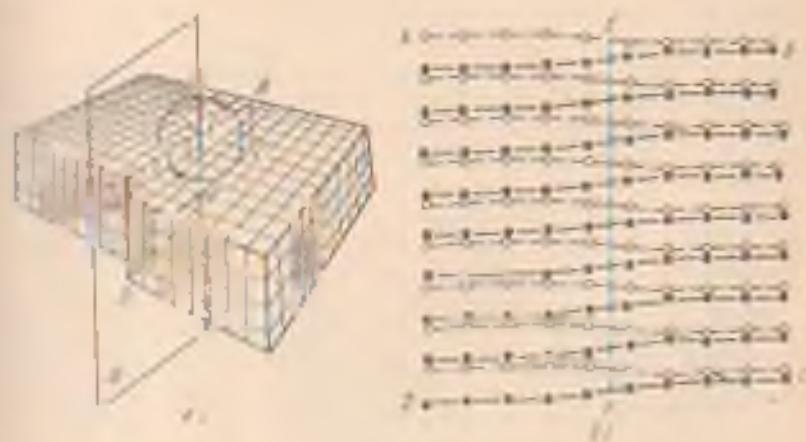


Рис. 13. Представительная модель образования винтовой дислокации EF в результате незначительного сдвига по плоскости Q (а) в расщепленном слое в области винтовой дислокации (б)



Рис. 14. Схема дислокации в кристалле.
 a — постоянная решетки кристалла; b — вектор смещения кристалла.

контур Бюргера, представляющей собой замкнутый контур произвольной формы, условно выделенный в реальном кристалле путем последовательного обхода дефекта от атома к атому в определенной области кристалла.

Для определения вектора Бюргера крайней дислокации (рис. 14) выберем вокруг дислокации контур ABCDE. Проведем контур, откладывая, например, от точки A против часовой стрелки шаги вверх по шесть межатомных расстояний: AB, BC, CD и DE. Контур замкнется в точке A и *вектор DA* будет состоять только из пяти отрезков. В кристалле, в котором отсутствует дислокация, этот участок так же, как и предыдущие, состоит из шести отрезков.

Вектор Бюргера представляет собой разность параметров кристаллической решетки (рис. 14, б) в контуре контура дислокации в реальной решетке (рис. 14, а), откладываемую в выбранном направлении в процессе скольжения.

Вектор Бюргера для кристалла, содержащего вектору дислокации, выражается векторно. В красной дислокации вектор Бюргера $b = a - a'$, где a — вектор — параметр кристаллической решетки, a' — вектор — параметр кристаллической решетки, то величина его соответствует геометрической сумме векторов Бюргера отдельных дислокаций. Квадрат вектора Бюргера характеризует энергию дислокаций и силы их взаимодействия.

Дислокации образуются в процессе кристаллизации металлов при охлаждении группы атомов. В процессе пластической деформации в фазовых переходах. Важной чертой кристаллов дислокационной структуры является плотность дислокаций. Под плотностью ρ дислокаций понимают суммарную длину дислокаций Σl , см, приходящуюся на единицу объема V кристалла, см^{-3} . Таким образом, размерность плотности дислокаций, см^{-2} , $\rho = \Sigma l / V$.

Плотность дислокаций экспериментально определяют путем подсчета числа выходящих на плоскость кристалла дислока-

ционных линий. На рис. 15 показаны следы травления дислокаций, расположенных по границам блоков железа.

Дислокации присутствуют в кристаллических кристаллах в определенном количестве (10^7 — 10^9 см^{-2}) и обладают легкой подвижностью и способностью к размножению. Большое влияние на механические и многие другие свойства металлов и сплавов оказывает не только плотность, но и расположение дислокаций в объеме.

Поверхностные дефекты. Эти дефекты малы только в одной размерности. Они представляют собой поверхности раздела между отдельными зёрнами или блоками в поликристаллическом металле; к ним относятся также дефекты упаковки.

Поликристалл состоит из большого числа зёрен, при этом в соседних зёрнах кристаллические решетки ориентированы различным образом. Границы между зёрнами называются *большеугольными*, так как в кристаллографических направлениях в соседних зёрнах образуют углы, достигающие десятков градусов.

Каждое зерно металла состоит из отдельных *субзёрен* (рис. 16, а), образующих так называемую *субструктуру*. Субзёрна ориентированы относительно друг друга от нескольких десятков до единиц градусов — *малоугольные границы*.

Субзёрна имеют размеры (0,1—1 мкм) на один — три порядка меньше размеров зёрен (рис. 16, а). На рис. 16, б дана ближняя субструктура чистого металла, а на рис. 16, в — дислокации по границам блоков. **Искусственные субструктуры** имеют большое зна-



Рис. 16. Дислокации в коррозионно-стойкой стали, X33 000



Рис. 16. Ближняя структура металла:
 а — структура зёрен в блочной структуре металла, б — структура зёрен в чистом металле, в — дислокации по границам блоков.

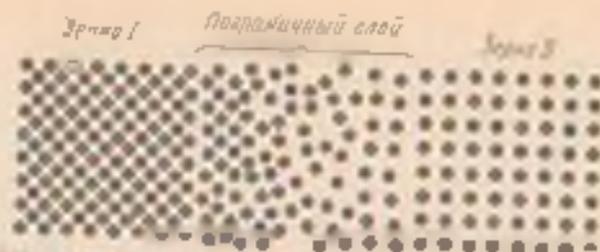


Рис. 17. Модель разориентированных зерен в области границы зерен металлов

честве, так как размеры и разориентированные субзерен влияют на многие свойства металлов. Границы между отдельными кристаллами (зернами) обычно представляют переходную область шириной до 3—4 межатомных расстояний, в которой решетка одного кристалла, имеющего определенную кристаллографическую ориентацию, переходит в решетку другого кристалла, имеющего иную кристаллографическую ориентацию. Поэтому на границе зерен в переходной области атомы расположены иначе, чем в объеме зерна (рис. 17). Кроме того, по границам зерен в технических металлах концентрируются примеси, что еще больше нарушает правильный порядок расположения атомов. Несколько меньшие нарушения наблюдаются на границах субзерен.

Субрешиты (мало- и среднугловые границы) образуются определенными системами дислокаций (см. рис. 16, а, в).

С увеличением угла разориентации субзерен и уменьшением их величины плотность дислокаций в металле повышается. Атомы на границах зерен (или субзерен) и атомы, расположенные на поверхности кристалла, вследствие некомпенсированности сил межатомного взаимодействия, имеют более высокую потенциальную энергию, по сравнению с атомами в объеме зерен.

Вопросы для самопроверки

1. Чем отличается микроструктура от микроструктуры и субструктур?
2. Что такое микрорадиография?
3. Чем равно дифракционный анализ для решеток ОЦК, ГЦК и ГПУ?
4. Чем отличаются линейные дислокации от винтовой? Что характеризует вектор Бюргера?
5. Какие структуры имеют малугловые и большугловые границы?

ГЛАВА II. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

1. ГОМОГЕННАЯ (САМОПРОИЗВОЛЬНАЯ) КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

1. Переход металлов из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется *кристаллизацией*. Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит в термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей энергией Гиббса (свободной энергией) G , т. е. когда энергия Гиббса кристалла меньше,

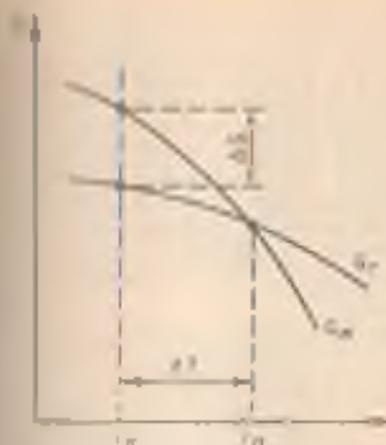


Рис. 18. Изменение энергии Гиббса G (включая энергию) металла в жидком $G_{ж}$ и твердом $G_{т}$ состояниях в зависимости от температуры (T_0 — температура, при которой происходит кристаллизация)

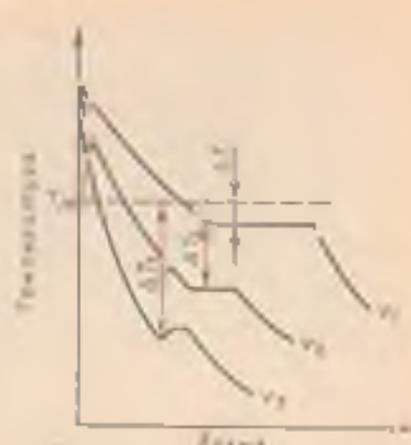


Рис. 19. Кривые охлаждения металла при кристаллизации; $v_1 < v_2 < v_3$

рой энергия Гиббса жидкой фазы. Если превращение происходит в направлении увеличения объема, то $G = E - TS$, где E — полная энергия (внутренняя энергия фазы), T — абсолютная температура, S — энтропия.

Изменение энергии Гиббса металла в жидком и твердом состоянии в зависимости от температуры показано на рис. 18. Выше температуры T_0 более устойчив жидкий металл, имеющий меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры устойчив твердый металл. При температуре T_0 значения энергий Гиббса металла в жидком и твердом состояниях равны. Температура T_0 соответствует равновесной температуре кристаллизации (или плавления) данного вещества, при которой обе фазы (жидкая и твердая) могут сосуществовать одновременно. Процесс кристаллизации при этой температуре еще не начинается. Процесс кристаллизации развивается, если создать условия, когда возникает разность энергий Гиббса ΔG , образующаяся вследствие меньшей энергии Гиббса твердого металла по сравнению с жидким.

Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной температуры T_0 . Разность между температурами T_0 и $T_к$, при которых может протекать процесс кристаллизации, носит название степени переохлаждения:

$$\Delta T = T_0 - T_к.$$

Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с разной скоростью v , показаны на рис. 19. При очень медленном охлаждении степень

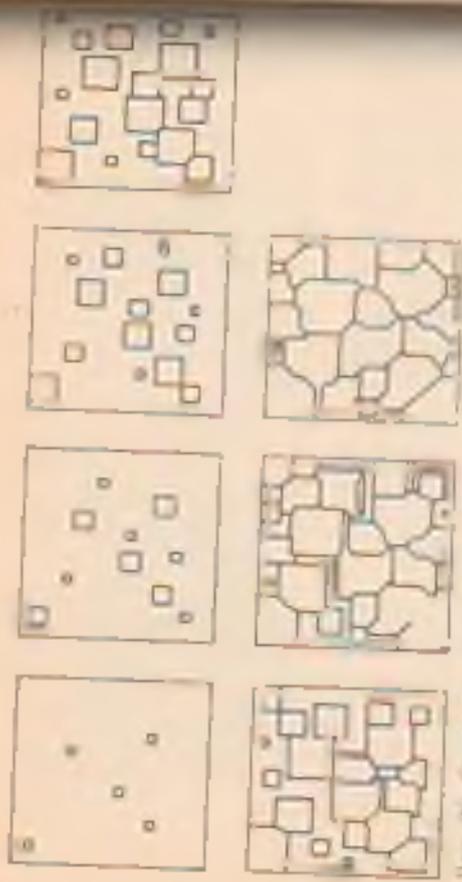


Рис. 26. Схема вторичной рекристаллизации металлов.

перохлажденный алюминий в процессе кристаллизации происходит при температуре, близкой к равновесной T_0 (рис. 19, кривая η). На термической кривой при температуре кристаллизации отмечены горизонтальная площадка (остановка в плато на термодинамической кривой), образование которой объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, несмотря на отвод теплоты при охлаждении.

С увеличением скорости охлаждения структура перохлажденного металла (кривые η , δ) в процессе кристаллизации приобретает характерную форму, которая значительно отличается от структуры кристаллизации. Чем выше скорость охлаждения, тем больше склонен к перохлаждению. При затверждении отливки металла структура перохлажденного ΔT может быть очень велика. Однако чаще структура перохлажденного не превышает $10-20^\circ\text{C}$.

Процесс кристаллизации, как правило, осуществляется в ΔT от $10-20^\circ\text{C}$ до $100-150^\circ\text{C}$ и образуются структуры, которые различаются (рис. 20) по кристаллографическому и кристаллохимическому составу и размеру.

При перохлаждении сплава в зависимости от температуры T_0 могут образоваться различные структуры, способные к росту кристаллической фазы (рис. 20).

Плохо образованные кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную геометрическую форму. Однако при быстром росте кристаллов кристаллов из неправильной формы могут образоваться участки, где рост кристаллов прекращается из-за отсутствия возможности дальнейшего роста. В результате структуры кристаллов, которые имеют неправильную форму, после этого кристаллизации при охлаждении, как правило, имеют

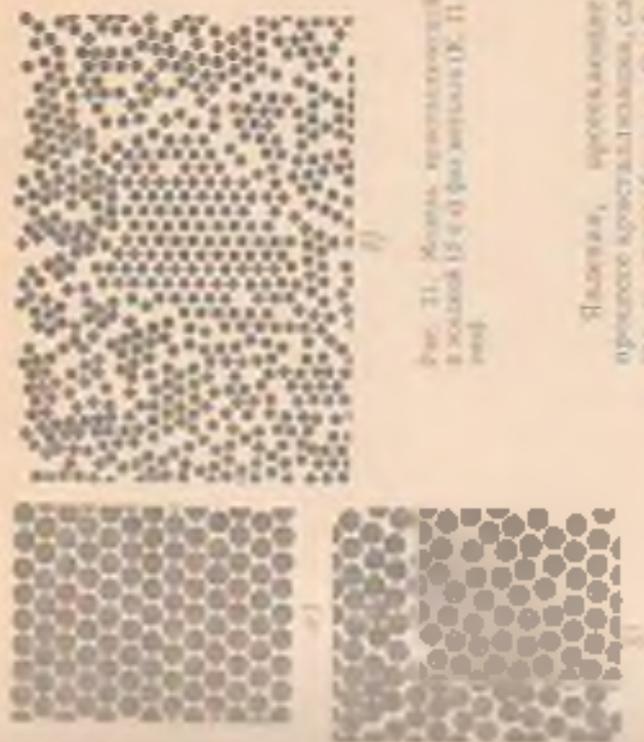


Рис. 21. Металл, кристаллизующийся (а) в жидком состоянии (б) при охлаждении (в) при охлаждении.

Явление, происходящее в процессе кристаллизации, связано с выделением скрытой теплоты кристаллизации. Однако кристаллизация происходит при температуре, близкой к равновесной T_0 (рис. 19, кривая η).

С увеличением скорости охлаждения структура перохлажденного металла (кривые η , δ) в процессе кристаллизации приобретает характерную форму, которая значительно отличается от структуры кристаллизации. Чем выше скорость охлаждения, тем больше склонен к перохлаждению. При затверждении отливки металла структура перохлажденного ΔT может быть очень велика. Однако чаще структура перохлажденного не превышает $10-20^\circ\text{C}$.

Процесс кристаллизации, как правило, осуществляется в ΔT от $10-20^\circ\text{C}$ до $100-150^\circ\text{C}$ и образуются структуры, которые различаются (рис. 20) по кристаллографическому и кристаллохимическому составу и размеру.

При перохлаждении сплава в зависимости от температуры T_0 могут образоваться различные структуры, способные к росту кристаллической фазы (рис. 20).

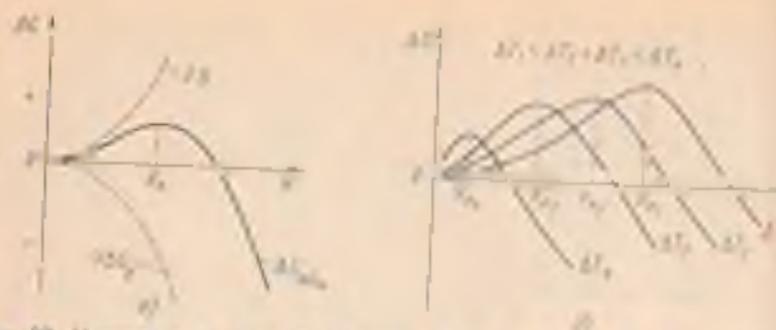


Рис. 22. Изменение энергии Гиббса при образовании зародышей кристаллов в зависимости от их размера R (а) в системе переохлажденной ΔT (б)

ядрыми (рис. 21, а). В частом от примесей жидком металле наиболее крупные генеральные флуктуации превращаются в зародыши (центры кристаллизации).

Рост зародышей возможен только при условии, если она достаточно определена величиной, начиная с которой их рост ведет к увеличению энергии Гиббса. В процессе кристаллизации энергия Гиббса системы (рис. 22, а), с одной стороны, уменьшается на $V\Delta G_V$ вследствие перехода некоторого объема жидкого металла в твердый, а с другой стороны, возрастает в результате образования поверхности раздела с избыточной поверхностью энергии, равной $S\sigma$. Общее изменение энергии Гиббса можно определить из следующего выражения:

$$\Delta G_{\text{общ}} = -V\Delta G_V + S\sigma,$$

где V — объем зародыша, ΔG_V — разность энергий Гиббса жидкого и твердого металла (см. рис. 18); S — суммарная площадь поверхности кристалла; σ — удельное поверхностное натяжение на границе жидкость—кристалл.

Чем меньше величина зародыша, тем выше отношение его поверхности к объему, а следовательно, тем большая часть общей энергии приходится на поверхностную энергию¹. Изменение энергии Гиббса металла $\Delta G_{\text{об}}$ при образовании кристаллических зародышей в зависимости от их размера R в системе переохлажденной показано на рис. 22, а.

При образовании зародыша размером меньше R_n (рис. 22, б), R_1, R_2, R_3, R_4, R_5 , свободная энергия системы возрастает, так как приращение энергии Гиббса вследствие образования новой поверхности перекрывает ее уменьшение в результате образования зародышей твердого металла, т. е. объемной энергии Гиббса. Следовательно, зародыш размером меньше R_n расти не может и растворится в жидком металле. Если возникает зародыш раз-

¹ Изменение $-V\Delta G_V$ пропорционально объему R^3 , тогда как $S\sigma$ пропорционально поверхности R^2 , где R — радиус шарообразного зародыша.

более R_c , то он устойчив и способен к росту, так как при увеличении его размера энергия Гиббса системы уменьшается.

Минимальный размер зародыша R_c , способный к росту при данных температурных условиях, называется критическим размером зародыша, а сам зародыш критическим, или равновесным.

Величину критического зародыша можно определить из соотношения¹

$$R_c = 4\sigma/\Delta G_v.$$

При температуре, близкой к T_p , размер критического зародыша должен быть очень велик и вероятность его образования мала. С увеличением степени переохлаждения, величина ΔG_v возрастает (см. рис. 18), а величина поверхностного натяжения на границе раздела фаз изменится 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 с этим с увеличением степени переохлаждения, когда становятся способными к росту зародыши все меньшего размера, сильно возрастает число зародышей (центров) кристаллизации и скорость образования этих зародышей (см. рис. 22, б).

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

1. Образование двумерного зародыша (т. е. зародыша одноатомной толщины) на плоских гранях возникшего кристаллика β (рис. 23, а). Двумерный зародыш должен иметь размер не меньше критического. При меньшем размере зародыш не будет устойчив, так как вследствие образования дополнительной поверхности раздела энергия Гиббса 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 образуются участки, удобные для закрепления атомов, переходящих из жидкости. Атом в положении 1 (рис. 23, 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 упомянутому выше механизму. Следовательно, скорость роста кристаллов определяется вероятностью образования двумерного зародыша.

¹ Это соотношение справедливо только для не слишком больших значений ΔT .

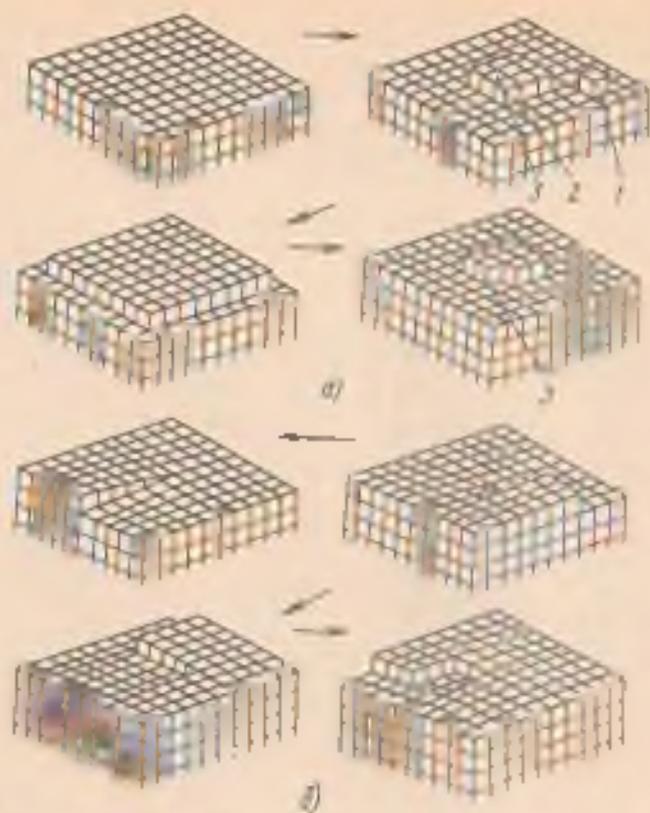


Рис. 23. Скорость роста грани кристалла при образовании атомарных выступов (а) и вокруг винтовой дислокации (б)

Чем больше степень переохлаждения, тем меньше величина энергии двумерного кристического зародыша и тем легче он образуется. В растущем кристалле места живучести дислокации. В месте выхода на поверхность винтовой дислокации имеется ступенька, к которой легко присоединяются атомы, поступающие из жидкости (рис. 23, б). Винтовые дислокации ведут к образованию на поверхности кристалла спиралей роста высотой от одного до нескольких тысяч атомов. Спиральный рост экспериментально наблюдается при изучении роста метакристаллов висута, халькогидрата серебра и других металлов. В этом случае образование двумерного зародыша не требуется.

Число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов. При прочих равных условиях скорость процесса кристаллизации в расплаве металла после затвердевания зависит от числа зародышей Z_0 (центров кристаллизации), возникающих в единицу объема и в единицу объема, т. е. от скорости образования зароды-

шей ($\text{мм}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$) и скорости роста (СР) зародышей или от скорости увеличения линейных размеров растущего кристалла в единицу времени ($\text{мм}/\text{с}$).

Чем больше скорость образования зародышей и их роста, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. При равновесной температуре кристаллизации T_c число зародышей и скорость роста равны нулю, и поэтому кристаллизация не происходит (рис. 24). 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 возрастает быстрее, чем скорость роста. Такой характер изменения Z_0 и СР в зависимости от степени переохлаждения объясняется следующим.

С увеличением степени переохлаждения разность энергий Гиббса жидкого и твердого металла ΔG_v возрастает, что способствует повышению скорости кристаллизации, т. е. скорости образования зародышей и их роста (рис. 24). 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 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 значительный выигрыш объемной энергии Гиббса при кристаллизации ΔG_v оказывается недостаточным для образования кристаллических зародышей и их роста ($Z_0 = 0$, СР = 0). В этом случае металл затвердевать должно быть достигнуто аморфное состояние.

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

При небольшой степени переохлаждения ΔT (малой скорости кристаллизации) число зародышей мало. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей возрастает, количество их увеличивается и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается.

Размер зерна металла сильно влияет на его механические свойства, или. Эти свойства, особенно вязкость и пластичность, выше, если металл имеет мелкое зерно (см. с. 116). Величина зерна зави-

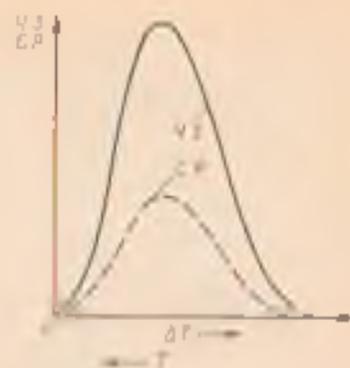


Рис. 24. Схема зависимости Z_0 и СР от степени переохлаждения

сят не только от степени переохлаждения. На размер зерна оказывают большое влияние температура нагрева и разности жидкости металла, его химический состав и особенно присутствие в расплаве посторонних примесей.

2. ГЕТЕРОГЕННОЕ ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ

Самопроизвольное образование зародышей на границах фазовых и энергетических флуктуаций может происходить только в высокоуглеводородном металле при больших степенях переохлаждения.

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

Структурное сходство между поверхностями сопряжения зародыша и частицы двусторонней 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. Таков образование зародышей называется гетерогенным.

Модифицирование — использование специально вводимых в жидкий металл примесей (модификаторов) для получения мелкозернистого металла по описанному выше механизму. Эти примеси, практически не изменяя химического состава сплава, вызывают по кристаллизации измельчение зерна и в итоге улучшение механических свойств. Так, например, при модифицировании магниевых сплавов зерно уменьшается с 0,2—0,3 до 0,01—0,02 мм. При этом в фасонных отливках модифицирование чаще проводят поделением сферидов добавок, которые образуют тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды, оксиды), кристаллизующиеся в первую очередь. Выделяясь в виде мельчайших частиц, эти соединения служат зародышами образующихся при затвердевании кристаллов (модификаторы I рода). В качестве модификаторов при модифицировании двучленными сплавами применяют Ti, V, Zr; стали — Al, V, Ti. Иногда используют растворимые в жидком металле модификаторы (модификаторы II рода), избирательно адсорбирующиеся на кристаллическом зародыше, которые способствуют обезжириванию поверхности натяжке и загромождают рост кристаллитов. Для алюминиевых сплавов в качестве модификаторов II рода используют Li, Na, K, для сталей — редкоземельные элементы (РЗМ).

3. 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 (древовидные) кристаллы, получившие название дендритов (рис. 25). При образовании кристаллов их развитие идет в основном в направлении, перпендикулярном к плоскости с максимальной плотностью упаковки атомов. Это приводит к тому, что первоначально образуются длинные ветви (рис. 25, 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 также же ветви второго порядка (II). В свою очередь, на осях второго порядка зарождаются и растут оси третьего порядка (III) и т. д. В конечном счете образуются кристаллы в форме дендритов (рис. 25, б).

Дендритное строение выявляется после специального травления шлифов, поскольку все промежутки между ветвями дендритов заполнены и видны обычно только места стыков дендритов и вблизи границ зерен. Правильная форма дендритов искажается в результате столкновения и срастания частей на поздних стадиях процесса (рис. 26). *Дендритное строение характерно для мелко- и микроструктуры литого металла (сплава).*

При затвердевании слитка кристаллизация начинается у поверхности более холодной формы и происходит вначале преимущественно в прилегающей к поверхности тонком слое сильно переохлажденной жидкости. Вследствие большой скорости охлаждения это приводит к образованию на поверхности слитка зоны I сравнительно мелких равноосных кристаллитов (рис. 27).

От зоны I в глубь слитка расположена зона II удлиненных дендритных кристаллитов (зона транскристаллизации). Рост этих

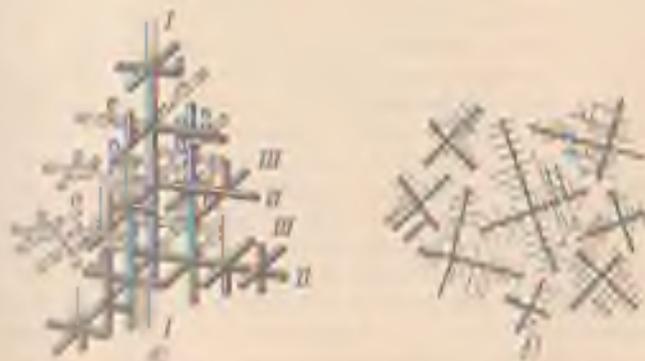


Рис. 27. Схема дендритного кристалла (а) и роста дендритов (б)



Рис. 26. Макроструктура литой стали (белочугунная структура), $\times 2$

кристаллитов происходит в направлении схода вода теплоты, т. е. вертикально к стенкам изложницы. Последующий рост дендритов к стенкам изложницы происходит в результате продвижения в расплаве ветвей перпендикулярно к их разветвлению аналогично тому как это было описано выше.

В случае скрывания перетвора металла быстрого охлаждения, высокой температуры литья и способности заполнения формы зона удлиненных дендритных кристаллов может полностью заполнить весь объем слитка (см. рис. 1, б). При падении температуры литья, медленном охлаждении, наоборот, крупные отливки создают условия для возникновения зародышей кристаллов в средней части слитка. Это приводит к образованию в средней части отливки структурной зоны III, состоящей из различных ориентированных дендритных кристаллитов (см. рис. 27). 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 повышенную влажность, а при последующей обработке давлением (ковка, прокатка и т. д.) в этих



Рис. 27. Макроструктура слитка

слитках 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) значительно распространение зоны столбчатых кристаллитов по всему объему слитка; вследствие высокой пластичности таких кристаллов исключается разрушение слитка при обработке давлением. При фасонном литье стремятся получить мелкозернистую равноосную структуру.

Жидкий металл имеет большой 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 которой после затвердевания образуются микро- и макropоры и пузыри.

4. 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 , а при более высокой — β , затем γ и т. д.

Известны полиморфные превращения для металлов: $Fe_{\alpha} \rightleftharpoons Fe_{\gamma}$, $Ti_{\alpha} \rightleftharpoons Ti_{\beta}$, $Mn_{\alpha} \rightleftharpoons Mn_{\beta} \rightleftharpoons Mn_{\gamma} \rightleftharpoons Mn_{\delta}$, $Sn_{\alpha} \rightleftharpoons Sn_{\beta}$, а также для Ca, Li, Te, Na, Cs, Sr, Te, Zr, большого числа редкоземельных металлов и др.

Полиморфное превращение протекает вследствие того, что образование новой модификации сопровождается уменьшением энергии Гиббса. В условиях равновесия полиморфное превращение протекает при постоянной температуре (критическая точка) и сопровождается выделением теплоты, если превращение идет при охлаждении, или поглощением теплоты в случае нагрева (рис. 28, а).

Как и при кристаллизации из жидкой фазы, чтобы полиморфное превращение протекало, нужно некоторое переохлаждение (или переотгрев) относительно равновесной температуры для возникновения разности энергий Гиббса 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, осуществляемый путем образования зародков и последующего их роста (рис. 28, б).

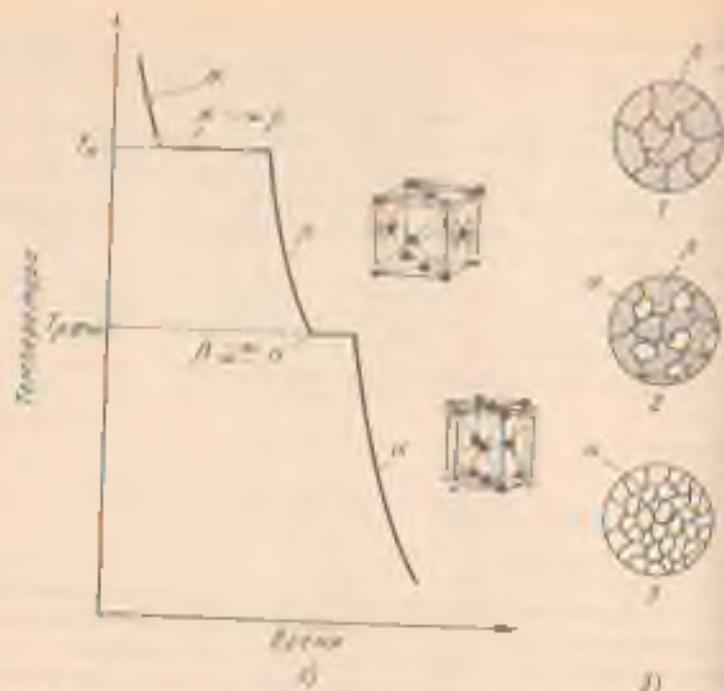


Рис. 28. Кривые охлаждения металлов, выделены две полиморфные формы: В — с решеткой ПЦК (К12) и α — с решеткой ГЦК (К12).
 1 — кристаллизация, 2 — зона перестройки структуры β-модификация в α-фазу, 3 — кристаллизация, 4 — ограниченная кристаллизация α-модификация в кристаллы β-модификации, 5 — кристаллизация.

При полиморфном превращении кристаллы (зерна) новой полиморфной формы растут в результате неупорядоченных, взаимно 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-модификации передвигается в сторону зерна β-модификации, «исходя» исходную фазу. Зародыши новой модификации наиболее часто возникают на границах зерен исходных кристаллитов. 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*. Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением всех свойств металлов или сплавов: удельного объема, теплоемкости, теплопроводности, электрической проводимости, магнитных свойств, механических и химических свойств и т. д.

Вопросы для самопроверки

1. Какие условия необходимы для протекания процесса кристаллизации?
2. Чем отличается гомогенное образование зародков от гетерогенного?
3. Как образуются мелкие зерна в литом металле?
4. Может ли протекать рост кристаллов без образования двумерного зародка?
5. Когда процесс кристаллизации протекает быстрее — при небольшой, большой и очень большой степени переохлаждения?
6. Что такое полиморфное превращение и какие необходимы условия для его протекания?

ГЛАВА III. ФАЗЫ И СТРУКТУРА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

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 других) компонентов располагаются в решетках первого компонента (растворителя), изменяя ее размеры (конформы). Таким образом, твердый раствор, состоящий из двух (или нескольких) компонентов, имеет одну тип решетку и представляет собой одну фазу.

Различают твердые растворы замещения (рис. 29, а) и твердые растворы внедрения (рис. 29, б). При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента замещают атомы растворителя в его кристаллической решетке.

При образовании твердого раствора внедрения (рис. 29, а) 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 кубической решетке наиболее подходящей будет тетраэдрическая пора (центры шести атомов — шаров, между которыми образовалась пора, расположились по вершинам тетраэдра) (рис. 29, б).

Так как в электронное строение, и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны, то при образовании твердого раствора происходит искажение решетки

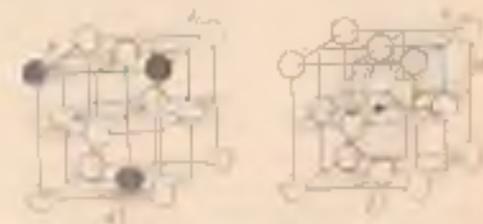


Рис. 29. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения (а) и внедрения (б).

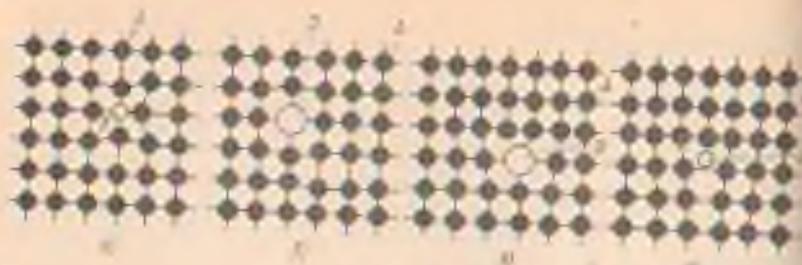


Рис. 30. Искаженная кристаллическая решетка растворителя при образовании твердого раствора внедрения: а) атом В (р. м. — диаметр d), атом А (р. м. — диаметр D) в решетке растворителя; б) атом В (р. м. — диаметр d), атом А (р. м. — диаметр D) в решетке растворителя; в) атом В (р. м. — диаметр d), атом А (р. м. — диаметр D) в области дислокации; г) атом В (р. м. — диаметр d), атом А (р. м. — диаметр D) в области дислокации.

всегда искажается (рис. 30, а, б) и размеры ее искажения могут увеличиваться или уменьшаться 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, г) снижая их упругую энергию. В решетке растворителя скапливаются в скрученной зоне решетки, атомы большего размера — в растянутой зоне решетки. При образовании твердого раствора внедрения атомы растворенного компонента располагаются в растянутой области под краем экстрадислокации (рис. 30, в). В области дислокаций тугоплавкие атомы легче размещаются, чем в совершенной области решетки, где такое размещение вызывает 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.

Все металлы могут в той или иной степени взаимно растворяться друг в друге в твердом состоянии¹. Например, в алюминий может растворяться до 5,5% Си, а в медь 33% Zn без изменения типа их кристаллической решетки. В тех случаях, когда компоненты могут заменять 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 В металлургическом термине обозначают: чистые компоненты — большими буквами латинского алфавита А, В, С, твердые растворы — малыми буквами греческого алфавита α , β , γ и т. д., а растворы твердых растворов — большими со штрихом — α' , β' , γ' и т. д.

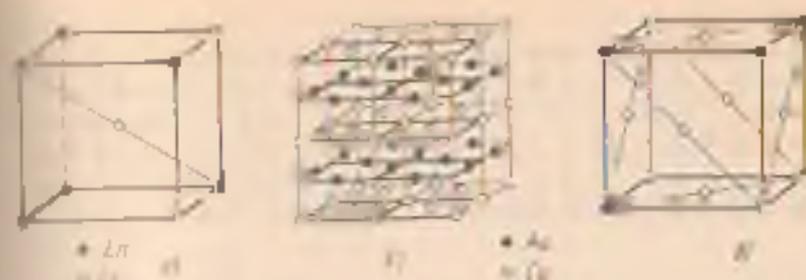


Рис. 31. Кристаллические решетки упорядоченных твердых растворов: а — $LiAl$, б — Cu_3Al , в — Cu_2Al

4. Компоненты должны обладать одинаковыми по типу (изоэлементами) кристаллическими решетками. Только в этом случае для изменения концентрации твердого раствора будет возможен пропорциональный переход от кристаллической решетки одного компонента к решетке другого компонента.

5. Различие в атомных размерах ΔR компонентов должно быть незначительным и не превышать 8—15 %.

6. 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 ПЦК-решеткой: Ag и Au ($\Delta R = 0,2\%$), Ni и Cu ($\Delta R = 2,7\%$), Ni и Pd ($\Delta R = 10,5\%$), а также сплавы с ОЦК-решеткой: Mo и W ($\Delta R = 9,9\%$), V — Ti ($\Delta R = 2\%$). Такие металлы, как Na, Ca, R, Pb, Sr и другие, имеющие большой атомный диаметр, в Fe, Cu, Ni нерастворимы. Однако даже при соблюдении перечисленных условий непрерывный вид твердых растворов может не возникнуть. Твердые растворы внедрения образуются только в тех условиях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик.

Твердые растворы этого типа получают лишь при растворении в металлы (например, в железе, молибдене, хроме и т. д.) водорода (атомный радиус 0,077 нм), азота (0,071 нм), водорода (0,044 нм), 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 твердых растворов значительна в сталях и чугунах.

В некоторых сплавах (например, Cu—Au, Fe—Al, Fe—Si, Ti—Mn и др.), образующих при выхождении температур растворов замещения (с беспорядоченным чередованием атомов компонентов), при медленном охлаждении или длительном нагреве при промежуточных температурах протекает процесс перераспределения атомов, в результате которого атомы компонентов занимают определенные положения в кристаллической решетке (рис. 31).

Твердые растворы, устойчивые при сравнительно низких температурах, получают название *упорядоченных твердых растворов*, или *упорядоченных*.

Полностью упорядоченные растворы образуются, когда отношение компонентов в сплаве равно целому числу: 1:1, 1:2, 1:3 и т. д. В этом случае сплав с упорядоченной структурой можно представить формулой замеческого соединения, например, Cu_2Au или Cu_3Zn (рис. 31).

Упорядоченные твердые растворы можно рассматривать как промежуточные фазы между твердыми растворами и химическими соединениями. Правильное расположение атомов обеих элементов в решетке и резкое изменение ее длины характерно для химических соединений. Однако в упорядоченных твердых растворах в отличие от химических соединений сохраняется решетка растворителя, и при нагреве до определенной температуры (точка Курнакова) степень упорядоченности постепенно уменьшается, а в этой температуре твердый раствор становится неупорядоченным.

Образование упорядоченных твердых растворов сопровождается изменением физических (магнитных свойств, электропроводности и др.) и механических свойств. Прочность обычно возрастает, а пластичность ухудшается.

4. ХИМИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ

Химические соединения и родственный им по природе фазы в металлических сплавах многообразны. Характерные особенности химических соединений обусловлены по закону нормальности валентности, приведем ниже.

1. Кристаллическая решетка отличается от решетки компонентов, образующих соединение.
2. В соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Это позволяет записать его состав простой формулой A_mB_n , где A и B — соответствующие элементы; m и n — 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 в кристаллической решетке.

В качестве примера типичных замеческих соединений с большой валентностью можно указать на соединения магния с элементами IV—VI групп периодической системы: Mg_2Sn , Mg_3Pb , Mg_3P , Mg_3Sb , Mg_2Bi_2 , MgS и др.

Смешения одних металлов с другими носят общее название *интерметаллидов*, или *интерметаллических соединений*.

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 обычных химических соединений, так как не подчиняется закону 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.) соединяют 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_nX (Fe_nN , Mn_nN и др.), M_nC (W_nC , Mo_nC , Fe_nC и др.), MX (WC , VC , TiC , NbC , TiN , VN и др.).

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

Фазы внедрения являются фазами переменного состава. Карбиды и нитриды, относящиеся к фазам внедрения, обладают высокой твердостью.

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

Если условие $R_n/R_m < 0,59$ не выполняется, как это наблюдается для карбида железа, мартенита к хрома, то образуются соединения с более сложными решетками, и такие соединения нельзя считать фазами внедрения. На базе фаз внедрения легко образуются *твердые растворы замещения*, называемые иногда (иногда растворяя с дефектной решеткой). В твердых растворах замещения часть узлов решетки, которые должны быть заняты атомами одного из компонентов, оказывается свободными. В избытке по сравнению со стехиометрическим соотношением M_nX_n является другой компонент.

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

Межатомные соединения. Эти соединения чаще образуются между окислительными (Cu, Ag, Au, Li, Na) металлами или металлами переходных групп (Fe, Mn, Co и др.), с одной стороны,

и простыми металлами в валентности от 9 до 5 (Sn , Mg , Zr , Ca , 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 разных случаях равно $2/3$ (1,5); в других — $21/13$ (1,62), а третьих — $7/4$ (1,75). Каждому из указанных соотношений соответствуют и определенные типы кристаллической решетки.

Все соединения с электронной концентрацией, равной $2/3$ (1,48), имеют кубическую объемно центрированную, сложную, кубическую или гексагональную решетку и обозначаются как β -соединения. К соединениям этого типа относятся CuBe , Cu_2Al , Cu_2Sn , CoAl , FeAl и др.

Соединения с электронной концентрацией $21/13$ (1,62) имеют сложную решетку и обозначаются γ -фазой. К ним относятся соединения Cu_2Zn , Cu_2Cd , $\text{Fe}_2\text{Zn}_{11}$, $\text{Co}_2\text{Zn}_{11}$ и др.

Соединения с электронной концентрацией $7/4$ (1,75) имеют плотноупакованную гексагональную решетку и обозначаются ϵ -фазой. К ним относятся соединения Cu_2Zn , Cu_2Cd , Cu_2Ni , Cu_2Sn , Au_2Sn и др.

Электронные соединения подобно обычным химическим соединениям имеют кристаллическую решетку, отделенную от решетки образующих их компонентов. Но в отличие от химических соединений с определенной валентностью электронные соединения образуются 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 А и В при отношении атомных диаметров D_A/D_B от 1,2 (чаще 1,1—1,6). Фазы Лавеса имеют плотноупакованную кристаллическую решетку гексагональную (MgZn и MgNi) или гранецентрированную кубическую (MgCu). К фазам Лавеса относятся AgBe_2 , CaAl_2 , TiBe_2 , TiCr_2 и др. (тип MgCu) или NiMg_2 , MoBe_2 , TiMg_2 и др. (тип MgZn).

Кроме рассмотренных металлических соединений существует и еще другая, например фаза со структурой никель-арсенида NiAs , а также фазы, обозначаемые σ , λ , δ , μ , S , T , W и т. д., но о них будет сказано при рассмотрении конкретных сплавов.

2. СТРУКТУРА СПЛАВОВ

Строение металлических сплавов зависит от того, в каких взаимодействиях между их компонентами, их образующими. Под структурой, как уже указали ранее, понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве. Структура сплава выявляется микрораствором.

При полной взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии микроструктура всех сплавов представляет собой зерна твердого раствора (рис. 32 а) с полными дислокациями. Аналогичную структуру будут иметь сплавы, у которых количество растворен-

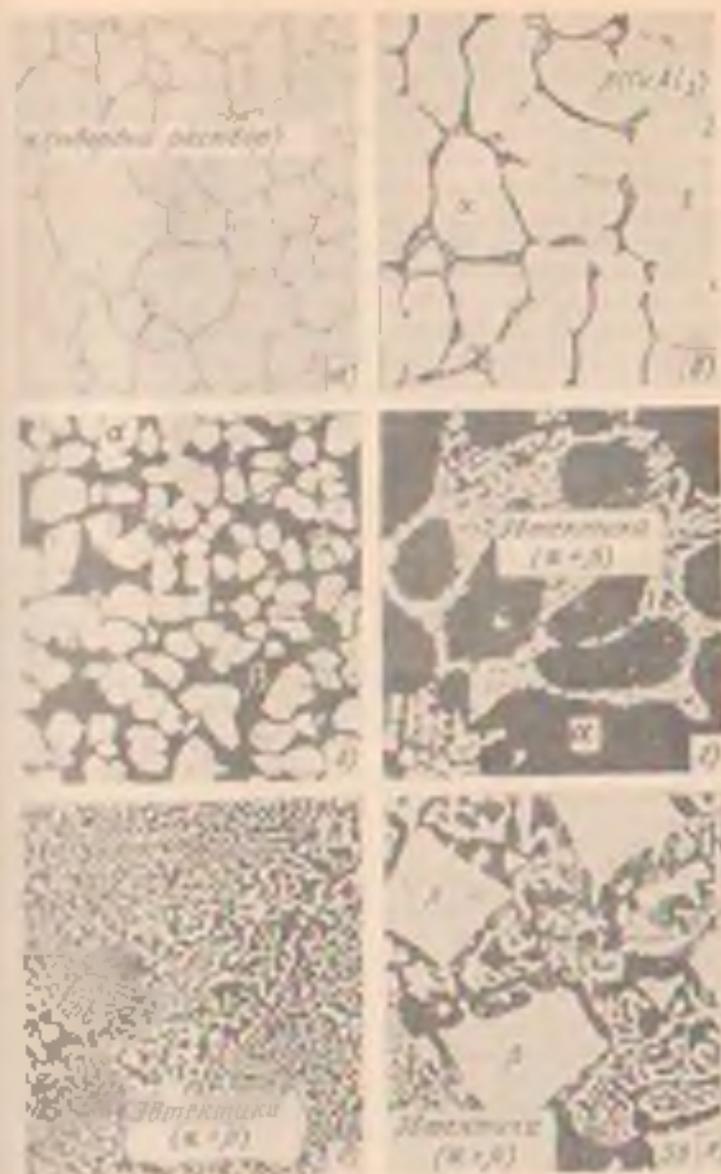


Рис. 32 Типичные микроструктуры сплавов, X250:

а — твердый раствор Cu-Ni , б — твердый раствор Cu-Al с выделением зерна хлоридной фазы Cu_2Al_3 ; в — смесь двух твердых растворов в сплаве Cu-Zn ($\alpha + \beta$); г — смесь α и β в результате перитектического дробления; д — смесь α и β в сплаве Cu-Sn ; е — смесь α и β в сплаве Cu-Fe ; ж — смесь α и β в сплаве Cu-Fe .

мого компонента не превышает предельной его растворимости при нормальной температуре. При ограниченной растворимости, которая характерна для многих сплавов (Pb—Sn, Al—Cu, Cu—Sn, Mg—Zn, Fe—C и др.), могут образовываться структуры, состоящие из смеси двух или более фаз (твердых растворов, твердых растворов и химических соединений). Если в сплаве растворимый компонент присутствует в количестве, превышающем предельную растворимость его в основном металле при данной температуре, то образуется структура, состоящая из матрицы (основного твердого раствора) и выделенных частиц другого твердого раствора, чаще на базе химического соединения. Такого рода структуру называют *матричной*, или *двухфазной*. Так, например, при кристаллизации многих сплавов на алюминий-медной, никель-железной и других основных образуются структуры, состоящие из основного твердого раствора на базе металла растворителя и частиц одного или нескольких химических соединений (Al_2Cu , Al_2Mg , Mg_2Al_3 , Fe_3C и др.).

При медленном охлаждении эти фазы выделяются в основном по границам зерен твердого раствора (*матрицы*) в виде достаточно крупных и нередко равноосных частиц (рис. 32, б). При ускоренном охлаждении благодаря увеличению числа зародышей новой фазы по границам зерен получается пограничная оболочка из выделяющейся фазы. При определенных условиях а протекании кристаллизации возможно образование второй фазы и внутри зерен на имеющихся здесь дефектах (выключенных, границах блоков и т. д.). Форма выделения избыточных фаз может быть пластинчатой, игольчатой или сферической.

При так называемой *первичной* кристаллизации (см. с. 62) образуется смесь из двух фаз (твердых растворов), в которой одна фаза, образующаяся первично (например, твердый раствор β), окружена фазой, кристаллизующейся позднее (твердый раствор α) (рис. 32, а) в сплавах нередко образуется структурам составившаяся, поучившая название *эвтектика* (см. с. 56). Эвтектика состоит из двух или более фаз (твердых растворов α и β или твердого раствора γ и химического соединения) имеющая форму пластинок, равномерно чередующихся между собой, которые образуют колонии. Иногда обе фазы в эвтектике непрерывно разветвлены одна в другой (рис. 32, в). Наряду с этой структурой в эвтектике могут присутствовать обособленные кристаллы α - и β -твердых растворов (рис. 32, г и е).

При образовании смеси фаз в *тепловом* анализе так же называют различные кристаллические структуры соответствующего числа фаз, образующие его структуру.

Структура сплавов, их фазовый состав, а следовательно и свойства зависят от состава сплава и той обработки, которую он претерпевает. Ниже будут рассмотрены формирования различных структур сплавов и влияние структуры (фазового состава) на свойства сплавов.

1. Что такое твёрдый раствор? Какие виды твёрдых растворов Вы знаете?
2. Какие условия полной взаимной растворимости двух компонентов?
3. Какие Вы знаете интерметаллические (металлические) соединения?
4. Что такое матричная структура?

ЛАПА IV. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

1. ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ

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

Переход сплава из жидкого состояния в твёрдое, как и при кристаллизации чистых металлов, протекает только при наличии факторного переохлаждения, когда энергия Гиббса жидкой фазы становится выше энергии Гиббса твёрдой фазы. Процесс затвердевания протекает в результате образования центров кристаллизации (зародышей) в результате их роста в виде дендритных или поликристаллических кристаллитов.

Любые твёрдые фазы, образующиеся в жидком сплаве, отличающемся по составу от исходного жидкого раствора, поэтому для образования устойчивого зародыша необходимы не только гетерогенные флуктуации, но и флуктуации концентрации. Флуктуации концентрации называют временно возникающими отклонениями химического состава сплава в отдельных малых объемах жидкого раствора от среднего его состава. Такие флуктуации возникают в результате диффузионного перемещения атомов веществ в результате тепловых движений в жидком растворе.

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

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

Из чистых сплавов после их затвердевания, т. е. в твердом состоянии, происходят фазовые превращения. Они вызваныются различиями превращениями компонентов и распадом твердого

раствора в связи с изменением взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии.

Преобразования в твердом состоянии протекают в результате образования зародышей новой фазы в последующего их роста. Фазовые превращения в твердом состоянии также должны относиться к основному термодинамическому условию — уменьшению энергии Гиббса всей системы. Однако при фазовых превращениях в твердом состоянии нужно учитывать кроме вытеснения в энергию Гиббса при образовании зародыша новой фазы ΔG_v и увеличение энергии Гиббса за счет образования поверхности раздела между зародышем новой и исходной фаз $\Delta G_{\text{пов}}$ (см. с. 28). Помимо свободной энергии системы за счет упругой деформации матрицы вокруг зародыша $\Delta G_{\text{упр}}$. В общем виде суровенение энергетического баланса при образовании новой фазы в матрице выглядит так:

$$\Delta G = -G_v + \Delta G_{\text{пов}} + \Delta G_{\text{упр}}$$

Для начала превращения необходимо, чтобы $\Delta G_v > \Delta G_{\text{пов}} + \Delta G_{\text{упр}}$.

Распад твердого раствора или полиморфное превращение протекает с образованием фаз, имеющих состав, отличный от исходной матричной фазы, поэтому для гомогенного возникновения зародыша новой фазы критического размера необходимо наличие *флуктуации концентрации*. Чаще зародыши образуются в дефектных местах кристаллической решетки, на границах зерен, в скоплениях дислокаций, на включенных примесях и т. д. (гетерогенное зарождение). Это объясняется уменьшением работы образования зародышей (по сравнению с гомогенным зарождением), усилением диффузионных процессов и тем самым облегчением получения концентрационных флуктуаций, необходимых для зарождения новой фазы. Рост зародышей новой фазы происходит неупорядоченным переходом атомов через границу раздела из исходной фазы во вновь образуемую.

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

При образовании зародыша новой фазы во многих случаях наблюдается *принцип ступенчатого и разрывного соответствия*.

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

Пока на границе новой и исходной фаз существует соприкосновение, или *континентность*, ее некое по определенным кристаллографическим плоскостям (рис. 33, а), рост новой фазы происходит с большой скоростью, так как атомы перемещаются упорядоченно на незначительные расстояния. Однако образование зародыша

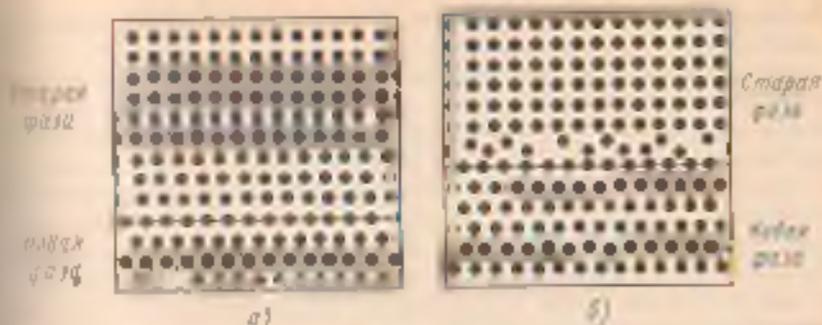


Рис. 33. Схематическое изображение соответствия между дислокациями в исходной фазе.

а) — переходный процесс одной структуры в другую при входе вграницы новой фазы (исходная фаза); б) — дислокационная структура на границе, приходящая в кармашки новой фазы.

Иногда фаза влечет за собой возникновение упругой энергии ($\sigma \epsilon$ — энергия упругой деформации) за счет разности удельного объема исходной и новой фаз. Величина этой энергии в некоторых случаях превышает предел упругости среды, что вызывает сдвиговую деформацию, нарушение когерентности и образование межфазной границы (рис. 33, 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 из исходной 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 ячеек. Такую структуру называют *видманштеттевской*¹.

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 решетки и образованию обычной межфазной границы (см. рис. 33, б).

¹ Произошло от названия австрийского металлурга А. Видманштеттеса, впервые в 1866 г. обнаружившего такую структуру в железоникелевой метеорите.

При больших скоростях охлаждения можно подавить нормальные диффузионные превращения, например полиморфное, плавление твердого раствора и др. При быстрой охлаждении распад твердого раствора не происходит и сплав после охлаждения будет состоять из метастабильной при низкой температуре фазы, устойчивой при высокой температуре.

В случае полиморфного превращения при переохлаждении высокотемпературной фазы по низким температурам происходит диффузионное превращение высокотемпературной модификации (β) в низкотемпературную (α). При этом изменение состава фазы не происходит. Превращение протекает сдвиговым путем, в котором лежит кооперативное и согласованное перемещение атомов, когда они сохраняют своих соседей и сдвигаются по отношению друг к другу на расстояния, меньшие межатомных. Новая фаза когерентно связана с исходной фазой. При нарушении когерентности рост кристаллов прекращается, так как диффузионный переход на одной фазы в другую при низких температурах невозможен. Превращение разливается за счет образования новых кристаллов, когерентно связанных с исходной фазой. Рост кристаллов новой фазы протекает с большой скоростью ($\sim 10^6$ м/с).

Такое превращение называют мартенситным (см. с. 170) и образующую фазу мартенситом.

4. ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ

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

Равновесное состояние соответствует минимальному значению энергии Гиббса. Это состояние может быть достигнуто только при очень малых скоростях охлаждения или длительном патреке. В связи с этим рассмотрение диаграмм состояния позволяет определить фазовые превращения в металлах только 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 энергия Гиббса больше минимальной. Для целей практики важно, что метастабильные состояния нередко обладают сплавам высокие механические или другие свойства. В этом случае металловедение должно установить природу метастабильных состояний, обеспечивающих оптимальный комплекс свойств, и разработать режимы термической и химико-термической обработки, позволяющей получить эти перспективные состояния. Исходные положения при решении этих задач является знание диаграммы фазового равновесия.

Правило фаз. Диаграммы фазового равновесия характеризуют максимальное или предельное состояние сплавов, т. е. полученное из того, как все превращения в них провозвели и полностью завершились. Это состояние сплава зависит от внешних условий (температуры, давления) и характеризуется числом и концентрациями образовавшихся фаз. Закономерность изменения числа фаз в замкнутой системе определяется правилом фаз.

Правило фаз устанавливает зависимость между числом степеней свободы, числом компонентов и числом фаз и выражается следующим

$$C = K + 2 - \Phi,$$

где C — число степеней свободы системы (или варивантность); 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 фаз изменением числа фаз, находящихся в равновесии.

При изучении физико-химических равновесий за внешние факторы, влияющие на состояние сплава, принимают температуру и давление. Применяя 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 $K - \Phi + 1 > 0$, а $\Phi = K + 1$, 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 более трех фаз, в тройной — не более четырех и т. д.

Если в равновесии в системе с определенным числом компонентов находится максимальное число фаз, то число степеней свободы становится 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 сплава, находящегося в равновесии фаз. Это означает, что превращение начинается и заканчивается при одной постоянной температуре.

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

Число степеней свободы в двухкомпонентных системах. Как уже было отмечено, условия равновесия является минимум свободной

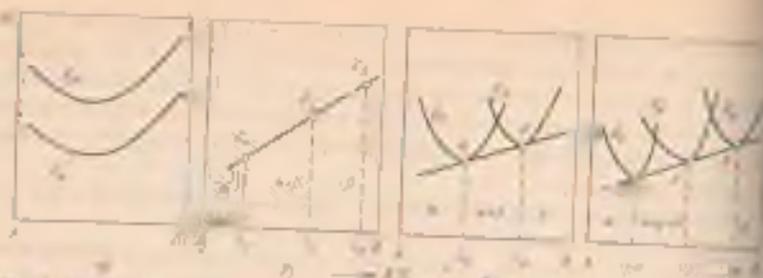


рис. 34. Зависимость энергии Гиббса (свободной энергии) от состава

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 энергия Гиббса $G(\Omega_\alpha, \sigma_\alpha)$ при постоянной температуре и давлении зависит от ее состава и температуры (рис. 34, а), устойчивый состав α , так как у него энергия Гиббса (G_α) ниже, чем у жидкой фазы (G_β).

Если система (сплав) состоит из двух и более фаз, то при постоянной температуре и давлении ее энергия Гиббса определяется по правилу смешения (рис. 34, б).

Точка G_0 (рис. 34, б), характеризующая энергию Гиббса сплава состава C_0 , лежит на прямой, соединяющей точки, характерные для энергии Гиббса α - и β -фаз (G_α и G_β) и делит эту прямую на отрезки, обратно пропорциональные массовым долям веществ α и β -фаз.

Если α - и β -фазы, образующие двужидкую систему, могут изменять свой состав, то энергия Гиббса каждой фазы в зависимости от концентрации может изменяться так, как это показано на рис. 34, в.

Система двух жидких фаз находится в равновесии при данной температуре отсюда вытекают точки C_α и C_β (рис. 34, в). Двужидковому состоянию соответствует концентрация, лежащая в пределах C_α и C_β , где минимальная энергия Гиббса смеси двух фаз α -состава C_α и β -состава C_β , определяемая точками 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, при конвариантном равновесии ($C = 0$), могут одновременно сосуществовать три фазы, например жидкая фаза и два твердых раствора.

Температура свободной энергии в зависимости от состава для этого случая изображена на рис. 34, г. Состав фаз, находящийся в равновесии, определяется проекцией на ось концентрации точек касания прямой линии — кривыми G_α , G_β и G_γ (точки C_α , C_β и C_γ).

При данной температуре в равновесии могут существовать (см. рис. 34, г) одна α -фаза в сплавах, имеющих концентрацию

линии C_0 ; три фазы α , γ и β в силу как концентрации в пределах $C_0 - C_2$ и состава, отвечающего точкам C_α , C_γ и C_β (изменение температуры в пределах от C_0 до C_2 не изменяет равновесного состава фаз и приводит только к изменению количественного соотношения между фазами); одна β -фаза устойчива в сплавах, имеющих концентрацию более C_2 .

По кривым свободной энергии можно геометрическим путем определить основные типы диаграммы состояния.

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

Для построения диаграммы 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.

3 ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ НЕОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Диаграмма состояния для случая полной взаимной растворимости компонентов А и В в жидком и твердом состояниях и изменение энергии Гиббса в зависимости от концентрации и температуры даны на рис. 35.

При температуре выше линии $t_1 a' d$, называемой линией *ликвидус*, существует только жидкая фаза Ж. В этой области (рис. 35, б) энергии Гиббса жидкой фазы $G_{ж}$ меньше энергии Гиббса твердого раствора G_0 , состоящего из компонентов А и В.

В области ниже линии $t_1 b' d$, называемой линией *солидус*, существуют α -твердый раствор, так как его энергии Гиббса G_0 меньше, чем энергии Гиббса жидкой фазы $G_{ж}$ (рис. 35, г).

Между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся жидкая фаза и α -твердый раствор. При температуре t_2 (рис. 35, а, в) энергии Гиббса меняются с изменением состава по линии $G_{ж} a b c G_0$. В интервале $t_2 C_0$ (см рис. 35, а) устойчив жидкий раствор, а в интервале $C_0 C_2$ — α -твердый раствор. В интервале $C_0 C_2$ равновесие является двухфазное состояние: жидкость состава точки а (C_0) и кристаллы α состава точки б (C_2). Энергия Гиббса этих сплавов определяется прямой ab , являющейся отрезком общей касательной

¹ Для удобства чаще пользуются процентами по массе, но при количественном переделе образующихся фаз следует пользоваться атомными процентами.

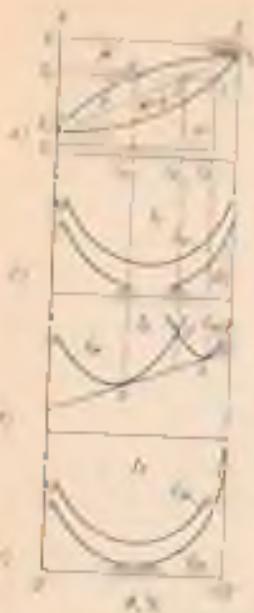


Рис. 35. Диаграмма состояния системы, состоящая из двух компонентов, двоякого рода пластичности в жидком и твердом состоянии (а), и диаграмма Гиббса G для жидкого $G_{ж}$ и твердого $G_{т}$ при разных температурах (б-д)

к кривым изменения свободной энергии жидкого $G_{ж}$ и твердого $G_{т}$ растворов

Построение диаграммы состояния методом термического анализа приведено на рис. 36.

Температура охлаждаемого чистого компонента A равномерно понижается до t_A (рис. 36, а, кривая A), при которой компонент A и затвердевает. На кривой отмечается ослеповка (горизонтальная линия), так как согласно правилу фаз в этом случае при постоянной температуре могут сосуществовать две фазы — жидкая и твердая ($C = 1 + 1 - 2 = 0$). После затвердевания компонента A , когда $\Phi = 1$, температура снова равномерно понижается.

Аналогично может быть рассмотрена кристаллизация компонента B (рис. 36, а, кривая B).

При охлаждении сплава I температура понижается до t_1 (рис. 36, 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 α -твердый раствор. Процесс кристаллизации протекает при



Рис. 36. Построение диаграммы состояния для случая неограниченной растворимости компонентов A и B в твердом и жидком состоянии: а — кривые охлаждения; б — диаграмма состояния

при данной температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллической α -твердого раствора) число степеней свободы будет равно единице ($C = 2 + 1 - 2 = 1$).

При достижении температуры t_1 сплав затвердевает, и при более низких температурах существует только α -твердый раствор. Аналогично затвердевают и другие сплавы этой системы.

Если критические точки перенести на диаграмму, где по оси абсцисс нанесен состав сплава, а по оси ординат — температура, и одноименные критические точки (т. е. отражающие один и тот же физический процесс) соединить плавными кривыми, то получится диаграмма состояния системы сплавов А и В, образующая непрерывный ряд твердых растворов (рис. 36, б). Начало образования сплавов происходит при температурах, соответствующих линиям ликвидус $t_{L1}t_{L2}t_{L3}t_{L4}$ (рис. 36, б).

Температура окончания кристаллизации соответствует линии солидус $t_{S1}t_{S2}t_{S3}t_{S4}$.

В интервале температур между линиями ликвидус и солидус существуют две фазы — жидкий сплав и α -твердый раствор (рис. 36).

Для каждой температуры между линиями ликвидус и солидус существуют определенные количества и концентрации фаз (рис. 37).

Для определения состава фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, лежащей между линиями ликвидус и солидус, нужно через данный температурный уровень t_2 или t_1 (для сплава, содержащего 50 % В) провести линию, параллельную оси концентрации и пересечения с линиями ликвидус и солидус. Тогда проекция точки пересечения этой линии с ликвидусом (m_1, n_1) на ось абсцисс укажет состав жидкой фазы, а точки пересечения с линией солидус (m_2, n_2) — состав твердой фазы (α -раствора).

Линии m_1n_1 и m_2n_2 и другие, соединяющие состав фаз, находящихся в равновесии, называют *кордами*. Если точка, которая указывает состав сплава при данной температуре, попадет в область однофазового состояния, например на рис. 37 выше линии ликвидус или ниже линии солидус, то количество данной фазы (по массе) составит 100 %, а ее состав соответствует исходному составу сплава.

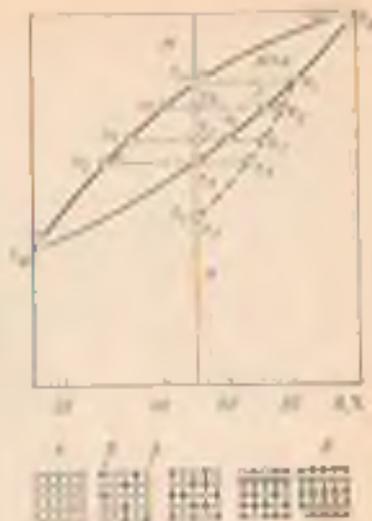


Рис. 37. Диаграмма состояния для случая неограниченной растворимости компонентов А и В в твердой и жидком состояниях

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 отрезка (рис. 36). Согласно этому правилу, например, для определения массового или объемного количества твердой фазы необходимо вычислить отношение длины отрезка, прилегающего к составу жидкой фазы, к длине всей коноды; для определения количества жидкой фазы — отношение длины отрезка, прилегающего к составу твердой фазы, к длине коноды. Следовательно, количество твердой фазы α (в процентах) при температуре t_1 вычисляется отношением отрезка l_1 к длине коноды m $\alpha = [l_1/m] \cdot 100$ а масса или объем жидкой фазы $\beta = [l_2/m] \cdot 100$.

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 составу сплава.

Неравновесная кристаллизация. Процесс диффузии протекает медленно, поэтому в реальных условиях охлаждения состав в пределах каждого кристалла в разных кристаллах не успевает выровняться и будет неоднородным.

Неоднородные по составу кристаллы твердого раствора можно характеризовать средней концентрацией, которая, как рис. 37 зависит спрва от линии солидус³.

Рассмотрим 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 равновесия. При температуре t_3 он будет соответствовать не точке l_1 , а точке k_3 . Если через точки $k_1 - k_3$ провести кривую, она будет характеризовать средний состав кристаллов α -фазы при данной скорости охлаждения. При температуре t_4 в условиях равновесия фаз выбранный сплав должен затвердеть. В неравновесных условиях этого не произойдет.

³ Для упрощения и наглядности, что означают соответствующий равновесию, подерживается только в жидкой фазе, но не в твердой, где скорость диффузии много меньше.



Рис. 38. Микроструктура твердого раствора Cu-Ni, $\times 200$: а — сплав k_1 ; б — кристаллизация в неравновесии

так как в сплаве останется жидкая фаза, количество которой определяется из соотношения $[l_2/k_2] \cdot 100$. 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 (рис. 37). Следовательно, в неравновесных условиях сплав затвердевает ниже равновесной температуры затвердевания. Линию $k_1 - k_5$ называют *неравновесным солидусом*. 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 межосевые 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 дифференциал 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, имеющих неоднородный состав,

неоднородность внутри каждого кристалла может быть легко выявлена при микроскопии (рис. 38, д). Дефектная дислокация ухудшает теплофизические и механические свойства сплава.

Дефектная дислокация может быть ослаблена продолжительным нагревом затвердевшего сплава до температур, обеспечивающих достаточную скорость диффузии (значительно выше температуры). После такого нагрева, называемого диффузионным отжигом, или дожигающей, дефектная структура этого сплава уже не выявляется и сплав состоит из однородных кристаллов твердого раствора (рис. 38, б).

4. ДИАГРАММЫ 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. 39 и 40). Как видно из рис. 39, при температуре t_1 энергия Гиббса жидкой фазы ниже, чем энергия

Гиббса α - и β -фаз, поэтому выше линии ликвидус acb устойчива лишь жидкая фаза.

Линия $acbc$ — линия солидус (рис. 39). При температурах ниже линии солидус сплавы обладают меньшей энергией Гиббса в кристаллическом состоянии (рис. 39) и эти сплавы в интервале концентраций ac устойчивы в виде твердого раствора α (твердый раствор компонента В в А), в интервале концентраций cb — смесь двух фаз α и β -растворов и в интервале концентраций $K100$ одна фаза — А-раствор (твердый раствор компонента А в В).

Между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся две фазы: α - или β -твердые растворы и жидкая фаза Ж (рис. 39 и 40).

При температурах, соответствующих линиям ac , из жидкого сплава выделяются кристаллы α -твердого раствора; а линиями cb — кристаллы β -твердого раствора (рис. 40 б). Линии ac и cb не только соответствуют температурам начала кристаллизации сплавов различного состава, но и показывают степень насыщения жидкой фазы компонентами А и В.

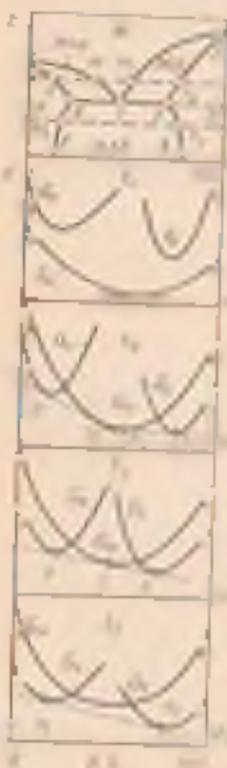


Рис. 39. Диаграммы состояния (а) в зависимости от энергии Гиббса G в зависимости от состава в температурах (б—д) для сплавов с эвтектическим превращением

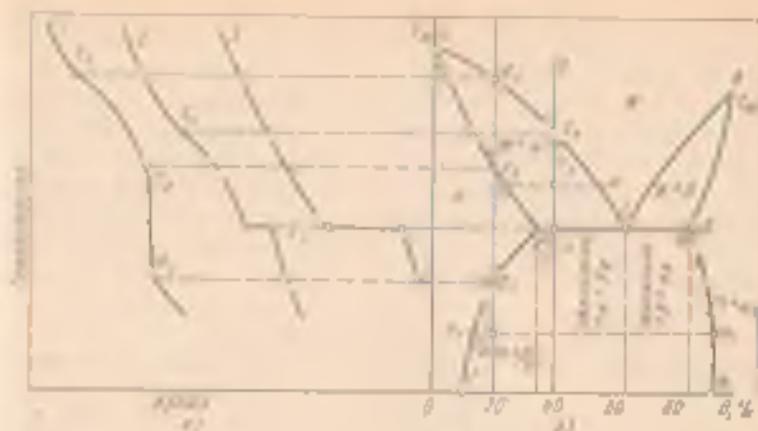


Рис. 40. Кривые охлаждения (а) и диаграммы состояния сплавов образующих различительные твердые растворы и эвтектику
 а — кривые охлаждения; б — диаграммы состояния

т. е. являются линиями растворимости. Точка d характеризует предельную растворимость компонента В в А, точки e — компонента А в В при температуре t_2 , а точки f и g характеризуют предельную растворимость соответственно компонента В в А и А в В при нормальной температуре.

Таким образом, линия cd характеризует изменение растворимости компонента В в А, а линия ek — изменение растворимости компонента А в В с изменением температуры; эти линии называют линиями предельной растворимости.

Сплав, соответствующий точке e (в нашем случае 55 % В), затвердевает при постоянной температуре t_2 . При температуре несколько ниже t_2 жидкий сплав оказывается насыщенным по отношению к обеим фазам (α - и β -твердым растворам), так как точка e как бы принадлежит сразу двум ветвям ликвидуса (см. рис. 40, б). Поэтому при температуре t_2 одновременно с жидким раствором сосуществуют предельно насыщенные кристаллы твердых растворов α_2 и β_2 , образующие гетерогенную структуру.

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

Структуру, состоящую из определенного сочетания двух (или более) твердых фаз, одновременно кристаллизовавшихся из жидкого сплава, называют *эвтектикой*. Эвтектическая структура в условиях сравнительно высоких степеней переохлаждения состоит из мелких кристаллов обеих фаз (α и β), так как при одновременной кристаллизации их из жидкого сплава рост каждой из них затрудняется (см. рис. 31, б).

Рассмотрим процесс кристаллизации некоторых сплавов. Сплавы, расположенные левее точки d (см. рис. 40, б) и правее

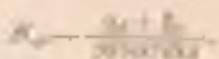
точки e , кристаллизуются так же, как и сплавы в неограниченно растворимости (см. рис. 37).

После затвердевания сплавы, лежащие левее точки d , состоят только из кристаллов α -твердого раствора, а сплавы, лежащие правее точки d , — из кристаллов β -твердого раствора (см. рис. 39, a и 40, b).

Рассмотрим теперь кристаллизацию доэвтектического сплава 2 (см. рис. 40). При достижении температуры несколько ниже t_0 в жидкости образуются кристаллы твердого раствора α . Процесс кристаллизации α -раствора будет происходить в интервале температур, так как система имеет одну степень свободы ($G = 2 + 1 - 1 = 1$).

Процесс выделения α -кристаллов продолжается до температуры t_e . Состав кристаллов твердого раствора α в условиях равновесия определяется точками пересечения коноды с линией солидус-жидкостной жидкости — точками пересечения коноды с линией ликвидус. Так, при температуре t_e составу жидкой фазы соответствует точка m , а составу твердой фазы — точка n .

Количество жидкой и твердой фаз определяют по правилу отрезков. При достижении эвтектической температуры t_e кристаллы α достигают предельной концентрации (точка d в B в A), а жидкая фаза получает эвтектический состав (точка e). В этих условиях при температуре t_e из жидкой фазы одновременно кристаллизуются предельно насыщенные растворы α_e и β_e в образовании эвтектики



Процесс кристаллизации эвтектики протекает при постоянной температуре t_e (см. рис. 40, a), так как согласно правилу фаз при одновременном существовании трех фаз постоянного состава (J_3, α_e и β_e) система инвариантна ($G = 2 + 1 - 3 = 0$). Следовательно, после затвердевания сплав состоит из первичных кристаллов α и эвтектики ($\alpha + \beta$). Любой доэвтектический сплав соответствующий составу, находящемуся между точками d и e , имеет те же структурные составляющие (см. рис. 40, b).

На рис. 31, a показана микроструктура доэвтектического сплава Pb—Sn, кристаллизующегося так же, как сплав 2 (см. рис. 40, b). Эвтектический сплав (точка e на рис. 40, b) начинает кристаллизоваться при температуре несколько ниже t_e . Кристаллизация эвтектического сплава протекает при постоянной температуре (см. рис. 40, a), и после затвердевания сплав состоит только из эвтектики ($\alpha + \beta$).

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

Область диаграммы состояния, расположенная между кривыми растворимости d и ek , принадлежит двухфазному состоянию — $\alpha + \beta$ -твердые растворы. В доэвтектических и эвтектических сплавах фазы с повышением температуры меняют свой состав. Это связано с распадом кристаллов α - и β -твердых растворов. При понижении температуры из α -фазы выделяется β_{II} -фаза¹, а из β -фазы выделяется α_{II} -фаза. Состав α -фазы изменяется по линии d , а β -фазы — по линии ek . После окончательного охлаждения доэвтектические сплавы будут иметь структуру $\alpha_1 + \beta_{II}$ и эвтектические сплавы $\beta_2 + \alpha_{II}$ (см. рис. 31).

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

Разберем на примере сплава f (см. рис. 40, б) превращения, связанные с распадом твердого раствора, вследствие уменьшения растворимости компонента B в компоненте A с понижением температуры.

Сплав f после окончания затвердевания (ниже температуры t_2) состоит только из кристаллов α -твердого раствора. При дальнейшем охлаждении по достижении температуры t_2 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_2 сплав состоит из двух фаз: кристаллов α -твердого раствора и вторичных кристаллов β -твердого раствора. Состав кристаллов твердого раствора α с повышением температуры изменяется по линии d , а кристаллов твердого раствора β — по линии ek ; например, при температуре t_4 состав α -фазы определяется точкой n_1 , а состав β -фазы — точкой n_2 (см. рис. 40, б).

После окончательного охлаждения сплав состоит из кристаллов α -твердого раствора состава, отвечающего точке f , и избыточных (вторичных) кристаллов β -твердого раствора состава точки k (см. рис. 40 к 31, б). Количественное соотношение между α - и β -фазами может быть установлено по правилу отрезков.

Быстрым охлаждением можно подавить распад твердого раствора и переохлаждать его до низких температур. Процесс нагрева выше линии d (или ek) и последующее быстрое охлаждение, позволяющее задержать выделение избыточной фазы и зафиксировать высокотемпературную структуру, называется закалкой (без полиморфного превращения).

Пересыщенный твердый раствор α неустойчив и при нагреве, а в некоторых случаях и при нормальной температуре начи-

¹ Кристаллы, выделяющиеся из твердого раствора, называют вторичными и обозначают в данном случае символами β_{II} и β_{II} .

иет распадаться с выделением дисперсных частиц избыточной фазы.

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

Зона ГП-1 представляет собой диски диаметром 4—6 мкм в thickness 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) таким же кристаллической решетке избыточной фазы. При повышении температуры (или увеличении длительности выдержки при данной температуре) на базе зон ГП (или самостоятельно после растворения зон) образуются зародки β -фазы и происходит их рост.

Небольшо при распадах твердого раствора 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 когерентно связана с матрицей. При повышении температур когерентность нарушается и β' -фаза «отрывается» от α -раствора.

Зоны ГП или дисперсные частицы избыточной β' - и β -фазы повышают прочность и твердость сплава (см. с. 116).

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

Образовавшиеся при старении дисперсные частицы избыточной фазы имеют пластичное строение.

При нагреве сплава в области $\alpha + \beta$ -фаз выделения β_1 -фазы превращаются в сферические и растут. Это приводит к увеличению межфазной поверхности и понижению свободной энергии. Образовавшиеся сферические частицы, например, из пластичных выделений называют *сферидизацией*, укрупнение выделений — *коагуляцией*.

Коагуляция и сферидизация частиц упрочняющей фазы сопровождается разупрочнением сплава и понижением его пластичности.

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

Избыточная β -фаза чаще представляет собой аморфное состояние.

А. А. Бочвар доказал, что существует определенная связь между тем же диаметром состоянием и технологическими свойствами.



Рис. 41. Схема ликвации по плотности (К. П. Бушин)

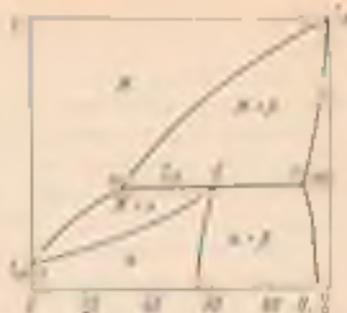


Рис. 42. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченный твердые растворы и испытывающих перитектическое превращение

Сплавы — твердые растворы имеют низкие литейные свойства (плохая жидкотекучесть, склонность к образованию рассевинной пористости и трещинок). Для получения высоких литейных свойств концентрация компонентов в литейных сплавах должна превышать их максимальную растворимость в твердом состоянии (см. рис. 40, б, точка *d*) и приближаться к эвтектическому составу (точке *c*). Эвтектические сплавы обладают хорошей жидкотекучестью, и усадка в них проявляется в виде концентрационной раковины.

Сплавы, лежащие левее точки *d* (пределной растворимости в твердом растворе) и состоящие в основном на α -фазы, пластичны и поэтому хорошо прокатываются, коуются, штамуются, прессуются и т. д. (см. рис. 40, б). Пластичность сильно снижается при появлении в структуре эвтектики. Поэтому в деформируемых сплавах максимум растворимости при эвтектической температуре (см. рис. 40, точка *d*) является верхним желательным пределом содержания компонентов.

Ликвация по плотности. При кристаллизации сплавов по диаграмме состояния, типа приведенной на рис. 40, нередко можно наблюдать явление, называемое *ликвацией по плотности*. Например, в сплавах Pb-Sb выделляются в процессе кристаллизации кристаллы α (твердого раствора Sb в Pb) или β (твердого раствора Pb в Sb) разнородности от остающейся жидкой части сплава и вследствие этого либо всплывают кристаллы β и соответственно оседают на дно кристаллы α , либо наоборот. Поэтому 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, сплавы быстро охлаждают, а иногда добавляют третий компонент, кристаллизующийся первым в виде разветвленных дендритов, препятствующих расслоению сплава.

Диаграмма состояний сплавов, образующих ограниченные твердые растворы в перитекстике. Диаграмма состояний сплавов с перитекстикой приведена на рис. 42. Линия t_{dcd} на диаграмме соответствует линии ликвидус, а линия t_{dcd} — линии солидус. Точка d характеризует максимальную растворимость компонента В в А, а точка e — предельную растворимость А в В.

Линия cd называется линией перитектического превращения. Перитектическое превращение отличается от эвтектического. Если при эвтектическом превращении из жидкой фазы одновременно кристаллизуются две твердые фазы, то при перитектическом превращении кристаллизуется лишь одна фаза, образующаяся за счет ранее выделившейся твердой фазы и жидкой части сплава определенного состава (точка c).

Рассмотрим механизм перитектического превращения. При кристаллизации сплавов, состав которых лежит правее точки d , из жидкой сплава первоначально выделяются кристаллы β -твердого раствора.

По достижении температуры t_c в равновесии находится жидкая фаза состава, характеризуемого точкой e , и β -кристаллы состава точки c .

α -кристаллы образуются в результате перитектической реакции, которая сводится к взаимодействию ранее выделившихся кристаллов β_c и жидкой фазы: $J_c + \beta_c \rightarrow \alpha_c$.

Перитектическая реакция, протекающая при участии трех фаз постоянного состава (J_c , β_c и α_c), соответствует инвариантному равновесию ($i = 0$), т. е. процесс протекает при постоянной температуре.

Для сплавов, концентрация которых лежит в интервале de соотношения реагирующей фаз характеризуется избыточным количеством β -кристаллов, поэтому в результате перитектического превращения часть фазы останется неизрасходованной:



Структура этих сплавов после окончания процесса кристаллизации состоит из перитектической смеси изоморфных кристаллов α и β (см. рис. 31, d).

Кристаллизация сплавов, состав которых соответствует линии cd , начинается с выделения из жидкой фазы кристаллов β -твердого раствора. По достижении температуры t_c происходит перитектическое превращение:



В этих сплавах после перитектического превращения в избытке оказывается жидкая фаза. При дальнейшем понижении темпера-

туры из жидкого сплава кристаллизуются α -твердый раствор. После затвердевания сплавы состоят только из кристаллов α -твердого раствора.

В сплавах, расположенных левее точки c , при кристаллизации из жидкой фазы выделяется α -твердый раствор. После затвердевания они состоят только из кристаллов α -твердого раствора. Для этой системы структурный и фазовый состав совпадают.

5. ДИАГРАММЫ 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 железных сплавах, титана и др.

Диаграмма состояния сплавов, образующих твердые растворы с неограниченной растворимостью, в которых один из компонентов A имеет две модификации α и β , представлена на рис. 43, а.

В случае приведенном на рис. 43, а, все сплавы после затвердевания состоят из однородного β -раствора, который является твердым раствором компонентов A (в состоянии, когда он имеет β -модификацию) и B . При понижении температуры β -модификация компонента A превращается в α -модификацию. В связи с этим в области, ограниченной линиями ac и cb , в равновесии находятся две фазы $\alpha + \beta$, где α -фаза является твердым раствором компонента B в α -модификации компонента A ; β -фаза — твердым раствором B в β -модификации компонента A . Ниже линии cb сплавы состоят только из α -фазы. Кристаллическая решетка α -раствора отлична от решетки β -раствора. На диаграмме (см. рис. 43, а)

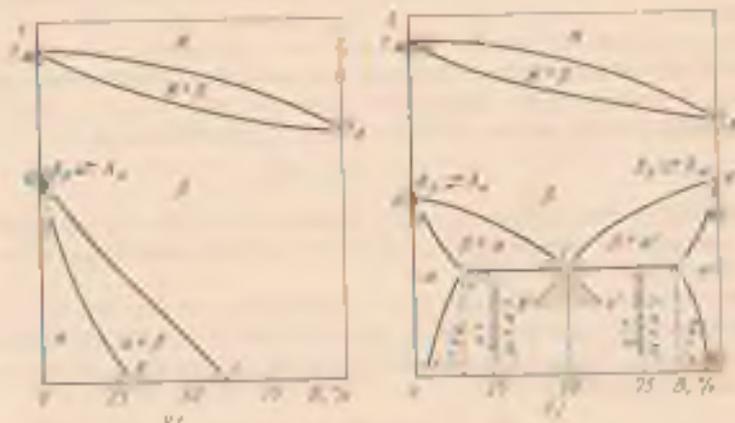


Рис. 43 Диаграммы состояния сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения:

а — полиморфное превращение одного компонента; б — то же, для двух компонентов, в области ограниченной растворимости.

линии ac при охлаждении соответствует температуре начала, а линия ab — температура окончания полиморфного $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

При температурах ниже линии ac β -твердый раствор в условиях равновесия становится неустойчивым и в его кристаллах выделяются 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 нормальной температуре не заканчивается, и после охлаждения эти сплавы сохраняют двухфазную структуру $\alpha + \beta$.

Сплавы, лежащие к правую точку 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 равновесии, близкое к равновесию, протекает в широком температурном интервале и сопровождается диффузионными процессами, определяемыми соотношением между объемами фаз.

Диаграмма состояния сплавов, у которых высокотемпературные модификации компонентов (β) обладают полной взаимной растворимостью, а низкотемпературные (α) — ограниченной, приведена на рис. 43 б. В результате первичной кристаллизации из 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 bc (β -фаза) и ab (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' -фаза по линии bc . На достигнутой изотермы abc твердый раствор β распадается на α и α' фазы.

Распад β -раствора из смеси 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 *мартенситным*, а сплав, полученный кристаллов ($\alpha + \alpha'$) — *мартенситом*. Сплавы, расположенные левее точки c , называются *доэвтектическими*; сплав, отвечающий точке c — *эвтектическим*, а сплавы, лежащие к правую точку c , — *заэвтектическими*.

Линия cd указывает на изменение предельной растворимости компонента B в α -модификации компонента A в зависимости от температуры, а линия cd — 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') в большем эвтектике. В области, очерченной линиями $b'ca'$ (см. рис. 43 б), избыточные фазы выделяться не будут. В этой области образуется только квазиэвтектика, который отличается от эвтектики отсутствием в своей концентрации. В доэвтектических сплавах квазиэвтектика обеднена компонентом B относительно равновесного содержания (см. рис. 43 б, точка e), а в заэвтектических сплавах обогащен компонентом B .

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

При переохлаждении β -твердого раствора до низких температур протекает *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 мартенсита также называют *закалкой*. Распад мартенсита при нагреве называется *отпуском*.

6. ПОНЯТИЕ О ДИАГРАММАХ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ

Диаграммы состояния тройных сплавов имеют вид трехгранной пирамиды. Основанием пирамиды служит равносторонний треугольник, который указывает концентрацию компонентов. Этот треугольник называют *концентрационным*.

Каждой из вершин, образующих сплав, соответствует в вершинах треугольника, а каждая сторона — на сторонах треугольника, а тройные сплавы — точками внутри треугольника.

Для определения состава тройного сплава используют свойства равностороннего треугольника: если через любую точку внутри треугольника, например, точку M (рис. 44), провести прямые, параллельные сторонам, то суммы отрезков a, b, c , отсеченных на сторонах, равны стороне треугольника ($a + b + c = AB = BC = CA$).

За 100% одного из компонентов, приложив сторону треугольника. Для определения состава сплава, соответствующего, например, точке M , пользуются прямыми Mb, Ma и Mc , равными соответственно отрезкам a, b и c . Концентрация отчитывается по часовой стрелке. Тогда отрезок a соответствует содержанию компонента A , отрезок b — содержанию компонента B и отрезок c — содержанию компонента C .

Для получения диаграммы состояния тройных сплавов сначала строят (для и для двойных сплавов) кривые охлаждения в координатах температура—время. На отрезках отсчитывают точки в концентрационном треугольнике; из них перпендикуляры, на которых при соответствующей тем-

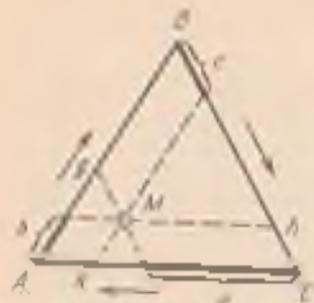


Рис. 44. Концентрационная тернарная диаграмма тройной системы А-В-С

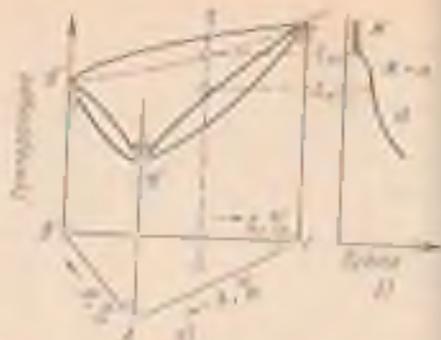


Рис. 45. Изотермический срез тройной системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях (а) и кривая охлаждения сплава I (б)

вертуте образуют критическую точку. Через эту точку проводят горизонтальную линию на диаграмме двойных сплавов.

Облик этой тройной диаграммы определяется характером двойных систем, образующих ее боковые грани (рис. 45, а) и характером связи между этими компонентами в равной их комбинации. Тройная диаграмма системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях на рис. 45, а. Начало кристаллизации тройной системы определяется температурой, начиная от поверхности ликвидуса. Основание кристаллизации тройной системы растворами соответствует температуре, образуя поверхность ликвидуса.

Если в системе в равных частях находится в жидком состоянии, в интервале температур между поверхностями ликвидуса и солидуса будут диффузные толщину тройной и твердой фазы.

На рис. 45, б показана кривая охлаждения для сплава I. В интервале температур $t_1 - t_2$ между поверхностями ликвидуса и солидуса в системе происходит кристаллизация в жидком и твердом состояниях (жидкая и твердая фазы). Если температура ниже температуры кристаллизации, то система находится в твердом состоянии (жидкая и твердая фазы).

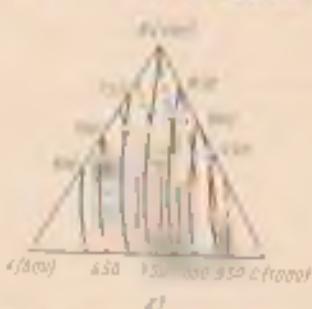
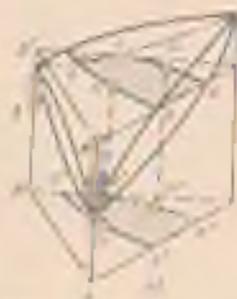


Рис. 46. Изотермический срез тройной диаграммы с ограниченной растворимостью

а — образ для А и В как в жидком и твердом состояниях; б — процесс охлаждения сплава I в жидком и твердом состояниях; в — процесс кристаллизации сплава I в жидком и твердом состояниях

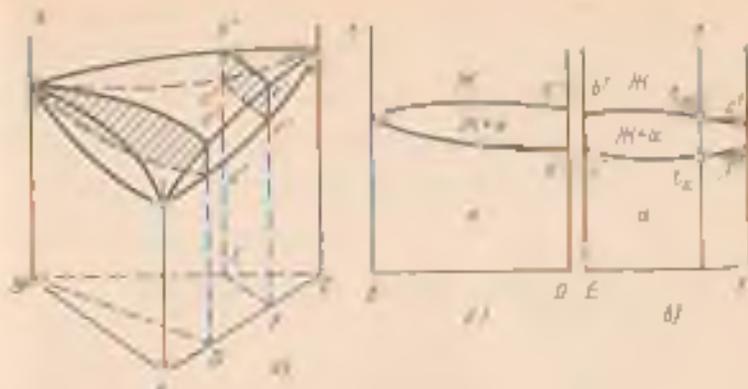


Рис. 47. Изотермический срез тройной диаграммы сплавов с неограниченной растворимостью

а — срез двух вертикальных разрезов на концентрационной тернарной диаграмме; б — вертикальные разрезы

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

Приведем следующие типы сечений пространственной диаграммы тройной системы

Горизонтальные, которые проводят в виде изотермических сечений, указывая фазовый и структурный состав для всех сплавов при определенной температуре, или в виде проекции отдельных поверхностей в жидком и твердом состояниях на горизонтальную плоскость (концентрационная тернарная диаграмма);

вертикальные (позиметрические), профили используемые при изучении тройных сплавов.

Горизонтальный разрез тройной диаграммы сплавов — вид разреза раствора показан на рис. 46, а. Плоскость $A'B'C'$, параллельная плоскости концентрационной тернарной диаграммы, пересекает поверхность ликвидуса по кривой ab , а поверхность солидуса по кривой cd . Полученные кривые называют соответственно жидкой и твердой линиями ликвидуса и солидуса, их проектируют на концентрационную тернарную диаграмму (линии $a'b'$ и $c'd'$) и около указывают соответствующие им температуры. Если известна на концентрационной тернарной диаграмме жидкая линия ликвидуса и солидус для нескольких температур, то можно получить сечения о температурах начала и конца кристаллизации для всех сплавов системы (рис. 46, б).

На рис. 47, а показаны сечения тройной диаграммы двумя вертикальными плоскостями, а на рис. 47, б и в — соответствующие разрезы. Следует иметь в виду, что для сечения, соответствующего области разреза, системы фаз, находящиеся в равновесии в двухфазной области, не могут быть определены с помощью этого разреза, так как они обычно лежат друг от друга. Нельзя определить и количественное соотношение фаз для двухфазной области.

Однако изотермические разрезы дают возможность определять температуры начала и конца фазовых превращений в сплавах, соответствующих составу (например, точки t_1 и t_2 для сплава I на рис. 47, а, отмечающие температурные начала и конца кристаллизации).

Вопросы для самопроверки

1. Что такое эвтектика? Опишите процесс кристаллизации эвтектики.
2. Определите число фаз, их состав и количество при равных температурах в системе сплавов между линиями ликвидуса и солидуса в жидком и твердом состояниях с полной взаимной растворимостью в жидком и твердом состояниях. Что такое коада?

3. Чем отличается аморфный и кристаллический полиморфного превращения в сплавы от чистых металлов?
4. Как получить сверхмалый твердый раствор в системе сплавов и структурной растворимости? Как изменяется твердость технологической прокатки?
5. Чем отличаются локальные явления от дислокации по плотности? Как устроить эти виды дислокации?
6. Нарисуйте схему структуры твердого раствора в гетерогенной (матрица) структуре сплава?
7. Как определяется состав тройного сплава?

ГЛАВА V. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1. ВИДЫ НАПРЯЖЕНИЯ

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под воздействием приложения сил. Деформация вызывается действием внешних сил, приложенных к телу, или различными физико-механическими процессами, происходящими в самом теле (например, изменением объема отдельных кристаллов при фазовых превращениях или вследствие температурного расширения). При этом напряжения¹ в случае одноосевого растяжения $\sigma = P/F$.

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. 48 а). Напряжения могут быть истинными — когда силу относят к площади, существующей в данный момент деформации

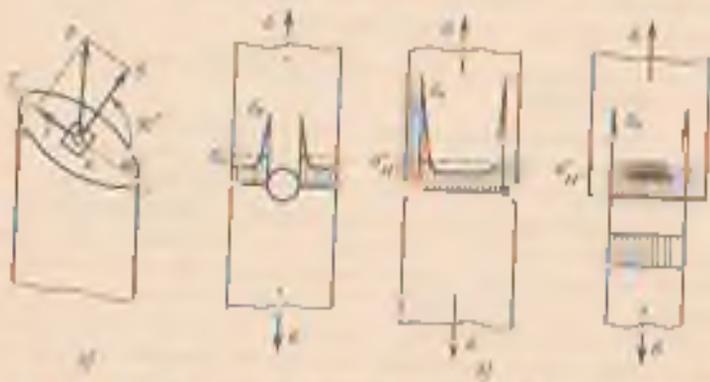


Рис. 48. Образование нормальных и касательных напряжений в случае приложения силы P к площадке F (а) и виды растягивающих напряжений при различных конфигурациях сечения (б); σ_n — касательное (горизонтальное) напряжение (показано стрелкой); σ_t — нормальное напряжение

¹ Плотные напряжения вводятся для точек близлежащих друг к другу, не зависящих от размеров деформируемого тела.

условными — когда силу отводят к исходной площади сечения. Истинные касательные напряжения обозначают t и нормальные S , а условные соответственно τ и σ . Нормальные напряжения подразделяют на *растягивающие* (положительные) и *сжимающие* (отрицательные).

Наличие в испытуемом образце (изделии) механических напряжений, трещин, внутренних дефектов металла (металлургического, технологического или эксплуатационного происхождения), сквозных отверстий, резких переходов от толстого к такому же сечению приводит к неравномерному распределению напряжений, вызывая у основания надреза пиковую концентрацию нормальных напряжений (рис. 43, б). В связи с этим такие источники концентрации напряжений называют *концентраторами напряжений*. Пик напряжений σ_n тем больше, чем меньше радиус концентратора напряжений и чем больше глубина надреза c : $\sigma_n = 2\sigma_0 \sqrt{c/r}$, где σ_0 — номинальное (среднее) напряжение.

Так как напряжения вызываются разными причинами, то различают *временные напряжения*, обусловленные действием внешней нагрузки и исчезающие после ее снятия, и *внутренние остаточные напряжения*, возникающие и уравнивающиеся в пределах тела без действия внешней нагрузки.

Внутренние остаточные напряжения возникают в процессе быстрого нагрева или охлаждения металла вследствие неоднородного расширения (сжатия) поверхностных и внутренних слоев. Эти напряжения называют *тепловыми*, или *термическими*. Кроме того, напряжения возникают в процессе кристаллизации, при неоднородной деформации, при термической обработке вследствие неоднородного протекания фазовых превращений по объему. Их называют *фазовыми*, или *структурными*.

2 УПРУГАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Упругая деформация. Упругой деформацией называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела уменьшается 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 обратимое смещение атомов. При растяжении монокристалла возрастают расстояния между атомами, а при сжатии атомы сближаются. При таком смещении атомов из положения равновесия нарушается баланс сил притяжения и электростатического отталкивания, поэтому после снятия нагрузок 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 деформация становится

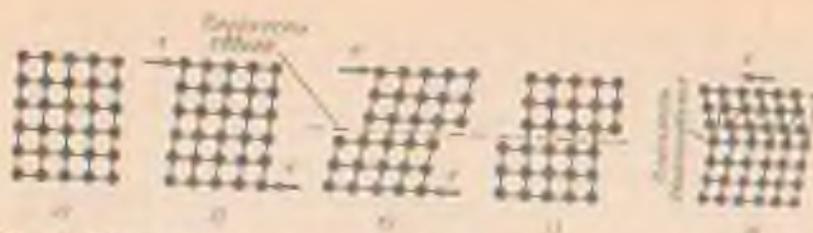


Рис. 49. Схемы упругой и пластической деформации металла под действием нагрузки σ

1 — первоначальная решетка; 2 — упругая деформация; 3 — возникновение дислокации и начало пластической деформации; 4 — упругая деформация, сопровождающаяся движением дислокации; 5 — пластическая деформация (после снятия нагрузки); 6 — возникновение дислокации

обратимой. Град центра нагрузки устремляется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют пластической, остается. При пластической деформации необратимо изменяется структура металла, а следовательно, и его свойства.

Пластическая деформация осуществляется скольжением и двойникованием.

Схемы упругой и пластической деформации металла с кубической структурой, подвергнутого действию касательных напряжений, показаны на рис. 49.

Скольжение в кристаллической решетке протекает по плоскости в направлении с наиболее плотной упаковкой атомов, где совершается самый легкий сдвиг и наименьшее сопротивление.

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

В металлах с ГЦК решеткой — Fe, Cu, Al и других — скольжение протекает по плоскостям октаэдра (111) и в направлении диагонали грани куба [110]; а в металлах с ОЦК решеткой — Fe, Mo, V и других — скольжение наиболее легко осуществляется по плоскостям (110), (112) и (112) в направлении пространственной диагонали куба [111] (см. рис. 49). В металлах с ГПУ (цинк, кадмий, Mg, Zn, Be и др.) — скольжение идет по плоскости базиса.

Металлы с кубической кристаллической решеткой (ГЦК и ОЦК) обладают высокой пластичностью так как скольжение в них происходит во многих направлениях. Металлы с ГПУ структурой менее пластичны и поэтому труднее, чем металлы с кубической структурой, поддаются прокатке, штамповке и другим видам деформации.

Процесс скольжения не следует представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой.

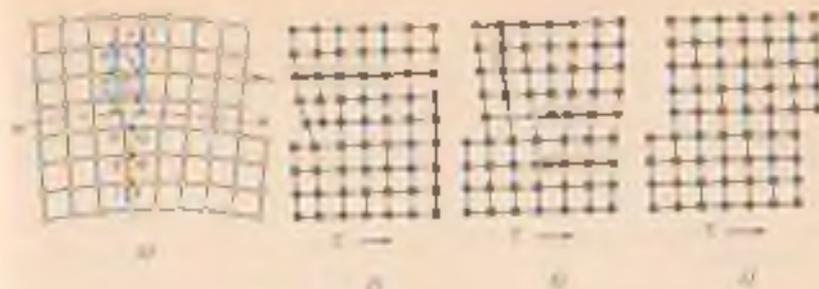


Рис. 30. Движение прямой дислокации, приближающейся к обрывочному ступеньки сдвигного слоя на поверхности кристалла.

\vec{v} — вектор направления движения; $\vec{\tau}$ — вектор направленного движения в плоскости сдвига; $\vec{\tau}$ — направление сдвига; $M-M$ — плоскость сдвига

Такой жесткий или синхронный сдвиг потребовал бы напряжений, в сотни или даже тысячи раз превосходящих те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций (рис. 50). При действии вдоль плоскости скольжения касательных напряжений в направлении, указанном стрелкой, атомы вблизи ядра дислокации перемещаются сначала на расстояния (1 → 2; 3 → 4; 5 → 6; 7 → 8; 9 → 10; 11 → 12; 13 → 14; 15 → 16; 17 → 18), значительно меньшие межатомных. Атомы смещаются не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости. Дислокации могут переходить с одной плоскости скольжения на другую. Этот переход (переползание, восхождение) осуществляется добавлением или удалением слоя атомов путем диффузии.

Перемещение дислокаций в плоскости скольжения MM через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межатомное расстояние (рис. 30, б-г). При этом справа на поверхности кристалла образуется ступенька. 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.

Возможность образования дислокаций в процессе деформации была показана в 1950 г. одновременно двумя учеными — Фрэнком и Ридом, но предсказал ее еще в 1940 г. Я. М. Френкель.

Механизм образования дислокации, по Фрэнку и Риду, заключается в том, что закрепленная в точках A и A_1 дислокация может под действием касательных напряжений испытывать перемещение, показанные на рис. 51. Левая дислокация, расширяясь, превращается в дислокационное кольцо. В то же время обе концевые части спиралей, сливаясь, дают дислокацию $A-A_1$ в исходной состоянии. Далее под действием напряжений процесс начинается

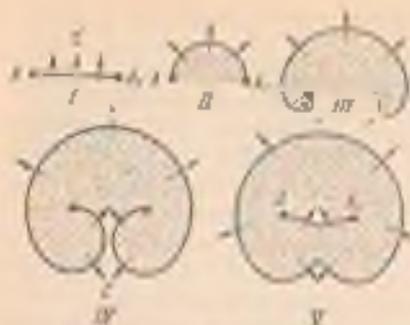


Рис. 51. Схема последовательных I—V стадий действия источника Френкля — Риды

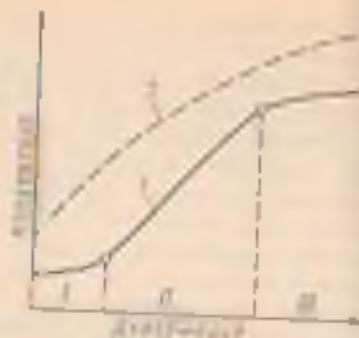


Рис. 52. Кривая деформационного упрочнения моно- и поликристаллического металла с ГЦК решеткой: I — волатерекания; II — волатерекания

снова, дислокация как бы возвращается в начальное положение и т. д.

Если продолжает действовать напряжение σ , то из одного источника могут образоваться сотни дислокаций и прекратиться действие источника может лишь в том случае, когда на пути развившейся цепи дислокаций встретится препятствие — новая система дислокаций, частицы избыточных фаз, границы зерна и т. д.

На начальной стадии пластической деформации монокристалла осуществляется движением дислокаций по одной системе плоскостей — стадии легкого скольжения (рис. 52). Дислокации на этой стадии перемещаются сравнительно беспрепятственно на большие расстояния, обеспечивая прогрессивную деформацию без заметного роста действующего напряжения (стадия I деформационного упрочнения). После этого наступает стадия множественного скольжения — движение дислокации в двух и более системах. На этой стадии после значительной деформации дислокационная структура металла сильно усложняется и плотность дислокаций (число дислокаций) возрастает по сравнению с исходным состоянием на четыре — шесть порядков, достигает 10^{11} — 10^{12} см⁻². Вследствие упругого взаимодействия между дислокациями сопротивление их движению сильно возрастает (см. рис. 52) и для их продвижения большее напряжение должно резко возрасти (стадия II деформационного 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, выявлению отдельных дислокаций разного знака и группировке дислокаций в объемные ячеицы, внутри которых плотность дислокаций меньше, чем в стенках ячеицы. Наступает III стадия деформации, когда происходит так называемый динамический

цестий возмездия, который приводит к уменьшению деформационного упрочнения (см. рис. 52).

Дислокации, движущиеся в деформированном металле, порождают большое число дислоцированных атомов и вакансий.

Двойники деформации. Пластическая деформация некоторых металлов, имеющих плотноупакованные решетки КЦК и ГЦК, кроме скольжения может осуществляться двойникованием, которое сводится к переориентации части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой *плоскостью двойникования* (см. рис. 49, д). Двойникование подобно скольжению сопровождается прохождением дислокаций сквозь кристалл. По сравнению со скольжением двойникование имеет большее значение. В металлах с ГЦК в ОЦК-решеткой двойникование наблюдается только при больших степенях деформирования и низких температурах.

Пластическая деформация поликристаллов. Пластическая деформация поликристаллического металла протекает многократно деформации-монокристалла путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. Плоскости и направления скольжения в каждом зерне различные. При увеличении внешней силы скольжение первоначально начинается в наиболее благоприятно ориентированных зернах, где достигнуто критическое касательное напряжение. Дальнейшее движение дислокаций, начавшееся в одном зерне, не может переходить в соседнее зерно, так как в нем системы скольжения ориентированы *различно*.

Достигнув зерна, дислокации *останавливаются*. Однако напряжения от скопления дислокаций у границы зерна могут упруго распространяться через границу и привести в действие источники Френкеля — Гурла в соседнем зерне. В этом случае имеет место «мгновенная» передача деформации от одного зерна к другому. Границы зерна тормозят движение дислокаций. Поэтому в поликристаллическом металле стадия *I* практически отсутствует, а во *II* стадии деформационного упрочнения — коэффициент упрочнения выше (см. рис. 52).

Первоначально под микроскопом на предварительно полированных и деформированных образцах можно наблюдать следы скольжения в виде граней лент, которые одиночно ориентированы в пределах отдельных зерен.

При большой деформации в результате процессов скольжения зерна меняют свою форму. До деформации зерно имело округлую форму (рис. 53, а), после деформации в результате смещения по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в направлении действия сил P , образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 53, б). Одновременно с изменением формы зерна внутри него происходят формирование субзерен и увеличение угла разориентации между ними.

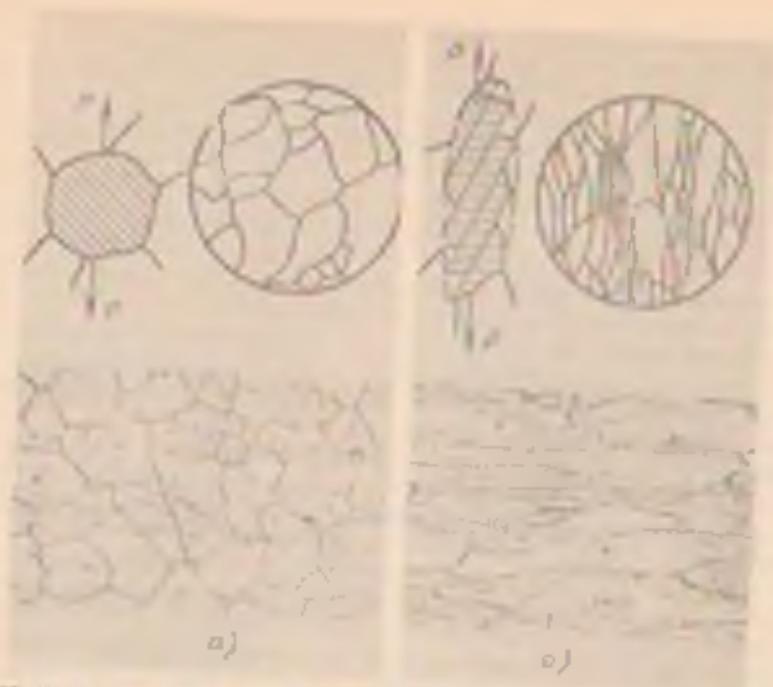


Рис. 5. Некоторые формы зерна металла в результате сдвигания (справочный образец показана граница деформированного зерна, заключенная рамкой без подложки) при разных углах деформации (а) и (б) в металле с ГЦК решеткой (Ж100) и в металле с ОЦК решеткой (Ж100) в металле после деформации. а — зерна с дислокационной структурой (Ж100) металла до деформации; б — зерна с дислокационной структурой (Ж100) металла после деформации.

Текстура деформации. При большой степени деформации возникает преимущественная ориентация кристаллографических плоскостей и направлений в зернах. Закономерная ориентация кристаллитов относительно внешних деформационных сил получила название *текстуры деформации* (текстура деформации).

Чем больше степень деформации, тем большая часть кристаллических зерен получает преимущественную ориентацию (текстуру). Характер текстуры зависит от природы металла и вида деформации (прокатка, волочение и т. д.). Кристаллографическую текстуру не следует отождествлять с волокнистой структурой, волокнистость иногда может и не сопровождаться текстурой. Образование текстуры способствует появлению анизотропии механических и физических свойств.

Деформационное упрочнение полнокристаллического металла. С увеличением степени холодной (ниже $(0,15-0,2) T_{уд}$) деформации

² Для металлов с ГЦК решеткой при волочении характерны текстуры $\{111\}$ в $\{100\}$, а с ОЦК решеткой — $\{110\}$. При прокатке характерные текстуры для ГЦК — плоскость $\{110\}$ и плоскость $\{112\}$ и для ОЦК металлов $\{001\}$ в плоскости $\{110\}$.

пии¹ свойств, характеризующие сопротивление деформации (σ_0 , $\sigma_{0.2}$, HV и др.) повышаются, а способность к пластической деформации (пластичность δ) уменьшается (рис. 54). Это явление получило название *наклепа*.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Повышение плотности дефектов кристаллического строения затрудняет движение отдельных вошек дислокаций, в следовательно, повышает сопротивление деформации и уменьшает пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом между ними взаимодействие тормозит дальнейшее их перемещение.

Металлы с ГЦК решеткой упрочняются сильнее, чем металлы с ОЦК решеткой. В результате холодной деформации уменьшаются плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление. Холодная деформация ферромагнитных металлов (например, железа) повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

3. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Под сверхпластичностью понимают способность металла к значительной пластической деформации ($\delta = 10^3 \div 10^5\%$) в определенных условиях при одновременно малом сопротивлении деформирования ($10^6 - 10^1$ МПа). Существуют следующие разновидности сверхпластичности.

1. *Структурная*, которая проявляется при температурах $> 0,5 T_{пл}$ в металлах и сплавах с величиной зерна от 0,5 до 10 мкм и небольших скоростях деформации² ($10^{-3} - 10^{-1}$ с⁻¹).

2. *Субкритическая* (сверхпластичность превращения), наблюдающаяся вблизи начала фазовых превращений, например, полиморфных.

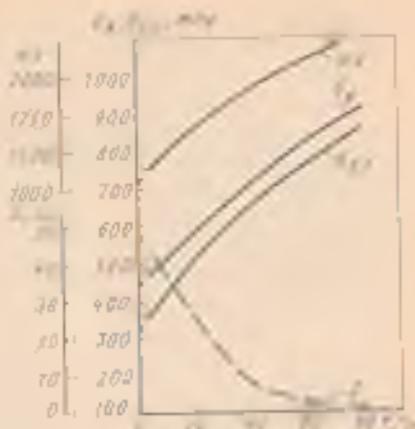


Рис. 54. Влияние степени пластической деформации δ на прочность (σ_0 , $\sigma_{0.2}$, HV) и пластичность (δ) металла сплава (бронзы)

¹ Степень деформации $\delta = \frac{F_0 - F_n}{F_0} \cdot 100$, где F_0 и F_n — площадь сечения до и после деформации соответственно; $T_{пл}$ — температура плавления, К.

² Скорость деформации в определяется из соотношения $\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\delta}}{l}$, где $\dot{\delta}$ — степень деформации (безразмерная величина) и l — длина.

Наиболее перспективен процесс структурной сверхпластичности.

Сверхпластичность не является свойством каких-то особых сплавов и при соответствующей подготовке структуры и в определенных условиях деформации проявляется у большого числа сплавов, обрабатываемых давлением.

Известно много сплавов на основе магния, алюминия, меди, титана и железа, деформирование которых возможно в режимах сверхпластичности.

Сверхпластичность может иметь место лишь при условии, когда в процессе деформации (растяжения образца) не образуется локальной деформации.

При локализации деформации в образце возникает местное утонение шейки и он сравнительно быстро разрушается.

Высокое сопротивление образованию шейки при растяжении образца в условиях сверхпластичности связано с большой чувствительностью напряжения течения σ к изменению скорости деформации v . $\sigma = kv^n$, где k — коэффициент, зависящий от структуры и химического состава; n — показатель скорости чувствительности напряжения течения.

Для идеально вязких (высотеновских) твердых тел $n = 1$ и удлинение не должно сопровождаться образованием шейки. В случае обычной дилатационной деформации $n < 0,2$, а в условиях сверхпластичности деформации $n > 0,3$ (обычно 0,4—0,7).

Когда при сверхпластичности деформации начинается образование шейки, в этом месте образца возрастает v и из-за высокого значения n увеличивается сопротивление течению σ , благодаря чему образование шейки прекращается. Этот процесс непрерывно повторяется, приводя к образованию так называемой бегущей шейки (разрывной шее), когда она перемещается по длине образца, не давая локального сжатия. При такой квазиравномерной деформации достигаются очень большие удлинения при растяжении образца.

Структурная сверхпластичная деформация протекает главным образом благодаря зернограничному скольжению, хотя в определенных случаях существует и внутризеренное дислокационное скольжение.

Проблема создания промышленного структурного сверхпластичного материала — это прежде всего получение ультрадисперсного равновесного мезо-структурного сплава при сверхпластичности деформации.

Стабилизация размера зерна достигается: 1) применением двухфазных сплавов с объемным соотношением фаз $1 : 1_2$ 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 сплавы на основе

ный сплав ЦА22 (22 % Al), титановые $\alpha + \beta$ -сплавы, двухфазные $\alpha + \alpha'$ -сплавы меди и цинка (латунь), алюминиевый сплав, состоящий из α -раствора и дисперсных частиц Al_3Zr , и некоторые другие.

Явление сверхпластичности в промышленности используется при объемной изотермической штамповке и при пневмоформовке. Сверхпластичность позволяет в процессе штамповки за одну операцию получить детали сложной формы, повысить коэффициент использования металла, уменьшить трудоемкость и стоимость изготовления и изделий. Недостатком является необходимость нагрева штампов до температур обработки и малая скорость деформации.

4. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Под разрушением понимают процесс зарождения и развития в металле трещин, приводящий к разделению его на части. Разрушение происходит в результате или развития нескольких трещин, или слияния рядом расположенных трещин в одну магистральную трещину, по которой происходит полное разрушение.

Разрушение может быть хрупким (в металлах — квазихрупким) и (или) вязким. Механизм зарождения трещин одинаков как при хрупком, так и при вязком разрушении. Возникновение микротрещин чаще происходит благодаря скоплению дислокаций (пластической деформации) перед препятствиями (границами зерен, межфазными границами, перед невозможными вclusions и т. д.).

В месте скопления дислокаций они могут перейти в столь тесное соприкосновение, что из экстремальности сливаются, а под ними образуется зародышевая трещина (рис. 55). Трещина образуется в плоскости перпендикулярной к плоскости скольжения когда плотность дислокаций достигает $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$, а касательные напряжения у вершины их скопления $\sim 0,7 G$. При хрупком разрушении возникшая трещина становится нестабильной и падает самопроизвольно, если ее длина (при заданном напряжении) превышает некоторое критическое значение, а вершина трещины сохраняет остроту, соизмеримую (по радиусу у вершины) с атомными размерами. В этом случае напряжения на краю трещины оказываются достаточными для нарушения межатомной связи. При разрушении распространяющаяся трещина будет оказываться узкой зоной пластической деформации, на создание кото-

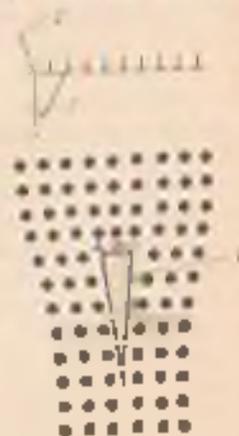


Рис. 55. Схема образования трещины:
1 — трещина, 2 — крайная зона

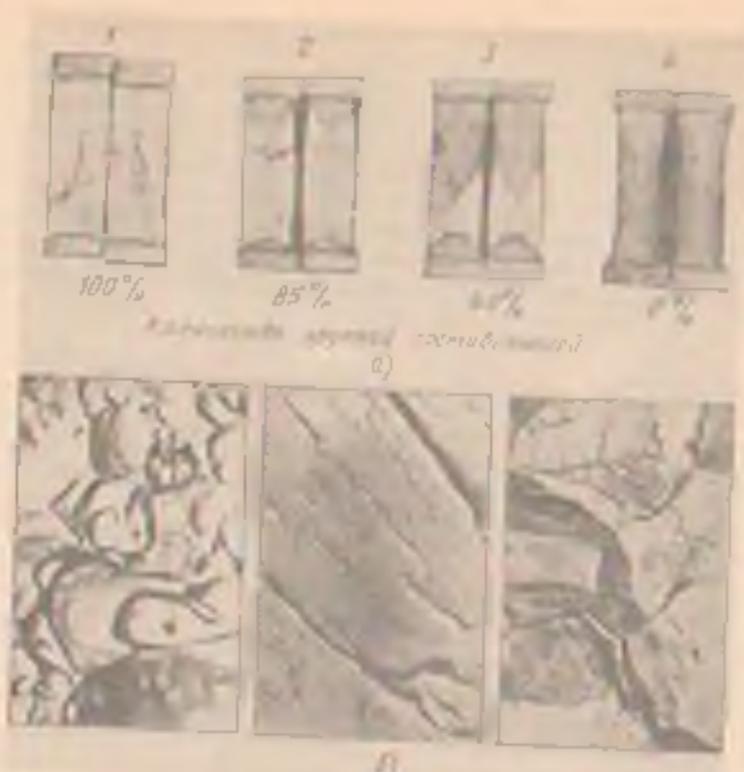


Рис. 66. Развитие трещин:
 1 — исходное состояние; 2 — начало распространения трещины (начало дождя); 3 и 4 — развитие трещины (начало дождя); 5 — конец трещины (конец дождя). Интерференция света (увеличение $\times 5000$)

рой затрачивается дополнительная энергия. Вязкое и хрупкое разрушения различаются между собой по величине пластической зоны у вершины трещины. При хрупком разрушении величина пластической зоны в устье трещины мала. При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей вперед распространяющейся трещины, велика, а сама трещина затупляется у своей вершины.

Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины. Скорость распространения хрупкой трещины весьма велика. Для стали скорость роста трещины достигает 2500 м/с. Поэтому перед хрупким разрушением возникают «катастрофические» разрушения.

Вязкое и хрупкое разрушения можно связать с энергоемкостью процесса разрушения при том или ином виде испытаний. Вязкому разрушению соответствуют обычные механические испытания. Вязкому разрушению соответствуют обычные механические испытания поглощаемой энергии, т. е. большая работа распространения трещины. Энерго-

емкость хрупкого разрушения мала и соответственно работа распространения трещины также мала.

С точки зрения микроструктуры существуют два вида разрушения — *транскристаллитное* и *интеркристаллитное*. При транскристаллитном 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. Междолинное разрушение всегда является хрупким. Надо отметить, что междолинное разрушение присутствует всегда, но больше проявляется при хрупком разрушении.

По внешнему виду излома различают: 1) хрупкий (светлый) излом (рис. 56, а, 1), поверхность разрушения которого характеризуется наличием блестящих плоских участков; такой излом свойствен хрупкому разрушению; 2) вязкий (матовый) излом (рис. 56, а, 2), поверхность разрушения которого содержит весьма мелкие уступы — *волокна*, образующиеся при пластической деформации зерен в процессе разрушения; этот излом свидетельствует о вязком разрушении. Смешанный характер разрушения показан на рис. 56, а, 2, 3.

Изучение тонкой структуры излома с помощью электронного микроскопа (микрофрактография) позволяет более уверенно судить о вязком или хрупком характере разрушения. Вязкое разрушение характеризуется ямочным (ячейчатым) изломом (рис. 56, б, первый слева); ямки — микроуглубления, роста в слепки микропустот. Глубина ямки определяется способностью металла к локальной пластической деформации.

Излом при хрупком разрушении имеет рваный узор (см. рис. 56, б), представляющий собой систему сходящихся ступенек склона¹, образующихся в результате деформации разрушения перемычек между хрупкими трещинами, распространяющимися путем скола по параллельным, близко расположенным кристаллографическим плоскостям. В отличие от вязкого разрушения хрупкое разрушение распространяется внутри отдельных зерен вдоль плоскости с наиболее плотной упаковкой атомов, называемой *плоскостью скола*.

Вязкий ячейчатый и хрупкий рваный изломы относятся к транскристаллитному разрушению.

При исследовании на электронном микроскопе хрупкое разрушение, идущее по границам зерен, выявляется в виде гладких поверхностей, так называемых *фасеток* зернограничного скола часто с некоторым количеством выделенных частей (см. рис. 56).

¹ Плоскости кристаллографического скола, образующиеся при соединении двух перпендикулярных разрушений, рассматриваются на рис. 56, б, третий слева.

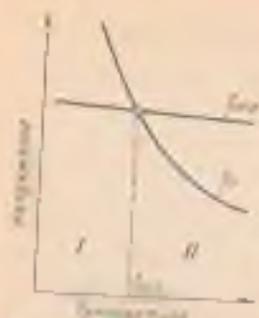


Рис. 57. Связь крутиль-ности (I) и вязкого (II) разрушения стали и сплавов с температурой

Межзеренное разрушение облегчается при выделении по границам зерен частиц хрупкой фазы.

Одны и те же (по составу) сплавы в зависимости от предшествующей обработки и метода испытаний могут быть и вязкими и хрупкими.

Многие металлы (Fe, Mo, W, Zn и др.), имеющие ОЦК и ГПУ 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 *хладноломкости*. Явление хладноломкости можно объяснить схемой А. Ф. Коффе

(рис. 57). Понижение температуры практически не изменяет сопротивления отрыву (разрушающего напряжения), но повышает сопротивление пластической деформации σ_s (предела 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 σ_s и $\sigma_{отр}$ соответствует температуре перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому, получила название *критической температуры хрупкости*, или *порога хладноломкости* ($T_{к, х}$). Чем выше скорость деформации, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Все концентраторы напряжений способствуют хрупкому разрушению. С увеличением остроты и глубины задрана склонность к хрупкому разрушению возрастает. Чем больше размеры изделия, тем больше вероятность хрупкого разрушения (масштабный фактор).

Вопросы для самопроверки

1. Чем отличаются атомные взаимодействия в металлах?
2. Что такое концентраторы напряжений и почему они опасны?
3. Что происходит с металлом при упругой деформации?
4. Как критична пластическая деформация? Какие стадии можно отметить в процессе деформации металлов?
5. Чем отличаются деформации поликристаллов от деформации монокристаллов?
6. Что такое текстура деформации и как она влияет на свойства металла?
7. Чем объяснить упрочнение металлов (напряжением и кручением) деформацией?
8. Что определяет упругость металлов и сплавов?
9. Каковы признаки вязкого и хрупкого разрушения?
10. Объясните механизм образования в металле трещины.
11. Какими особенностями структуры вязкого и хрупкого разрушения?
12. При каких условиях может возникнуть хрупкое разрушение?

ГЛАВА VI. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

Большая часть работы (до 95 %), затрачиваемой на деформацию металла, превращается в теплоту (металл нагревается), остальная часть энергии аккумулируется в металле в виде повышенной плотности несовершенств строения (вакансий и, главным образом, дислокаций). О накоплении энергии свидетельствует также рост остаточных напряжений в результате деформации. В связи с этим состояние наклепанного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве такого металла в нем протекают процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации, обуславливающие возвращение всех свойств к свойствам металла до деформации.

1. ВОЗВРАТ И ПОЛИГОНИЗАЦИЯ

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 без заметных изменений структуры, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием.

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (ниже $0,2 T_{пл}$) протекает собственно *первая стадия возврата*, когда происходят уменьшение точечных дефектов (вакансий) и небольшая перегруппировка 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 взаимодействуют с уменьшением энергии.

Вторая стадия возврата — полигонизация, под которой понимают фрагментацию кристаллитов на субзерна (полигоны) с малыми углами границами, происходит при нагреве до более высоких температур.

Для объяснения процесса полигонизации предложена следующая дислокационный механизм. При деформации кристалла, например, путем изгиба возникают дислокации, неупорядоченно распределенные в плоскостях скольжения (рис. 58, а). При нагреве, достаточном для протекания самодиффузии, дислокации различных знаков аннигилируют, а избыточные дислокации одного знака

¹ $T_{пл}$ — температура плавления, выраженная по абсолютной шкале температур. Отношение данной температуры к $T_{пл}$ называют *относительной температурой*.

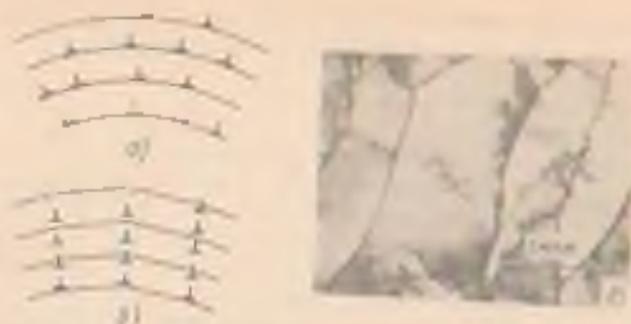


Рис. 58. Схема процесса полигонизации:

а — упорядоченная дислокация в объеме деформированной; б — образцы после нагрева а — образцы в структуре низкоуглеродистой стали, $0,25-0,3 T_m$

выстраиваются в дислокационные стенки, что приводит к образованию в монокристалле или в зернах поликристалла субзерен, ограничивающих субзерна (полигона), свободные от дислокаций (рис. 58, б). Процесс полигонизации этого классического типа происходит после небольших деформаций при нагреве до $(0,25-0,3) T_m$. На рис. 58, б представлены субзерна в структуре низкоуглеродистой стали.

Укрупнение субзерен (полгонов) при увеличении времени или повышении температуры и очищение их объема от дислокаций приводит к снижению прочности.

2. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Первичная рекристаллизация. При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает и при достижении определенной температуры образуются новые равноосные зерна.

Как видно на рис. 59, до температуры $T_{\text{кр}}$ сохраняется деформированное зерно. При температуре выше $T_{\text{кр}}$ в деформированном металле растут зародыши (рис. 59) новых зерен с менее искаженной решеткой, отличные от остальной части матрицы границами с большим углом разориентации (большому углу границ).

При нагреве выжженного металла не восстанавливается старое зерно, а возникает совершенно новое зерно, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. Образования новых равноосных зерен вместо сориентированной искаженной структуры деформированного металла является рекристаллизацией образца, или первичной рекристаллизацией.

Образование новых зерен в результате снижения плотности дислокаций приводит к высвобождению основной доли накопленной в процессе холодной пластической деформации энергии в объеме металла. Это является термодинамическим стимулом рекристаллизации обработки. В результате рекристаллизации паклей практу-

чески полностью снимается а свойства приближаются к их исходным значениям. Как видно из рис. 59, при рекристаллизации временное сопротивление σ_t и особенно предел текучести σ_y резко снижаются, а пластичность δ возрастает. Разупрочнение объясняется снятием искажения решетки и резким уменьшением плотности дислокаций. Плотность дислокаций после рекристаллизации снижается в $10^4 - 10^{11}$ до $10^8 - 10^9 \text{ см}^{-2}$. Наименьшую температуру начала рекристаллизации $t_{д.р}$ (см. рис. 59), при которой протекает разупрочнение металла, называют температурным порогом рекристаллизации.

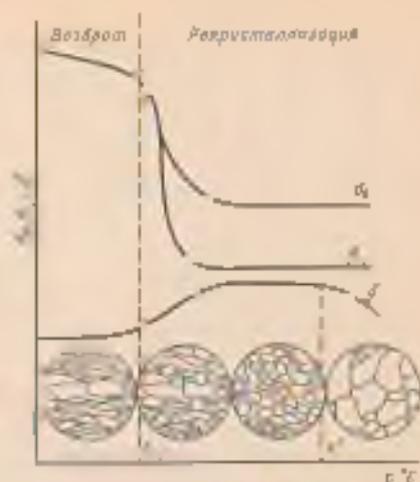


Рис. 59. Влияние нагрева на механические свойства и изменение структуры деформированного металла

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 выше, чем выше степень деформации, больше длительность нагрева или меньше величина зерна до деформации.

Температура начала рекристаллизации $t_{д.р}$ металлов, подвергнутых значительной деформации, для технически чистых металлов составляет приблизительно $0,4 T_{пл}$ (правило А. А. Бочвара), для чистых металлов 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 полную ее протекания. Такая термическая обработка получила название *рекристаллизационного отжига*.

Собирательная рекристаллизация. После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют *собирательной рекристаллизацией*. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограничной («поверхностной») энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна. Дисперсные частицы второй фазы тормозят рост зерна. При температуре выше t' пластичность может уменьшаться, что объясняется сильным ростом зерна — явлением перегрева при рекристаллизации (см. рис. 59).

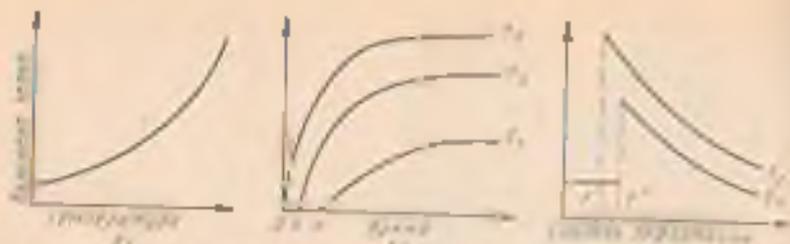


Рис. 60. Зависимость температуры, продолжительности выдержки и степени деформации на выработку рекристаллизованного зерна.
 $t_1 < t_2 < t_3$, $\Delta\epsilon$ и $\epsilon\epsilon'$ — продолжительность выработки зерна l и l' — критическая стадия деформации

Вторичная рекристаллизация. Если какие-то из новых зерен имеют предпочтительные условия для роста, то эту стадию рекристаллизации называют **вторичной**.

Зерна, растущие с большой скоростью, можно условно рассматривать как зародышевые центры, и поэтому процесс их роста получил название **открытой зернистости**. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое число очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, вероятно, вызывается благоприятными для роста кристаллографической ориентацией отдельных зерен, меньшей чем у других зерен концентрацией дефектов (величиной избыточной энергии) и более высокой подвижностью границы в результате неравномерного выделения примесей. Вторичная рекристаллизация, вызывая образование крупного зерна и разнородности, способствует снижению механических свойств металла.

Величина зерна после рекристаллизации. Величина рекристаллизованного зерна оказывает большое влияние на свойства металла. Металлы в сильной, возникающей после деформации, обладают повышенной прочностью и вязкостью. Однако в некоторых случаях необходимо, чтобы металл имел крупное зерно. Так, 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 величины исходного зерна. Величина зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига (рис. 60, а), его продолжительности (рис. 60, б), степени ориентационной деформации (рис. 60, в), химического состава сплава, величины исходного зерна, наличия нерастворимых примесей и т. д. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига величина зерна возрастает. Величина рекристаллизованного зерна тем меньше, чем больше степень деформации (см. рис. 60, в). При температурах t_1 и t_2 (выше $t_{кр}$) образование рекристаллизованного зерна происходит не сразу (см. рис. 60, б), а через некоторый отрезок времени (0ϵ , $0\epsilon'$) — **инкубационный период**.



Рис. 61. Диаграммы зависимости температуры рекристаллизации от степени деформации: а — для меди; б — для железа

Понимание малых степеней деформации (см. рис. 60, а) нагрев не вызывает рекристаллизации. При 3—15 %-ной деформации величина зерна после отжига резко возрастает и может во много раз превысить величину исходного зерна. Такую степень деформации (ϵ , Γ) называют *критической*. После обжатия с критической степенью деформации также не происходит рекристаллизации по механизму образования новых зерен и их роста. Нагрев металла, подвергнутого обработке с критическими степенями деформации, вызывает быстрый рост одних исходных зерен кристаллизовавшихся зерен за счет поглощения соседних. Такой механизм рекристаллизации, сходный со вторичной рекристаллизацией, объясняется неоднородностью деформации разных зерен при небольших степенях деформации. Поэтому при нагреве становится возможным рост менее деформированных зерен, т. е. имеющих более низкое значение энергии Гиббса, за счет более деформированных, т. е. имеющих большую энергию Гиббса. Критическая степень деформации тем меньше, чем выше температура отжига (см. рис. 60, а).

Следовательно, *критической* называют такую минимальную степень деформации, выше которой при нагреве становится возможной первичная рекристаллизация.

Зависимость величины рекристаллизованного зерна от температуры и степени деформации часто изображают в виде диаграммы рекристаллизации (рис. 61). 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 влияния примесей, скорости нагрева и величины зерна до деформации. Чем быстрее нагрев, тем мельче зерно. При увеличении величины исходного зерен 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 ориентацию. 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 ПЦК решеткой (К12) текстура рекристаллизованная такая же, как и текстура деформации, а при высоких она 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.

Так, при глубокой штамповке листов во избежание образования складчатости, волнистой кромки и т. д. лист должен деформироваться во всех направлениях одинаково, поэтому анизотропия в данном случае нежелательна. Анизотропию трансформаторной стали используют таким образом, чтобы максимальное значение магнитной проницаемости вдоль направления [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 обработку, проводимую при температуре ниже температуры рекристаллизации.* Поэтому холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла.

Деформацию называют горячей, если ее проводят при температуре выше температуры рекристаллизации для данного полукристаллического рекристаллизованной структуры.

При этих температурах деформация также сопровождается упрочнением (горячей наклепом), которое полностью или частично снимается рекристаллизацией, происходящей при температурах обработки и при последующем охлаждении. В отличие от статической 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 дислокаций) непосредственно в процессе деформации непрерывно чередуется 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.

Горячую деформацию в зависимости от состава сплава и скорости деформации обычно проводят при температурах $(0,7—0,75) T_m$.

Когда металл после деформации имеет частично рекристаллизованную структуру, то такую обработку правильнее называть *неполной горючей, или тепловой, деформацией*.

Вопросы для самопроверки

1. Чем отличается процесс первой стадии возврата от процесса полигонизации?
2. Какие факторы влияют на **температурный** процесс рекристаллизации?
3. Чем вызван процесс собирательной рекристаллизации?
4. Проходит ли процесс рекристаллизации после деформации легче критический?
5. Когда будет крупнее рекристаллизованное зерно: после деформация на 25% или на 75%?
6. В чем различие между статической и динамической рекристаллизацией?
7. Какие факторы влияют на текстуру рекристаллизации? В каких случаях текстура желательна и когда ее нужно избегать?
8. Что называют горячей, теплой и холодной деформацией?

ГЛАВА VII. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

[Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла (или другого материала) под действием приложенных внешних механических сил. К механическим свойствам обычно относят сопротивление металла (сплава) деформации (прочность) и сопротивление разрушению (пластичность, вязкость, а также способность металла не разрушаться при наличии трещин).]

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

[При оценке механических свойств металлических материалов различают несколько групп их критериев.

1. Критерия, определяемые независимо от конструктивных особенностей и характера службы изделий. Эти критерии находят путем стандартных испытаний гладких образцов на растяжение, сжатие, изгиб, твердость (статические испытания) или на ударный изгиб образцов с надрезом (динамические испытания).]

Прочностные и пластические свойства, определяемые при статических испытаниях на гладких образцах дотя и имеют важное значение (они входят в расчетные формулы) во многих случаях не характеризуют прочностных этих материалов в реальных условиях эксплуатации деталей машин и сооружений. Они могут быть использованы только для ограниченного числа простых по форме изделий, работающих в условиях статической нагрузки при температурах, близких и нормальной.

2. Критерии оценки конструктивной прочности материалов, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия и характеризуют работоспособность материала в условиях эксплуатации.

Критерии конструктивной прочности металлических материалов можно разделить на две группы:

а) критерии, определяющие надежность металлических материалов против внезапных разрушений (вязкость разрушения, работа, заключаемая при распространении трещин, вязучесть и др.). В основе этих методов, использующих основные положения механики разрушения, лежат статические или динамические испытания образцов с острыми трещинами, которые имеют место в реальных деталях машин и конструкциях в условиях эксплуатации (зазоры, сквозные отверстия, неметаллические включения, микродуплоты и т. д.). Трещины к микровосприимчивости сильно меняют поведение металла под нагрузкой, так как являются концентраторами напряжений;

б) критерии, которые определяют долговечность изделий (сопротивление усталости, износоустойчивость, сопротивление коррозии и т. д.).

3. Критерии оценки прочности конструкции в целом (конструкционной прочности), определяемые при статических, ударных и эксплуатационных испытаниях. При этих испытаниях выявляются влияние на прочность и долговечность конструкции таких факторов, как распределение и величина остаточных напряжений, дефектов технологии изготовления и конструирования металлоизделий и т. д.

Для решения краевых задач металловедения необходимо определять как стандартные механические свойства так и критерии конструктивной прочности.

2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Статическими называют испытания, при которых прилагая к образцу нагрузка возрастает медленно и плавно. Чаще применяют испытания на растяжение, позволяющие по результатам одного опыта установить несколько важных механических характеристик металла или сплава.

Для испытаний на растяжение используют стандартные образцы (ГОСТ 1497—84). Машин для испытаний снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения (рис. 62).

Кривая F характеризует поведение (деформацию) металла под действием напряжений σ , величина которых является условной ($\sigma = F/F_0$), где F_0 — начальная площадь поперечного сечения. До точки A деформация пропорциональна напряжению. Тангенс угла наклона прямой OA к оси абсцисс характеризует модуль упругости материала $E = \sigma/\delta$ (где δ — относительная деформа-

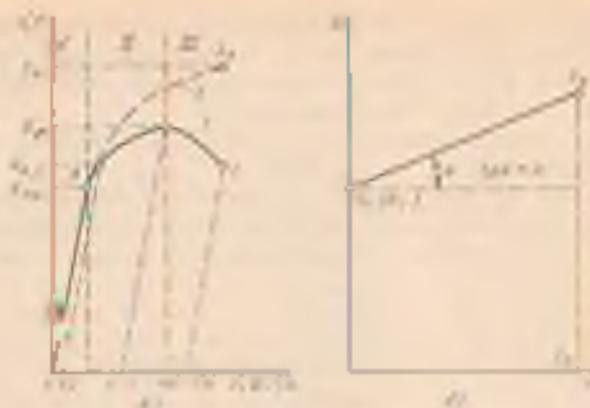


Рис. 62. Диаграммы растяжения металлов для условия (а) и кривые истинных напряжений (б): I — область упругой деформации; II — область пластической деформации; III — область повышения прочности

дия). Модуль упругости E определяет жесткость материала, интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации. Физический смысл E сводится к тому, что он характеризует сопротивляемость металла упругой деформации, т. е. смещение атомов из положения равновесия в решетке. Модуль упругости практически не 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 обратной, 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. Неупругость связана с движением точечных дефектов дислокации и атомов в приграничных объемах.

Напряжении, соответствующее точке A , называют *пределом пропорциональности* ($\sigma_{\text{пр}}$). Обычно определяют условный предел пропорциональности, т. е. напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением дости-

■ Неупругость является причиной внутреннего трения, которое характеризует необратимые потери энергии внутри металла при механических колебаниях. Площадь петли гистерезиса соответствует энергии рассеяния за один цикл нагрузки. Внутреннее трение имеет большое практическое значение.

такт такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой деформации с осью напряжений, увеличивается на 50 % своего значения на линейном (упругом) участке.

Напряжения, не превышающие предела пропорциональности практически вызывают только упругие (в микроколичестве металла) деформации, поэтому нередко $\sigma_{0,01}$ отождествляют с условным пределом упругости. **Предел упругости** определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05 % (или еще меньше) первоначальной длины образца:

$$\sigma_{0,01} = P_{0,01}/F_0$$

Напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2 %, называют **условным пределом текучести**:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0$$

При ковании железа и других металлов с ОЦК решеткой при достижении определенного напряжения σ_T на кривой растяжения образуется площадка. Напряжение, при котором образец деформируется без увеличения растягивающей нагрузки, называется **физическим пределом текучести**:

$$\sigma_T = P_T/F_0$$

Предел текучести $\sigma_{0,2}$ является расчетной характеристикой, некоторая доля от $\sigma_{0,2}$ определяет допустимую нагрузку, исключающую остаточную деформацию. По величине $\sigma_{0,2}$ при нормальной температуре различают три класса материалов (табл. 1).

Если допустимые напряжения определяются величиной упругой деформации (жесткая конструкция), то в расчетах используется величина модуля упругости E . В этом случае стремиться к получению высокого значения $\sigma_{0,2}$ не следует. Величины $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,01}$ характеризуют сопротивление малым деформациям.

Дальнейшее повышение нагрузки вызывает более значительную пластическую деформацию во всем объеме металла.

Таблица 1

Классификация сталей по прочности

Класс прочности	$\sigma_{0,2}$, МПа		
	Р-классы (тонны)	А-классы	Г-классы
Низкой прочности	650	900	400
Средней прочности	850—1300	500—400	400—300
Высокой прочности	1300—1400	400	600

Резиновый полукристаллический материал, вообще говоря, не имеет физического предела упругости, потому что всегда найдется некоторое количество межкристаллических дислокаций, которые начинают двигаться при напряжениях, мало отличных от нуля.

жекие отсечаются в наибольшей нагрузке, преимущественно разрываются образцы, называют *критическим сопротивлением*, или *пределом прочности*:

$$\sigma_n = P_{\text{max}}/F_0$$

У пластичных металлов, начиная с напряжения σ_n , деформация сосредоточивается в одном участке образца, где появляется место сужения поперечного сечения, так называемая *шейка*. В результате развития множественного скольжения в шейке образуются высокая плотность вакансий и дислокаций, возникают зародышевые несплошности, укрупнение которых приводит к возникновению пор. Слитаясь, поры образуют трещину, которая распространяется в направлении, перпендикулярном оси растяжения, и в некоторый момент образец разрушается (точка С на рис. 62, а).

Кроме того, при испытании на растяжение определяют характеристики пластичности. К ним относятся относительное удлинение

$$\delta = (l_n - l_0) 100/l_0$$

и относительное сужение

$$\psi = (F_0 - F_n) 100/F_0$$

где l_0 и l_n — длина образца, F_0 и F_n — 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.

$$l_n = \int_{l_0}^{l_n} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_n}{l_0} = \ln \frac{F_0}{F_n} = \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right).$$

Переход от l, l_n к F_0, F_n проведен, исходя из предположения о постоянстве объема при деформировании. Повышение прочности ($\sigma_n, \sigma_{0.2}$) обычно сопровождается снижением пластичности материала.

На рис. 62, б приведена диаграмма истинных напряжений, построенная в координатах $S-l$. Учитывая, что роль эластической деформации незначительно больше, чем упругой считают, что участок диаграммы, соответствующий упругой деформации, совпадает с осью координат.

Истинное сопротивление отрыву (разрушению) S_0 определяется как отношение усилия в момент разрушения к минимальной площади поперечного сечения образца в месте разрыва.

$$S_0 = F_0/P_0$$

В случае хрупкого разрушения S_0 и определяет действительное сопротивление отрыву или хрупкую прочность материала (см. рис. 62, б). При вязком разрушении (когда образуется шейка)

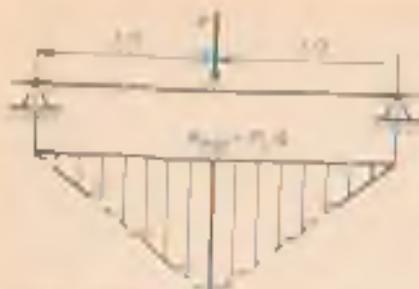


Рис. 63. Схема испытания на изгиб

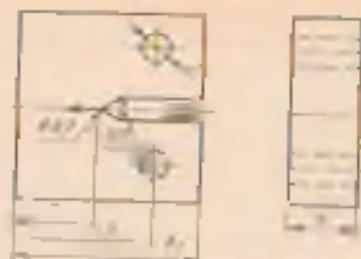


Рис. 64. Образец для определения вязкости разрушения K_{Ic}

σ_s и S_s характеризуют сопротивление значительной пластической деформации, а не разрушению. В конструкторских расчетах σ_s и S_s практически не используются, так как трудно представить конструкцию, работоспособность которой не нарушится при пластической деформации отдельных деталей или узлов.

Кривая 2 на рис. 62, а показывает, что в процессе растяжения металл испытывает деформационное упрочнение (наклеп).

Если пренебречь упругими деформациями, то коэффициент деформационного упрочнения $K = (\lg \alpha - (\Delta \sigma_s - \sigma_{0.01})) / \Delta \sigma_s$

Характеристики материалов $\sigma_{0.01}$, σ_s , δ , φ , а также E являются базовыми — они включаются в ГОСТ на поставку конструкционных материалов, в паспорта приемочных испытаний, а также входят в расчеты прочности и ресурса.

Испытание на сжатие. Для чугуна, легких алюминиевых сплавов и прочих материалов, хрупких при растяжении проводят испытание на сжатие (ГОСТ 25.503—80). Эти материалы при растяжении разрушаются путем отрыва, при сжатии разрушаются срезом. При испытании определяют предел прочности на сжатие.

Испытание на вязкость. Для хрупких материалов (чугун, инструментальные стали после поверхностного упрочнения и т. д.) широко применяют испытания на изгиб (ГОСТ 14019—80). Чаще испытания проводят сосредоточенной нагрузкой на образец, лежащий на двух опорах (рис. 63). Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ (σ_{max}) подсчитывают по формуле

$$\sigma_{изг} (\sigma_{max}) = M_{max} / W,$$

где M_{max} — максимальный изгибающий момент; $W = (bh^2)/6$ — для прямоугольного сечения образца (h и b — высота и ширина образца) и $W = (\pi d^3)/32$ — для круглого сечения.

Испытание на вязкость разрушения. Хрупкое разрушение судов, мостов, краев, строительных и дорожных машин и т. д. обычно происходит при напряжениях, лежащих в упругой области, без макропластической деформации. Очагом хрупкого разрушения является имеющийся в металле микротрещины (трещиноподобные дефекты) или те же дефекты, возникающие в про-

цессе эксплуатации. Поэтому надежность конструкции определяется в основном сопротивлением металла распространению уже имеющейся острой (опасной) трещины (вязкостью разрушения), а не ее зарождению.

В основе испытаний на вязкость разрушения лежат положения линейной механики разрушения. Разработанные Д. Ж. Ирвином положения позволяют оценить влияние трещин и подобных им дефектов на сопротивление материала хрупкому разрушению. Базой для развития линейной механики разрушения послужили работы Гриффитса, который показал, что хрупкое разрушение связано с наличием в материале трещин, вызывающих локальную концентрацию напряжений, и происходит в результате самопроизвольного движения этих трещин, поддерживаемого эвергией, накаливающей в материале вследствие упругой деформации.

По Ирвину, явления, происходящие у устья трещины могут быть описаны с помощью параметра K , который представляет собой коэффициент интенсивности напряжений в окрестности трещины или локальное повышение растягивающих напряжений у ведущего конца трещины: $K = Y \sigma_0 \sqrt{a}$, где Y — безразмерный коэффициент, зависящий от типа (размеров) образца и трещины; σ_0 — номинальное (среднее) напряжение вдали от трещины, МПа; a — длина трещины, мм. Отсюда размерность K имеет вид: МПа·мм^{1/2}.

Если высвобождающаяся при разрушении удельная упругая эвергия достигает критического уровня, трещина будет расти самопроизвольно.

Силовое условие начала самопроизвольного разрушения — достижение величиной K критического значения, т. е. K_c . Следовательно, если $Y \sigma_0 \sqrt{a} < K_c$, то разрушения не произойдет.

Параметр Ирвина K_c определяют экспериментально. Чаще K_c определяют в условиях плоского деформированного состояния, когда разрушение происходит путем отрыва — перпендикулярно к плоскости трещины. 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_{Ic} [МПа·ж^{1/2}] и называют его вязкостью разрушения при плоской деформации.

Испытание на вязкость разрушения проводят по схеме центрального надреза в виде эллипса образца под нагрузкой. Для испытания применяют образцы с полукруглым надрезом конструкции, изображенной на рис. 64. От надреза выдвигается на тупосикатор устьевая трещина. Образцы различных материалов должны иметь разные размеры. Должно обеспечиваться, чтобы суммарная глубина надреза и толщина оставшейся части была больше величины $2,5(K_{Ic}/\sigma_0)^2$. Значение K_{Ic} вычисляют по нагрузке P_Q соответствующей началу нестационарного развития трещины (рис. 65). При испытании строят диаграмму нагрузки P — смещение V (сметают борозку трещины, т. е. расстояние между точками по обе стороны от трещины вследствие ее раскрытия); по диаграмме находят (рис. 65) нагрузку P_Q и по ней рассчитывают коэффициент интенсивности напряжений $K_Q = P_Q V_Q^{1/2} / (ab)^{3/2}$, где a и b — размеры образца

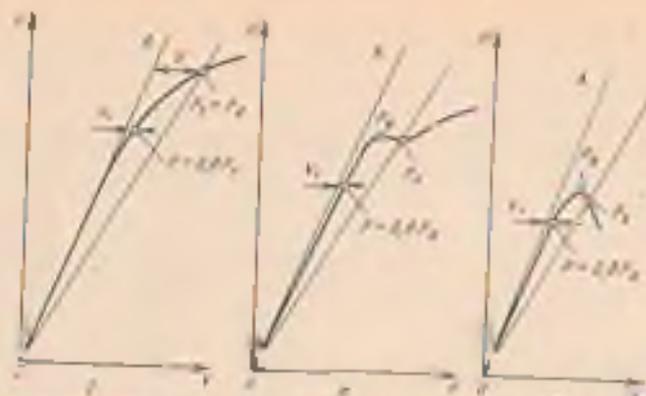


Рис. 65. Основные типы диаграммы нагрузка P — смещение V

(см. рис. 64), а V_1 — безразмерная величина, учитывающая геометрию образца и относительные пределы ϵ и δ ширины образца b . Коэффициент V_1 определяют по следующим таблицам.

Для образцов типа P_0 проводят секущую OP_0 с наклоном на 2% меньше, чем наклон касательной OM . Если кривая не имеет скачка (рис. 65, I), то коэффициент K_{10} рассчитывают по нагрузке $P_0 = P_0$, соответствующей точке пересечения кривой с секущей OP_0 . На диаграмме рис. 65, II и III значение P_0 соответствует максимальной нагрузке.

Для проверки достоверности результатов измерений на диаграмме проводят горизонтальную линию, соответствующую 0,25 q . Если $V_1 < 0,25V$, то результаты признаются удовлетворительными (рис. 65), и в противном случае измерения повторяют на образцах других размеров.

Для определения K_{10} подставляют значение $2,5(K_{10}^2)^{0,5} \sigma^2$. Если она меньше толщины образца и суммарной глубины дефекта, то $K_{10} = K_{10}$. В противном случае проводят более измерения на больших образцах.

(Величина K_{10} — вязкость разрушения — определяет способность металла (сплава) противостоять развитию трещины. Поэтому нередко K_{10} называют *трещиностойкостью*. Чем выше значение K_{10} , тем меньше опасность хрупкого разрушения и выше надежность конструкции (машины), изготовляемой из этого материала.)

Как видно из рис. 66, с увеличением K_{10} возрастает размер допустимой трещины c при данном рабочем напряжении σ . Например, при рабочем напряжении σ_0 при K_{10} допустима трещина размером c' , а при более низком значении K_{10} — меньшего размера c .

Критерий K_{10} позволяет определить максимально допустимые напряжения в реальной конструкции $\sigma_{кр}$ при наличии трещины определенной длины или, наоборот, $r_{кр}$ при данном рабочем напряжении допустимую длину трещины без хрупкого разрушения конструкции.

Вязкость разрушения K_{10} , как правило, тем выше, чем выше предел текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 67).

Для сплавов титана показано, что при отношении $K_{10}/\sigma_{0,2} > 0,24$ критическая длина трещины измеряется в сантиметрах



Рис. 66. Связь величины критического размера с трещиной от напряжения для разных значений K_{1c}

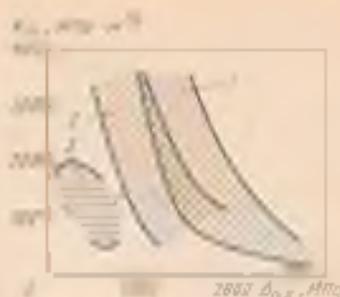


Рис. 67. Зависимость вязкости разрушения K_{1c} от $\sigma_{0,2}$ для стали (1), титановых (2) и алюминиевых (3) сплавов

и захрипическое развитие ее исключено. При отношении $K_{1c}/\sigma_{0,2}^{0,5} = 0,08 + 0,24$ критическая длина трещины снижается до 0,1—1,0 см, а при $K_{1c}/\sigma_{0,2} < 0,08$ — до нескольких микрометров. Поэтому для повышения конструктивной прочности нередко отказываются от высокопрочных материалов вследствие низкого значения их трещиностойкости K_{1c} и возможности хрупкого разрушения.

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

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

Величина K_{1c} является структурно чувствительной характеристикой металла.

3. ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Твердостью называют свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактом воздействии в поверхностном слое. Измерение твердости вследствие быстрого и простого 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. Сущность метода (ГОСТ 9012—59 (СТ СЭВ 468—77)) заключается во вдавливании стального шарика диаметром D , мм, в образец (изделие) под действием нагрузки F (P), Н (кгс) и измерении диаметра отпечатка d , мм, после снятия испытательной нагрузки (рис. 68, а). Если

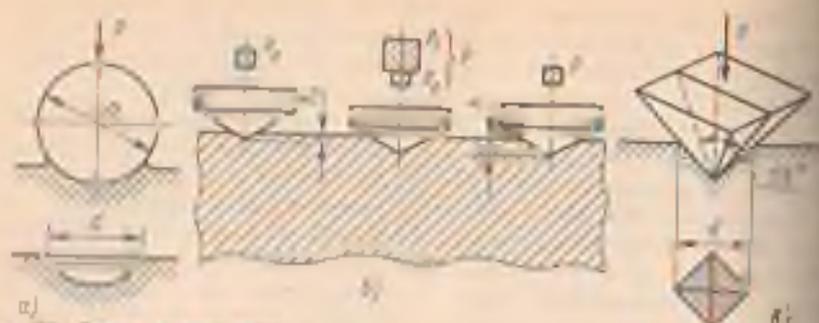


Рис. 58. Сетки измерения твердости по Бригеллю (а), Роквеллу (б) и Виккерсу (в)

поверхность отпечатка выразить через диаметр шарика и диаметр отпечатка, то твердость по Бригеллю определяется по формуле

$$H_B = \frac{0,102 \ 2F \ (P)}{\pi D \ (D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

когда нагрузка F выражена в H^2 , и

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

когда $F \ (P)$ выражена в кгс.

При испытании стали и чугуна обычно принимают $D = 10$ мм и $F = 2943$ (3000) Н (кгс), при испытании алюминия, меди, никеля и их сплавов $D = 10$ мм и $F = 9800$ (1000) Н (кгс), а при испытании мягких металлов (Pb, Sn и их сплавов) $D = 10$ мм и $F = 2450$ (250) Н (кгс).

Твердость по Бригеллю обозначается цифрами характеризующими величину твердости и буквами HB, например 163 HB (при $D = 10$ мм и $F = 3000$ кгс). Твердость определяют или по приведенным формулам, или по специальным таблицам, исходя из диаметра отпечатка d .

Чем меньше диаметр отпечатка тем выше твердость.

Между временным сопротивлением и σ_s слом твердостью HB существует следующая зависимость: для стали $\sigma_s = 0,34 \ HB$, для медных сплавов $\sigma_s = 0,45 \ HB$ и для алюминиевых сплавов $\sigma_s = 0,35 \ HB$.

Метод Бригелля не рекомендуется применять для стали с твердостью более 450 HB, а для цветных металлов — более 200 HB.

Определение твердости по Роквеллу. Сущность метода (ГОСТ 9013—59 (СТ СЭВ 469—77)) заключается во вдавливании

¹ Обозначение нагрузки по ГОСТ 9012—59 — P и по СТ СЭВ 469—77 — F .

² Твердость измеряют при постоянном соотношении $F \ (P)$ и D . Для сталей и сплавов ($\sigma_s \geq 150 \ HB$) — $F \ (P) = 984 \ (80) \ D^2$, для металлов твердых ($\sigma_s \geq 140 \ HB$) — $F \ (P) = 98 \ (10) \ D^2$ Н (кгс/мм²) и очень мягких (8—35 HB) — $F \ (P) = 9,8 \ (1) \ D^2$ (ГОСТ 9012—59).

важнозначения с алмазным конусом с углом у вершины 120° С (шкалы А и С) или со стальной шариком диаметром 1,5875 мм (шкала В) в испытуемый образец (изделие) под действием последовательно прилагаемых предварительной $F_0 (P_0)$ Н (кгс) и основной $F_1 (P_1)$ Н (кгс) нагрузок и измерений остаточного увеличения e глубины вдавливания наконечника после снятия основной нагрузки и сохранения предварительной нагрузки в единицах измерения 0,002 мм.

Число определений твердости по Роквеллу приведена на рис. 18, б. Под нагрузкой $F_0 (P_0)$ индикатор прибора вдавливаясь в образец на глубину h_0 . Затем на испытуемый образец подается основная нагрузка $F = F_0 + F_1 (P = P_0 + P_1)$ и глубина погружения наконечника возрастает. После снятия основной нагрузки $F_1 (P_1)$ прибор показывает число твердости по Роквеллу HR. Чем меньше глубина вдавливания h , тем выше твердость испытываемого материала.

При использовании алмазного конуса — по шкале А принимают $F_0 (P_0) = 98 (10)$ Н (кгс), $F_1 (P_1) = 490 (50)$ Н (кгс) и $F (P) = 588 (60)$ Н (кгс). По шкале С — $F_0 (P_0) = 100 (10)$ Н (кгс), $F_1 (P_1) = 1373 (140)$ и $F (P) = 1471 (150)$. Число твердости выражается формулой $HRC (HRA) = 100 - e$, где $e = (h - h_0)/0,002$ мм (0,002 мм — цена деления шкалы индикатора прибора для испытания твердости по Роквеллу). По шкале В предварительная нагрузка $F_0 (P_0)$ составляет 98 (10) Н (кгс), основная 588 (60) Н (кгс) и общая 981 (100) Н (кгс). Твердость по шкале В $HRB = 100 - e$.

Единица твердости по Роквеллу — безразмерная величина, соответствующая осевому перемещению индикатора на 0,002 мм. Пределы измерения твердости по шкалам А, В и С устанавливаются следующим образом: шкала А — 70—85 единиц, шкала С — 22—68 единиц, шкала В — 25—100 единиц. Твердость по Роквеллу обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, буквами HR с указанием шкалы твердости. Например, 61HRC (твердость 61 по шкале С). По шкале С определяют твердость материалов с высокой твердостью (>450 HB), когда стальной шарик будет деформироваться. Для измерения твердости по шкале С Роквелла применяют шкалу, воспроизводимую государственным первичным эталоном. Твердость, измеренную по шкале С Роквелла, воспроизводимой государственным специальным эталоном, обозначают HRC, в отличие от обозначения ранее применявшегося в промышленности СССР (HRC). Перевод чисел твердости HRC, шкалы С Роквелла, воспроизводимой государственным специальным эталоном, в числа твердости HRC шкалы С Роквелла, ранее применявшейся в промышленности СССР, дан в ГОСТ 8.062—79.

* Основную и предварительную нагрузки по ГОСТ 2013—79 обозначаются буквой F , а по СТ СЭВ 439—77 — буквой P .

Шкала А используется для определения твердости тонких (0,5—1,0 мм) слоев — мягких и очень твердых материалов. По шкале В определяют твердость сравнительно мягких материалов (<400 НВ). Величина твердости по Роквеллу не имеет точного метода перевода в другие величины твердости или прочности при растяжении.

Твердость по Виккерсу. Метод (ГОСТ 2999—75 (СТ СЭВ 470—77)) заключается во вдавливании алмазного наконечника, имеющего форму правильной четырехгранной пирамиды, в образец (изделие) под действием нагрузки F (P) и измерении диагонали отпечатка d , оставшегося после снятия нагрузки.

Нагрузка F (P) может меняться от 9,8 (1) до 980 Н (100 кгс). Твердость по Виккерсу

$$HV = 0,189 \frac{F}{d^2},$$

если F выражена в Н, и

$$HV = 1,854 \frac{F}{d^2},$$

если F выражена в кгс

Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость.

Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Число твердости по Виккерсу (HV) определяют по специальным таблицам по измеренной величине d (диагонали отпечатка в миллиметрах).

Микротвердость ГОСТ 9450—75. Определение микротвердости (твердости в микроскопически малых объемах) необходимо для тонких покрытий, отдельных структурных составляющих сплавов, а также при измерении твердости мелких деталей. 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 0,05—5 Н. Твердость H^3 определяют по той же формуле, что и твердость по Виккерсу:

$$H = 0,189 \frac{F}{d^2},$$

если F выражена в Н.

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Под *динамическими* понимают испытания, при которых скорость деформирования значительно выше, чем при статических испытаниях.

³ При скорости H вернее ставить кавские, показывающий алмазную нагрузку в килограммах или граммах ($H_{\text{кгс}}$).

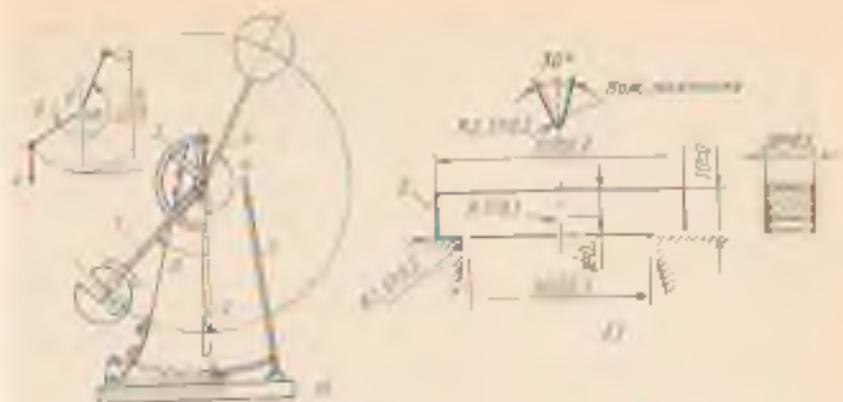


Рис. 69 Схема маятникового копра (а), испытание на удар (б)
 1 — маятник, 2 — образец, 3 — шпатель, 4 — стержень шпателя, 5 — тарелка

Динамические нештатные на ударный изгиб вызывают склонность металла к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца (рис. 69, б) с концентратором посередине одним ударом маятникового копра (рис. 69, а). По шкале маятникового копра определяют полную работу K , затраченную при ударе (работа удара) (рис. 69, а), $K = Mh_0 (\cos \beta - \cos \alpha)$.

Под ударной вязкостью KC , Дж/м² (кгс·м/см²) понимают работу удара, Дж (кгс·м/см²), отнесенную к начальной площади поперечного сечения S_0 , м²(см²) образца в месте концентратора. $KC = K/S_0$. Действующий в настоящее время ГОСТ 9454—76 предусматривает образцы с концентраторами трех видов U с радиусом концентратора $R = 1$ мм (рис. 69, б), V с $R = 0,25$ мм и углом 45° и T — усталостная трещина. Соответственно ударная вязкость обозначается KCU , KCV , KCT . Ударная вязкость является интегральной характеристикой, включающей работу зарождения трещины (a_0) и работу распространения вязкой трещины (A_0): $KCU = a_0 + A_0$.

Склонность к хрупкому разрушению в первую очередь определяется работой распространения трещины.

Чем больше a_0 , тем меньше возможность внезапного хрупкого разрушения. В настоящее время существует ряд методов раздельного определения a_0 и A_0 .

Наиболее надежный метод определения a_0 и A_0 предложил Б. А. Дроздовский. Метод сводится к испытанию на удар образцов с усталостной трещиной (KCT), которую создают на специальном вибраторе. Вся работа, затрачиваемая на разрушение образца, в этом случае расходуется только на развитие заранее созданной трещины ($a_0 = 0$). Ударная вязкость KCT определяется как отношение работы, затраченной на разрушение образца, к его живому сечению.

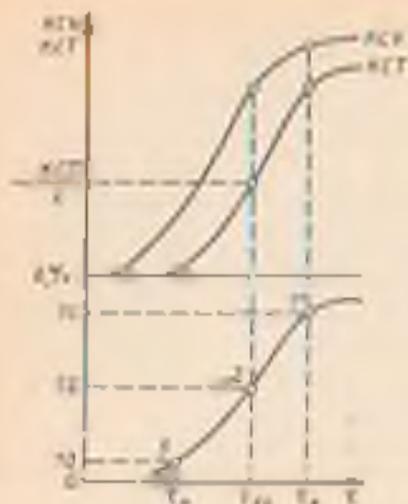


Рис. 70. Сериальные кривые: λ — количество волокна в изломе; λ_0 — верхний порог вязкостности; t_0 — нижний порог вязкостности (при более высокой температуре количество крупнокрупности); t_{90} — условный порог вязкостности (50% волокна в изломе); t_{50} — условный порог вязкостности (90% волокна в изломе); T — остаточная вязкость; T_0 — критическая вязкость.

Порог вязкостности. Как уже отмечалось ранее, железо, сталь и металлы, и сплавы в основном с ОЦК решеткой могут разрушаться хрупко или вязко в зависимости от температурного порога вязкостности. Зная порог вязкостности и рабочую температуру эксплуатации материала, можно оценить его

температурный запас вязкости, под которым понимают интервал температур между порогом вязкостности и рабочей температурой. Чем больше температурный запас вязкости, тем меньше опасность хрупкого разрушения. При небольшом запасе вязкости в результате случайного снижения температуры, роста зерна, загрязнения металла вредными примесями и т. д. порог вязкостности может повыситься, это приведет к хрупкому разрушению.

Порог вязкостности определяют при испытании ударным изгибом вязкостных образцов для разных температур. Затем строят кривую зависимости ударной вязкости от температуры испытания (так называемую сериальную кривую по Н. Н. Давыденкову) (рис. 70).

Для многих сталей на кривой зависимости КСВ — t трудно определить порог вязкостности.

Поскольку хрупкий и вязкий характер разрушения при ударном изгибе для сталей можно четко различить по виду излома, порог вязкостности нередко определяют по количеству волокна (V , %) изломной — волокнистой составляющей в изломе. Количество волокна в изломе определяется как отношение площади волокнистого (вязкого) излома к первоначальному расчетному сечению образца. Далее строят сериальную кривую процент волокна — температура испытания (рис. 70). За порог вязкостности принимается температура, при которой имеется 50% волокна t_{50} (рис. 70), что примерно соответствует КСВ/2. Для ответственных деталей за критическую температуру хрупкости нередко принимают температуру, при которой в изломе имеется 90% волокна (t_{90}), а ударная вязкость сохраняет высокие значения. Нередко определяют верхний порог вязкостности,

который отвечает 90 % волокна, в нижней $t_{0.1}$, отвечающей 10 % волокна. Порог хладноломкости ($t_{0.1}$, $t_{0.5}$, $t_{0.9}$, $t_{0.99}$) не является постоянной характеристикой материала, а сильно зависит от его структуры, условия испытания, наличия концентраторов напряжений, размера образца и т. д. Чем выше прочность ($\sigma_{0.1}$, $\sigma_{0.2}$), тем выше порог хладноломкости.

В случае определения надежности машины хладноломкость не включается в расчеты на прочность, а дается лишь общая рекомендация не применять материал при температурах ниже порога хладноломкости. Нужно учитывать, что с повышением температуры снижается и величина K_{10} .

Б. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ (ЦИКЛИЧЕСКИХ) НАГРУЗКАХ

Длительное воздействие на металл повторно-переменных напряжений может вызвать образование трещин и разрушение даже при напряжениях ниже $\sigma_{0.1}$.

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

Усталостный излом (рис. 71) состоит из очага разрушения 1 — места зарождения разрушения, зоны стабильного развития трещины 2 и зоны долома 3 — участка развития трещины, связанного с окончательным разрушением. Очаг разрушения обычно расположен вблизи поверхности. Поверхность как наиболее нагруженная часть сечения (при изгибе, кручении) претерпевает микродеформацию, а затем в на-



Рис. 71. Усталостный излом (а) и схема развития трещины усталости (б): 1 — очаг зарождения; 2 — зона стабильного развития трещины; 3 — зона долома; 1' — усталостная поверхность; 2' — начальная стадия развития трещины; 3' — зона средней трещины

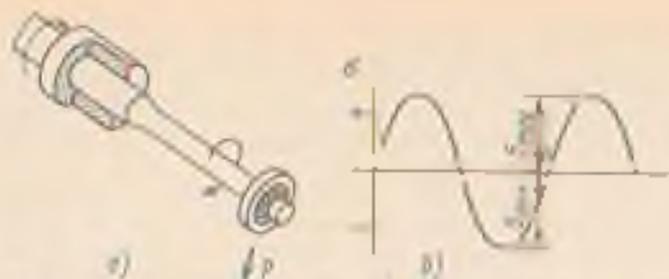


Рис. 72. Схема испытанной на усталость (а) и колебательных циклической напряжений (симметричный цикл $\sigma_{\max} = -\sigma_{\min}$) (б)

влепавной зоне образуются подповерхностные трещины (рис. 71, б). Растет, однако, только та трещина, которая имеет достаточную длину и острую вершину (рис. 71, б) — магистральная трещина. Продвигаясь в глубь металла, усталостная трещина образует глубокий и острый подрез.

В зоне усталости нередко можно видеть полосы, выходящие от очага разрушения (усталостные бороздки), отражающие последовательное положение растущей трещины (рис. 71, а). Скорость роста трещины невелика. Рост трещины продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда происходит быстрое разрушение, что приводит к образованию зоны *долома* (рис. 71, а). Зона долома имеет структуру, характерную для хрупкого или вязкого (в зависимости от природы материала) разрушения при однократных нагрузках (статических или ударных).

Испытание на усталость (ГОСТ 25502—79) проводят для определения предела выносливости, под которым понимают наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольного большого или заданного числа циклов нагружения. *Цикл нагружения* — это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. За максимальное σ_{\max} или минимальное σ_{\min} напряжение цикла принимают наибольшее или наименьшее по абсолютной величине напряжение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии: $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$. Если $R = -1$, то цикл называют *симметричным*, если σ_{\max} и σ_{\min} не равны по величине, то цикл *асимметричный*.

Предел выносливости обозначается σ_0 (R — коэффициент асимметрии цикла), а при симметричном цикле σ_{-1} . Предел выносливости определяют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложенным изгибающей нагрузкой по симметричному циклу (рис. 72). Для определения используют не менее десяти образцов, чаще диаметром 7,5 мм. Каждый образец испытывают только на одном уровне напряжений до разрушения или до базового числа циклов. По результатам испытания отдельных

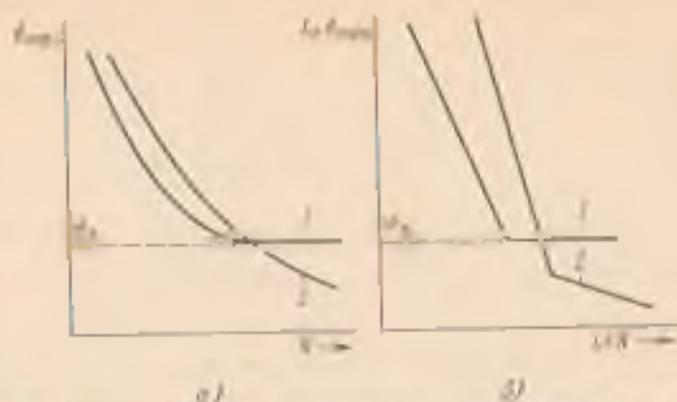


Рис. 73. Кривые усталости в координатах $\sigma_{max} - N$ (а) и $\lg \sigma_{max} - \lg N$ (б)

образцов строят кривые усталости в полулогарифмических или логарифмических координатах (рис. 73), а иногда в координатах $\sigma_{max} - \lg N$.

С увеличением σ_{max} долговечность возрастает. Горизонтальный участок на кривой усталости, т. е. σ_{max} , не вызывающее разрушения при бесконечном большом числе циклов N , соответствует пределу выносливости σ_d (рис. 73, кривая 1).

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

База испытания N должна быть не ниже $10 \cdot 10^3$ циклов для стали и $100 \cdot 10^3$ циклов для легких сплавов и других цветных металлов, не имеющих горизонтального участка на кривой усталости (рис. 73, кривая 2).

Если образование трещины или полное разрушение происходит при числе циклов до $5 \cdot 10^4$, такая усталость называется малоцикловою, при большом числе циклов — многоцикловою. Малоцикловая усталость имеет большое значение для штампового инструмента, деталей самолета (шасси, фюзеляж), сосудов высокого давления, узлов космических кораблей и т. д.

Предел выносливости снижается при наличии концентраторов напряжения (см. рис. 48). Чувствительность к концентраторам напряжений при симметричном цикле нагружения определяется эффективным коэффициентом концентрации напряжений $K_{eff} = \sigma_1 / \sigma_{10}$, где σ_1 и σ_{10} — пределы выносливости образцов гладкого и с надрезом (с концентратором напряжения).

Чем больше размер образца (изделия), тем больше в нем различных дефектов (металлических включений, субмикроскопических трещин и т. д.) и зато упругой энергии, что облегчает

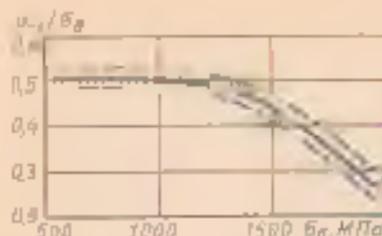


Рис. 74. Зависимость отношения σ_{-1}/σ_B от временного сопротивления σ_B сталей

сплавов — 0,3—0,5 и для алюминиевых — 0,25—0,4. Поэтому, зная σ_B , можно ориентировочно определить σ_{-1} . Однако следует иметь в виду, что при высоком значении σ_B ($\sigma_{0,2}$) отношение σ_{-1}/σ_B снижается (рис. 74). С повышением прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) возрастает σ_{-1} за счет увеличения сопротивления зарождению трещины усталости. Однако с увеличением $\sigma_{0,2}$ снижается пластичность, что затрудняет релаксацию напряжений у вершины трещины и ускоряет ее развитие. С повышением прочности (снижением пластичности) возрастает чувствительность к концентраторам напряжений. Поэтому высокопрочные стали могут иметь более низкий σ_{-1} , чем менее прочные стали.

Живучесть Важной характеристикой конструктивной прочности, характеризующей надежность материала, является живучесть при циклическом нагружении. Под живучестью понимают долговечность детали от момента зарождения первой макроскопической трещины усталости размером 0,5—1,0 мм до окончательного разрушения.

Количественно живучесть конструкции оценивается коэффициентом $\beta = 1 - \tau_0/\tau_{\text{взр}}$, где τ_0 и $\tau_{\text{взр}}$ — продолжительность эксплуатации конструкции до появления трещины и до разрушения соответственно. Коэффициент живучести может колебаться от 0,1 до 0,9. Ранее зарождение трещины усталости объясняется дефектами металлургического и технологического характера, а также неудачной конструкцией изделия (наличие концентраторов напряжений).

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

в. ИЗНАШИВАНИЕ МЕТАЛЛОВ

При трении сопряженных поверхностей имеет место изнашивание (износ²), под которым понимают процесс отделения материала с поверхности твердого тела и (или) увеличения его

² Износ — результат изнашивания, определяемый в установленных единицах (длины, объема, массы и др.).

образования и развитие усталостных трещин и снижает σ_B (масштабный фактор).

Коррозия на 50—60 % и более снижает предел выносливости σ_{-1} .

Между пределом выносливости σ_{-1} и временным сопротивлением σ_B существует определенная связь.

Для многих сталей отношение $\sigma_{-1}/\sigma_B \approx 0,5$, для медных

сплавов — 0,25—0,4. Поэтому,

зная σ_B , можно ориентировочно определить σ_{-1} . Однако следует

иметь в виду, что при высоком значении σ_B ($\sigma_{0,2}$) отношение

σ_{-1}/σ_B снижается (рис. 74). С повышением прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$)

возрастает σ_{-1} за счет увеличения сопротивления зарождению

трещины усталости. Однако с увеличением $\sigma_{0,2}$ снижается пла-

стичность, что затрудняет релаксацию напряжений у вершины

трещины и ускоряет ее развитие. С повышением прочности (сни-

жением пластичности) возрастает чувствительность к концен-

траторам напряжений. Поэтому высокопрочные стали могут иметь

более низкий σ_{-1} , чем менее прочные стали.

Живучесть Важной характеристикой конструктивной проч-

ности, характеризующей надежность материала, является живучесть

при циклическом нагружении. Под живучестью понимают

долговечность детали от момента зарождения первой макроско-

пической трещины усталости размером 0,5—1,0 мм до окончатель-

ного разрушения.

Количественно живучесть конструкции оценивается коэффи-

циентом $\beta = 1 - \tau_0/\tau_{\text{взр}}$, где τ_0 и $\tau_{\text{взр}}$ — продолжительность экс-

остаточной деформации при трении, проявляющийся в постепенном изменении размеров и (или) формы тела (ГОСТ 27074—88). Свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию оценивается величиной, обратной скорости изнашивания, принято называть *износостойкостью*. В результате изнашивания уменьшаются размеры детали, увеличиваются зазоры между трущимися поверхностями, вызывающие блеснение и стук. Все это вызывает отказ машины.

Изнашивание является сложным физико-химическим процессом и нередко сопровождается коррозией¹. Реальные поверхности имеют сложный рельеф, характеризующийся шероховатостью и влажностью. При трении существует дискретное касание шероховатых тел и, как следствие этого, возникают отдельные фрикционные связи, определяющие процесс изнашивания. Износ может возникнуть вследствие фрикционной усталости, хрупкого и вязкого разрушения, микрорезания при начальном взаимодействии, разрушения (в том числе усталостного) оксидных пленок, глубинного вырывания металла и т. д.

При относительном перемещении контактирующих материалов возникает сила трения F , препятствующая взаимному перемещению. Сила трения равна $F = Pf$, где P — нормальная составляющая внешней силы, действующей на контактную поверхность, а f — коэффициент трения². Коэффициент трения (бездимензиональная величина) может быть определен из уравнения: $f = A(\mu/\sigma)$, где A — коэффициент, μ — динамическая вязкость и σ — относительная скорость перемещения. Чем выше значение f , тем меньше износ.

Обычно между трущимися поверхностями имеется тонкая пленка оксидов, которая изолирует поверхности соприкасающихся металлов. Механизм изнашивания и величина износа зависят как от свойств материала пар трения, так и от характера их движения (трение скольжения, качения и т. д.), величины P , скорости перемещения σ и физико-химического действия среды. Ниже описаны различные разновидности изнашивания. Частое имеют место коррозионно-механическое или окислительное изнашивание. Окислительным называется изнашивание, при котором основное влияние на изнашивание оказывает химическая реакция материала с кислородом или окисляющей окружающей средой.

В результате трения на самой поверхности толщиной $\sim 10^3$ мкм образуется особая структура, содержащая большое количество оксидов. Под вторичной структурой подразумевается сильно деформированный тонкий слой металла с высокой плотностью дислокаций. При нормальном окислительном изнашивании разрушается только вторичная структура, после удаления которой она легко

¹ Наука, изучающая физико-химические процессы, протекающие при износе, получила название *триботехника*.

² Коэффициент трения — отношение силы трения двух тел к нормальной силе, прижимающей эти тела друг к другу.



Рис. 75. Кривая износа

При постоянных условиях трения имеют место три стадии изнашивания (рис. 75): 1 — период приработки, при котором происходит интенсивное изнашивание, изменяется микрогеометрия поверхности и материал наклеивается; 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.

Окислительное изнашивание наблюдается в подшипниках скольжения, шарах, втулках, поршневых кольцах и т. д.

Различают *трение без смазочного материала*¹ и *трение со смазочным материалом*. Трение без смазочного материала наблюдается во фрикционных передачах, тормозных парах и т. д. Широко применяется граничная смазка, когда масляная пленка толщиной от сотых до десятых долей миллиметра адсорбируется на поверхности детали. Коэффициент трения для этого случая составляет 0,01—0,03. При *жидкостной смазке* — трущиеся поверхности разделены находящимся под давлением слоем смазочного материала, который является несудном, так как уравновешивает внешнюю нагрузку. В этом случае слой смазочного материала имеет значительную толщину, трение происходит внутри масляного слоя, что приводит к снижению коэффициента трения (~0,001).

При других видах изнашивания разрушение затрагивает поверхностные слои большей толщины.

Виды изнашивания. По ГОСТ 27674—88 различают следующие виды изнашивания: механическое, коррозионно-механическое и электроэрозионное (изнашивание при действии электрического тока).

К *механическому изнашиванию* относят абразивное, гидроабразивное, газообразное, эрозионное, кавитационное, усталостное, изнашивание при фреттинге и изнашивание при вращении.

¹ Смазочный материал — материал, вводимый на поверхность трения для уменьшения силы трения и (или) предотвращения изнашивания.

восстанавливается, и процесс многократно повторяется. Наличие вторичной структуры усиливает изнашивание поверхностного слоя. Наиболее высокая износостойкость достигается при минимальной толщине вторичной структуры, высокой ее прочности и хорошей связи с основным металлом.

При нормальной окислительной изнашивании коэффициент трения 0,01—0,10 и толщина разрушающегося слоя 0,001—0,01 мм.

Аbrasивное изнашивание материала происходит в результате режущего или параперирующего действия твердых тел и (или) абразивных частиц. Эти частицы попадают между контактирующими поверхностями со смазочным материалом или из воздуха, а также могут появиться в результате развития других видов изнашивания (схватывания, выкрашивания, окисления). Абразивное изнашивание может быть местом преобладания процессов окисления (окисление и последующее разрушение оксидных пленок) и с преобладанием механического разрушения (внедрения абразивных частиц) в разрушения поверхности. При окислительной форме абразивного изнашивания коэффициент трения 0,05—0,30 и толщина разрушающегося слоя до 0,1 мм. Абразивное изнашивание является типичным для многих деталей горных, буровых, строительных, дорожных, сельскохозяйственных и других машин, работающих в технологических средах, содержащих абразивные частицы (грунт, разбухающие породы и т. д.).

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

Если абразивные частицы увлекаются потоком газа (например в дымоходах и воздуходувках), то вымываемое при изнашивании называется *газоабразивным изнашиванием*.

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

Усталостное изнашивание (контактная усталость) происходит в результате накопления повреждений и разрушения поверхности под влиянием циклических контактных нагрузок, вызывающих явление «пояма» выкрашивания. Усталостное изнашивание проявляется при трении, качении или резе качении с проскальзыванием, когда контакт деталей является сосредоточенным.

Так контактную усталость можно наблюдать в тяжело нагруженных зубчатых и червячных передачах, подшипниках качения, рельсах и бандажах подвижного состава железнодорожного транспорта и т. д.

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

Причиной изнашивания является непрерывное разрушение защитной оксидной пленки в точках подвижного контакта. Коэффициент трения 0,1—1,0.

Изнашивание при задании, при котором имеет место заданно-что приводит к катастрофическим видам износа. При этом происходит разрушение поверхности, и трущиеся детали выходят из строя.

Различают два типа изнашивания I рода (холодный задир) и II рода (горячий задир). Холодный задир происходит при трении с небольшими скоростями относительного перемещения (до 0,5—0,8 м/с) и увеличивающимися нагрузками, превышающими σ_c , при отсутствии смазочного материала и задатной планки оксидов. Горячий задир, наоборот, имеет место при трении скольжения в больших скоростях ($>0,6$ м/с) и нагрузках, когда в зоне контакта температура резко повышается (до 500—1600 °C). При изнашивании I рода коэффициент трения 0,5—4,0 и толщина разрушающегося слоя до 3—4 мм, а при изнашивании II рода соответственно 0,10—1,0 и до 1,0 мм.

Электрическое изнашивание происходит в результате воздействия разрядов при прохождении электрического тока.

Допустимые виды изнашивания: окислительное и окислительная форма абразивного изнашивания. Недопустимые разрушения при трении: изнашивание I и II рода, фреттинг-процесс, резанье и царапанье (механическая форма абразивного изнашивания) усталость при качении и другие виды повреждения (коррозия, кавитация, эрозия и др.).

За основу количественной характеристики изнашивания принята интенсивность линейного изнашивания $J_L = dh/dL$, где h — линейный износ, L — путь трения. Интенсивность изнашивания J_L изменяется от 10^{-2} до 10^{-12} . В зависимости от величины интенсивности изнашивания введено 10 классов износостойкости от 0 до 9.

По виду контактного взаимодействия поверхностей трения классы 0—5 соответствуют упругому деформированию ($J_L = 10^{-12}$ — 10^{-10}); классы 6 и 7 — упругоэластическому деформированию ($J_L = 10^{-9}$ — 10^{-7}); классы 8—9 — макрорезанию ($J_L = 10^{-6}$ — 10^{-4}). Так, интенсивность изнашивания гильзы цилиндров, бороздчатых колес, шестерней в коренных шках валентатам равно составляет 10^{-11} — 10^{-12} , режущего инструмента — 10^{-9} — 10^{-6} , зубьев ковшей экскаваторов — 10^{-9} — 10^{-4} .

Классы износостойкости позволяют применять расчетные методы определения срока службы трущихся пар.

Методы испытания на износ. Испытание на износ проводят разными различными методами (рис. 76). Следует при этом иметь в виду, что испытания, проведенные разными методами, не сопоставимы. Приведенные на рис. 76 схемы испытания на износ воспроизводят условия для самых различных видов изнашивания.

Рекомендуется испытание проводить в условиях жидкостного трения при несовершенном смазочном материале и без него.

¹ Это величина безразмерная, когда линейный износ J_L и путь трения измеряют в одних единицах.

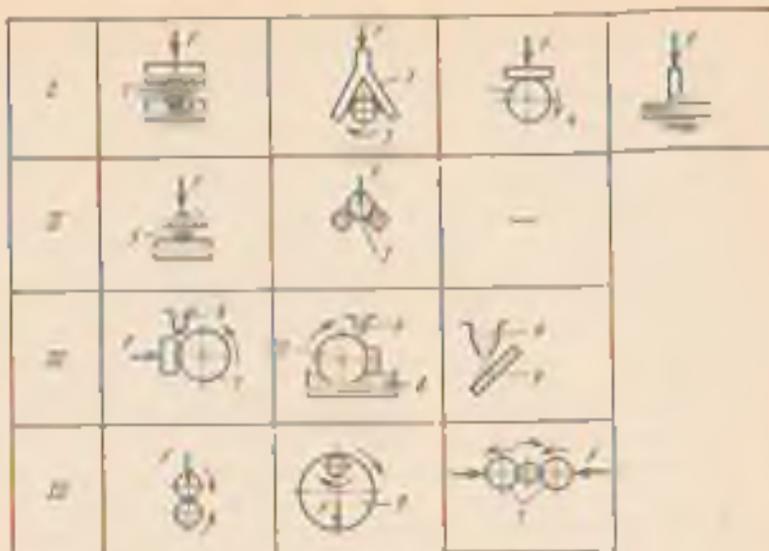


Рис. 76. Схемы различных методов испытания на износ:

I, II — вращение при скольжении без осевой и до осевой; III — износ вращением по окружности в две стороны; IV — вращение при осевой нагрузке; V — вращение при осевой нагрузке; VI — вращение при осевой нагрузке; VII — вращение при осевой нагрузке; VIII — вращение при осевой нагрузке; IX — вращение при осевой нагрузке; X — вращение при осевой нагрузке; XI — вращение при осевой нагрузке; XII — вращение при осевой нагрузке; XIII — вращение при осевой нагрузке; XIV — вращение при осевой нагрузке; XV — вращение при осевой нагрузке; XVI — вращение при осевой нагрузке.

Массовый износ определяют по уменьшению массы. Абсолютный массовый износ относят к площади поверхности трения, после чего определяют линейный износ. По моменту трения вычисляют коэффициент трения. Чем меньше износ, коэффициент трения и разогрев за данный отрезок времени испытания при постоянном давлении, тем выше износостойкость материала. Противозадирные свойства определяют в условиях трения без смазочного материала. У материалов, обладающих более высокой противозадирными свойствами, в меньшей степени или совсем отсутствует перекос материала образца-вкладыша на сопряженную поверхность ролика и меньше возрастает коэффициент трения и температура в процессе испытания.

Испытания на абразивное изнашивание проводят по ГОСТ 17367—71 при трении о закрепленные абразивные частицы. В этом случае трение испытываемого и стального образцов осуществляют об абразивную шкурку при статической нагрузке и от отсутствия нагрева. Относительную износостойкость σ определяют по формуле $\sigma = (\Delta l_0 / \Delta l_n) (d_0 / d_n)^2$, где Δl_n и Δl_0 — абсолютный линейный износ стального и испытываемого образцов, мм; d_n и d_0 — фактический диаметр стального и испытываемого образцов, мм.

Измерения износа по потере массы или объема детали не применимо к деталям машины. В этом случае износ определяют по содержанию продуктов изнашивания в смазочном материале (химическим анализом), методом макрометрических измерений

детали до и после вылаживания, методом инкусовативных баз когда на изнашивающуюся поверхность наносят углубление, по уменьшению размеров которого судят о величине износа, методом поверхностной активации, основанном на спущенной радиоактивности при изнашивании детали, в которой на заданном участке создан радиоактивный объем толщиной 0,05—0,4 мм путем облучения выраженными или другими частицами.

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 контактной нагрузке при обкатке шарика. *Контактное усталостное изнашивание* характеризуется отрицательным пределом усталостного выкрашивания σ_{-1} , т. е. максимальным нормальным напряжением цикла σ_{max} , при котором не наблюдается разрушение поверхностных слоев испытуемого металла при данной базе испытания. *Предел контактной выносливости* определяется на базе $5 \cdot 10^6$ — $2 \cdot 10^8$ 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 ($D \geq 0,5 b$). По результатам испытания строят кривую контактной усталости.

7. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Увеличение прочности (σ_b , $\sigma_{0,2}$) и сопротивления усталости (σ_{-1}) металлов и сплавов при сохранении достаточно высоких пластичности (δ , ψ), вязкости (КСУ, КСТ) в трещиностойкости (K_{Ic}) повышает надежность и долговечность машин (конструкций) и снижает расход металла на их изготовление вследствие уменьшения сечения деталей.

Увеличение прочности достигается созданием соответствующих композиций сплавов и технологии обработки. При этом происходит изменение состава и природы фаз, образующих сплав, их количества и размера, характера распределения дислокаций и других дефектов кристаллического строения. Поэтому устанавливается связь между структурой и конструктивной прочностью металлов и сплавов.

Ниже рассмотрены различные механизмы упрочнения металлов и сплавов.

Принято различать *техническую* и *теоретическую* прочность металлов.

Техническую прочность определяют описанные выше свойства $\sigma_{0,2}$, σ_b , S_b , E , σ_{-1} и др.

Под *теоретической прочностью* понимают сопротивление деформации и разрушению, которое должны были бы иметь материалы согласно физическим расчетам с учетом сил межатомных

о взаимодействии 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: $\tau_{\text{теор}} = G/(2b)$, где G — модуль сдвига¹ (коэффициент пропорциональности между квательными напряжением τ и относительным сдвигом γ ($\tau = G\gamma$)).

Теоретическое значение прочности, рассчитываемое по указанной формуле, в 100—1000 раз больше технической прочности. Это связано с дефектами в кристаллическом строении, и прежде всего с существующим дислокацией. Прочность металлов не является линейной функцией плотности дислокаций (рис. 77).

Как видно из рис. 77, минимальная прочность определяется некоторой критической плотностью дислокаций a , приблизительно составляющей 10^8 — 10^9 см⁻². Эта величина относится к отожженным металлам. Величина $\sigma_{0,2}$ отожженных металлов составляет 10^3 — 10^4 д.

Повышение прочности достигается: созданием металлов и сплавов с бездефектной структурой; повышением плотности дефектов (в том числе дислокаций), затрудняющих движение дислокаций.

Если плотность дислокаций (количество дефектов) меньше величины a (рис. 77), сопротивление деформации резко увеличивается и прочность быстро приближается к теоретической.

В настоящее время удалось получить кристаллы, практически не содержащие дислокаций. Эти явные кристаллы небольших размеров (длиной 2—10 мм и толщиной 0,5—2,0 мкм), называемые «усамия», обладают прочностью, близкой к теоретической. Так, предел прочности никелидных кристаллов железа составляет 13 000 МПа, меди 3000 МПа и цинка 2250 МПа, по сравнению с пределом прочности технического железа 300 МПа, меди 260 МПа и цинка 180 МПа.

Увеличение размеров усав сопровождается резким снижением прочности, что ограничивает их использование. Они нашли применение для армирования волокнистых композиционных материалов (см. в. 422), в микроэлектронике, для микроподвесок и микрораскладок и т. д.

При возрастании количества дефектов свыше 10^8 — 10^9 см⁻² (см. рис. 77) происходит упрочнение металла вследствие взаимодействия дислокаций и торможения их движения. Связь между пределом текучести σ_0 и плотностью дислокаций ρ может быть описана уравнением

$$\sigma_0 = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho}$$

¹ По более точным расчетам для металлов с ГЦК решеткой $\tau_{\text{теор}} = 0,039G$ и для металлов с ОЦК решеткой $\tau_{\text{теор}} = 0,11G$. Модуль сдвига для Fe равен 77 000 МПа, для Cu — 44 000 МПа, для Al — 27 000 МПа.

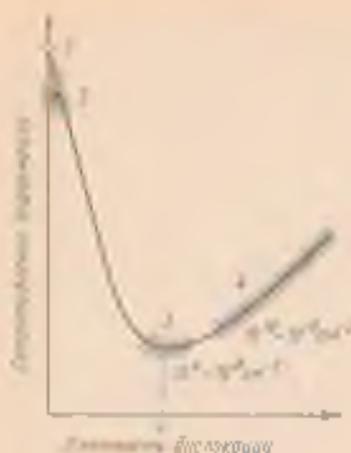


Рис. 77. Схема зависимости сопротивления деформации от плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения металлов:

1 — теоретическая прочность; 2 — реальная прочность; 3 — предел текучести; 4 — предел прочности металлов; 5 — область упругости; 6 — область пластичности; 7 — область разрушения.

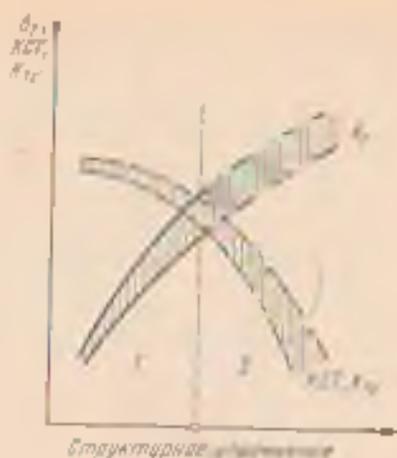


Рис. 78. Схема влияния структурного упрочнения на предел текучести $\sigma_{0.2}$ и вязкость разрушения K_{Ic} в работу распространения трещины при испытании на удар КСТ:

1 — предел текучести; 2 — вязкость разрушения.

где σ_0 — напряжение сдвига до упрочнения (после отжига); b — вектор Бюргерса; α — коэффициент, зависящий от природы металла, его кристаллической решетки и структуры. Плотность дислокаций не должна превышать 10^{13} — 10^{14} см⁻². При большей плотности дислокаций образуются трещины.

Сопротивление пластической деформации (σ_0 , $\sigma_{0.2}$) тем выше, чем меньше подвижность дислокаций, чем больше препятствий (барьеров) на их пути. Пластичность (δ , ψ) и вязкость (КСУ) наоборот, тем выше, чем легче осуществляется движение дислокаций. Следует иметь в виду, что ломтие внакопке образующаяся в результате большого числа пластических сдвигов за счет движения дислокаций по различным плоскостям скольжения, возможно хрупкое разрушение в результате зарождения и прогрессирующего развития трещины.

На рис. 78 показано влияние структурного упрочнения (создание структурных барьеров для движения дислокаций) на предел текучести σ_0 , трещиностойкость K_{Ic} и работу распространения трещины КСТ. С увеличением барьеров для движения дислокаций предел текучести возрастает, а трещиностойкость K_{Ic} и работа распространения трещины КСТ уменьшаются. В области I (рис. 78) вязкость против внезапных хрупких разрушений высока, так как случайные перегрузки будут считаться пластической деформацией в устье трещины в связи с низким пределом текучести σ_0 и высоким значением вязкости разрушения K_{Ic} .

Область 2 (рис. 78) соответствует высокому значению σ_1 и низкому значению K_{12} ; металл может разрушаться хрупко при малых нагрузках. Поэтому во многих случаях следует применять материал с меньшим σ_1 , что несколько увеличит массу конструкции, но значительно повысит сопротивление хрупкому разрушению.

Для получения высокого комплекса механических свойств (высокой конструктивной прочности), исключения возможности хрупкого разрушения нужно, чтобы барьеры, тормозящие движение дислокаций, позволяли при определенном напряжении прорываться через них дислокациям («подупроницаемые» барьеры).

Рассмотрим а этих позиций основные механизмы упрочнения: деформационное, твердорастворное, образование гетерогенных структур (дисперсионное упрочнение), различного рода границы и оценим их роль в охрупчивании металлов.

Деформационное упрочнение (наклеп) рассмотрено выше. Беспорядочно расположенные дислокации («лес дислокаций») в деформированном металле вызывает сильное повышение прочности ($\sigma_1 = 10^{-3} \div 10^{-2} G$ при $\rho = 10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$), но одновременно резко снижается сопротивление хрупкому разрушению. Следовательно, деформационное упрочнение не обеспечивает высокой конструктивной прочности. Оно нашло применение для упрочнения сплавов твердых растворов.

При образовании твердых растворов σ_1 , σ_2 и НВ повышаются (*твердорастворное упрочнение*). В неупорядоченном твердом растворе возникающие вокруг атомов растворенного элемента поля упругих напряжений затрудняют скольжение дислокаций. Степень торможения дислокаций в твердом растворе определяется фактором размерного несоответствия атомов растворителя и растворенного элемента, разностью модулей упругости и возрастает пропорционально концентрации.

В первом приближении упрочнение при образовании твердого раствора может быть определено по формуле, полученной Моттом и Набарро:

$$\sigma_1 = G\epsilon^2 C,$$

где G — модуль сдвига, МПа; ϵ — параметр, зависящий от различия размеров атомов растворенного компонента r и растворителя r_0 ($\epsilon = (r - r_0)/r_0$); C — атомная концентрация растворенного компонента.

Повышение прочности (рис. 79) в твердом растворе замещения прямо пропорционально концентрации растворенного элемента (до 10—30%). Однако абсолютная величина упрочнения зависит от вида растворимого компонента (рис. 79). Величина K_{10} при образовании твердых растворов снижается. В случае твердого раствора внедрения прочность во много раз больше, чем при образовании твердого раствора замещения при той же концентрации. Очень затрудняют движение дислокации, а следовательно, повышают прочность атмосферы Коттрелла, даже при малом содер-

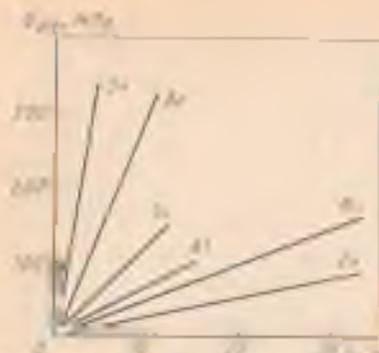


Рис. 79. Влияние долей элементов C растворенных в железе на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$.

в одной стороны, повышенным сопротивлением решетки раствору внедрения скольжению дислокаций и, с другой стороны, замедлением дислокаций атмосферами на атомах внедрения. При низкой подвижности дислокаций, а следовательно, отсутствия микропластической деформации не происходит релаксации (ослабления) напряжений у вершины хрупкой трещины, чем и объясняется низкое сопротивление распространению трещин.

Упрочнение при образовании твердого раствора достигает $\sigma_0 \approx 10^3 \text{ Г}$. При повышении температуры выше $(0,5-0,6) T_{0,2}$ упрочнение за счет образования твердого раствора сильно уменьшается.

При ограниченном легировании, твердые растворы замещения обладают достаточной пластичностью и вязкостью и служат ос-

наждой второго компонента внедрения. Примеси внедрения сами понижают трещиностойкость K_{Ic} , работу распространения трещины КСТ и повышают порог хладноломкости.

Очистка хладноломких металлов (Fe, Cr, Mo, W и др.) от примесей внедрения (O_2, N_2, H) повышает работу распространения трещины, вязкость разрушения K_{Ic} , и понижает порог хладноломкости.

Основная причина охрупчивания металла в присутствии примесей внедрения — малая подвижность дислокаций. Это вызвано

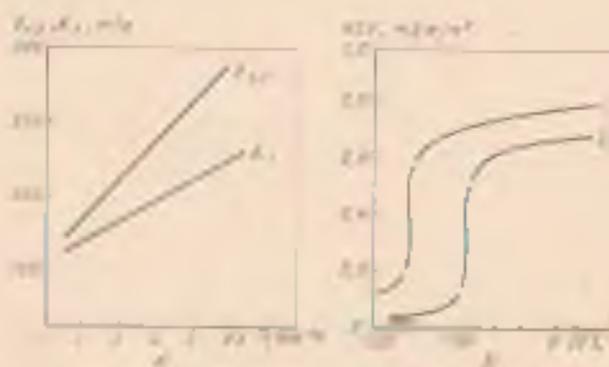


Рис. 80. Влияние диаметра зерна d на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел упругости $\sigma_{0,2}$ (σ_0) и ударную вязкость (порог хладноломкости) низкоуглеродистой стали:

1 — металл зерно $(0,04 \text{ мм})$; 2 — крупное зерно $(0,09 \text{ мм})$

онный матрицы для многих конструкторских и инструментальных сталей.

Механические свойства сплавов твердых растворов в сильной степени зависят от величины зерна, полигонизованной структуры (субструктуры) и других структурных изменений.

Эффективным барьером для движения дислокаций в металлах является межзеренная граница — *зернограничное упрочнение*. При этом следует отметить, что дислокация не может перейти границу зерна, так как в новом зерне плоскости скольжения не совпадают с плоскостью движения этой дислокации. Дальнейшее движение продолжается в результате возникновения новой дислокации в соседнем зерне, поэтому чем меньше зерно (больше плотность границ), тем выше прочность металла (рис. 80, а).

Зависимость предела текучести от размера зерна описывается уравнением Холла—Петча:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

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 σ_y 10^{10} Па. Повышение прочности при измельчении зерна не сопровождается охрупчиванием. Границы зерен и субзерен являются полупроницаемыми барьерами для движущихся дислокаций. Чем меньше зерно, тем труднее развивается хрупкая трещина, поскольку границы зерен затрудняют переход трещины сколом из одного зерна в другое вследствие изменения ее направления даже зерна. В то же время, развивающиеся трещины при мелком зерне меньше.

Измельчение зерна повышает порог хладноломкости (t_{ch}). На рис. 80, б показано влияние величины зерна стали на температурный порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем выше порог хладноломкости. Для устранения межкристаллитного (межзеренного) хрупкого разрушения и повышения t_{ch} надо уменьшить скопление примесей в граничных объемах (сегрегацию или выделение) и образование на границах зерен мелких фаз (также хрупких соединений), особенно в виде сплошной сетки.

Во многих различных работах при большой величине зерна традиционная прочность K_{10} возрастает, как это имеет место в стали (табл. 109) и титане. Чем меньше зерно, тем выше предел выносливости (рис. 80, а), который может быть определен по формуле

$$\sigma_B = \sigma_{B_0} + K_B d^{-1/2},$$

где σ_{B_0} и K_B — постоянные, зависящие от материала.

Измельчение зерна модифицированием, термической обработкой, легированием и т. д. является одним из перспективных методов упрочнения металлов и сплавов.

Существование в зерне препятствий для движения дислокаций в виде развитой субструктуры приводит к дополнительному у-

роченно. Образовывая дислокационную структуру по механизму Гольдмановской (частичной структуры) микширует σ_0 , мало влияя на K_{II} , и повышает порог хладноломкости (T_{II}).

Выделение из \sqrt{r} зерен твердого раствора высокодисперсных равномерно распределенных частиц упрочняющих фаз (карбиды, в крошечке закалки и старения, сильно повышает σ_0 (дислокация упрочнение¹). Упрочнение при старении объясняется торможением или заклиниванием зонами Гинье—Престона (ГП) или частицами выделений.

При образовании зон ГП дислокации проходят через них (перерезают), что требует повышенных напряжений (рис. 81, а). Зоны ГП имеют модуль сдвига больше, чем у исходного твердого раствора. 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 обгибают эти частицы, что зависит от их размера, прочности и расстояния между ними. В случае некогерентных частиц возможны только обгибание их дислокациями. На (рис. 81, б) показаны сначала обгибание, а затем (при больших напряжениях) и обрывание частиц дислокациями. При возрастании напряжений дислокации образуют замкнутые дислокационные петли вокруг частиц (рис. 81, б). Оставив вокруг частиц петли, дислокации продолжают скользить в прежнем направлении (эти петли или кольца, естественно, препятствуют движению концов дислокаций). Прочность при дисперсном упрочнении зависит от размера частиц d и их объемной доли f . Уравнение прочности в этом случае имеет вид:

$$\sigma_s = \sigma_0 + \alpha \sqrt{f/d},$$

где σ_0 — напряжение сдвига в матрице; α — коэффициент, зависящий от вектора Бюргера и модуль сдвига G матрицы.

Наибольшее упрочнение наблюдается, когда вторая фаза дисперсна, равномерно распределена по объему и расстояния между частицами не велики.

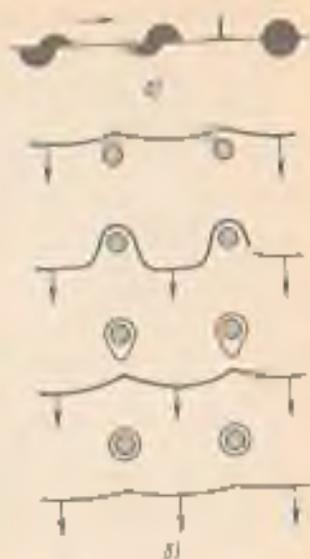
Упрочнение при обгибании частиц (при одной объемной доле выделений второй фазы) всегда менее эффективно, чем упрочнение при перерезании. Однако величина разрушения K_{II} и пластичность при обгибании частиц выше.

Максимальной прочностью после дисперсионного старения характеризуется минимальное значение K_{II} . Коагуляция избыточной

¹ В старении сказывается два противоположных действующих процесса: 1) раупрочнение из-за распада пересыщенного твердого раствора; 2) упрочнение вследствие выделения дисперсных частиц. Эффективность упрочнения зависит от соотношения этих процессов.

Рис 81. Модель движения дислокации в дисперсно-твердых сплавах:

1 — перемещение дислокаций в отсутствие дисперсных частиц; 2 — дислокации в дисперсных сплавах; 3 — дислокации в дисперсных сплавах с дисперсными частицами второй фазы в обход дислокаций.



частицы, снижая прочность (σ_b, σ_T), повышает K_{12} . Упрочнение дисперсными частицами достигает 10^3 МПа, но при нагреве до температуры $(0,6-0,75) T_{пл}$ снижается за счет НК растворения.

Дисперсными частицами часто являются химические соединения. Чем плотнее 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 составляет H1790, карбида титана TiC — H2850, нитрида титана TiN — H3230. Таким образом, для получения сплавов с высокой конструктивной прочностью нужно чтобы основной твердый раствор (матрица) имел межкристаллическое строение с развитой внутренней субструктурой, в которой равномерно распределены высокодисперсные частицы упрочняющей фазы. Такая структура сплава обеспечивает получение полупроницаемых барьеров для движения дислокаций и сочетание высокой прочности (σ_b, σ_T), пластичности (δ, ψ), вязкости разрушения (K_{12}), вязкости (KCV, KCT) и низкой температуры вязкохрупкого перехода (показатель вязкости $\lambda_{0,2}$).

Рассмотренные механизмы упрочнения положены в основу современных технологических процессов повышения конструктивной прочности металлов и сплавов.

Параметры для сплюсцовки

1. Что такое конструктивная прочность и какие параметры используются для ее оценки?
2. Почему испытание на растяжение наиболее широко применяется по сравнению с другими видами испытаний?
3. В каком случае характеризуют материал на статический изгиб?
4. Какие конструктивные приложения имеют пары вязкости разрушения K_{12} и вязкости разрушения K_{12} ?
5. Для каких материалов наиболее целесообразно определять вязкость разрушения K_{12} ?
6. Какой материал будет иметь максимальную и минимальную трещиностойкость. При $\sigma_{0,2} = 500$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа; $\sigma_T = 120$ МПа?
7. Какие материалы следует применять для изготовления ударостойких сталей, медной и алюминиевой сплавов?

8. Каким способом можно измерить твердость листового закаленного стали толщиной 1 мм?
9. Как связаны между собой твердость HB с временной сопротивляемостью σ_b ?
10. Для чего необходима декарбонизация стали?
11. Что больше — ECT, KCV или KCT одного и того же материала? Почему?
12. В каком случае будет меньше разность между KCV и KCT — у пластичного или у хрупкого материала?
13. Какими методами определяют время жизни металла и как можно воспользоваться на практике методом температурного метода выносливости?
14. Чем отличаются металлокабели, установленные от жонглирования?
15. Определить приблизительно время выносливости $0,2$ для стали с $\sigma_b = 100$ МПа.
16. Как изменяется время выносливости при переходе от гладкого образца к образцу с надрезом?
17. Каким образом будут изменены боковые пределы выносливости — для фольги или проволоки?
18. Какими способами можно выявлять и повреждаемость при трении в металле?
19. Почему окислительные изменения считают деструктивными?
20. Чем различаются коррозионные при старении I и II рода?
21. Какие существуют методы упрочнения металлов?
22. Предложите способы конструктивного упрочнения металла без изменения его выносливости и жесткости при работе?

ГЛАВА VIII. ЖЕЛЕЗО И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

Сплавы железа распространены в промышленности наиболее широко. Основаны из них — сталь и чугун — представляют собой сплавы железа с углеродом. Для получения заданных свойств в сталь и чугун вводят легирующие элементы. Ниже рассмотрено строение и фазовые превращения в сплавах железо—углерод, а также фазы в сплавах железа с легирующими элементами.

1. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО — УГЛЕРОД

Железо — металл сероватого цвета. Атомный номер 26, атомная масса 55,85, ионный радиус 0,127 нм. Чистое железо, которое может быть получено в настоящее время, содержит 99,999 % Fe, техническое сорта 99,8—99,9 % Fe. Температура плавления железа 1539 °C. Железо имеет две полиморфные модификации α и γ . Модификация α -железа существует при температурах ниже 910 °C и выше 1392 °C (рис. 82). В интервале температур 1392—1539 °C α -железо широко обозначают как δ -железо.

Кристаллическая решетка α -железа — объемно центрированный куб с периодом решетки 0,28666 нм. До температуры 768 °C α -железо магнетно (ферромагнетик). Температуру 768 °C, соответствующую магнетному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают A_c .

Плотность α -железа 7,68 г/см³.

γ железа существует при температуре 910—1392 °С; оно парамагнитно. Кристаллическая решетка железа гранецентрированная кубическая ($\alpha = 0,357$ нм при 910 °С).

Критическую точку инварианции $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ (рис. 82) при 910 °С обозначают соответственно A_3 (при нагреве) и A_2 (при охлаждении). Критическую точку перехода $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ при 1392 °С обозначают A_4 (при нагреве) и A_1 (при охлаждении) ².

Углерод является неметаллическим элементом II периода IV группы периодической системы, атомный номер 6, плотность $2,26 \text{ г/см}^3$, температура плавления 3500 °С, атомный радиус 0,077 нм. Углерод полиморфен. В обычных условиях он находится в виде модификации графит, 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 — цементит, и в высокоуглеродистых сплавах в виде графита.

В системе Fe—C различают следующие фазы: жидкий сплав, твердые растворы — феррит и аустенит, а также цементит и графит.

Феррит (Ф) — твердый раствор углерода и других примесей в δ железе. Различают низкотемпературный α -феррит и растворимый в γ углеорода до 0,02 % и высокотемпературный δ -феррит в

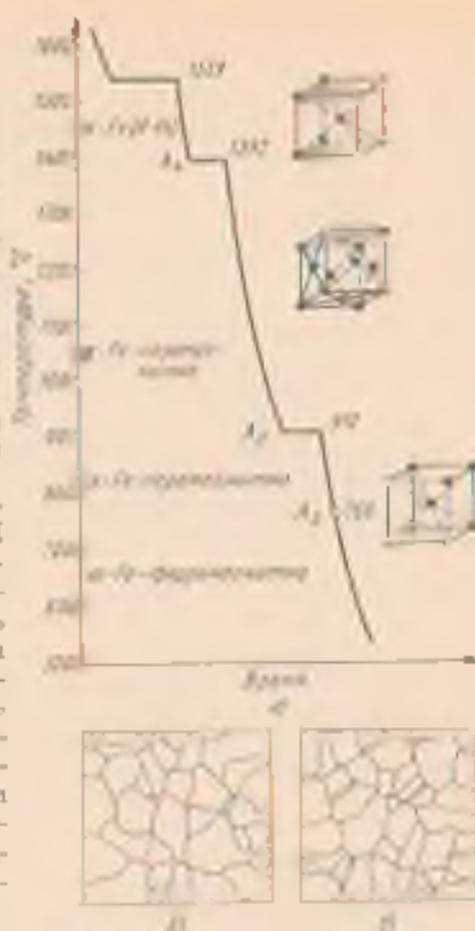


Рис. 82 Кривая охлаждения чистого железа (а) и схемы микроструктуры феррита α -Fe (б) и аустенита γ -Fe (в) (X150)

предельной растворимостью углерода 0,1%. Атом углерода располагается в решетке феррита в полупе грани куба, что означает сфера радиусом 0,25 атомного радиуса железа, а также в междупространствах, на дислокациях и т. д. Под микроскопом феррит не является в виде однородных полидрических зерен (см. рис. 82, б).

Феррит (ггг: 0,06% C) имеет прочность сжатия $\sigma_{сж} = 250$ МПа, $\sigma_{ск} = 120$ МПа, δ от 50%, $\psi \approx 80\%$, 80—90 НВ.

Аустенит (А) — твердый раствор углерода и других примесей в γ -железе. Предельная растворимость углерода в γ -железе — 2,14%. Атом углерода в решетке γ -железа располагается в центре элементарной ячейки (см. рис. 29, б) в которой может поместиться сфера радиусом 0,41R (R — атомный радиус железа) и в дефектных областях кристалла.

Различные объемы элементарных сфер в ОЦК и ГЦК решетки и предопределили значительно большую растворимость углерода в γ -железе по сравнению с растворимостью в α -железе. Аустенит обладает высокой пластичностью, высокой пределом текучести и прочностью. Микроструктура аустенита — полидрические зерна (рис. 82, в).

Цементит (Ц) — это химическое соединение железа с углеродом — карбид железа Fe_3C . В цементите содержится 6,67% C. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура плавления цементита точно неизвестна в связи с возможностью его распада. До температуры 710°C обозначаемой A_1 , цементит ферромагнитен. К характерным особенностям цементита относятся высокая твердость 1000 НВ и очень малая пластичность. Цементит является метастабильной фазой. В условиях равновесия в сплавах с высоким содержанием углерода образуется графит.

Графит имеет гексагональную слоистую (см. рис. 89, и) кристаллическую решетку. Межатомные расстояния в решетке значительно больше и составляют 0,142 нм, расстояние между блоками равно 0,340 нм. Графит мягок, обладает высокой прочностью и электрической проводимостью.

В сплавах Fe—C существующие две высокоуглеродистые фазы метастабильная — цементит и стабильная — графит. Поэтому различают две диаграммы состояния — метастабильную Fe— Fe_3C и стабильную Fe—C (графит).

2 ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО—ЦЕМЕНТИТ (МЕТАСТАБИЛЬНОЕ РАВНОВЕСИЕ)

На диаграмме состояния железо—цементит (рис. 83) дана фазовый состав и структура сплавов в концентрации от чистого железа до цементита (6,67% C).

Система Fe— Fe_3C метастабильная. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш энергии Гиббса, однако кинетическое образование карбида железа более вероятно.

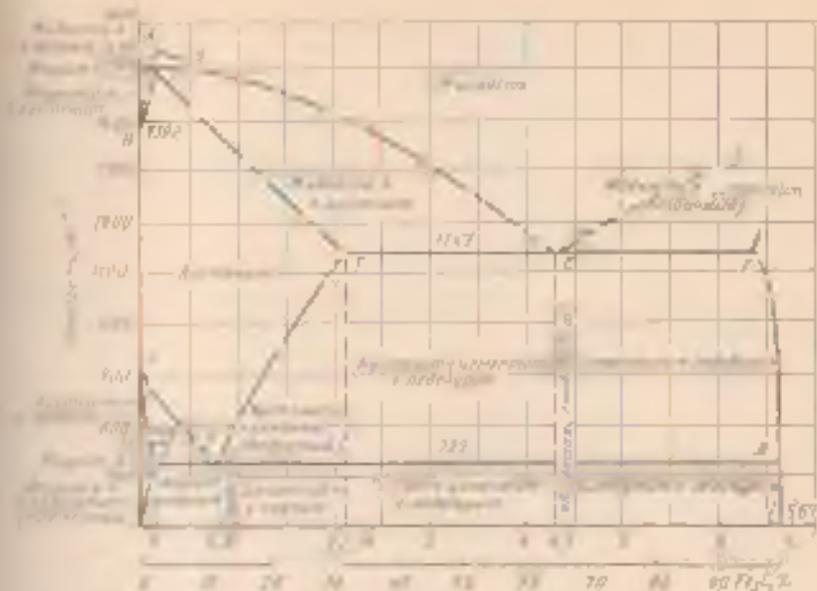


Рис. 82. Диаграмма состояния Fe—Fe₃C

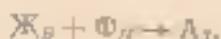
По диаграмме Fe—Fe₃C точка A (1539 °С) отмечает температуру плавления железа. Линия FKL соответствует цементиту, на базе которого возможно образование твердого раствора (предполагая, что растворимость карбонидов в цементите невелика). Точки N (1392 °С) и G (910 °С) соответствуют псевдоморфному превращению α ↔ γ.

Концентрация углерода (по массе) для характерных точек диаграммы состояния Fe—Fe₃C (см. рис. 82) следующая: B — 0,51 % C в жидкой фазе, находящейся в равновесии с δ-ферритом и аустенитом при перитектической температуре 1499 °С; H — 0,1 % C (пределное содержание в δ-феррите при 1490 °С); J — 0,16 % C в аустените при перитектической температуре 1490 °С; E — 2,14 % C (пределное содержание в аустените при эвтектической температуре 1147 °С); S — 0,8 % C в аустените при эвтектической температуре 727 °С; P — 0,02 % C (пределное содержание в феррите при эвтектической температуре 727 °С).

Кривые кристаллизации сплавов Fe—Fe₃C. Линии диаграммы состояния Fe—Fe₃C, определяющие процесс кристаллизации, имеют следующую обозначения и физический смысл.

AB (линия ликвидус) показывает температуру, ниже которой происходит кристаллизация δ-феррита (Ф_δ) из жидкого сплава (Ж); AC (линия ликвидус) соответствует температуре начала кристаллизации аустенита (А) из жидкого сплава (Ж); CD (линия ликвидус) соответствует температуре начала кристаллизации первичного цементита (Fe₃C) из жидкого сплава (Ж); AB (линия

ликвидус) является температурной границей области жидкого сплава и кристаллов δ -феррита (Φ); ниже этой линии существует только δ -феррит; HJB — линия перитектического равновесия ($C = 0$) (1490 °C); по достижении температурной соответствующей линии HJB , протекает перитектическая реакция (жидкость состава точки B взаимодействует с кристаллами δ -феррита состава точки H в образовании аустенита состава точки J):



Линия ECF (линия солидус) соответствует кристаллизации евтектики — *седобурит**:



Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов. Так, в сплавах, содержащих до 0,1 % C, кристаллизация заканчивается при температурах, соответствующих линии AH , с образованием δ -феррита (см. рис. 83). 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). Состав δ -феррита при повышении температуры меняется по линии солидуса, а состав жидкого сплава — по линии ликвидус. При температуре 1490 °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 $Ж_H + \Phi_H \rightarrow \Phi_H + A_J$ в результате которого образуется двухфазная структура δ -феррит (Φ) + γ -твердый раствор (A). В сплаве, содержащем 0,16 % C (точка J), исходные кристаллы δ -феррита раствора δ -феррита в результате взаимодействия с жидкой фазой при перитектической реакции полностью превращаются в аустенит



В сплавах, содержащих от 0,15 до 0,5 % C при перитектической температуре в результате взаимодействия между δ -ферритом и жидкой фазой образуется аустенит, но некоторая доля жидкой фазы остается: $Ж_B + \Phi_H \rightarrow Ж_B + A_J$.

Поэтому при температурах ниже линии JB сплав будет двухфазным: аустенит + жидкость. Процесс кристаллизации закончится по достижении температур, соответствующих линии солидуса JB . После затвердевания сплавы приобретают однофазную структуру — аустенит (см. рис. 83).

Сплавы, содержащие от 0,51 до 2,14 % C, кристаллизуются в интервале температур, ограниченном линиями BC и JE . При линии BC сплав состоит из жидкой фазы и аустенита. В процессе

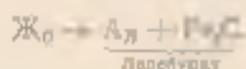
* Назван по имени крупного немецкого ученого металлурга Либурга.

при кристаллизации состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус, а аустенита — по линии солидус. После затвердевания по линии солидус (JE) сплавки получают однофазную структуру — аустенит.

Первичные кристаллы аустенита (так же, как и δ -феррита) имеют вид дендритов, величина и строение которых определяются прерывом металла выше линии ликвидус, его составом и условиями охлаждения в процессе кристаллизации.

При температуре 1147°C аустенит достигает предельной концентрации, соответствующей точке E ($2,14\%$ C), а оставшаяся жидкость — эвтектического состава точки C ($4,3\%$ C).

При температуре эвтектики (линия ECP) существует поливариантное ($C = 0$) равновесие аустенита состава точки E (A_2), цементита состава точки F (Fe_3C) и жидкой фазы состава точки C ($4,3\%$ C). В результате кристаллизации жидкого сплава состава точки C ($4,3\%$ C) образуется эвтектика — ледебурит, состоящая в момент образования из аустенита состава точки E и цементита состава точки F :



Эвтектические сплавы после затвердевания имеют структуру аустенит + ледебурит ($A + Fe_3C$) (см. рис. 83). Эвтектический сплав ($4,3\%$ C) затвердевает при постоянной температуре и образуются только эвтектики — ледебурита.

Ледебурит имеет сотовое или пластинчатое строение. При медленном охлаждении образуется сотовый ледебурит, представляющий собой пластины цементита, проросшие разветвленными кристаллами аустенита. Пластинчатый ледебурит состоит из тонких пластин цементита, разделенных аустенитом, и образуется при быстром охлаждении. Сотовое и пластинчатое строение неразложимо и сохраняется в пределах одной эвтектической колонии.

Литейные чугуны ($4,3$ — $6,67\%$ C) начинают затвердевать с появлением температуры по линии ликвидус CD , когда в жидкой фазе зарождаются и растут кристаллы цементита. Концентрация углерода в жидком сплаве с повышением температуры увеличивается по линии ликвидус. При температуре 1147°C жидкость достигает эвтектической концентрации $4,3\%$ C (точка C) и затвердевает с образованием ледебурита. После затвердевания литейные чугуны состоят из первичного цементита и ледебурита.

Сплавы, содержащие до $2,14\%$ C , называют *сталью*, а более $2,14\%$ C , — *чугуном*. Принятое разграничение между сталью и чугуном совпадает с предельной растворимостью углерода в аустените. Сталь после затвердевания не содержит хрупкой структурной составляющей — ледебурита — и при высоком нагреве имеет только аустенитную структуру, обладающую высокой пластичностью. Поэтому сталь легко деформируется при горячих и



высоких температурах, т. е. являются в отличие от чугуна широкими сдвигами.

По сравнению со сталью чугуны обладают значительно лучшими литейными свойствами и, в частности, более низкими температурами плавления, имеют меньшую усадку. Это объясняется при этом отличием в структуре чугуна легкоплавкой затвора (ледобугорок).

Фазовые и структурные изменения в сплавах Fe—Fe₃C после затвердевания. Такие изменения связаны с полиморфизмом железа, изменением растворимости углерода в аустените и феррите с изменением температуры и эвтектоидным превращением. Превращения, протекающие в твердом состоянии, описываются следующими линиями (см. рис. 63). Линия *NI* — верхняя граница области сосуществования двух фаз — δ -феррита и аустенита. При охлаждении эта линия соответствует температурам начала полиморфного превращения δ -феррита в аустенит. Линия *NI* — 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 $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения с образованием парамагнитного феррита. Линия *OS* — верхняя граница области сосуществования феррита (в ферромагнитном состоянии) и аустенита; при охлаждении эта линия соответствует температурам $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с образованием ферромагнитного феррита.

Температуры, соответствующие линии *GO* в условиях равновесия, принято обозначать A_2 (A_2 , A_2).

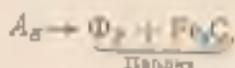
В сталях, содержащих до 0,8 % C, полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению протекает в интервале температур и сопровождается перераспределением углерода между ферритом и аустенитом.

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 A_1 . Линия эвтектоидного превращения *PSK* при ок-

Рис. 14. Микроструктура сталей в зависимости от скорости охлаждения. $\times 400$. а) — перлит; б) — перлит; в) — бейнит; г) — бейнит; д) — бейнит; е) — мартенсит; ж) — мартенсит; з) — мартенсит с вторичным цементитом; и) — мартенсит с вторичным цементитом; к) — мартенсит с вторичным цементитом и остаточным аустенитом; л) — мартенсит с вторичным цементитом и остаточным аустенитом; м) — мартенсит с вторичным цементитом и остаточным аустенитом.

лаждении соответствует распаду аустенита (0,8 % С) с образованием эвтектоида — ферритацементитной структуры, получаемой названием *перлит* (рис. 84, *ae*)



Температуры, соответствующие линии *PSR* при охлаждении, обозначают A_{f1} , а при нагреве A_{c1}^1 .

Изменение растворимости углерода в феррите с изменением температуры происходит по линии *PQ*. При охлаждении в равновесии эта линия соответствует температурам начала выделения третичного цементита, а при нагреве — полному растворению.

Сплавы, содержащие $\leq 0,02$ % С (точка *P*), называют *чистым железом*. Эти сплавы испытывают при охлаждении в равновесии полиморфное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha$ между линиями *GS* и *US*. 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 (см. рис. 84, *d*). При дальнейшем медленном охлаждении во достижение температуры, соответствующей линии *PQ*, из феррита выделяется цементит (третичный). Выделяясь по границам зерен, третичный цементит резко снижает пластичность феррита.

Стали, содержащие от 0,02 до 0,8 % С, называют *доэвтектоидными*. Как указывалось выше, эти стали после окончания кристаллизации состоят из аустенита, который не претерпевает изменения при охлаждении вплоть до температур, соответствующих линии *GOS*.

При более низких температурах (ниже линии *GOS*) по границам зерен аустенита образуются зародыши феррита, которые растут, превращаясь в зерна. Количество аустенита уменьшается с длительным его удержанием в нем углерода возрастает, так как феррит почти не содержит углерода ($\leq 0,02$ % С).

При повышении температуры состав аустенита меняется по линии *GOS*, а феррита — по линии *GP*.

Чем выше концентрация углерода в стали, тем меньше объем феррита. По достижении температуры 727 °С (A_1) содержание углерода в аустените достигает 0,8 % (точка *S*). Аустенит, имеющий эвтектоидную концентрацию, распадается с одновременным выделением из него феррита и цементита, образующих перлит.

Эвтектоидное превращение аустенита протекает при постоянной температуре 727 °С (см. рис. 84). При наличии трех фаз (аустенит, феррит и цементит) температура остается постоянной.

¹ Температура полиморфного превращения $\gamma \leftrightarrow \alpha$ в стали, содержащей $> 0,8$ % С в равновесии в условиях равновесия соответствует эвтектоидной температуре.

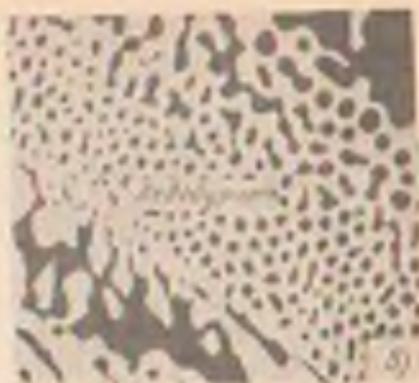


Рис. 85. Структура чугунов, $\times 450$:

а — доэвтектоидный чугун (графит, ледебурит и вторичный цементит); б — эвтектоидный чугун (графит, перлит); в — эвтектоидный перлитный цементит в ледебурите

второй температуре): феррит (0,02 % С), цементит (6,67 % С) и аустенит (0,8 % С) — система поваррианта ($C = 2 + 1 - 3 = 0$).

После окончательного охлаждения доэвтектоидные стали имеют структуру феррит + перлит (см. рис. 84, в и г).

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 вокруг зерен перлита (ферритная сетка).

Сталь, содержащую 0,8 % С, называют *эвтектоидной*. В этой стали по достижении температуры 727 °С (точка S на рис. 83) весь аустенит превращается в перлит (см. рис. 84, ж).

Перлит чаще имеет пластничатое строение (рис. 84, ж, з). У. в. состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита. Толщина этих пластинок находится в соотношении 7,3 : 1. Количество феррита и цементита в перлите определяется из соотношения SK/PS (см. рис. 83). После специальной обработки перлит может иметь зернистое строение. В этом случае цементит образует сфериды (см. рис. 84, и).

Стали, содержащие от 0,8 до 2,14 % С, называют *заэвтектоидными*. Выше линии ES в этих сплавах будет только аустенит.

При температурах, соответствующих линии ES, аустенит обогащается насыщенным углеродом, и при понижении температуры на него выделяется вторичный цементит. Поэтому при температуре ниже линии ES сплавы становятся двухфазными (аусте-

вит + вторичный цементит). По мере выделения цементита концентрация углерода в аустените уменьшается согласно линии *ES*.

При снижении температуры до A_1 (727°C) аустенит, содержащий 0,8 % С (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. 84, *э*) или в виде нлг (пластика), эвтектотерно ориентированных относительно аустенита. Количество избыточного (вторичного) цементита возрастает с увеличением содержания в стали углерода.

Выделение вторичного цементита в виде сетки или нлг делает сталь хрупкой. Поэтому специальной термической обработкой и деформацией ему придают зернистую форму (см. рис. 84, *з*).

В доэвтектоидических чугунах, содержащих 2,14—4,3 % С при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените (линия *SE*) происходит частичный распад аустенита — как первичных его кристаллов, выделявшихся из жидкости, так и аустенита, входящего в ледебурит. Этот распад заключается в выделении кристаллов вторичного Fe_3C и уменьшения в связи с этим содержания углерода в аустените в соответствии с линией *SE*. При температуре 727°C аустенит, обедненный углеродом до 0,8 %, превращается в перлит. Таким образом, доэвтектоидические чугуны после окончательного охлаждения имеют структуру: перлит, ледебурит (перлит + цементит) и вторичный цементит (рис. 85, *а*).

Чем больше в чугуне углерода, тем меньше перлита и больше ледебурита. Эвтектический чугун содержит 4,3 % С (рис. 83 и 85, *б*), при температурах ниже 727°C состоит только из ледебурита (перлит + цементит).

Заэвтектоидский чугун (см. рис. 83) содержит углерода больше, чем 4,3 %, и после затвердевания состоит из цементита и ледебурита (аустенит + Fe_3C).

При понижении температуры эвтектический аустенит обогащается углеродом вследствие выделения избыточного цементита и при температуре 727°C распадается с образованием перлита. После охлаждения заэвтек-

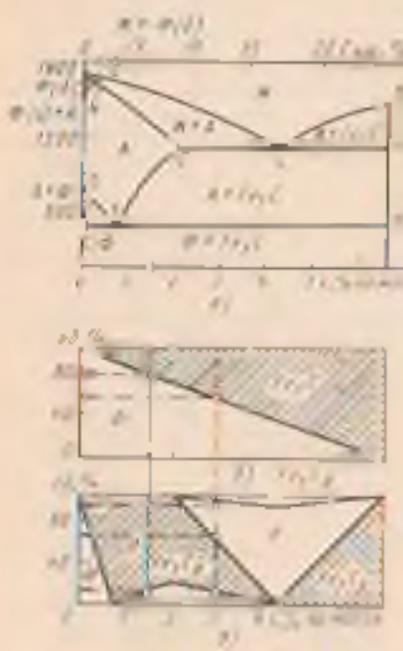


Рис. 88. Диаграмма состояния Fe— Fe_3C (а) и количество фазовых (б) и структурных (в) составляющих в зависимости от содержания углерода

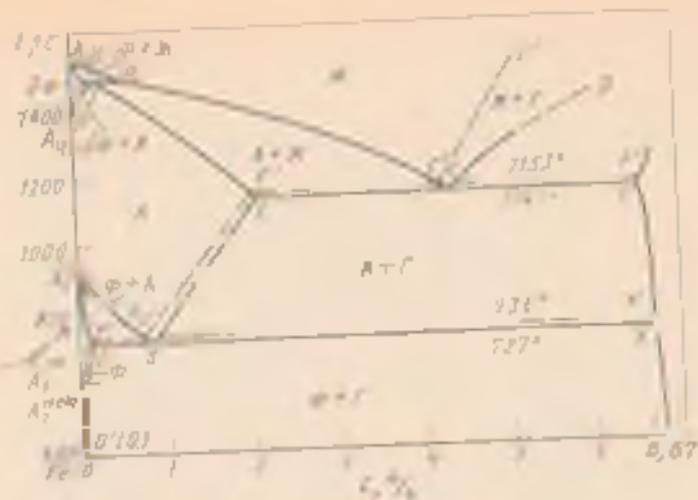


Рис. 67. Диаграмма состояния Fe—C (стабилизан)

тические чугуны состоят из первичного цементита, имеющего форму пластин, и ледебурита (с рли: + цементит) (см. рис. 85, в). С повышением содержания углерода количество цементита возрастает.

Сплав железа с углеродом после окончания кристаллизации имеет угловатую в шне разную структуру. Определенное количество структурных составляющих в сплавах с различным содержанием углерода можно определять по диаграмме, приведенной на рис. 86. Однако фазовый состав всех сплавов одинаков при температурах 727°C и состоит из феррита и цементита (см. рис. 86, б).

2. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО — ГРАФИТ (СТАБИЛЬНОЕ РАВНОВЕСИЕ)

Образование стабильной фазы графита в чугунах может происходить в результате непосредственного выделения его из жидкого (железного) раствора или вследствие распада предшествующего цементита.

Процесс образования в чугуне (стали) графита называют графитизацией.

Диаграмма состояния стабильного равновесия показана на рис. 87 (горизонтальные линии соответствуют выделению графита, в частности — выделению цементита).

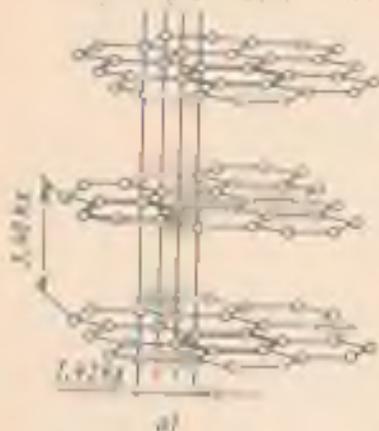
В стабильной системе при температурах, соответствующих линии $C\ J'$, кристаллизуется первичный графит. При температуре 1153°C (линия $E' C' F'$) образуется графитная эвтектика $\text{железо} + \text{графит}$.

По линии $P'S'$ находится вторичный графит, а при температуре 728°C (линия $P'S'K'$) образуется затекая, состоящий из феррита и графита.

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 скорость 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 (содержит различные включения (графит, SiO_2 , Al_2O_3 и др.)¹). Эти частицы облегчают образование и



рост графитных зачатков. При наличии готовых зародков процесс образования графита может протекать и при температурах лежащих ниже 1147°C . Этому же способствует легирование чугуна Ni , который вызывает процесс графитизации.

Рис. 88 Структура графита:

а — кристаллическая решетка графита;
 б — включения графита, выделенные из чугуна;
 в — микроструктура чугуна, кристаллизировавшаяся из расплава графита (жидкий расплав), $\times 100$.



¹ При ускоренном процессе графитизации из жидкой фазы в чугун выделяются так называемые микрографиты, образующие локальные центры кристаллизации.

Графит, образующийся из жидкой фазы, растет из одного центра и, разветвляясь в разные стороны, приобретает бороздчатую форму из ряда длинных лепестков (рис. 88, б). В плоскости шлица графит имеет вид прямоугольных или завитых пластинок, которые представляют собой сечения графитных лепестков (рис. 89, в). Если в процессе кристаллизации образуются цементит перкичаный 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 эвтектоидного графита в интервале температур 738—727 °С.

Основная масса графита в серых чугунах образуется в период кристаллизации из жидкой фазы. Графит, возникающий при распаде аустенита, не образует самостоятельных выделений, а накладывается на имеющиеся графитные включения, увеличивая их размеры. Если аустенит переохлажден до температуры ниже 727 °С, то распад происходит с выделением феррито-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 °С или на графит и аустенит при более высокой температуре.

4 ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И ПОСТОЯННЫХ (ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ) ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА СТАЛИ

Сталь является многокомпонентным сплавом, содержащим углерод и ряд постоянных или технологических примесей Mn, Si, S, P, O, H, N и др., влияющих на ее свойства. Присутствие этих примесей обуславливается 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 большем количестве, присутствуют и в чугунах.

Влияние углерода. Структура стали (см. рис. 86) после медленного охлаждения состоит из двух фаз — феррита и цементита. Количество цементита в стали возрастает прямо пропорционально содержанию углерода (рис. 86, б и 89, в).

Твердые и крупные частицы цементита повышают сопротивляемость движению дислокаций, т. е. повышают сопротивляемость деформации, но уменьшают пластичность и вязкость. Вследствие этого с увеличением в стали углерода возрастает твердость, прочность, относительное сужение, ударная вязкость (рис. 89, в) и трещиностойкость K_{Ic} (рис. 90). Предел текучести ($\sigma_{0.2}$) с повышением содержания углерода до 0,55—0,65 % возрастает, а при большем содержании углерода снижается (рис. 90).

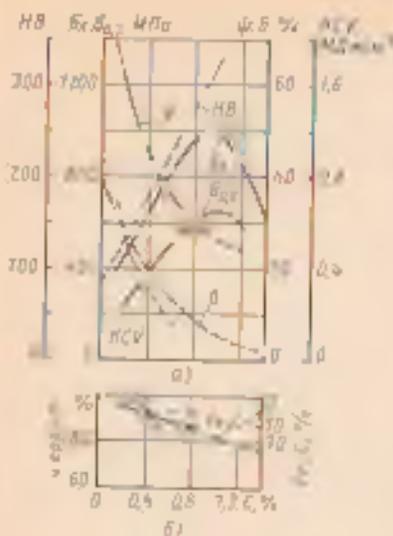


Рис. 89. Влияние углерода на механические свойства (а) и соотношение между ферритом и цементитом в сталях (б)

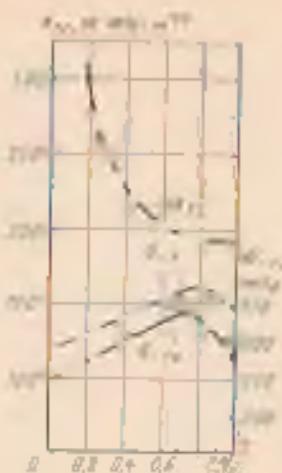


Рис. 90. Влияние углерода на предел текучести σ_t и предел прочности образцов без надреза (а) и с надрезом $\sigma_{тн}$ ($r = 1$ мм)

Повышение содержания углерода облегчает переход стали в хладноломкое состояние. Каждая 0,1 % C повышает порог хладноломкости $t_{хл}$ в среднем на 20 °С и расширяет переходный интервал от вязкого к хрупкому состоянию.

С увеличением содержания углерода в стали снижается плотность, растет электрическое сопротивление и коэрцитивная сила и понижаются теплопроводность, остаточная индукция и магнитная проницаемость.

Влияние кремния и марганца. Содержание кремния в углеродистой, хорошо раскисленной стали в качестве примеси обычно не превышает 0,37 %, а марганца — 0,8 %. Кремний и марганец переходят в сталь в процессе ее раскисления при выплавке. Они раскисляют сталь, т. е., соединившись с кислородом закиси железа FeO, в виде оксидов переходят в шлак. Эти процессы раскисления улучшают свойства стали. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка.

Кремний, остающийся после раскисления в твердом растворе (в феррите), сильно повышает предел текучести σ_t . Это снижает способность стали к вытяжке и особенно к холодной высадке. В связи с этим в сталях, предназначенных для холодной штамповки и холодной высадки, содержание кремния должно быть снижено.

Марганец заметно повышает прочность, практически не снижает пластичности и резко уменьшает хрупкость стали, т. е. хрупкость при высоких температурах, вызванную влиянием серы

Влияние серы. Сера является вредной примесью в стали. С железом она образует хрупкое 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 $988^\circ C$. Эта эвтектика образуется даже при очень малом содержании серы. Кристаллизуясь из жидкости по окончании затвердевания, эвтектика преимущественно располагается по границам зерна. При нагреве стали до температуры прокатки иликовки ($1000-1200^\circ C$) 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** (горячеломкости).

Присутствие в стали марганца, обладающего большим сродством к сере, чем железо, образующего с серой тугоплавкое соединение MnS , практически исключает явление красноломкости. В застывающей стали частицы MnS располагаются в виде отдельных включений. В деформированной стали эти включения деформируются и оказываются вытянутыми в направлении прокатки.

Сернистые включения снижают ударную вязкость (KCU) и пластичность (δ и ψ) в поперечном направлении вытяжки при прокатке и ковке, а также предел текучести. Работа над разрывом трещины не зависит от содержания серы, а работа развития вязкости (A_{500} и A_{5000}) и вязкость разрушения K_{Ic} с увеличением содержания серы снижаются. В низкоуглеродистых сталях при содержании серы более $0,01\%$ порог хладноломкости T_{00} снижается (модифицированный парадокс). Сера ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость. Содержание серы в стали строго контролируется, в зависимости от качества стали оно не должно превышать $0,005-0,008\%$.

Влияние фосфора. Фосфор является вредной примесью, в содержание его в зависимости от качества стали допускается не более $0,02-0,045\%$.

Растворяясь в феррите, фосфор сильно искажает кристаллическую решетку и увеличивает предел прочности к текучести (см. рис. 95), но уменьшает пластичность и вязкость. Сложнее в отношении тем значительно, чем больше в стали углерода. Фосфор повышает порог хладноломкости стали и уменьшает работу над разрывом трещины. Сталь, содержащая фосфор на верхнем пределе до $0,045\%$, имеет работу распространения трещины в 2 раза меньшую, чем сталь, содержащая менее $0,005\%$ P. Каждый $0,01\%$ P повышает порог хладноломкости стали на $20-25^\circ C$.

Способность фосфора к сегрегации по границам зерна также способствует охрупчиванию стали. Вредное влияние фосфора заключается и в том, что он обладает большой склонностью к ликвации. Вследствие этого в осадочных слоях скопляются отдельные

участка сильно обогащаются фосфором и имеют резко повышенную 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 неметаллических включений (например, оксидов FeO , Fe_2O_3 , $FeOMnO$, $FeOAl_2O_3$, SiO_2 , Al_2O_3 и др.), в виде твердого раствора или, наконец, в свободном виде, располагаются в дефектных участках металла (трещинах, трещинах и т. д.). Присадки в виде азота, кислорода, концентрируются в зернах граничных областей и образуют выделения нитридов и оксидов по границам зерен, вызывают коррозийную хрупкость и понижают сопротивляемость хрупкому разрушению. Неметаллические включения определяют металлургические свойства стали, они вызывают анизотропию механических свойств, обескало A_1 , A_2 , A_3 , и, являясь концентраторами напряжений, могут значительно повысить, если они присутствуют в повышенных количествах или располагаются в виде скопления, предел выносливости и вязкость разрушения K_{Ic} . Неметаллические включения могут быть причиной шероховатого (древовидного) вида, оруднивания стали.

Очень вредным является ржавая сталь в стали водород, который сильно охрупчивает сталь. Попадая при выделке стали водород не только охрупчивает сталь, но и приводит к образованию в катаных заготовках и крупных прокатах флоксов. Флоксы представляют собой очень тонкие трещины овальной или округлой формы, выходящие в одном направлении — обычно серебристого цвета. Флоксы резко ухудшают свойства стали. Металл, имеющий флоксы, нельзя использовать в ответственных местах.

Влияние водорода при сварке проявляется в образовании холодных трещин в шовных металлах и основном металле.

Навесное на поверхности сталей из-за гальванического покрытия или трещины и кислорода для очистки ее связано с опасностью насыщения поверхности водородом, что также вызывает охрупчивание. Наводорожен ванне и охлаждаемые возможны и при работе стали в контакте с водородом, особенно при выделке металла.

Шероховатость в последние годы катаных и прокатанных в вакууме уменьшает содержание водорода в стали.

5. ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В СТАЛИ

Легирующие элементы, которые вносятся в сталь для получения требуемой структуры и свойств, могут образовывать с железом следующие фазы:

- твердые растворы;
- легированный феррит или ферритообразные структуры;
- карбиды;
- интерметаллические соединения

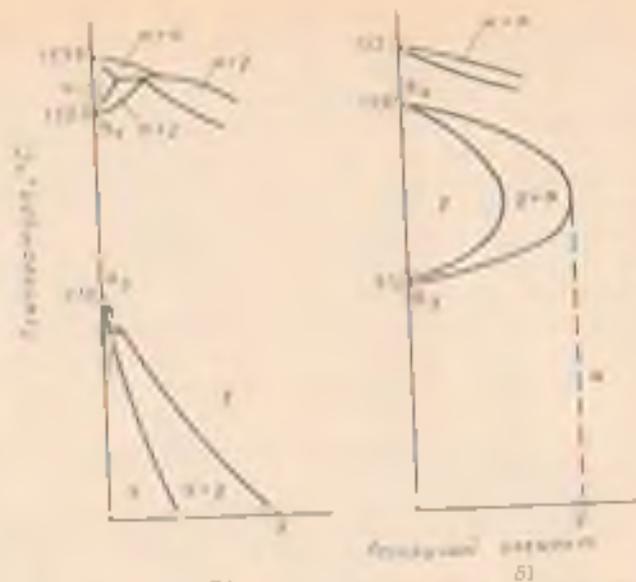


Рис. 91. Схемы влияния легирования на полиморфные превращения

Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения железа. Все элементы, за исключением углерода, азота, водорода, в области бинарного диаграммы образуют с железом твердые растворы замещения. Они растворяются в железе и образуют на полиморфных точках A_1 и A_2 определенные температурные области существования α - и γ -железа. Легирующие элементы по влиянию на температурную область существования полиморфных модификаций железа можно разделить на две группы.

К элементам первой группы относятся никель и марганец, которые понижают температуру точки A_1 и повышают температуру точки A_2 . В результате этого по диаграмме расширяется область γ -фазы легирующий элемент наблюдается расширение области γ -фазы и сужение области существования α -фазы (рис. 91, а). Как видно из рис. 91, а, под влиянием легирующего элемента температурная точка A_1 понижается до точки A_3 , а температурная точка A_2 при повышенной концентрации легирующего элемента сдвигается до нормальной температуры. Следовательно, сплав, имеющий повышенную концентрацию легирующего элемента будет охлаждаться на рис. 91, а (точка 1), не достигнет фазовых температур A_1 и A_2 и при всех температурах представлял собой твердый раствор легирующего элемента в γ -железе. Такие сплавы называются аустенитными.

1 Атомы бор и алюминий растворяются в борях решетках железа, а азотные образуют атомы железа.



Рис. 92. Диаграммы состояния Fe—Ni (а) и Fe—Cr (б)

Сплавы, частично претерпевающие превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, называют *полуперлитными*.

На рис. 92, а, приведена диаграмма состояния сплавов Fe—Ni, иллюстрирующая описанные изменения в положении критических точек A_1 и A_2 .

Элементы второй группы (Cr, Mo, W, V, Al, Si и др.) повышают температуру критической точки A_1 и понижают температуру точки A_2 . Это приводит к тому, что при определенной концентрации легирующего элемента (см. точку y на рис. 91, б) критические точки A_1 и A_2 , а точнее их интервалы, сливаются, и область γ -фазы полностью замыкается. При содержании легирующего элемента больше, чем указано на рис. 91, б (точка y), сплавы при всех температурах состоят из твердого раствора легирующего элемента в α -железе. Такие сплавы называют *ферритными*, а сплавы, имеющие лишь частичное превращение, — *полуперлитными*. На рис. 92, б приведена диаграмма состояния сплавов Fe—Cr, характерная для этой группы элементов.

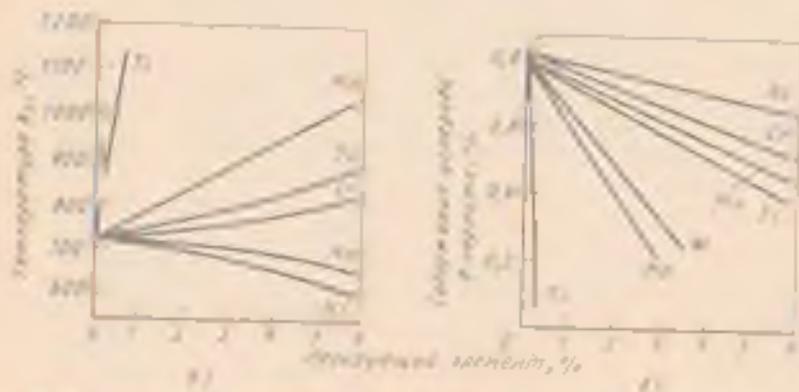


Рис. 95. Сплав железа с легирующим элементом во точке A_1 (а) и сдвигание температуры и интервалов превращения — точка A_2 (б).

Легирующие элементы оказывают большее влияние на точку A_1 , соответствующую температуре передела железа в аустенит (рис. 93, а). Ниобий и тантал снижают температуру A_1 , в Ti, Mo, Si, W и другие элементы повышают температуру A_1 (см. рис. 93, а). Легирующие элементы уменьшают эвтектоидную концентрацию углерода (рис. 93, б) и предельную растворимость углерода в аустените, сдвигая точки S и E на д) вправо по оси Fe—C влево. Как видно из рис. 94, где приведены вертикальные разрезы троичной диаграммы систем Fe—Mn—C и Fe—Cr—C, перитектическое, эвтекктическое и эвтектонидное превращения протекают не при постоянной температуре, как в двойных системах, а в некотором интервале температур. В системе Fe—Mn—C γ -фаза в увеличивающемся содержании 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 марганцевых сталях соответствует соединению $(FeMn)_3C$, в котором часть атомов железа замещена атомами марганца. В троичных сталях образуются $(Fe, Cr)_3C$ и сплавные хромистые карбиды, состав и структура которых зависит от содержания углерода и хрома. При низком содержании углерода и высоком содержании хрома образуются ферритные стали, но термостабильные полиморфные превращения (рис. 94, б).

Структура и свойства легированного феррита и аустенита. Основной состав современной легированной стали является феррит, легированный одним или несколькими элементами. Легирование феррита сопровождается его упрочнением.

В первом приближении можно считать, что при легировании феррита несколькими элементами их влияние на его упрочнение может быть просуммировано: $\Delta\sigma_T = \sum_{i=1}^n K_i C_i$, где C_i — содержание i -го легирующего элемента, растворенного в феррите, % по массе; K_i — коэффициент упрочнения феррита, т. е. прирост σ_T при растворении в нем 1 % по массе i -го легирующего элемента. Коэффициент K_i имеет следующие значения:

Легирующий элемент	C+N	P	Si	Ti	Al	Mo	Cr	Ni	Mn	γ
K_i	4670	600	25	80	60	35	-30	30	10	3

Наиболее сильно повышает σ_T марганец и кремний (рис. 95, а), а хром, находящийся в твердом растворе, по данным разных авторов, снижает или несколько повышает прочность феррита (рис. 95, а). Чем больше зерно феррита, тем выше его прочность (см. рис. 90, а). Все легирующие элементы, за исключением никеля, при растворении их в растворе вызывают определенного размера сдвигают порог хладноломкости K_{CU} , триждычетвертьность K_{CU} , и повышают порог хладноломкости t_{50} . Содержание легирующих элементов, выше которого ударная вязкость K_{CU} снижается, в поряд-

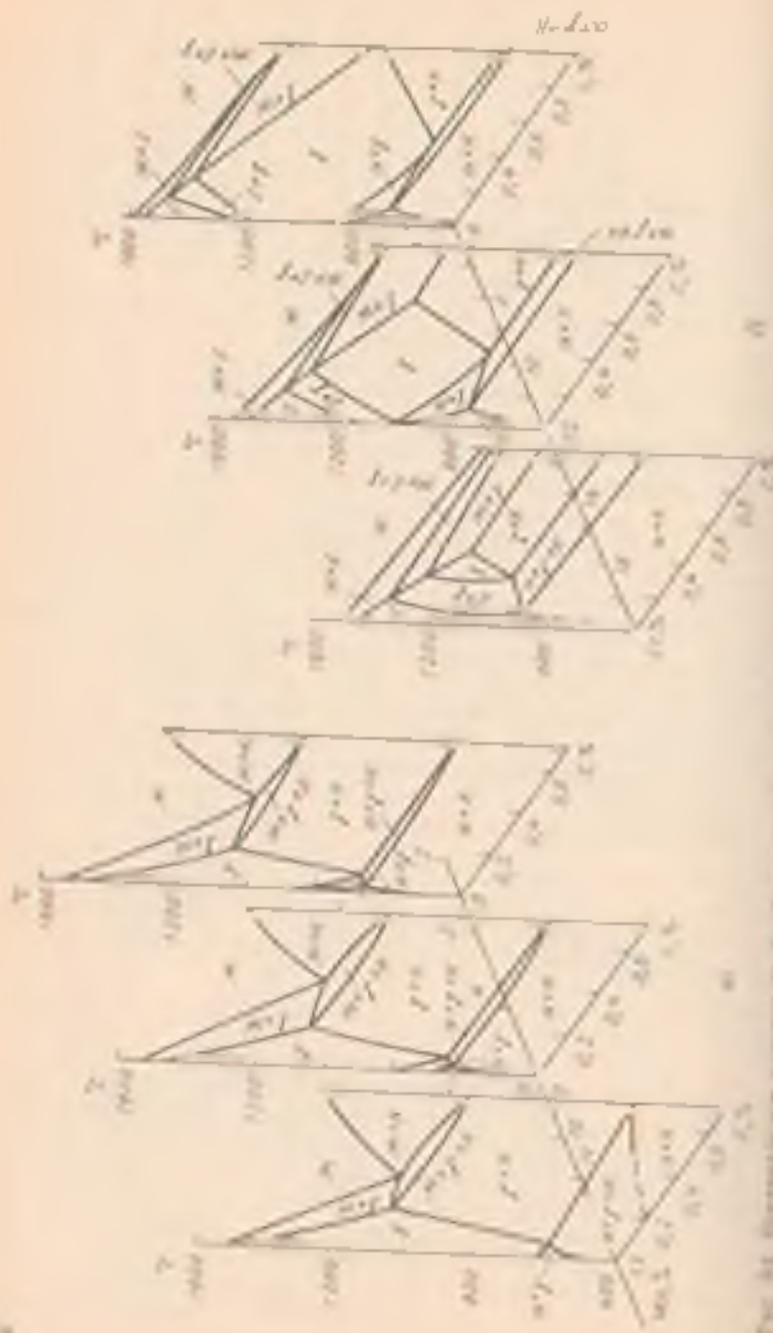


FIG. 14. Perspective projection of a rectangular prism with various thicknesses of the layers (A - F) (H-d).

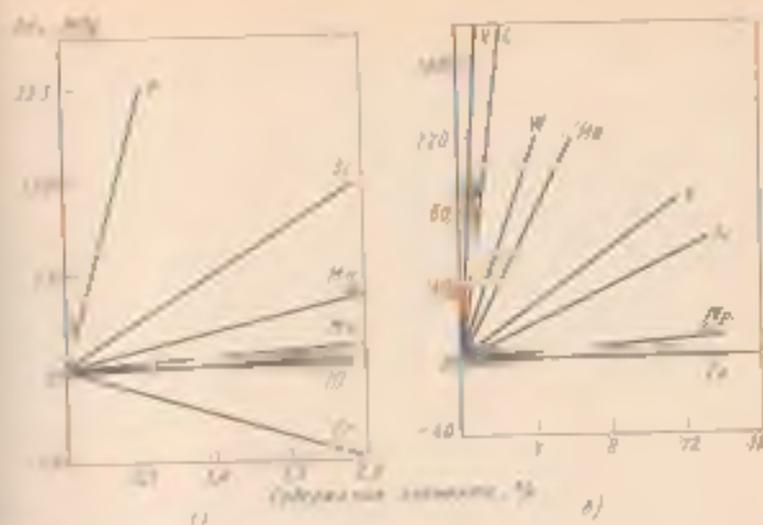


Рис. 95. Влияние температурных элементов на изменение предела текучести $\sigma_{0.2}$ феррита (а) и хромоникелевого аустенита (б) (по данным Пикхеринга)

пластичности повышается, для ванадия и хрома $\sim 1\%$, для никеля $\sim 0,5\%$, для марганца $\sim 1,5\%$. Никель при увеличении его концентрации в твердом растворе понижает порог пластичности $\sigma_{0.2}$.

При высоком содержании в стали Ni или Mn аустенит может существовать при низких температурах (см. рис. 91, а). Он является основой остаточной (зафиксированной) коррозионностойких жаропрочных и немагнитных сталей. Аустенит наиболее сильно упрочняет углерод, растворимость которого в нем достигает при нормальной температуре 1% и более. Леггирующие элементы растворяясь в γ -железе, повышают прочность аустенита при нормальной и высоких температурах (рис. 95, б). Для легированного аустенита характерны низкий предел текучести при сравнительно высоком пределе прочности. Аустенит легко наклеивается, т. е. быстро и сильно упрочняется под действием холодной деформации. Аустенит парамагнитен, обладает большим коэффициентом термического расширения.

Карбидная фаза в легированных сталях. По отношению к углероду леггирующие элементы подразделяют на две группы:

1) карбидизирующие элементы: Si, Ni, Cu, Al (находятся в твердом растворе);

2) карбидобразующие элементы: F — Mn — Cr — Mo — W — Nb — V — Zr — Ti (расположены по возрастанию степени склонности к углероду и устойчивости карбидной фазы).

При малом содержании в стали таких карбидобразующих элементов, как Mn, Cr, Mo и W, последние растворяются в це-

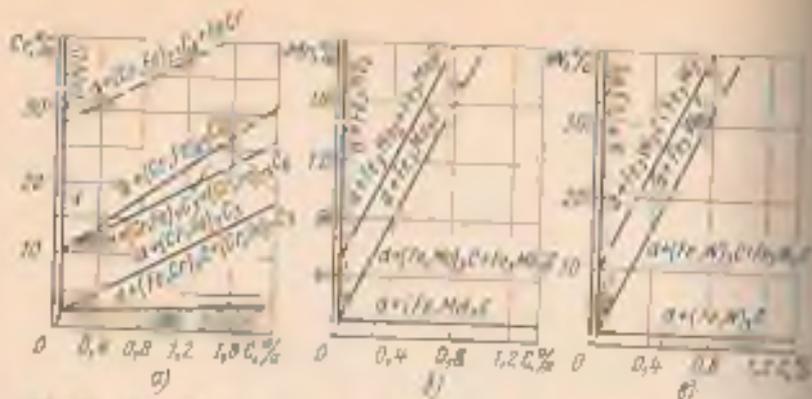


Рис. 96. Изотермические троичные диаграммы состояния:
 а — Fe—Cr—C; б — Fe—Mo—C; в — Fe—W—C

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 сильными карбидообразующими элементами (Ti, V, Nb, Zr) практически не образуются в цементите и образуют самостоятельные следящие карбиды.

При повышенном содержании хрома, вольфрама, молибдена в зависимости от содержания углерода в стали могут образовываться специальные карбиды. На рис. 96 приведены изотермические диаграммы (при 20 °C) части троичных 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 цементит $(Fe, Cr)_3C$. При повышенном содержании хрома образуется специальный карбид $(Cr, Fe)_3C$, при еще большем содержании хрома (~10—12 %) — карбид $(Cr, Fe)_{13}C_4$ (рис. 96, а).

При введении вольфрама и молибдена в сталь в количестве, превышающем предел насыщения цементита этими элементами, образуются сложные карбиды Fe_3Mo_3C (Fe_3Mo_4C) и Fe_3W_3C (Fe_3W_4C) (рис. 96, б и в)¹.

Сложные карбиды, образуемые легирующими элементами, способны растворить железо и другие металлические элементы

¹ Карбиды Fe_3Mo_3C и Fe_3W_3C кристаллизуются обычно с недостатком углерода; в этом случае для эмпирического состава соответствует большие формулы Fe_3Mo_4C и Fe_3W_4C .

Так, например, карбид Cr_7C_3 при температуре $20^\circ C$ растворяет до 36 % Cr , образуя сложный карбид $(CrFe)_7C_3$, а карбид $Cr_{14}C_4$ — до 36 % Fe , образуя карбид $(Cr, Fe)_{23}C_8$.

Поняты следующие обозначения карбидов: M_3C (карбиды цементитного типа), M_2C_2 и $M_{12}C_4$ (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 гранецентрированной решетки). Под символом M подразумевается сумма металлических элементов, входящих в состав карбида.

Карбиды, образующиеся в легированных сталях, можно разделить на две группы. К первой группе относятся карбиды типа M_3C , M_2C_2 , $M_{12}C_4$ и M_4C (M_6C), имеющие сложные кристаллические решетки. Карбиды этой группы сравнительно легко растворяются и выпадают при нагреве.

Ко второй группе относятся карбиды типа MC , VC , TiC , Ni_3C , ZrC , WC , TaC и Mo_2C и W_2C . Эти карбиды относятся к фазам выделений. В отличие от карбидов первой группы фазы выделения в обычных условиях нагрева стали почти не растворяются и выпадают при охлаждении.

Интерметаллические соединения. При высоком содержании легирующих элементы образуют с железом или друг с другом интерметаллические соединения. Примером таких соединений могут служить Fe_3Mo , Fe_3W , Fe_3Nb , Fe_3Ti и др. В сплавах $Fe-Cr$ и $Fe-V$ образуются твердая и крупная σ -фаза, отвечающая соединению $FeCr$ (см. рис. 92, б), FeV . В сплавах $Fe-Cr-Mo$, $Fe-Cr-Ni-Mo$ может образовываться хрупкая λ -фаза состава Fe_3CrMo и др.

в. СТРУКТУРНЫЕ КЛАССЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Легированные стали по структуре в условиях равновесия можно разделить на следующие классы (рис. 97): доэвтектоидные стали, содержащие в структуре эвтектоид и избыточный легирующий феррит (рис. 98, а),

эвтектоидные и заэвтектоидные стали. Последние содержат в структуре эвтектоид и избыточные (вторичные) карбиды типа M_3C (рис. 98, б), выделяющиеся при охлаждении из мартенсита. Доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные легированные стали независимо от структуры (дисперсности) мартенсида или квазиэвтектоидной обычно объединяют в один

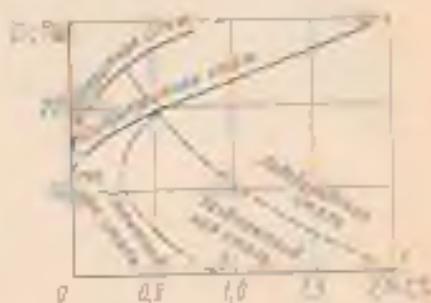


Рис. 97. Структурные классы сталей в системе $Fe-Cr-C$.

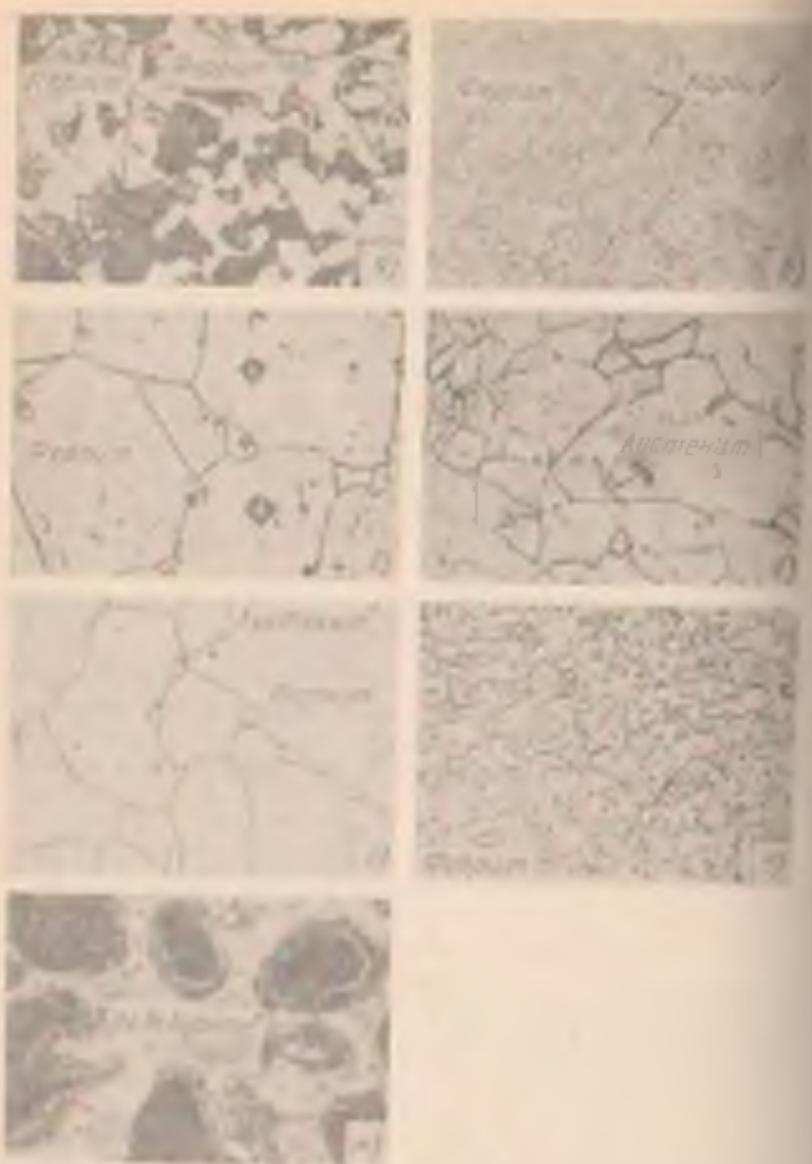


Рис. 98. Микроструктура легированной стали различных структурных классов ($\times 500$):

а — доэвтектоидная сталь (легированный феррит и перлит), содержащая 0,25 % С, 1,01 % Mn, 1 % Cr и 0,2 % Si (перлитный класс); б — мартенситовидная сталь (зависит от содержания С, 0,8 % С и 0,2 % Si (перлитный класс) в — сталь ферритного класса (0,1 % С и 0,2 % Cr); г — аустенитного класса (0,2 % С, 0,5 % Mn и 0,2 % Cr); д — сталь карбидного (цементитового) класса (1,2 % С, 0,5 % Cr); е — сталь хромистого (цементитового) класса (1,2 % С, 12,5 % Cr) под микроскопом.

стали — перлитные стали. Ледебуритные (карбидные) стали имеют в структуре в литом состоянии эвтектику типа ледебурита (рис. 98, ж). В результате ковки эвтектические карбиды принимают форму обособленных ледебуритов (рис. 98, з). 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 (<2%) и могут подвергаться пластической деформации (накалка), их относят к сталям. Как указывалось выше, под влиянием температуры алюминия точки S и E диаграммы системы Fe—Fe₃C, перенесенных влево вольному градиент между ледебуритом и эвтектонцидами в ледебуритных сталях сдвигаются в обе стороны до уровня содержания углерода, чем в системе Fe—Fe₃C.

Так, при содержании в стали 5% Cr (см. рис. 97) концентрация углерода в эвтектониде (точка S) снижается до 0,5%, а в ледебурите (точка E) — до 1,3%. При 10% Cr точка S соответствует 0,25—0,3% C, точка E — 1% C.

При низком содержании углерода и большом количестве легированных элементов (Cr, Mo, W, V, Si, Al и др.), образуется сталь, относящаяся к ферритному классу (см. рис. 98, в). Структура такой стали при всех температурах состоит из легированного феррита, иногда и небольшого количеством карбидов.

При высоком содержании в стали легированных элементов, расширяющих область γ -фазы (Mo, Ni), при нормальной температуре можно получить чисто аустенитную структуру (см. рис. 98, г). Этот класс сталей, не поддающийся закалке, называют аустенитными.

При повышенном содержании легирующих элементов возникает также полиферритные и проаустенитные стали (рис. 98, 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, долуаустенитный, полуферритный, и ледебуритный.

В зависимости от структуры, полученной после охлаждения, различают следующие классы сталей: перлитный, бейнитный, мартенситный, ферритный, аустенитный и карбидный (ледебуритный). Сталь перлитного и бейнитного классов содержит сравнительно небольшое количество легирующих элементов, мартенситные — больше, а ферритные, аустенитные и карбидные — большое количество легированных элементов. Кроме того, могут быть смешанные классы ферритно-мартенситный, аустенитно-ферритный, аустенитно-мартенситный.

Влияние pH на растворимость

1. Чем можно объяснить большую растворимость углерода в γ -железе по сравнению с α -железом?

2. Какие фазы образуются в системе Fe—Fe₃C и Fe—C?
3. Постройте кривые охлаждения для доэвтектоидной и эвтектоидной сталей и для доэвтектоидного чугуна.
4. Как структурный и фазовый состав сталей и чугуна зависят от содержания углерода в температуре?
5. Укажите основные факторы, влияющие на процесс графитизации.
6. Как влияет углерод на конструктивную прочность стали (K_{IC}), K_{IC₀}, K_{IC₀}?
7. Почему сера, фосфор, кислород и водород относятся к вредным примесям в стали?
8. Какие фазы образуют деформируемые элементы в стали?
9. Как получить сталь нормальной температуры (200—250°С)?
10. Какие концентрации углерода в доэвтектоидной стали, содержащей ~10% Si?
11. Как получить ферритную сталь?
12. Какие стали относятся к дедебурируем?

ГЛАВА IX. ЧУГУН

Сплавы железа с углеродом (>2,14% C) называют *чугуном*. При отсутствии эвтектики в структуре чугуна (см. рис. 87) 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 сплаву специфический светлый блеск. Поэтому чугун, в котором весь углерод находится в виде цементита, называют *белым*. Графит придает сплаву серый цвет, поэтому чугуны называют *серым*. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие чугуны: *серый*, *высокопрочный* и *ковкий* (см. рис. 100 и 101).

1. СЕРЫЙ И БЕЛЫЙ ЧУГУНЫ

Серый чугун (технический) представляет собой, по существу, сплав Fe—Si—C, содержащий в качестве постоянных примесей Mn, P и S. В структуре серых чугунов большая часть или весь углерод находится в виде графита. Характерной особенностью структуры серых чугунов, определяющая многие его свойства, заключается в том, что графит имеет в поле зрения микрошлифа форму пластинок (см. рис. 88). Наиболее широкое применение получили доэвтектоидные чугуны, содержащие 2,4—3,8% C. Чем выше содержание в чугуне углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) должно быть не менее 2,4% C.

Белый, 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 системы Fe—C, а тройкой диаграммой Fe—Si—C.

Разрез тройной диаграммы состояния Fe—Si—C для постоянного содержания кремния (2 %) показан на рис. 99. В отличие от стабильной диаграммы Fe—Si—C (см. рис. 87) в системе Fe—Si—C перитектическое ($JK \rightarrow A$), эвтектическое ($JK \rightarrow A + \Gamma$) и эвтектоидное ($A \rightarrow \Phi + \Gamma$) превращения протекают не при постоянной температуре, а в некотором интервале температур.

Величина температурного интервала, в котором в равновесии с жидким сплавом находятся аустенит и графит, зависит от содержания кремния. Чем больше содержание кремния, тем шире эвтектический интервал температур.

Охлаждение чугуна в реальных условиях носит существенные отклонения от условия равновесия. Структура чугуна в отливке как зависит в первую очередь от химического состава (содержания углерода и кремния) и скорости кристаллизации.

Кремний способствует процессу графитизации, действуя в том же направлении, что и замедление скорости охлаждения. Изменяя, с одной стороны, содержание в чугуне углерода и кремния, а с другой — скорость охлаждения, можно получить различную структуру металлической основы чугуна. Структурная диаграмма для чугунов, показывающая, какой должна быть структура в отливке с толщиной стенки 50 мм, в зависимости от содер-

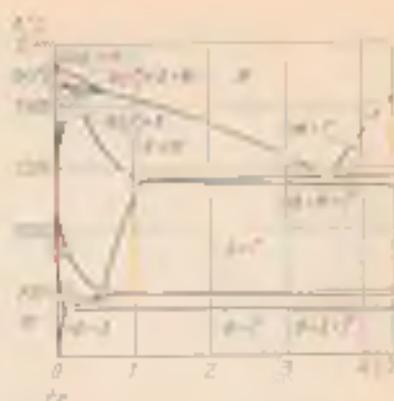


Рис. 99. Диаграмма состояния Fe—Si—C (2 % Si):
Ж — жидкий сплав; А — аустенит; Г — графит

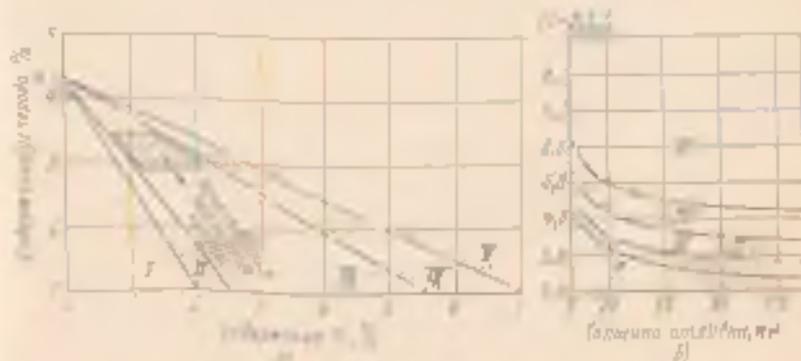


Рис. 100. Структурные диаграммы для чугунов:

а — зависимость от содержания кремния; б — зависимость от скорости охлаждения; I — белый чугун; II — перлит; III — сфероидальный чугун



Рис. 101. Структура чугуна, $\times 500$:
 а — белый чугун; б — половинчатый серый чугун; в — ферритно-перлитный серый чугун;
 г — перлитный серый чугун.

жания в чугуне кремния и углерода показана на рис. 100 п. При данном содержании углерода, чем больше в чугуне кремния, тем полнее протекает графитизация. Чем больше в чугуне углерода, тем меньше требуется кремния для получения заданной структуры.

В зависимости от содержания углерода, связанного в цементит, различают:

1. Белый чугун (рис. 100, а, I), в котором весь углерод находится в виде цементита Fe_3C . Структура такого чугуна — перлит, ледебурит и цементит (рис. 100, а, I и 101, а).

2. Половинчатый чугун (рис. 100, а, II), большая часть углерода ($>0,8\%$) находится в виде Fe_3C . Структура такого чугуна — перлит, ледебурит и пластинчатый графит¹.

3. Перлитный серый чугун (рис. 100, а, III) структура чугуна (рис. 101, б) — перлит и пластинчатый графит. В этом чугуне $0,7-0,8\%$ C находится в виде Fe_3C , входящего в состав перлита.

¹ Графит кристаллизуется в виде довольно сложных форм (см. рис. 88, б, в), но обычно их пластинчатая микроформа дает вид пластинок.

4. Ферритно-перлитный (рис. 100, а, IV) серый чугун. Структура белого чугуна (рис. 101, в) — перлит, феррит и пластинчатый графит (составы см. на рис. 100, а, III). В этом чугуне в зависимости от степени распада эвтектоидного цементита в связанном состоянии находится от $0,7$ до $0,1\%$ C.

5. Ферритный серый чугун (рис. 100, а, V). Структура (рис. 101, г) — феррит и пластинчатый графит. В этом случае весь углерод находится в виде графита.

При данном содержании углерода и кремния графитизация протекает тем полнее, чем медленнее охлаждение. В производственных условиях скорость охлаждения удобно характеризовать по толщине стенки отливки. Чем толще отливка, тем быстрее охлаждение и в меньшей степени протекает графитизация (рис. 100, б).

Следовательно, содержание кремния надо увеличивать в отливке небольшого сечения, охлаждающейся ускоренно, или в чугуне с меньшим содержанием углерода. В толстых сеченных отливках, охлаждающихся медленно, графитизация протекает полнее и содержание кремния может быть меньше. Количество марганца в чугуне не превышает $1,25-1,4\%$. Марганец препятствует графитизации, т. е. затрудняет выделение графита и повышает способность чугуна к обезжелезению — посылению, особенно в поверхностных слоях, структуры белого или половинчатого чугуна. Сера является вредной примесью, ухудшающей механические и литейные свойства чугуна. Поэтому ее содержание ограничивают до $0,1-0,2\%$. В сером чугуне сера образует сульфиды (FeS , MnS) или их твердые растворы (Fe, Mn) S^2 .

Содержание фосфора в сером чугуне чаще $0,2\%$, но иногда допускается даже до $0,4-0,5\%$. При повышенном содержании фосфора в структуре чугуна образуются твердые включения фосфоридной эвтектики в сером чугуне — двойной ($Fe_2P + austenite$), а в белом — тройной ($Fe_3C + Fe_2P + austenite$). Эвтектика ухудшает литейные свойства чугуна.

Механические свойства чугуна обусловлены его структурой, главным образом графиткой составляющей. Чугун можно рассматривать как сталь, пронизанную графитом, который играет роль надрезов, ослабляющих металлическую основу от структуры. В этом случае механические свойства будут зависеть от количества, величины и характера распределения включений графита.

Чем меньше графитных включений, чем они мельче и больше степень изолированности их, тем выше прочность чугуна. Чугун с большим количеством прямолинейных грубого графитных включений, имеющих большую металлическую основу, имеет грубо-зернистый излом и низкие механические свойства. Чугун с мелкими

¹ В белом чугуне возможно образование эвтектики ($Fe + Fe_3C$) и растворимого серы в Fe_3C .

и с внутренними графитными выделениями обладает более высокими свойствами.

Пластинки графита уменьшают сопротивление отрыву, временное сопротивление и особенно сильно пластичность чугуна. Относительное удлинение при растяжении серого чугуна независимо от свойств металлической основы практически равно нулю ($\sim 0,1\%$). Графитные включения мало влияют на снижение предела прочности при сжатии и твердость, величина их определяется главным образом структурой металлической основы чугуна. При сжатии чугуна преобладает 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 на сжатие. Твердость чугуна 143—255 НВ.

Графит, нарушая сплошность металлической основы, делает чугун малочувствительным к всевозможным 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 надрезами или с плохо обработанной поверхностью. Графит повышает износостойкость и антифрикционные свойства чугуна вследствие собственного «смазывающего» действия и повышения прочности пленки смазочного интервала. Очень важно, что графит улучшает обрабатываемость резанием, делая стружку ломкой.

Металлическая основа в сером чугуне обеспечивает наибольшую прочность и износостойкость, если она имеет перлитную структуру (см. рис. 16, б). Присутствие в структуре феррита, не увеличивая пластичность и вязкость чугуна, снижает его прочность и износостойкость. Наименьшей прочностью обладает ферритный серый чугун.

Серый чугун маркируется буквами С — серый и Ч — чугун (рис. 1412—83). После букв следуют цифры, указывающие минимальное значение временного сопротивления 10^{-2} МПа (кгс/см²).

Серые чугуны по свойствам и применению можно разделить на следующие группы.

Ферритный и ферритно-перлитный чугуны (СЧ 10, СЧ 15, СЧ 18) имеют временное сопротивление 100—180 МПа ($10—18$ кгс/см²), предел прочности при изгибе 280—320 МПа (28—32 кгс/см²). Их примерный состав: 3,5—3,7 % С; 2,0—2,6 % Si; 0,5—0,8 % Mn; <0,3 % P; <0,15 % S. Структура чугунов — перлит, феррит и графит чаще в виде крупных выделений (СЧ 10,

СЧ 15). Эти чугуны применяют для малонагруженных деталей, испытывающих небольшие нагрузки в работе с толщиной стенки отливки 10—30 мм. Так, чугун СЧ 10 используют для строительных колонн, фундаментных плит, а чугуны СЧ 15 и СЧ 16 — для литых малонагруженных деталей сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуры и т. д.

Перлитные чугуны (СЧ 21, СЧ 24, СЧ 25, СЧ 30, СЧ 35) применяют для ответственных отливок (станки кодных станков и мехавизмов, поршней, цилиндров, деталей, работающих извне в условиях больших давлений, компрессоров, арматуры, детали цилиндров, блоков двигателей, деталей металлургического оборудования и т. д.) с толщиной стенки до 60—100 мм⁴. Структура этих чугунов — мелкопластинчатый перлит (феррит) с мелкими завыренными графитными включениями. К перлитным относят так называемые *сталистые* и *модифицированные* чугуны.

При выплавке сталистых чугунов СЧ 21, СЧ 25 в шихту добавляют 20—30 % сталюга дома; чугуны имеют пониженное содержание углерода, что обеспечивает получение более дисперсной перлитной основы с меньшим количеством графитных включений. Примерный состав: 3,2—3,4 % С; 1,4—2,2 % Si; 0,1—1,0 % Mn; $\leq 0,2$ % P; $\leq 0,15$ % S. Содержание кремния в этих чугунах должно быть достаточным для предотвращения обелкивания чугуна.

Модифицированные чугуны (СЧ 30, СЧ 35) получают при добавлении в жидкий чугун перед разливкой специальных добавок — модификаторов (графит, 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 выработкой небольшого количества изолированных пластинок графита средней величиной.

Модифицирование подвергают низкоуглеродистый чугун, содержащий сравнительно небольшое количество кремния и небольшое количество марганца и имеющий без специальных модификаторов структуру полочничатого чугуна, т. е. ледебурит, перлит и графит. Примерный химический состав чугуна: 2,2—3,2 % С; 1,0—2,9 % Si; 0,2—1,1 % Mn; $\leq 0,2$ % P; $\leq 0,12$ % S.

Для снятия дисбаланса напряжений в стабилизацию размеров чугунные отливки отжигают при 500—600 °С. В зависимости от формы и размеров отливки выдержка при температуре отжига составляет 2—10 ч. Охлаждение после отжига медленное, вместе с печью. После такой обработки механические свойства чугуна 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 %.

⁴ Чем больше толщина стенок отливки, тем ниже механические свойства.

Антифрикционные чугуны применяют для изготовления подшипников скольжения, штурков и других деталей, работающих в паре трения с металлом, чаще в присутствии смазочного материала. 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—0,4 % P; $\leq 0,12$ % S; 0,2—0,5 % Cr; 1,5—2,0 % Cu); АЧС-2 (3,2—3,8 % С; 1,4—2,2 % Si; 0,3—1 % Mn; 0,15—0,4 % P; $\leq 0,12$ % S; 0,2—0,5 % Cr; 0,2—0,5 % Ni; 0,03—0,1 % Ti; 0,2—0,5 % Cu) и АЧС-3 (3,2—3,8 % С; 1,7—2,6 % Si; 0,3—0,7 % Mn; С, 5—0,4 % P; 0,2—0,5 % Cu; $\leq 0,12$ % S; 0,03—0,1 % Ti).

Литейку, работающую в паре с закаленными или нормализованными стальными валами изготавливают из перлитных серых чугунов АЧС-1 и АЧС-2 для работы в паре с термически необработанными валами применяют перлитно-ферритный чугун АЧС-3.

Перлитный чугун, содержащий повышенное количество фосфора (0,3—0,5 %), используют для изготовления поршневых колец. Высокую износостойкость колец обеспечивается металлической основой, состоящей из тонкого перлита и равномерно распределенной флокентной эвтектики при наличии изолированных выделений пластинчатого графита.

2. ВЫСОКОПРОЧНЫЙ ЧУГУН С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

3. Высокопрочными называют чугуны с шаровидным графитом, который образуется в литой структуре в процессе кристаллизации.

Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при данном объеме, значительно меньше ослабляет металлическую основу, чем пластинчатый графит, и не является активным концентратором напряжений.

Для получения шаровидного графита чугун модифицируют, чаще путем обработки жидкого металла магнием (0,03—0,07 %) или цирконием 8—10 % магниевых заготовок с никелем или ферросилицием.

Под действием магния графит в процессе кристаллизации принимает не пластинчатую, а шаровидную форму (рис. 102, а). Чугуны с шаровидным графитом (ЧШГ) имеют более высокие механические свойства, не уступающие свойствам литой углеродистой стали, сохраняя при этом хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость и т. д. Обычный состав чугуна. 3,2—3,6 % С;

¹ А — антифрикционный, Ч — чугун, С — серый.

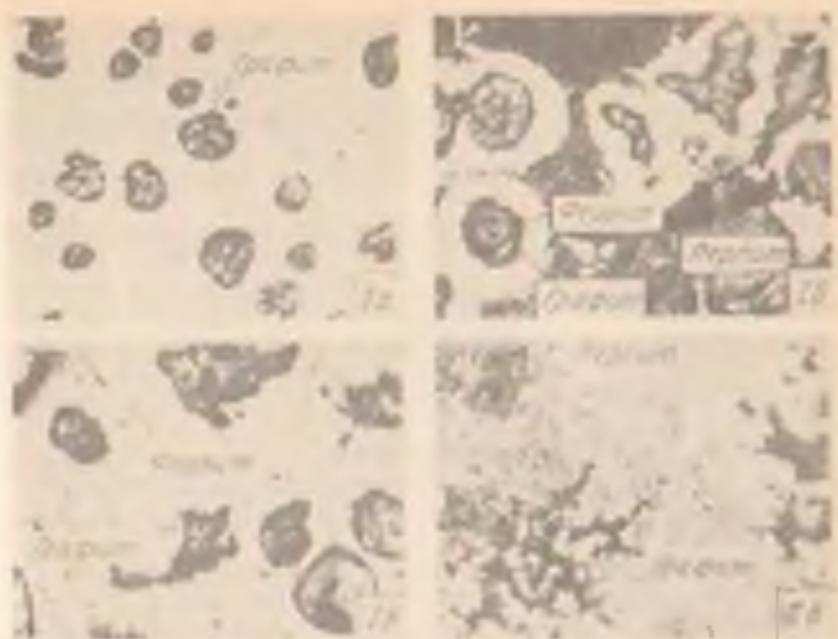


Рис. 102. Микроструктура чугуна сепаритным графитом (а, X150) и жидкого чугуна (б, X500)

а — перлитный чугун, б — перлитный чугун; в — ферритный чугун, г — ферритный чугун

1,6—2,9 % Si; 0,3—0,7 % Mn до 0,02 % S и до 0,1 % P. По ГОСТ 7293—79¹ высокопрочный чугун маркируется буквами

ВЧ, затем следуют цифры. Первые цифры марки показывают минимальное значение временного сопротивления (в 10^4 МПа (кгс/мм²)), вторые — относительное удлинение (в %). Чугуны ВЧ 60-2, ВЧ 60-2, ВЧ 70-3, ВЧ 80-3; ВЧ 100-4; ВЧ 120-4 имеют перлитную металлургическую структуру (рис. 102, б), чугуны ВЧ 45-5 — перлитно-ферритную и ВЧ 38-17, ВЧ 42 12 — ферритную (рис. 102, в). В 1985 г. введен новый ГОСТ 7293—85¹ где высокопрочный чугун маркируется только цифрой, указывающей величину временного сопротивления (ВЧ 85, ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 60,

¹ В учебнике приведены данные ГОСТа (ГОСТ 7293—79 и ГОСТ 7293—85) так как ГОСТ 7293—79 широко используется в чертежах в технологических картах на детали из высокопрочного чугуна.

ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100). Ферритные чугуны ВЧ 35, ВЧ 40, ВЧ 45 имеют $\sigma_{0,2} = 220-310$ МПа; $\delta = 22 \pm 10$ %, 140—225 НВ (чем больше цифры марки, тем больше $\sigma_{0,2}$ и НВ). Перлитные чугуны ВЧ 50, ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100 имеют $\sigma_{0,2} = 370-700$, $\delta = 7-2$ % и 150—350 НВ. Вязкость разрушения перлитных чугунов составляет 180—250 Н·м^{3/2} и ферритных — 300—380 Н·м^{3/2}.

Отливки из высокопрочного чугуна широко используют в различных отраслях народного хозяйства; в автостроении и дизельстроении для коленчатых валов, крышек цилиндров и других деталей; в тяжелом машиностроении — для многих деталей прокатных станов; в кузнечно-прессовом оборудовании (например, для шаблот-молотов, траверс прессов, прокатных валков); в химической и нефтяной промышленности — для корпусов насосов, вентиля и т. д.

Высокопрочные чугуны применяют и для изготовления деталей станков, кузнечно-прессового оборудования, работающих в подшипниках и других узлах трения под повышенным и высоким давлениями (до 1200 МПа).

Для повышения механических свойств (пластичности и вязкости) и снятия внутренних напряжений, отливки ЧШГ подвергают термической обработке (отжигу, нормализации, закалке и отпуску).

Наиболее трудоемкий вид термической обработки — высокотемпературный графитизирующий отжиг при 850—950 °С, который проводится для устранения в металлической матрице структуры свободного цементита. Для получения перлитной основы охлаждение проводят на воздухе (нормализация), а для получения ферритной основы дают дополнительную выдержку при 650—750 °С для распада эвтектоидного цементита. Закалка в масле температурой 850—930 °С с последующим отпуском и особенно изотермическая закалка на нижний бейнит (температура изотермической выдержки 350—400 °С) позволяют получать высокие механические свойства. Чугун со структурой нижнего бейнита имеет $\sigma_{0,2} = 150-1600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 970-990$ МПа, $\delta = 1 \pm 2$ % и 360—380 НВ.

Антифрикционные чугуны (ГОСТ 1585—85) с шаровидным графитом изготавливают двух марок: АЧВ-1 (2,8—3,5 % С, 1,8—2,7 % Si, 0,6—1,2 % Mn; $\leq 0,7$ % Cu) с перлитной структурой и АЧВ-2 с повышенным содержанием кремния (2,2—2,7 % Si) и ферритно-перлитной структурой (~50 % перлита).

Перлитный высокопрочный чугун АЧВ-1 предназначен для работы в узлах трения с возмущенными окружающим скоростями в паре с закаленным или нормализованным валом.

Антифрикционный чугун АЧВ-2 применяют в паре с «сырым» (в состоянии поставки) валом.

В последние годы развивается производство отливок из чугула с вермикулярным графитом (ЧВГ), который по свойствам

занимает промежуточное положение между чугунами с шаровидным и пластинчатым графитом. Вермикулярный графит имеет форму отдельных продолговатых включений, получается путем уменьшения количества магния (глобуляризатора) при модифицировании. Механические свойства ЧВГ в зависимости от структуры: $\sigma_s = 320 \div 510$ МПа, $\delta = 1 \div 8$ %, 143—241 НВ. Чугун обладает хорошими литейными свойствами.

3. КОВКИЙ ЧУГУН

3 Ковкий чугун получают длительным нагревом при высоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна. В результате отжига образуется графит хлопьевидной формы (см. рис. 102). Такой графит по сравнению с пластинчатым меньше снижает прочность и пластичность металлической основы структуры чугуна. Металлическая основа ковкого чугуна: феррит (ферритный ковкий чугун, рис. 102, II а) и реже перлит (перлитный чугун, рис. 102, 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—1,0 % Si; 0,3—1,0 % Mn; $\leq 0,12$ % S и $\leq 0,18$ % P (в зависимости от требуемой структуры металлической основы). Чугун имеет допустимое содержание углерода и кремния. Более высокое содержание углерода способствует повышению пластичности, так как при этом уменьшается количество графита, выделяющегося при отжиге, а повышенное содержание кремния исключает выделение пластинчатого графита в структуре отливок при охлаждении.

Толщина стенки отливки не должна превышать 40—50 мм. При большем размере отливок в сердцевине образуется пластинчатый графит, и чугун становится непригодным для отжига.

Отжиг проводят в две стадии (рис. 103). Первоначально отливки выдерживают при 950—970 °С. В этот период протекает стадия I графитизации, т. е. распад цементита, входящего в состав ледобурита ($A + Fe_3C$), 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 эвтектоид-

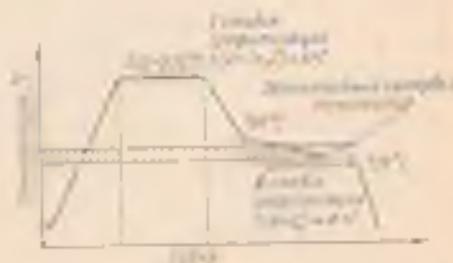


Рис. 103. Схема отжига ковкого чугуна

кого интервала температур охлаждение резко замедляет или даже длительную выдержку при температуре несколько ниже этого интервала. В этот период протекает стадия II графитизации — распад аустенита с образованием ферритно-графитной структуры или распад цементита, входившего в состав перлита, с образованием феррита и графита (в процессе выдержки ниже эвтектоидной температуры). После окончания стадии II графитизации структура чугуна состоит из феррита и хлопьевидного графита.

Налом ферритного чугуна бархатисто-черный вследствие большого количества графита. Если же проводить выдержку ниже эвтектоидной температуры (или если в этом интервале температур скорость охлаждения повышена), то образуется перлитный ковкий чугун (P + T), имеющий светлый (стальной) налом.

Для ускорения отжига применяют различные меры: чугун модифицируют алюминием (реже бором, диспутом и другими элементами), повышают температуру нагрева чугуна перед разливкой, применяют перед отжигом старение, чаще в процессе нагрева до температуры отжига при 350—400 °С, повышают температуру стадии I графитизации (но не выше 1080 °С) или же выполняют отжиг в защитной атмосфере. В этом случае длительность отжига составляет 24—60 ч.

Ковкий чугун маркируют буквами КЧ и индексами (ГОСТ 1215—79). Первые две цифры указывают временное сопротивление (в 10^2 МПа (кгс/см^2)), вторые — относительное удлинение (в %). Из отливок ковкого чугуна изготавливают детали, работающие при ударных и вибрационных нагрузках. Так, ферритные ковкие чугуны КЧ 37-12 и КЧ 35-10 используют для изготовления деталей, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, ступицы, крышки, скобы и т. д.), а КЧ 30-6 и КЧ 33-8 — для менее ответственных деталей (головки, комутки, гайки, мушкетеры, фланцы, муфты и т. д.). Твердость ферритного чугуна 163 НВ. Перлитные ковкие чугуны КЧ 50-5 и КЧ 55-4 обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Твердость перлитного чугуна 241—269 НВ. Из перлитного ковкого чугуна изготавливают вилки карданных валов, эшбины и ролики цепей ковшейера, 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. Некоторые примененные нами антифрикционные ферритно-перлитные чугуны АЧК-1 и АЧК-2.

Для повышения твердости, износостойкости и прочности ковкого чугуна иногда применяют нормализацию при 800—850 °С или закалку от 850—900 °С и отпуск при 150—700 °С. Закалка с последующим высоким отпуском позволяет получить структуру зернистого перлита.

4. СПЕЦИАЛЬНЫЕ ЧУГУНЫ

К этой группе чугунов (ГОСТ 7769—82) относятся жаростойкие, которые обладают окислительной стойкостью, ростоустойчивостью и трещиностойкостью, жаропрочные, обладающие высокой длительной прочностью и ползучестью при высоких температурах и коррозионно-стойкие чугуны.

Жаростойкость серых чугунов в ЧШГ может быть повышена легированием кремнием (ЧС5) и хромом (ЧХ28, ЧХ32)¹. Эти чугуны характеризуются высокой жаростойкостью (окислительной стойкостью) до 700—800 °С на воздухе, в топочных и генераторных газах. Высокой термостойкостью и сопротивляемостью окислительно-образованию обладают аустенитные чугуны: высоколегированный никелевый серый ЧН15Д7 и с шаровидным графитом ЧН16Д3Ш. В качестве жаропрочных чугунов используют аустенитные чугуны с шаровидным графитом ЧН19Х3Ш и ЧН117Ш.

Для повышения жаропрочности чугуны подвергают отжигу при 1020—1050 °С с охлаждением на воздухе и последующему отпуску при 550—600 °С. После отжига легированные карбиды приобретают форму мелких округлых включений, а карбид Fe_3C растворяется в аустените. В качестве коррозионно-стойких применяют чугуны, легированные кремнием (ферросилиды) — ЧС13, ЧС15, ЧС17 и хромом — ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32. Они обладают высокой коррозионной стойкостью в серной, азотной и ряде органических кислот. Для повышения коррозионной стойкости кремнистых чугунов их легируют молибденом ЧС15М4, ЧС17М3 (алитхлоры). Высокой коррозионной стойкостью и щелочах обладают никелевые чугуны, например аустенитный чугун ЧН15Д7.

Аустенитные чугуны применяют также в качестве парамагнитных. Немagnetные чугуны используют в тех случаях, когда требуется минимальная потеря мощности (крышки масляных выключателей, коцевые коробки трансформаторов и т. д.) или когда нужно избежать искажений магнитного поля (стойки для магнитов).

Вопросы для самопроверки

1. Какие формы графита существуют в чугунах? Как влияет графит на механические свойства чугула?
2. Для каких деталей рекомендуется серый чугун?
3. Какую структуру будет иметь отливка толщиной 50 мм из серого чугуна, содержащего 4,5% С + Si?
4. Какую структуру будет иметь серый чугун, содержащий 2,7% С и 1,5% Si?
5. Когда рекомендуется применять отбеленный чугун?
6. Какой чугун рекомендуется для изготовления подшипника скольжения, работающего в паре с упрочненным валом?
7. Какой чугун рекомендуется для поршневых колец?

¹ Ч — чугун, С — кремний, Х — хром, Н — никель, Д — медь. Цифры после букв указывают содержание легирующего элемента (в %).

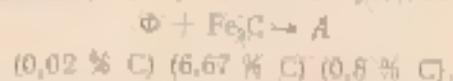
8. Какой чугун рекомендуется для штамповых литейных сталей, шаровой, пианино и др.?
9. Как получают в чугуне шаровидный графит? Почему чугуны с шаровидным графитом называются высокопрочными?
10. Где используют высокопрочные чугуны с шаровидным графитом?
11. Как различаются по механической основе кодовые чугуны? Где применяются эти чугуны?
12. Какже чугуны используют для литья деталей, работающих при высокой температуре и в коррозионной среде?

ГЛАВА X. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА (ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ)

1. ПРЕВРАЩЕНИЕ ФЕРРИТНО-КАРБИДНОЙ СТРУКТУРЫ В АУСТЕНИТ 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.

Если представить о превращениях, которые протекают в стали при нагреве, можно получить из диаграммы состояния Fe—Fe₃C (см. рис. 83). При нагреве эвтектоидной стали (0,8% C) несколько выше критической точки A_{c1} (727 °C) перлит (ферритно-карбидная структура) превращается в аустенит:



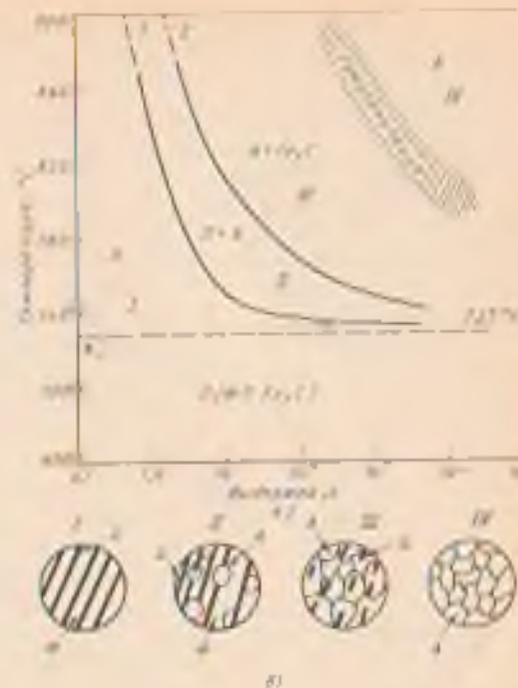
Превращение состоит из двух одновременно протекающих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода и растворения в аустените цемента.

При нагреве доэвтектоидной стали выше температуры критической точки A_{c1}¹ после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура — аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур A_{c1}—A_{c2} феррит постепенно превращается в аустенит, содержание углерода в аустените при этом увеличивается в соответствии с линией GS (см. рис. 83). При температуре A_{c2} феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали. Аналогично протекает превращение и в эвтектоидной стали. При температуре несколько выше критической точки A_{c1} (727 °C)

¹ В легированной стали превращение эвтектоида (перлита) в аустенит происходит в интервале температур A_{c1}—A_{c1}¹ (рис. 83). Поэтому, чтобы избежать нежелательных превращений, следует рассматривать для средне-легированных сталей не начало и конец превращения, происходящего в интервале температур.

Рис. 104. Диаграмма изотермического образования аустенита для стали с 0,8% C с исходной структурой пластинчатый перлит (а) и сляки тончайшей ферритно-карбидной структуры (перлит) в аустенит (б).

1 — время, прошедшее после начала аустенитизации; 2 — время, прошедшее после превращения перлита в аустенит.



перлит превращается в аустенит. В интервале температур A_{c1}—A_{c2} происходит растворение пластинчатого цемента. Выше температуры A_{c2} 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 роста. Аустенит при температуре несколько выше A_{c1} (727 °C) содержит 0,8% C. Как же образуется такой аустенит?

Первоначальные зародыши аустенита при нагреве несколько выше критической точки A_{c1} образуются сдвиговым путем ($\alpha \rightarrow \gamma$) при сохранении когерентных границ (см. рис. 83). В результате этого превращения образуется высокоуглеродистый аустенит пластинчатой формы. В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется Fe₃C, а содержание углерода в аустените приближается к равновесному.

При росте зародыша когерентность α - γ границ как правило, сдвигается, и механизм заменяется нормальным механизмом роста и зерна аустенита приобретают равноосную форму.

Зародыш аустенита возникает на межфазовой границе раздела феррита и цемента (рис. 104, а, I, II).

Образовавшиеся зародыши аустенита растут благодаря интенсивной диффузии атомов углерода в аустените, что приводит к растворению цемента в аустените и превращению $\alpha \rightarrow \gamma$; одновременно зарождаются новые зерна аустенита.

Рост участка аустенита в результате полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цемента, поэтому после превращения феррита в аустенит в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цемента (рис. 104, а, III)

а для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена. Образовавшийся аустенит (рис. 104, д, IV) неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше, чем в участках, прилегающих к ферриту. Для его гомогенизации требуется дополнительное время.

Для описания процесса перехода феррито-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, диаметр эвтектоидной (0,8 % С), быстро нагревают до заданной температуры, лежащей выше точки A_1 , и выдерживают при этой температуре. В процессе изотермической выдержки фиксируют наличие и коэф. обьемных частей превращения перлита в феррит. Если вычисленные экспериментальные точки известны, график в координатах температура — время и соединить их. Таким образом, так получается диаграмма, подобная схематической, приведенной на рис. 104, б¹.

Как следует из диаграммы изотермического образования перлита, процесс превращения перлита в аустенит резко ускоряется при повышении температуры. Время, необходимое для образования аустенита при температурах, близких к A_1 (727 °С) составляет минуты, тогда как при 800—850 °С превращение происходит в течение 5—10 с (рис. 104, б). Возрастает не только скорость роста аустенитных участков, но и вероятность зарождения аустенита. Это объясняется, с одной стороны, ускорением диффузионных процессов, а с другой — увеличением градиента концентрации в аустените.

Скорость превращения феррито-цементитной структуры в аустенитную сильно зависит от температуры нагрева зависит от ее начального состояния. Чем тоньше феррито-цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и меньше пути диффузии, а следовательно, быстрее протекает процесс аустенитизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобул, замедляет процесс образования аустенита.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенитизации, 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 аустенитизации вследствие образования легированного цементита или

¹ Превращение II → A, как правило, вероятно, сразу после нагрева перлит превращается в A_1 . Нагревая металл до точки I и II на рис. 104 можно получить не только перлит, но и цементит. При нагревании до точки I, а затем, когда температура будет близка к эвтектике,

рис. 105 Диаграмма образования аустенита при непрерывном нагреве с различными скоростями ($v_1 < v_2 < v_3 < v_4$) стали с 0,8% С.

t_1, t_2, t_3, t_4 — интервалы температур перлита (феррито-аустенитной структуры) в аустенит при скорости нагрева v_1, v_2, v_3 и v_4 .

высокое легирование элементов, мало или трудно растворимых в аустените.

Процесс гомогенизации аустенита по содержанию легирующих элементов требует большего времени, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в решетке γ -фазы значительно меньше, чем диффузионная подвижность углерода.

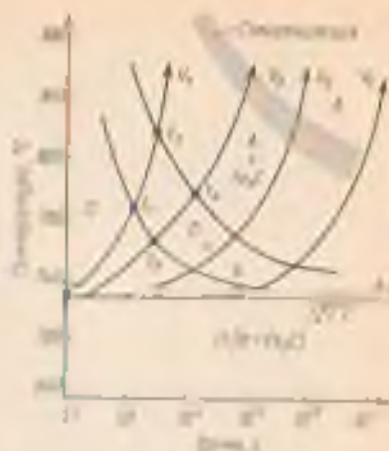
При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит происходит в некотором интервале температур. На рис. 105 показаны так называемая термokinетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева ($v_1 < v_2 < v_3$ и т. д.).

Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение феррито-цементитной структуры (перлита) в аустенитную (рис. 106). Интервалы температур ($t_1 - t_2, t_2 - t_3, t_3 - t_4$), в которых происходит превращение перлита в аустенит (рис. 105) тем больше, чем выше скорость нагрева. Поэтому при непрерывном нагреве, например, токами высокой частоты, температура нагрева для аустенизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве.

2. РОСТ ЗЕРНА АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ

Как указывалось выше, зародыши аустенита при нагреве выше температуры A_c образуются на границах раздела феррит — карбид. При таком нагреве число зародышей всегда значительно велико и начальное зерно аустенита мелкое. Чем выше скорость нагрева, тем меньше зерно аустенита, так как скорость зарождения зародышей выше, чем скорость их роста.

При дальнейшем повышении температуры (рис. 106) и/или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит обратительная рекристаллизация и зерно увеличивается. При этом зерно аустенита происходит случайным образом и вытесняется при этом системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен. Зерно растет в результате уничтожения одних зерен за счет других, более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых. Размер зерна, об-



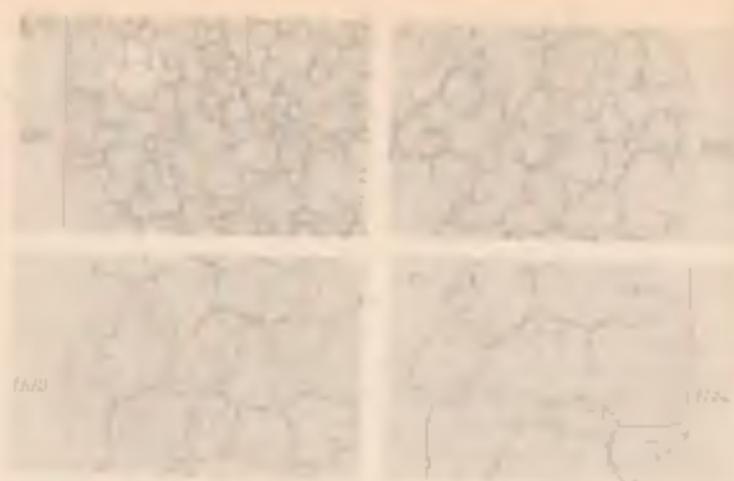


Рис. 106. Рост зерен аустенита низкоуглеродистой стали при нагреве, $K 1600$

разовывшегося 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: мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур ($1100-1250^{\circ}C$) 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_{c1} (рис. 107). Различная склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом.

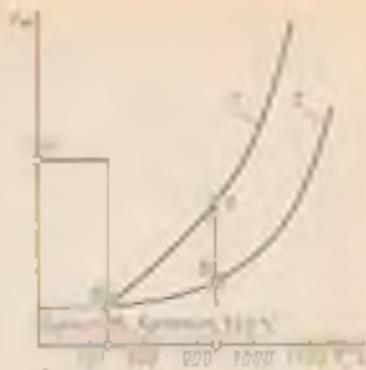
Стали, раскисленные алюминием, наследственно мелкозернистые, так как в них образуются дисперсные частицы AlN , тормозящие рост зерна аустенита, оказывая барьерное действие на мигрирующую границу зерен. Растворение этих частиц влечет за собой быстрый рост зерна.

В двухфазных областях, например, в заэвтектоидных сталях, в интервале температур $A_{c1}-A_{cm}$ (см. рис. 83) рост зерна аустенита сдерживается нерастворившимися карбидными частицами. Такое же сдерживающее влияние на рост зерна в эвтектоидных сталях в интервале температур $A_{c1}-A_{c2}$ (см. рис. 83) оказывают участки феррита.

Легирующие элементы, особенно карбидообразующие (нитридообразующие) задерживают рост зерна аустенита. Наиболее сильно действуют Ti , V , Nb , Zr , Al и N , образующие трудно рас-

Рис. 107. Влияние температуры нагрева на величину зерна аустенита A_1 наследственно крупнозернистой (1) и мелкозернистой (2) аустенитной (0,8% С) стали;

α — исходное зерно бывшего аустенита; β — реальное зерно аустенита; γ и δ — наследственное зерно, полученное в результате применения технологической пробы



творимые в аустените карбиды (нитриды), которые служат барьерами для роста зерна. Чем больше объемная доля карбидов (нитридов) и выше их дисперсность (меньше размер), тем меньше зерно аустенита. Одновременно нерастворимые карбиды (нитриды) оказывают зародышевое влияние на образование новых зерен аустенита, что также приводит к получению более мелкого зерна. Марганец и фосфор способствуют росту зерна аустенита.

Следует отметить, что термико наследственно крупнозернистая сталь 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 высокой температуре, чем сталь мелкозернистая (см. рис. 107).

Поэтому введем 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.

Продолжительный нагрев доэвтектоидной (звзвектоидной) стали при температурах, значительно превышающих A_{c1} 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. В перегретой стали нередко наблюдается видманштеттова структура (рис. 108). Перегретая сталь характеризуется хрупким изломом.

Влияние величины зерна на свойства стали. Как упомянуто ранее (см. рис. 80), чем меньше зерно, тем выше прочность (σ_b , σ_s , σ_{-1}), пластичность (δ , ψ) и вязкость (КСУ, КСТ), ниже порог хладноломкости (t_m) и меньше склонность к хрупкому разрушению. Уменьшая размер зерна аустенита, можно компенсировать отрицательное влияние других механизмов упрочнения на порог хладноломкости.

Аномально ведет себя трещиностойкость K_{Ic} . При укрупнении зерна аустенита до 10—15 мкм трещиностойкость уменьшается (рис. 109), а при дальнейшем росте зерна возрастает. Вероятно,



Рис. 108. Микроструктура перлитной цементитной стали, $\times 300$

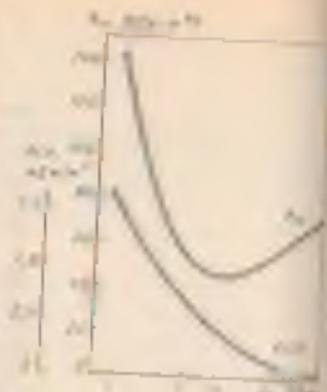


Рис. 109. Влияние величины зерна аустенита d_d на прочность $\sigma_{0.2}$ и пластичность A_5 стали после закалки и отпуска (по данным О. Н. Романова и А. Н. Ткача)

это связано с очищенном границ зерна аустенита от вредных примесей благодаря большому их количеству в объема зерна при высокотемпературном нагреве.

Все методы, вызывающие измельчение зерна аустенита — микролегирование (V, Ti, Nb и др.), высокие скорости нагрева и др. — позволяют конструктивную прочность стали. Крупное зерно стремится получить только в электротехнических (трансформаторных) сталях, чтобы улучшить их магнитные свойства (см. с. 369).

Выплевение и измерительные величины зерна. Величина зерна определяется различными методами (ГОСТ 5039—65): цементацией, окислением по ферритной или цементитной сетке и трением границ зерен. По методу цементации образец доэвтектоидной стали насыщают углеродом при 930 °С в течение 6 ч (см рис. 107). При этом содержание углерода в аустените, находящемся в поверхностной зоне, достигает эвтектоидной 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. 110, а).

При использовании других методов выплевения зерна температура нагрева приближают к температуре закалки или к 20—30 °С выше этой температур. Время выдержки при таком нагреве 3 ч.

В случае применения метода окисления металлографический шлиф нагревают в защитной атмосфере и после окончания выдержки в печ. подают воздух. Шлиф охлаждают в воде, полируют и травят 15 %-ым раствором соляной кислоты в этиловом спирте. Границы бывших зерен аустенита выявляются на шлифе сеткой окислов (рис. 110, б). Метод, основанный на образовании сетки феррита, применяют для доэвтектоидных сталей, а метод образо-

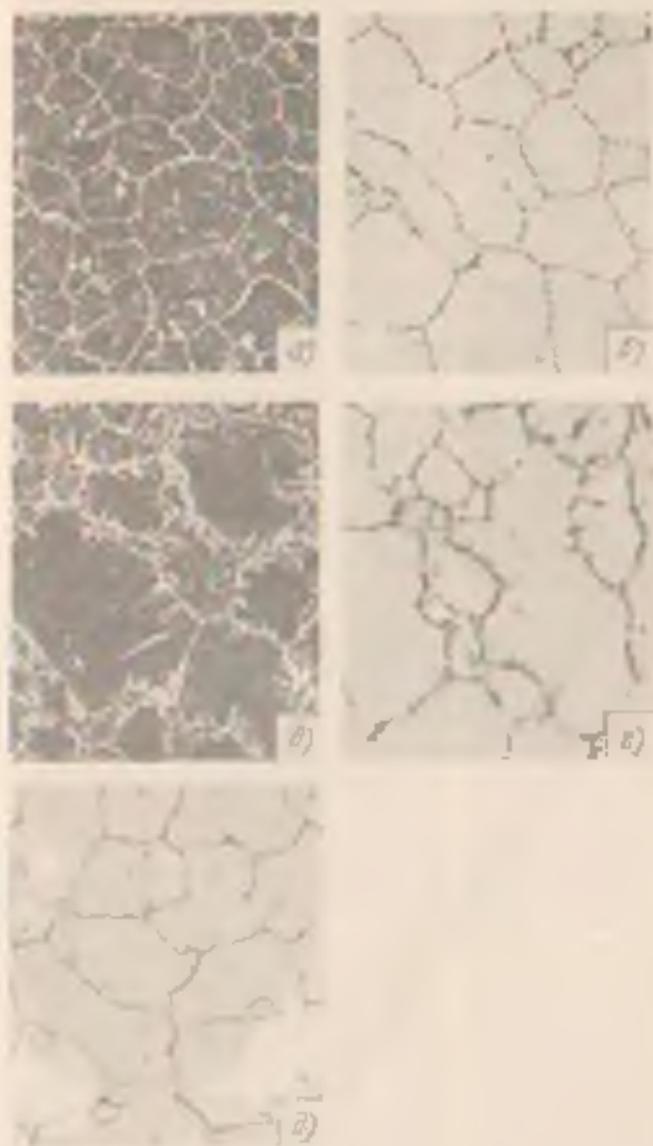


Рис. 110. Определение структуры волокон аустриита различными методами: а — цементацией; б — окислением; в — на окрасочной сетке; г — травлением вазелиновым маслом; д — при микроскопическом наблюдении при высокой температуре, высушен в вакуумной камере.

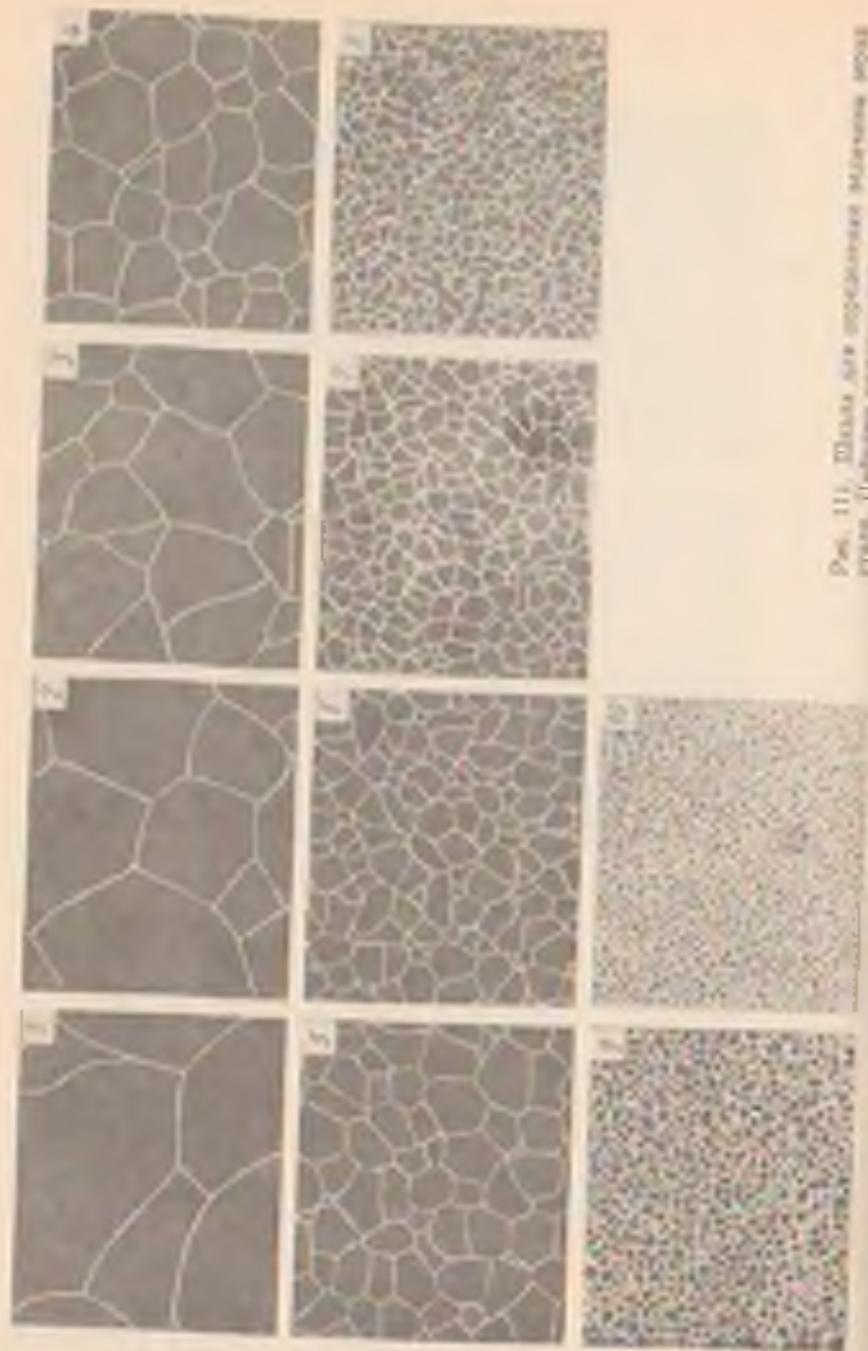


Рис. 11. Структура полимерной пленки в процессе кристаллизации. Сферулитами являются темные пятна.

лвия *едки* цементита — для дислектондних. Образцы нагревают до заданной температуры и охлаждают со скоростью, обеспечивающей образование сетки феррита или цементита (рис. 110, в). Нередко величину зерна аустенита определяют на образцах после эвкалики в отпуске при 225—550 °С путем травления микрошлифа в растворе пикриновой кислоты с добавлением 0,5—1,0 % моющих средств «Астра», «Новость» и др. (рис. 110, г). Более перспективный метод определения величины зерна аустенита — при помощи специальных микроскопов с нагревательной вакуумной камерой. В этом случае непосредственно наблюдают зерно аустенита, существующее при высоких температурах (см. рис. 106, 110, в). Величину зерна определяют под микроскопом при увеличении в 100 раз. Зерна, видные на шлифе, сравнивают с эталонными изображениями, приведенными на рис. 111. Величину зерна определяют баллами. Между номером зерна N (баллом) и количеством зерен n , помещающихся на 1 мм^2 шлифа, существует следующая зависимость: $n = 2^{N+1}$.

Стали с номером зерна 1—5 относят к крупнозернистым, а с номером зерна 6—15 к мелкозернистым.

3. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА (ДИАГРАММА ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА)

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_{c2} (для дислектической стали) или выше A_{cm} (для дислектондной стали), переохладить до температуры ниже A_{c1} , 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_{c1} , например до 700, 600, 500, 400, 300 °С и т. д., и выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита.

Результаты исследования при постоянной температуре характеризует кривая, показывающая количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада. Как видно из рис. 112, а, в течение некоторого промежутка времени (N_1 , N_2 , N_3) распад аустенита экспоненциально не фиксируется. Этот период называют *инкубационным*.

¹ В литературе на английском языке эти диаграммы называют TTT: (Time-Temperature — Transformation).

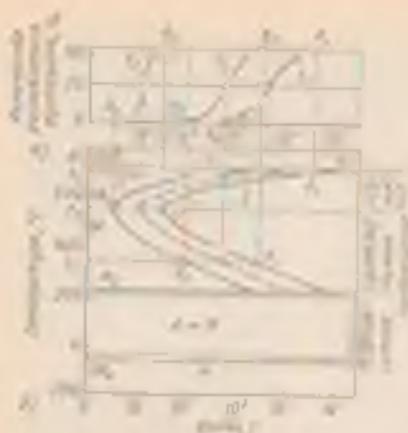


Рис. 112. Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали с 0,8% С:

а — исходное положение кривых; б — диаграмма изотермического превращения аустенита

По истечении этого периода аустенит начинает расплываться с образованием более стабильных структур. 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. 112, б). Для этого нужны 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 последующих температур (t_1 , t_2 , t_3), перенести на график, на котором по оси абсцисс откладывается время³, а по оси координат — температура, и одноименные точки соединять плавными кривыми. В диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 112, б) кривая 1 характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 показывает окончание для полного распада аустенита.

Область, лежащая левее кривой начала распада аустенита (см. рис. 112, 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 (t_2), и затем вновь возрастает (см. рис. 112, б).

Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняются возрастанием разности свободных энергий (энергии Гиббса) 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

³ Шкалу времени для удобства построения чаще выбирают логарифмической, так как время распада может колебаться в широких пределах — от долей секунд до десятков минут и даже часов.

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.

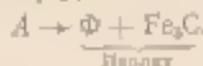
При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже точки M_s (см. рис. 112, б), диффузионные процессы полностью подавляются. При более низких температурах протекает бездиффузионное превращение аустенита и структуру закаленной стали — мартенсит.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области, или ступени, превращения (см. рис. 112, б): перлитную, промежуточную (промежуточную между перлитным и мартенситным превращением) и мартенситную.

Знание этих превращений важно для решения многих практических задач. Перлитное превращение протекает в процессе отжига стали (см. с. 194), а мартенситное — при закалке стали (см. с. 200). Промежуточное превращение важно для понимания так называемой изотермической закалки стали (см. с. 214).

4. ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Перлитное превращение переохлажденного аустенита протекает при температурах $A_{r1} - 500^\circ\text{C}$ (см. рис. 112). В процессе превращения происходит полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение и диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию ферритно-цементитной структуры:



Аустенит, 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 (рис. 113). 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 обогащается углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. При этом кристаллики феррита зарождаются на границе с цементитом, который облегчает этот процесс.

Последующий 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. Вследствие этих процессов образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникнове-

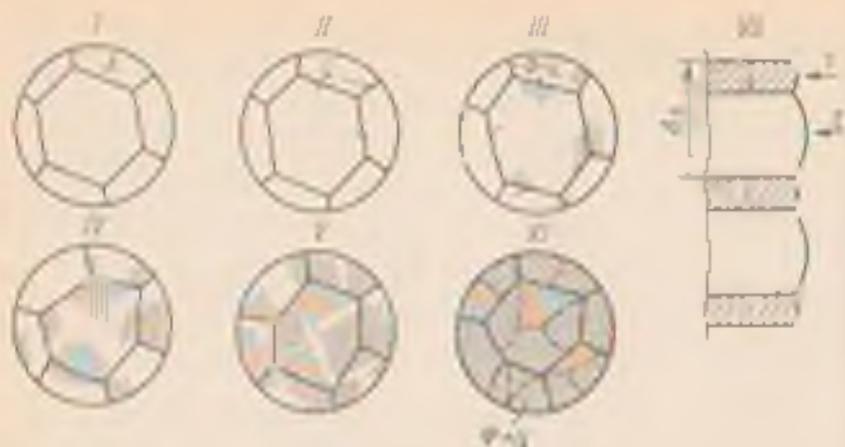


Рис. 113. Схемы возникновения и роста перлитного зерна:

I — аустенит; II — образование зародков перлита на границе зерна аустенита; III — образование пластин цементита и феррита; IV—VI — рост и образование новых пластин цементита и феррита (перлит); VII — перераспределение углерода при образовании перлита; I — плоская композиция углерода — цементит (6,67% С), Ф — плоская композиция углерода — феррит ($\leq 0,025\% \text{ С}$)

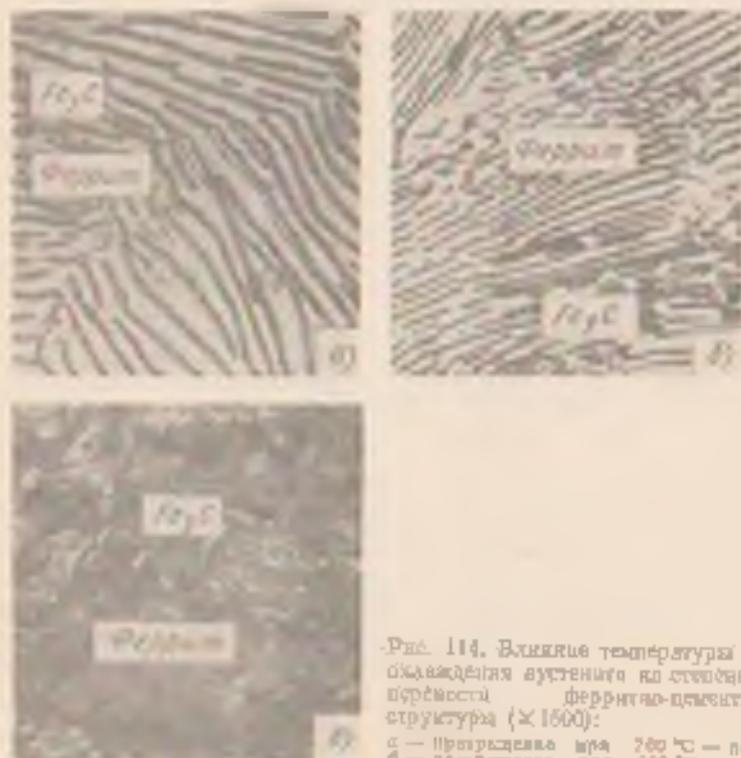


Рис. 114. Влияние температуры охлаждения аустенита на степень дисперсности феррито-цементитной структуры ($\times 1600$):

а — Протяжка при 700 °С — перлит;
 б — протяжка при 800 °С — сорбит;
 в — протяжка при 800 °С — тропинки

ния новых и роста имеющихся кристалликов (пластинок) феррита. В результате происходит колонный (совместный) рост кристалликов феррита и цементита, образующих перлитную колонию (рис. 113).

Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение. Пластинчатые структуры эвтектоидного типа часто определяют как перлит, сорбит и троостит в зависимости от размера, средние и тонкодифференцированный перлит. Чем больше переохлаждение, тем больше получается ферритно-цементитная структура, т. е. меньше межпластинчатое расстояние Δ_0 (рис. 113), равное усредненной сумме толщин двух пластинок феррита и цементита, и выше твердость:

Структура	Перлит	Сорбит	Троостит
Δ_0 , мкм	2,5—1,5	0,25—0,3	0,1—0,15
HS	180—250	250—350	350—450

Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритно-цементитными структурами, имеющими пластинчатое строение и различающимися лишь степенью дисперсности (рис. 114).

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 площади 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 (рис. 115).

Относительное удлинение и относительное сужение наименьшие у сорбита. При переходе к трооститу (более низкой температуре превращения) вязкость (КСУ) уменьшается.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и эвтектоидных сталях. В этих сталях (рис. 116) в отличие от эвтек-

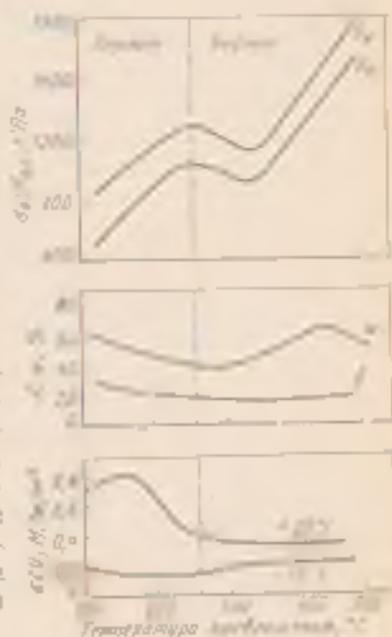


Рис. 115. Зависимость механических свойств стали с 0,79% С от температуры превращения переохлажденного аустенита

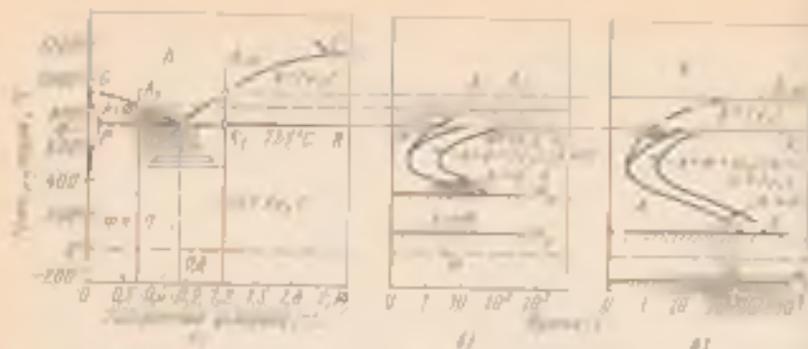


Рис. 116. Изотермические диаграммы Fe—C (а), для сплава изотермически выдержанного для доэвтектоидной стали (б) с 0,45 % С и эвтектоидной стали (в) с 1,2 % С.

Ф — феррит, П — перлит, Б — бейнит, М — мартенсит.

тондой стали 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 доминирующей кривой (рис. 116, б и в). Количество выделяющегося избыточного феррита (или цементита) уменьшается с понижением температуры, в при. которой степени переохлаждения распад начинается непосредственно с образования зародышей эвтектоида или, точнее, квазиэвтектоида, т. е. структуры эвтектоидного типа, но отличающейся иным составом, чем перлит (эвтектоид).

Так как с понижением температуры количество выделяющегося избыточного феррита (цементита) уменьшается, то квазиэвтектоид содержит в триостит в доэвтектоидных сталях углерода < 0,8 %, а в заэвтектоидных сталях > 0,8 %.

Увеличение содержания углерода в аустените доэвтектоидной концентрации несколько повышает его устойчивость (кривые изотермической диаграммы сдвигаются вправо; см. рис. 116).

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 °С не превышает 0,002 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 %.

Атомы углерода занимают тетраэдрические поры вдоль оси [001] в решетке α -железа (мартенсита) и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рис. 117, а), в которой один период «а» больше другого — «с». При увеличении содержа-

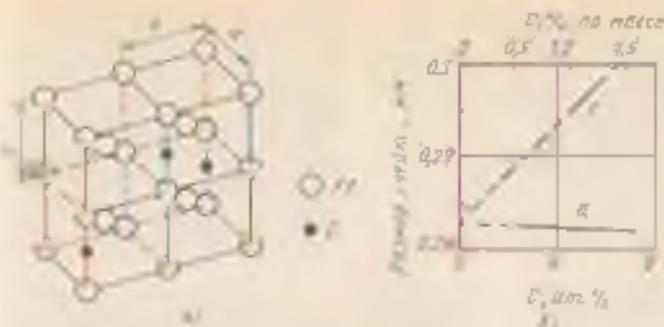


Рис. 117. Кристаллическая структура мартенсита: а — кристаллическая решетка; б — тетрагональная решетка в зависимости от содержания углерода

для углерода высота тетрагональной призмы ее увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются (рис. 117, б).

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 микрорельеф на поверхности металлического образца (рис. 118, а)¹. В процессе превращения кристаллы мартенсита образуются в аустените по определенным кристаллографическим плоскостям (см. рис. 34) и межфазная граница не образуется.

Поскольку на границе мартенсита и аустенита существует сопряженность решеток (когерентность), скорость образования и роста кристаллов мартенсита очень велика ($\sim 10^3$ м/с).

¹ При мартенситном превращении происходит **направленный** и **кооперативный** групповой сдвиг атомов в решетке аустенита. Направленные перемещения большой группы атомов, расположенных в одной или нескольких смежных плоскостях, подобно сдвигу при пластической деформации.

M_1 и M_2 не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_1 и M_2 (рис. 120, а). Все легирующие элементы, растворенные в аустените, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_1 и M_2 (рис. 120, б).

Мартенситное превращение очень чувствительно к направлениям, а деформация аустенита может вызывать превращение даже при температурах выше M_1 (мартенсит деформации).

Кристаллы мартенсита в зависимости от состава стали, а следовательно, и от температуры своего образования могут иметь различные морфологии и структуры. Различают два типа мартенсита — пластинчатый и реечный (рис. 121). Пластинчатый мартенсит образуется в высокоуглеродистых сталях, характеризующихся низкой температурой мартенситной точки (см. рис. 119, 120). В этом случае кристаллы мартенсита состоят в своей части из большого ядра икродвойнянков, образующих срединную зону повышенной твердости, называемую *средкой мидрибон*¹ (рис. 121).

На рис. 118, б приведена микроструктура такого мартенсита. Его кристаллы представляют собой широкие пластинки. В плоскости шлифа они имеют вид ита.

Наиболее часто (когда содержание углерода в стали и легирующие элементы мартенсита имеют форму тонких реек (реечный мартенсит), выходящих в одном направлении (см. рис. 118, в и 121). Чаще образуется и наблюдается ланкет на ребе (см. рис. 121). Такой мартенсит образуется при более низких температурах и называется *мартенситом низкого* (рис. 118, в).

Тонкая структура реечного мартенсита сложна и представляет собой запутанную дислокационную сеть высокой плотности ($\sim 10^{10}$ см⁻²) при отсутствии двойниковых кристаллов в легированных сталях передово внутри мартенситных пакетов между кристаллами мартенсита сохраняются прослойки остаточного аустенита (см. рис. 118, в и г и 121, б).

Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Они тем крупнее, чем больше зерно аустенита. Первая пластинка мартенсита имеет протяженность, соответствующую поперечному размеру зерна аустенита. Кристаллы, образующиеся при более низких температурах, сильнее

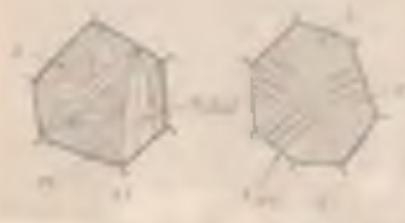


Рис. 121. Схемы пластинчатого мартенсита (а) и реечного (мартенсита) (б) мартенсита.

¹От шведского *middri* — сужающийся, *middriböden* — средняя, полость.

ни в своем развитии и имеют меньшие размеры (см. рис. 121).

Остаточный аустенит. В закаленных сталях, имеющих точку M_s ниже 20°C , а именно в углеродистых сталях, содержащих свыше $0,4\text{--}0,5\%$ С (см. рис. 120, а), присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температура точек M_s и M_f , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов (за исключением Со и Al). В стали с $0,6\text{--}1,0\%$ С количество остаточного аустенита не превышает 10% , а в стали, содержащей $1,3\text{--}1,5\%$ С, оно достигает $30\text{--}50\%$.

В некоторых сталях в высоких содержаниях углерода в легирующих элементах, например в стали с $1,3\%$ С и 12% Cr, количество остаточного аустенита после закалки с высоких температур может достигать $80\text{--}100\%$. Это объясняется снижением температуры, соответствующей точке M_s , в область отрицательных температур. При большом количестве остаточного аустенита ($20\text{--}30\%$) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых пятен между темными мартенсита (см. рис. 118, б).

Стабилизация аустенита. Если задержать на некоторое время охлаждение при температуре, лежащей ниже температуры, соответствующей точке M_s , например 20°C (см. рис. 119, а), то аустенит, сохранявшийся непрерывным 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. 119, а), 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 $M_s\text{--}M_f$ и усиливается с понижением температуры, при которой задерживалось охлаждение. Температура, ниже которой проявляется этот эффект стабилизации, обозначается M_s' . Явления стабилизации иногда объясняют релаксацией напряжений, которые стимулируют мартенситное превращение.

Свойства мартенсита. Характерной особенностью мартенсита являются его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода (рис. 132, б); в стали с $0,6\text{--}0,7\%$ С твердость мартенсита 65 HRC , 950 HV , что во много раз больше твердости феррита.

Временное сопротивление низкоуглеродистого мартенсита ($0,025\%$ С) составляет 1000 МПа , а при $0,6\text{--}0,8\%$ С достигает $2600\text{--}2700\text{ МПа}$. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает хрупкость его к хрупкому разрушению. Мартенсит, содержащий свыше $0,35\text{--}0,4\%$ С, обладает пониженным сопротивлением зарождению трещины и особенно низким значением вязкости разрушения K_{Ic} . Твердость (прочность) мартенсита обратно пропорциональна переизбытку углерода твер-

дово раствора, атмосфер Коттрелла на дислокациях, высокой плотности дислокаций (10^{10} — 10^{12} см⁻²) и большому числу разрывного рода границ и субграниц, затрудняющих движение дислокаций. Хрупкость мартенсита связана с образованием этносфер из атомов углерода на дефектах строения.

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали, к особенно с аустенитом, имеет меньший удельный объем. Удельный объем аустенита при содержании 0,1% C составляет 0,12227—0,12528 см³/г, а мартенсита 0,12081—0,13081 см³/г. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения деформации наделов или даже появления трещин.

Наибольшее увеличение объема наблюдается в закалочных сталях, поэтому они наиболее чувствительны к закалочным трещинам и деформациям.

в. ПРОМЕЖУТОЧНОЕ (БЕЙНИТНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ

Природа бейнита. Бейнитное (промежуточное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями (см. рис. 112). В результате промежуточного превращения образуется бейнит, представляющий собой структуру, состоящую из α -твердого раствора, представляющего мартенситное превращение и несколько пересыщенного карбидом, и частиц карбидов. Различают структуру верхнего и нижнего бейнита. Верхний бейнит, образующийся обычно в области температур ~ 500 — 350 °C, имеет «перистый» вид (типа резной соломки). Частицы карбидов выделяются не в виде пластинок, как в феррите, а в виде изолированных узких частиц (рис. 122, а). Нижний бейнит образуется обычно при температурах от 300 °C до точки M_s и имеет игольчатое (пластинчатое) строение (рис. 122, б). Карбидные частицы в нижнем бейните расположены в пластинках α -фазы (рис. 122, в).

Механизм промежуточного превращения. Бейнитное (промежуточное) превращение переохлажденного аустенита состоит из двух элементов перлитного и мартенситного превращений: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное превращение.

Бейнитное превращение протекает при температурах, когда самодиффузия железа и диффузия легчайших элементов практически невозможны, а диффузия углерода еще достаточно быстра. 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. Участки аустенита с высоким содержанием углерода, у которых точка M_s



Рис. 122. Микроструктура перлита (а) и верхнего (б) и нижнего (в) бейнитов

и в области температур промежуточного превращения (см. рис. 120), претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение по мартенситному механизму. В объемах аустенита, обогащенных углеродом, если в пересыщенном состоянии, в процессе кинематической выдержки могут выделяться остовы карбидов, что, естественно, приведет к обогащению 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 шлифованных образцов, 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 незначительна, из пересыщенного α -раствора могут выделяться остовы карбидов. Механизм образования верхнего и нижнего бейнитов в принципе одинаков. Различие состоит в том, что в области (б) во время верхнего бейнитного превращения 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 на аустените.

При образовании нижнего бейнита, наоборот, обогащение аустенита углеродом обильно сравнительно невелико, а пересыщенный аустенит более значительно, поэтому карбиды выделяются главным образом в кристаллах α -фазы (см. рис. 122, в).

Рассматриваемое промежуточное превращение как и мартенситное идет до конца. Несравненно при изотермической выдержке аустенит при последующем охлаждении может

в той или иной степени претерпевать мартенситное превращение или сохраняться (остаточный аустенит)

Механические свойства сталей с бейнитной структурой. Обозначив верхнего бейнита (распад при $\sim 550-450^\circ\text{C}$) снижает пластичность сталей по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в перлитной области (см. рис. 115). Твердость и прочность при этом не изменяются или несколько снижаются.

Повышенная пластичность верхнего бейнита связана с малым содержанием сравнительно грубых карбидов по границам ферритных зерен.

В результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения (см. рис. 116) 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 задранных атомов углерода и большой плотностью дислокаций в мартенситной α -фазе, а также образованием выключенных 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, Si, Ni. Для легированных сталей, у которых в состав аустенита кроме углерода входят карбидообразующие элементы, изотермическая диаграмма имеет другой вид (рис. 123). У этих сталей на изотермической диаграмме (рис. 123, а и б) два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответствующих перлитному (диффузионному) и бейнитному (промежуточному) превращениям. Оба превращения разделены областью относительной устойчивости аустенита.

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. Перлитное превращение в сталях, легированных карбидообразующими элементами, сводится к полиморфному превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ и диффузионному перераспределению углерода и легирующих элементов, что приводит к образованию перлита (легированный феррит + легированный цементит). Особенность промежуточного превращения в легированных сталях заключается в том, что она не идет до конца. Часть аустенита, обогащенного углеро-

дом, при изотермической выдержке не распадается и при дальнейшем понижении температуры может лишь частично преобразоваться 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 непереработавшегося, 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 образующие карбидов, — в феррит. Замедление распада аустенита в перлитной зоне объясняется 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 Mo и т. д., и при том в повышенном количестве.

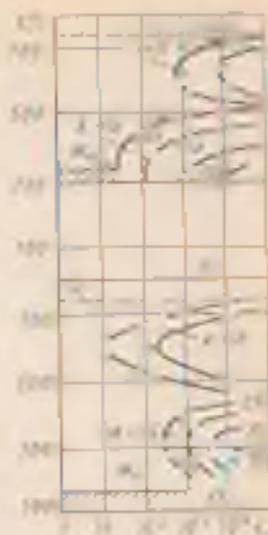


Рис. 103. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (схема). Цифры у кривых указывают степень легирования, %

Леггирующие элементы влияют неодинаково на устойчивость аустенита в перлитной и промежуточной областях. Чаще в сталях с большим содержанием углерода максимальная скорость превращения соответствует промежуточной области (см. рис. 123, а), а в сталях с высоким содержанием углерода — интервалу температур перлитного превращения (см. рис. 123, б).

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. 124.

Чем больше скорость охлаждения и выше температура распада аустенита (рис. 124), тем дисперснее образующаяся ферритно-цементитная структура подобно тому, как это наблюдалось при изотермическом распаде аустенита. Следовательно, при небольшой скорости охлаждения v_c образуется перлит (рис. 125, а),

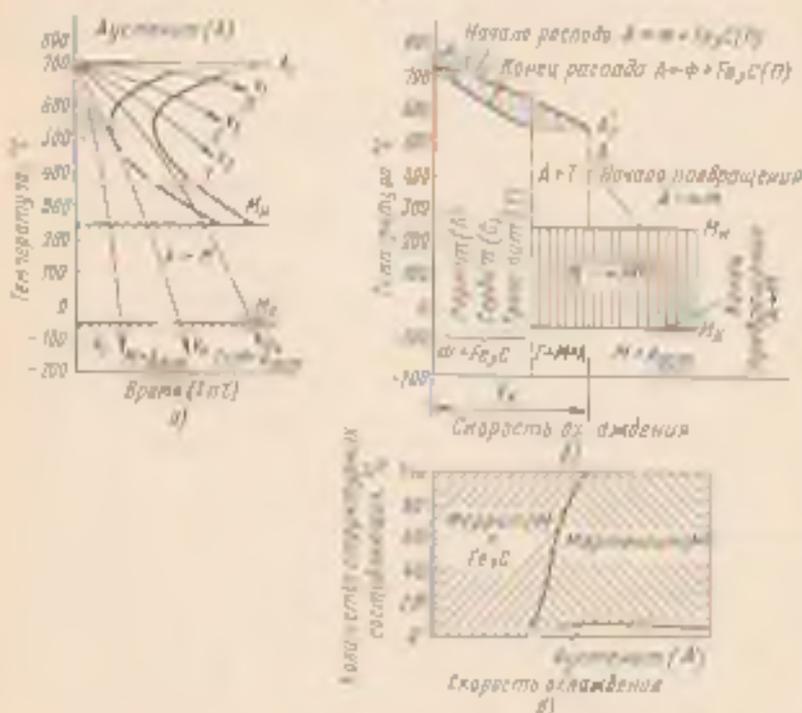


Рис. 124. Положение кривых охлаждения (а) на эвтектоидной стали, схематическое влияние скорости охлаждения на температуру превращения аустенита (б) и количество структурных составляющих (в) в эвтектоидной стали



Рис. 125. Микроструктура стали после охлаждения с различными скоростями на области аустенита, $\times 500$:
 а — перлит; б — мартенсит + троостит;
 в — перлит + остаточный аустенит (интерлит)

при большей v_c — сорбит и еще большей v_c — троостит (рис. 124, а). Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется.

При высоких скоростях охлаждения (см. рис. 124, а,

кривая v_c) часть аустенита переохлаждается до точки M_s и превращается в мартенсит. Структура в этом случае состоит из троостита и мартенсита (рис. 125, б).

При очень большой скорости охлаждения диффузионный распад аустенита становится вообще невозможным, и тогда аустенит переохлаждается до точки M_s и при дальнейшем охлаждении превращается в мартенсит (см. рис. 124, а, кривая v_c). Превращение аустенита в мартенсит не идет до конца, поэтому в закаленной стали наряду с мартенситом всегда присутствует в некотором количестве остаточный аустенит (см. рис. 124, а, в и 125, в). Минимальную скорость охлаждения (см. рис. 124, а, кривая v_c), при которой весь аустенит переохлаждается до точки M_s и превращается в мартенсит, называют критической скоростью закалки.

Критическая скорость закалки неодинакова для разных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой его составом. Чем больше его устойчивость, тем меньше критическая скорость закалки. Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (800—200 °C/c). Наименьшей критической скоростью обладает индукционная сталь. Чем крупнее зерно аусте-

вита и чем больше его однородность (т. е. чем выше температура нагрева), тем выше устойчивость переохлажденного аустенита с меньшей критической скоростью закалки.

Легированные элементы, повышая устойчивость аустенита, снижают критическую скорость закалки. Например, при введении 1 % Сг в сталь с 1 % С критическая скорость закалки увеличивается в 2 раза, а при введении 0,4 % Мо критическая скорость закалки снижается с 200 до 50 °С/с. Сильно снижают критическую скорость закалки марганец и никель, в меньшей степени ее снижает вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость закалки снижается до 20 °С/с и ниже. Кобальт является единственным легирующим элементом, понижающим устойчивость аустенита и повышающим критическую скорость закалки.

9. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ ПЕРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

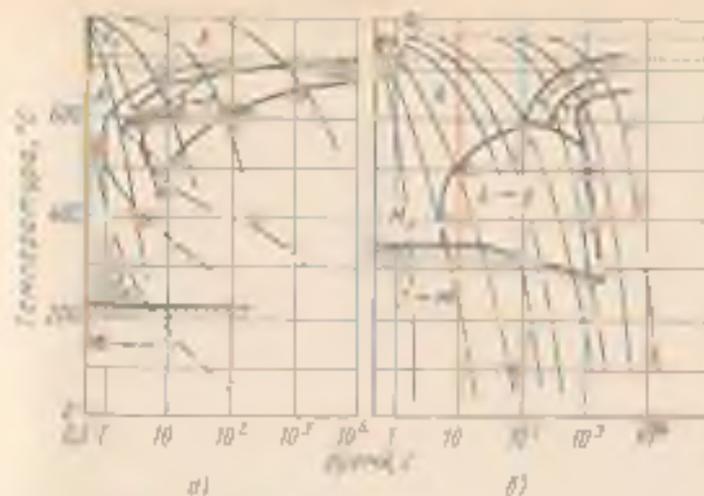
Диаграммы изотермического распада аустенита могут только приближенно характеризовать превращения, протекающие при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раз больше чем при изотермическом распаде. Отсюда в первом приближении критическая скорость закалки ($v_{кр}$) может быть определена по формуле

$$v_{кр} = \frac{A_1 - t_{min}}{1,5 t_{min}}$$

где: A_1 — температура, соответствующая равновесной точке (727 °С); t_{min} — температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита; t_{min} — время минимальной устойчивости аустенита в перлитной области.

Для разработки технологии термической обработки используют кроме диаграммы изотермического распада аустенита, деобходимых 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 превращения и соответственно области этих превращений (рис. 126). Эти диаграммы показывают, что при малых скоростях охлаждения в углеродистой стали протекает только диффузионный распад аустенита с образованием феррито-цементитной структуры различной степени дисперсности (перлит, сорбит, троостит). При высоких скоростях охлаждения (выше $v_{кр}$) диффузионный распад аустенита подавляется и аусте-



Чис. 126. Термодинамические диаграммы превращения аустенита в мартенит.

а — аустенитовая сталь; б — доломитовая легированная сталь с 0,39 % С, 1 % Si, 1,5 % Mn. Точка начала на диаграмме для аустенитовой стали показывает температуру начала мартенитного превращения аустенитового аустенита.

лит претерпевает только мартенситное превращение. В легированной стали существует и область промежуточного превращения, где аустенит претерпевает распад с образованием бейнита (рис. 126, б). Повышенные скорости охлаждения подавляет перлитное превращение и приводит к образованию бейнита. Промежуточное превращение не идет до конца, и поэтому после охлаждения паряду с бейнитом всегда будут присутствовать мартенсит и остаточный аустенит. Для получения мартенситной структуры охлаждение должно проходить со скоростью выше критической, когда перлитное и бейнитное превращения становятся невозможными.

10. ПРЕВРАЩЕНИЕ МАРТЕНСИТА И ОСТАТОЧНОГО АУСЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ (ОТЖУСК СТАЛИ)

Термическую обработку, заключающуюся в нагреве закаленной стали до температуры ниже точки A_{c1} , называют отпуском.

Структура закаленной стали — мартенсит и остаточный аустенит — 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

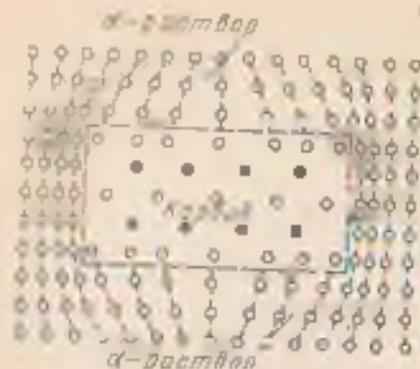


Рис. 127. Схема зарождения и развития карбидов внутри кристаллика α -твердого раствора. Решетка карбида и α -фазы связаны между собой (когерентно). Выступ карбидов — выступы решетки, черные — атомы углерода

после закалки. Таким образом, после нагрева до комнатной температуры (выше 150°C) в стали жарыту с частицами выделившихся карбидов одновременно присутствуют два α -твердых раствора (мартенсита) с более высокой (горячий) и низкой концентрацией углерода.

В связи с этим данный тип распада мартенсита называют *двухфазным*.

При температурах меньше 200°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 несколько атомных слоев и длиной несколько десятков нанометров. Пластинки с карбидами когерентно связаны с решеткой α -раствора (рис. 127). Вследствие того, что удельный объем карбида и α -раствора различны, между ними возникают сильные микронапряжения кристаллической решетки обеих фаз.

Вторая стадия распада мартенсита протекает при температуре $200\text{--}350^\circ\text{C}$. На этой стадии продолжают выделяться карбиды на мартенситах, следовательно, он обедняется углеродом.

При этих температурах отпуска диффузия углерода возрастает, и кристаллы карбидов укрупняются в результате притока лишнего углерода из областей твердого раствора (мартенсита) с повышенной концентрацией углерода. Поэтому в конечном счете концентрация углерода в кристаллах мартенсита оказывается близкой к однородной.

обусловлена температурой отпуска. Из указанных фаз при нагреве в первую очередь начинает распадаться мартенсит.

Распад мартенсита (первое превращение при отпуске) протекает на *первой стадии* превращения протекающего при температуре ниже 200°C , в кристаллах мартенсита образуются карбиды. Образование частиц этих карбидов углерод расходуется только на участках мартенсита, а не посредством окружающих его сталей выделившихся карбидов. Концентрация углерода в этих участках резко уменьшается, тогда как более удаленные участки сохраняют исходную концентрацию углерода, получая

Частички карбидов, образующиеся при низкотемпературной отпуске, по кристаллографическому строению и составу отличаются от цементита. В мартенсите после низкотемпературного отпуска отсутствует гексагональный ϵ -карбид (Fe_3C — вероятно Fe_2C). Образование ϵ -карбида при отпуске вместо более стабильного цементита объясняется тем, что на границе α -раствора и ϵ -карбида сопряжены решетки лучше, а следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе мартенсита и цементита, поэтому возмещение критической 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 содержание легирующих элементов, как и в мартенсите. Структура, развивающаяся в результате распада мартенсита при температурах ниже 350°C , вызывают отпущенным мартенситом, который отличается от мартенсита закалки меньшей дисперсностью в нем углерода и включением дисперсных кристалликов карбида, когерентно связанных с решеткой α -раствора. Концентрация углерода в отпущенном мартенсите определяется температурой и продолжительностью нагрева, а также составом исходного мартенсита. Чем выше температура отпуска, тем меньше содержание углерода, в твердом растворе (мартенсите). С увеличением длительности нагрева при этих температурах сначала увеличивается интенсивное выделение углерода, а затем процесс замедляется и при больших выдержках практически прекращается.

Снижение растворимости углерода приводит к тому, что степень отпущенности (d/a) постепенно уменьшается и при температурах от 100 — 150°C становится практически равной единице, как в равновесной решетке. Это свидетельствует о том, что количество углерода, поступающего в α -твердый раствор (мартенсите), приближается к равновесному. Однако решетка α -раствора остается упруго растянутой и отличается повышенной плотностью дефектов упаковки. Распад мартенсита при отпуске сопровождается уменьшением объема.

Легирующие элементы оказывают незначительное влияние на распад мартенсита только при температурах ниже 200°C . При более высоких температурах введение в сталь Cr , Mo , W , V , Si и др. сильно тормозит процесс распада мартенсита, образования и роста частиц карбидов. Это имеет большое практическое значение. Если в углеродистой и низколегированной стали состояние когерентного мартенсита, обладающего высокой твердостью, сохраняется лишь до 250 — 350°C , то в высоколегированной стали этот состояние сохраняется до 450 — 500°C и выше.

В низкоуглеродистом мартенсите, содержащем хром, образуется цементит, а для его место хорошо сопряжены решетки цементита и мартенсита по трем осям двойников.

Преобразование остаточного аустенита (второе превращение при отпуске). При отпуске высокоуглеродистых и многих легированных среднеуглеродистых сталей, содержащих повышенное количество остаточного аустенита при температуре 200—300 °С происходит его распад. Механизм распада остаточного аустенита, по-видимому, близок к механизму bainитного превращения при охлажденном аустените (см. с. 176). В результате преобразования остаточного аустенита образуются те же фазы, т. е. обескарбонный углеродом мартенсит и частицы карбидов, что и при отпуске закаленного мартенсита при той же температуре, но структурам состоящие продуктов распада отличается от состоящих при отпуске получаемых при превращении мартенсита.

Большинство легирующих элементов не только уменьшают количество остаточного аустенита в закаленной стали *при данной* температуре M_s , но и повышают температурный интервал его распада при отпуске. В некоторых высоколегированных сталях, например в быстрорежущих, содержащих 25—35 % остаточного аустенита, распад его протекает после отпуски при температуре 500—600 °С.

Снятие внутренних напряжений и карбидное превращение (третье превращение при отпуске). При температуре 350—400 °С полностью завершается процесс выделения углерода из α -раствора (мартенсита), происходит нарушение когерентности и искажение решеток феррита и карбида, связанное с одновременным протеканием карбидного превращения, в результате которого выделяется цементит $Fe_3C \rightarrow Fe_2C$.

Кроме того, изменяются размеры и форма карбидных частиц (она приближается к сферической). Наряду с карбидными превращениями при этих температурах отпуска также происходит изменение структуры — полигонизация α -фазы и релаксация макро- и микронапряжений, возникающих при закалке и процессе мартенситного превращения. Образующуюся после отпуска при 350—400 °С структуру обычно называют *трооститом отпуска*.

Коагуляция карбидов. Повышение температуры отпуска до 600 °С и выше в углеродистых и во многих низко- и среднеуглеродистых сталях не вызывает изменения фазового состава. Однако с повышением температуры изменяется микроструктура: прекращает процесс коагуляции и сферидизации 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. с. 60). 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 охлаждения переохлажденного аустенита, имеют зернистое, а не пластинчатое

Образование зернистых структур улучшает многие свойства стали. При одинаковой твердости, временном сопротивлении и пластичности сталь с зернистой структурой имеет более высокие значения предела текучести, относительного сужения и ударной вязкости.

В результате коагуляции размер частиц карбидов становится 10^{-4} м, тогда как после отпуска при $400-450^\circ\text{C}$ он составляет 10^{-3} м (густотит отпуска). При температурах, близких к A_1 , образуется еще более грубая ферритно-карбидная структура (диаметр карбидных частиц $\sim 30 \cdot 10^{-4}$ м), называемая *карбид перлитом* (зернистым цементитом).

Замедляюще действуют на процесс коагуляции, поэтому после отпуска при одинаковой температуре сталь, легированная этими элементами, сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц, соответственно большую прочность. При указанных *высоких* температурах ставится возможной диффузия и легирующих элементов, которая приводит к их перемещению между ферритом и цементитом. Карбидообразующие элементы (Mo, W, Cr) диффундируют из феррита в цементит; легирующие элементы (Ni, Co, Si) — из цементита в феррит. Присутствие цементита действующими элементами до предела приводит к его превращению в специальный карбид M_3C , который образуется в тех самых местах, где ранее находились частицы цементита (превращение «in place»). Карбиды типа M_3C образуются путем зарождения карбида в твердом растворе и последующим выделением. Это требует перераспределения атомов между твердым раствором и карбидной фазой. Выделение из твердого раствора карбидов MC , M_2C нередко вызывает повышение твердости — *быстрое упрочнение*.

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 ударному разрушению. В случае низкотемпературного отпуска твердость закаленной и отпущенной стали мало зависит от содержания и при легирующих элементов и определяется в основном содержанием углерода в α -растворе (мартенсите). В связи с этим закаленные 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 повышается вследствие уменьшения макро- и микроискажений и изменения структурного состояния. Повышение температуры отпуска от $200-250$ до $500-600^\circ\text{C}$ заметно снижает твердость, временное сопротивление, предел текучести и повышает относительное удлинение, сужение (рис. 128, а) и трещиностойкость.

Для легированных сталей, особенно содержащих карбидообразующие элементы, после отпуска при одинаковых температурах

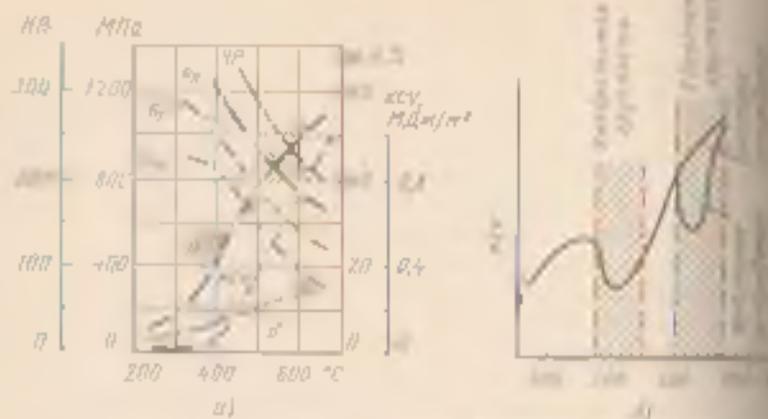


Рис. 128. Влияние температуры отпуска на механические свойства мартеновской стали с 0,45 % С (а) и величины ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска в последующей скорости охлаждения (б).

обладают более высокой твердостью, чем углеродистые, что связано с замедлением процесса распада мартенсита, образующегося в коагуляции карбидов. В сталях, содержащих большое количество таких элементов, как хром, вольфрам или молибден, в результате отпуска при высоких температурах (500—600 °С) наблюдается даже увеличение твердости, связанное с выделением в мартенсиде частиц специальных карбидов, повышающих сопротивление статической деформации (дисперсное упрочнение).

Хрупкость при отпуске легированных сталей. При отпуске (250—400 и 500—550 °С) некоторых легированных сталей возникает ударная вязкость. Такое снижение вязкости называют *отпусковой хрупкостью*.

В легированной стали могут возникнуть два вида отпусковой хрупкости (рис. 128, б).

Первый вид отпусковой хрупкости, называемой *необратимой отпусковой хрупкостью*, или хрупкостью I рода, наблюдается в результате отпуска при 250—400 °С. Этот вид хрупкости присущ в той или другой мере всем сталям. Отличительной особенностью хрупкости I рода является ее необратимый характер: повторный отпуск при той же температуре не улучшает вязкости. Хрупкость этого вида устраняется нагревом до температур свыше 400 °С, снижающим, однако, твердость. Последующий нагрев при 400 °С не снижает ударную вязкость.

Сталь в состоянии необратимой отпусковой хрупкости является блестящей межкристаллитным изломом. Хрупков состояние обусловлено возникновением объемно-напряженного состояния, возникающего при неосторожном распаде мартенсита. В связи с этим

всплеск в области температур наиболее интенсивного развития хрупкости I рода не проводят.

Второй вид отпусковой хрупкости, называемой *обратимой отпусковой 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. При развитии хрупкости II рода происходит значительное усиление ударной вязкости и, что самое главное, повышение порога хладноломкости. В сталях в состоянии хрупкости II рода уменьшаются работа зарождения трещины и особенно ее распространение. Этот вид хрупкости не возникает, если охлаждение в температуре отпуска проводят быстро, например в воде (см. рис. 128, б). При быстром охлаждении в температуре отпуска при 550 °С излом — волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения получается хрупкий хрупколомкий излом.

Существенным признаком хрупкости II рода является ее обратимость. Хрупкость, возникшая в результате медленного охлаждения с 500—550 °С может быть устранена повторным отпуском при 500—550 °С с последующим быстрым охлаждением. Она может быть вызвана вновь дополнительным отпуском более длительной длительности при 500—550 °С.

Хрупкость II рода наиболее часто наблюдается в сталях, содержащих повышенное количество фосфора, марганца, кремния, хрома или же при одновременном введении в сталь хрома и никеля или марганца. Введение в сталь молибдена или вольфрама в небольшом количестве (0,2—0,4 % Mo или 0,5—0,7 % W) значительно уменьшает склонность ее к отпусковой хрупкости.

Появление хрупкости II рода наиболее вероятно связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов к границам зерна и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами без выделения избыточных мелкодисперсных фаз (карбидов, оксидов и т. д.). Особенно значительное влияние оказывает обогащение приграничных зон фосфором, снижающим работу образования межзеренных трещин, что приводит к развитию отпусковой хрупкости. Легирующие элементы хром, марганец, никель повышают содержание фосфора в приграничных объемах, а молибден и вольфрам, наоборот, снижают, уменьшая склонность к отпусковой хрупкости.

II. ТЕРМИЧЕСКОЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Под старением понимаю изменение свойств сталей, происходящее во времени без заметного изменения микроструктуры. Эти процессы происходят главным образом в углеродистых сталях. При старении за счет скопления атомов углерода (вагта) на дислокациях (атмосферах Коттрелла) или выделения избыточных

фаз из феррита (карбидов, нитридов) повышаются прочность, порог хладноломкости и снижается сопротивляемость крутильному разрушению.

Известны два вида старения стали: термическое и деформационное (механическое).

Термическое старение. Оно протекает в результате изменения растворимости углерода (см. рис. 89) и азота в α -железе в зависимости от температуры.

При ускоренном охлаждении с $850-700^\circ\text{C}$ (как, например, при сварке, охлаждении толстого листа после прокатки и т. д.) в низкоуглеродистой стали задерживается выделение третичного цементита и при нормальной температуре фиксируется пересыщенный α -раствор (феррит). При последующей выдержке стали при нормальной температуре (естественное старение) или при повышенной температуре $50-150^\circ\text{C}$ (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 частицы нитрида Fe_4N_3 или Fe_2N .

Термическое старение заметно протекает в низкоуглеродистых сталях. При более высоком содержании углерода вследствие вредного воздействия большого количества цементитных частиц, образовавшихся при перлитовом превращении, самостоятельного выделение третичного цементита (ϵ -карбида) не наблюдается.

Деформационное (механическое) старение. Этот процесс протекает после пластической деформации, если она происходит при температуре ниже температуры рекристаллизации, и особенно при 20°C . Деформационное старение развивается в течение 14-16 суток при 20°C и в течение нескольких минут при $200-300^\circ\text{C}$.

При деформационном старении основное упрочнение, связанное 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_4N_3 или стабильного нитрида Fe_2N .

В сталях возможно термодиформационное старение, т. е. одновременное протекание термического и деформационного старения. Старение отрицательно сказывается на эксплуатационных и технологических свойствах многих сталей. Оно может проявиться в строительных и мостовых сталях, подвергаемых пластической деформации при гибке, монтаже и сварке, и, усиливаясь окислительным воздействием при низких температурах, являться причиной разрушения конструкции. Развитие деформационного старения резко ухудшает штампуемость листовых сталей, поэтому многие углеродистые стали подвергают обязательно испытаниям на склонность к деформационному старению.

Свойства стали с старением снижается при модифицировании ее алюминием, ванадием или ванадием.

Вопросы для самопроверки

1. Чем отличается структура превращенной ферритно-карбидной структуры в стали при изотермической выдержке и при выдержке нагретой. Какие температуры выдержки в различных сортах будут больше при мезлентном или быстром охлаждении?
2. Перечислите этапы превращения ферритно-карбидной структуры в стали при нагреве.
3. Как влияет величина зерна на $\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.1}$, δ , ψ , КСЧ, КСТ, K_{10} в мм^2 ?
4. Как получить в стали мелкое зерно?
5. Чем отличаются металлами перлитной превращения от промежуточного и мартенситной?
6. Чем отличается по структуре и свойствам перлит от сорбита и троостита. Как получить эту структуру?
7. Какое строение (редное или надстаточное) имеет мартенсит в стали с температурой мартенситных точек $M_s = 200^\circ\text{C}$, в $M_s = -50^\circ\text{C}$?
8. Какое количество аустенита в стали с 0,3% С и 1,0% Cr. Как зависит от количества аустенита?
9. Чем определяется устойчивость переохлажденного аустенита? Перечислите факторы, влияющие на критическую скорость охлаждения.
10. Как влияют легирующие элементы на диаграмму изотермического распада аустенита? Дать качественную и количественную характеристику.
11. Как получить структуру бейнита и мартенсита в углеродистой стали с 0,4% С?
12. Чем объясняется высокая твердость мартенсита?
13. В чем заключается различие между изотермической и термодинамической диаграммой распада переохлажденного аустенита? В каких случаях применяется каждая из этих диаграмм?
14. Описать фазовый состав стали после завершения первого превращения при отпуске.
15. Перечислите основные процессы, происходящие при первом, втором и третьем превращении при отпуске. Как влияют на отпуск-металлургические свойства.
16. Сталь, содержащая 0,4% С, 1,8% Cr и 2,0% Ni, была закалена в масле при температуре 350°C. Какие охлаждения должны быть после отпуска при различных высоких значениях КСЧ и КСТ?
17. Почему при низких температурах отпуска (до 200°C) сохраняются высокие твердость и прочность (σ_B)?
18. Какие процессы происходят при обратимом и обратимом отпускном отпускном процессе?
19. Почему с повышением температуры отпуска снижается временная сопротивляемость (σ_0), предел текучести ($\sigma_{0.2}$) и повышается пластичность (δ , ψ)?

Глава XI. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Металлы термической обработкой подвергаются до 8—10% от общей выработки стали в стране, т. е. не менее 10 млн. т. в год. Соответственно большой объем термического переработки составляет до 40% стали, потребляемой этой отраслью. Номенклатура изделий весьма велика — от деталей приборов, разнообразных машин до крупных элементов металлургического, транспортного, энергетического оборудования.

Основными видами термической обработки, различающимися структурой и свойствами стали и назначаемыми в зависимости от требований, предъявляемых к полуфабрикатам (фланкам, поковки, прокату и т. д.) и готовым изделиям, являются отжиг, нормализация, закалка и отпуск.

1. ОТЖИГ I РОДА

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и температуры его выполнения может включать процессы гомогенизации, рекристаллизации, снижения твердости и снятия остаточных напряжений. Характерная особенность этого вида отжига в том, что указанные процессы происходят независимо от того, протекают ли в слитках при этой обработке фазовые превращения ($\alpha \rightarrow \gamma$) или нет. Поэтому отжиг I рода можно проводить при температурах выше или ниже температур фазовых превращений (критических точек A_1 и A_2).

Этот вид обработки в зависимости от температурных условий его выполнения устраняет химическую или физическую неоднородность, созданную предшествующими обработками.

Гомогенизация (диффузионный отжиг). Диффузионному отжигу подвергают слитки легированной стали с целью уменьшения декарбонизации или интрукристаллитной ликвиции, которая повышает склонность стали, обрабатываемой давлением, к внутреннему излому, к анизотропии свойств и возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (трещины, внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде белых блестящих пятен).

Декарбонизация ликвиция понижает пластичность и вязкость легированной стали. Поэтому слитки и крупные отливки обычно подвергают гомогенизирующему или диффузионному отжигу. Нагрев при диффузионном отжиге должен быть до высокой температуры 1100—1200 °С, так как только в этом случае более быстро протекают диффузионные процессы, необходимые для выравнивания в отдельных объемах состава стали. Диффузия наиболее интенсивно протекает в начале выдержки, заметно снижается с течением времени. Поэтому во избежание образования большого количества окатыня, уменьшения расхода топлива и увеличения производительности печи выдержка должна быть минимальной, обычно 15—20 ч. После выдержки садку охлаждают до 800—820 °С в печи, а далее на воздухе.

Во многих случаях для уменьшения декарбонизации и интрукристаллитной ликвиции проводят специальный диффузионный отжиг, а выполняют его при высоком и длительном нагреве для горячей деформации.

В результате диффузионного отжига получается крупнозернистая структура. Этот недостаток устраняется при последующей обработке давлением или в процессе последующей термической обработки.

Рекристаллизационный отжиг (см. с. 82). Под рекристаллизационным отжигом понимают нагрев холоднотекучей (холодно-

тем выше температура начала рекристаллизации, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением. Этот вид отжига чаще применяют как промежуточную операцию для снятия напряжений между операциями холодной деформирования. Температуру отжига для достижения рекристаллизации по всему объему и закончившейся времени процесса превышает температуру порога начала рекристаллизации. Для углеродистых сталей с 0,08—0,2 % С, для поликристаллических холоднодеформированных (прокатки, штамповки, волочения), температура отжига находится в интервале 690—740 °С (отжиг калибровочных прутков (холодная протяжка) из высокоуглеродистой легированной стали (хромистой, хромокремнистой и др.) проводят при 680—740 °С в течение 0,5—1,5 ч.

Многие рекристаллизации феррита при отжиге стали могут происходить одновременно с сфероидизацией цементита, при этом повышается пластичность, что облегчает обработку давлением.

Высокий отпуск (для уменьшения твердости)¹. После горячей деформации сталь чаще имеет мелкое зерно и удовлетворительную микроструктуру, поэтому не требуется фазовой перестройки (отжига). Но вследствие ускоренного охлаждения после прокатки или другой горячей обработки легированные стали имеют неравновесную структуру — сорбит, троостит, бейнит или мартенсит — и, как следствие этого, высокую твердость. Для снижения твердости на металлургических заводах сортовой стали подвергают высокому отпуску при 650—700 °С (несколько часов до точки A_1) в течение 3—15 ч и последующему охлаждению. При этом до указанных температур происходят процессы распада мартенсита и (для бейнита) коагуляции и сфероидизации карбидов и в итоге снижается твердость. Углеродистые стали подвергают высокому отпуску в тех случаях, когда они предназначены для обработки резанием, холодной высадки или волочения. Высокий отпуск снижает твердость до требуемых значений и обеспечивает оптимальную для обработки резанием микроструктуру — феррит и смесь зернистого и пластичного перлита. После высокотемпературного отпуска доэпитектоидная сталь лучше обрабатывается резанием, чем после полного отжига (см. с. 194), когда структура — обособленные участки феррита в перлите. Структурно свободный феррит выпадает на кромку инструмента, ухудшает качество поверхности изделия, снижает теплоотдачу, а поэтому снижает скорость резания и стойкость инструмента. Для высоколегированных сталей, у которых практически не происходит перлитного превращения, высокий отпуск является единственной термической обработкой, позволяющей снизить твердость.

¹ Высокий отпуск, обычно применяемый после высадки, не является окончательным, так как в дальнейшем он вытесняется из металлургических процессов для снижения твердости сортового проката, поэтому этот технологический процесс обозначают в разделе «Отжиг».

Отжиг для снятия остаточных напряжений. Этот вид отжига применяют для отливок, сварных изделий, деталей после обработки резанием и др., 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 поворот изделия в процессе его обработки (шпундер, резаньем), эксплуатации или хранения. Под действием остаточных напряжений, влекущих за собой деформацию изделия. Изменение размеров в процессе хранения связано с неравномерным распределением остаточных напряжений при их возникновении. Отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводится при температуре 160—700 °С в последующем медленным охлаждением. Например, многие детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконапряженные зубчатые колеса, червяки и др.) перед окончанием отжига (отпуска) при 570—600 °С в течение 2—3 ч подвергают горячей механической обработке и при 160—180 °С 2—2,5 ч — окончательной механической обработке для снятия шлифовальных напряжений. Отжиг для снятия сварных напряжений проводится при 650—700 °С.

Остаточные напряжения снимаются и при проведении других видов отжига, например, рекристаллизационного, с фазовой перекристаллизацией, а также при отпуске (особенно высокоуглеродистой стали).

2. ОТЖИГ II РОДА (ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ)

Отжиг II рода заключается в нагреве стали до температур выше точек A_{c1} или A_{c2} , выдержке и, как правило, последующем медленном охлаждении. В процессе нагрева и охлаждения в этом случае протекают фазовые превращения ($\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения), определяющие структуру и свойства стали.

После отжига углеродистой стали получают структуры (см. рис. 84), указанные на диаграмме состояния железа — цементит; феррит + перлит в доэвтектоидных сталях и перлит в эвтектоидной стали; перлит и вторичный цементит в аэвтектоидных сталях. После отжига сталь имеет аналогичную твердость и пластичность при высокой пластичности. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно и устраняются включения, структура и строчечность, вызванная ликвацией, и другие нежелательные структуры стали (см. рис. 108). В большинстве случаев отжиг является подготовительной термической обработкой. Отжиг подвергают отливки, поковки, сортовой и фасонный прокат, трубы, горячекатаные листы и т. д. Понижая прочность и пластичность, отжиг облегчает обработку, резанье средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние надрывы

и уменьшая структурную неоднородность, отжиг способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению со сталью, полученными после литья,ковки и прокатки. В некоторых случаях (например, для стальных крупных отливок) отжиг является окончательной термической обработкой.

Различают следующие виды отжига: *полный, изотермический и неполный.*

Полный отжиг заключается в нагреве (для конструктивной стали) на $30-50^{\circ}\text{C}$ выше температуры ликвидационной точки A_3 , выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения физических превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (рис. 129, к, пунктир 1).

При нагреве до температуры выше точки A_3 на $30-50^{\circ}\text{C}$ образуются аустенит, характеризующийся мелким зерном, поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура (рис. 129, д), обеспечивающая высокую вязкость и пластичность и возможность достижения высокой прочности после окончательной термической обработки.

Примерное повышение температуры нагрева выше точки A_3 приводит к росту зерна аустенита, что ухудшает свойства стали. Время нагрева и продолжительность выдержки при заданной температуре зависят от типа конструктивной печи, от способа укладки изделий в печь, от скорости садки, типа полуфабриката (лист, сортовой прокат и т. д.).

На металлургических заводах скорость нагрева не ограни-

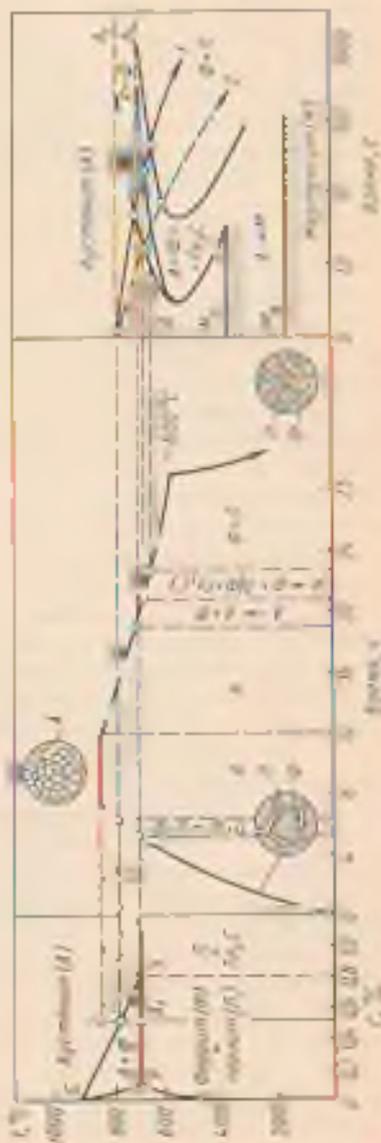


Рис. 129. Схемы нагрева стали (а) и охлаждения до температуры A_1 (б) и A_{cm} (в) и A_1 (г) — изотермический отжиг; 1 — охлаждение после отжига; 2 — охлаждение после прокатки.

Отжиг для снятия остаточных напряжений. Этот вид отжига применяют для отливок, сварных изделий, деталей после обработки резанием и др., в которых в процессе предшествующих технологических операций из-за неравномерного охлаждения, неоднородной пластической деформации и т. п. возникли остаточные напряжения.

Остаточные напряжения могут вызывать изменение размеров, коробление и поводку изделий в процессе его обработки (например, резанием), эксплуатации или хранения. При резании, с учетом удаления части металла происходит нарушение равноосности остаточных напряжений, влекущих за собой деформацию металла. Изменение размеров в процессе хранения связано с неравномерным распределением остаточных напряжений при их релаксации. Отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят при температуре 160—700 °С в последующим медленным охлаждением. Например, многие детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконапряженные зубчатые колеса, червяки и др.) нередко проходят отжиг (отпуск) при 570—600 °С в течение 2—3 ч после основной механической обработки и при 160—180 °С 2—2,5 ч после окончательной механической обработки для снятия пластических напряжений. Отжиг для снятия сварных напряжений проводится при 650—700 °С.

Остаточные напряжения снимаются и при проведении других видов отжига, например, рекристаллизационного, в фазовой перекристаллизации, 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_{c1} или A_{c2} , выдержке и, как правило, последующем медленном охлаждении. В процессе нагрева и охлаждения в этот случай протекают фазовые превращения ($\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращение), определяющие структуру и свойства стали.

После отжига углеродистой стали получают структуру (см. рис 84), указанные на диаграмме состояния железа — цементит; феррит + перлит в доэвтектоидных сталях; перлит в эвтектоидной стали; перлит и вторичный цементит в азэвтектоидных сталях. После отжига сталь имеет такую твердость и прочность при высокой пластичности. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно и устраняются видманштеттовы структуры и строчечность, вызванная ликвацией, и другие неблагоприятные структуры стали (см. рис. 108). В большинстве случаев отжиг является подготовительной термической обработкой, отжигу подвергают отливки, покойки, сортовой и фасонный прокат, трубы, горячекатаные листы и т. д. Повышая прочность и твердость, отжиг облегчает обработку, резание средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние напряжения

вая и уменьшая структурную неоднородность, отжиг способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению со свойствами, полученными после литья,ковки и прокатки. В некоторых случаях (например, для многих крупных отливок) отжиг является окончательной термической обработкой.

Различают следующие виды отжига: *полный, изотермический и неполный.*

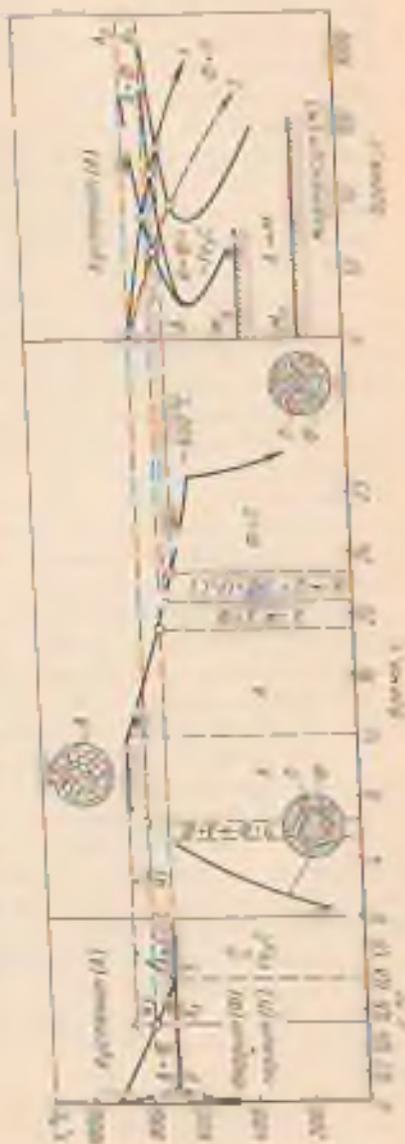
Полный отжиг заключается в нагреве конструктивной стали на $30-50^\circ\text{C}$ выше температуры, соответствующей точке A_2 , выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующим медленным охлаждением (рис. 129, б, кривая 6).

При нагреве до температуры выше точки A_2 на $30-50^\circ\text{C}$ образуется аустенит, характеризующийся мелким зерном, поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура (рис. 129, а), обеспечивающая высокую вязкость и пластичность и возможность достижения высоких свойств после окончательной термической обработки.

Чрезмерное повышение температуры нагрева выше точек A_2 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, от высоты садки, типа проката (лист, сортовой прокат и т. д.).

На металлургических заводах скорость нагрева не ограни-

Рис. 129. Схемы полного отжига (а) и изотермического в конструктивной стали (б) и кривые охлаждения (в) для стали 45. 1 — охлаждение при отжиге; 2 — охлаждение при нормальном охлаждении



чивают и устанавливают ее максимально возможной по тепловой мощности печи (чаще $\sim 100^\circ\text{C}/\text{ч}$); продолжительность выдержки может колебаться от 0,5 до 1 ч на 1 т нагреваемого металла. Металл загружают в печь непосредственно после выгрузки предыдущей садки при температуре печи 400—500°C. Нагрев металла на металлургических заводах ведут в садочных печах периодического действия¹ или в проходных печах непрерывного действия с роликовым подом, обеспечивающих равномерный прогрев, возможность проведения всех видов отжига, высокий уровень механизации и автоматизации.

Для защиты металла от окисления и обезуглероживания на металлургических заводах все шире применяются защитные (контролируемые) атмосферы. Защитная атмосфера составляется так, чтобы при химическом равновесии в печи обезуглероживающее и окислятельное воздействие O_2 , CO_2 и H_2O на сталь уравновешивалось противоположным воздействием CO и CH_4 . В этом случае атмосфера выполняет защитные функции.

На металлургических заводах чаще применяют экзотермическую атмосферу ПСО-09, получаемую путем почти полного сжигания природного газа (коэффициент избытка воздуха $\alpha = 0,9$), передю с добавкой 1—2% по объему природного газа CH_4 . Состав атмосферы: 2% CO , 2% H_2 , 96% N_2 .

Медленное охлаждение должно обеспечить распад аустенита при малых степенях переохлаждения (см. рис. 129), чтобы избежать образования излишне дисперсной ферритно-карбидной структуры и свойственной ей более высокой твердости.

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости первоохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали. Чем больше устойчивость аустенита в области температур перлитного превращения, тем медленнее должно быть охлаждение. Поэтому легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются значительно медленнее (чаще со скоростью 40—60°C/ч), чем углеродистые, скорость охлаждения которых составляет 100—150°C/ч.

После распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение можно ускорять и выполнять даже на воздухе.

Если отжиг предназначен и для снятия напряжений, например, в отливках сложной конфигурации, медленное охлаждение с печью проводят почти до нормальной температуры.

Полному отжигу подвергают сортовой прокат на стале с 0,3—0,4% С, поковок и фасонные отливки.

Изотермический отжиг (рис. 130, а) состоит обычно в нагреве легированной стали, как и для полного отжига, и в сравнительно быстром охлаждении до температуры, лежащей ниже точки A_1 (обычно 660—680°C). При этой температуре назна-

¹ С вдуваемым или стальюверным подом, с газовым или электрическим нагревом.

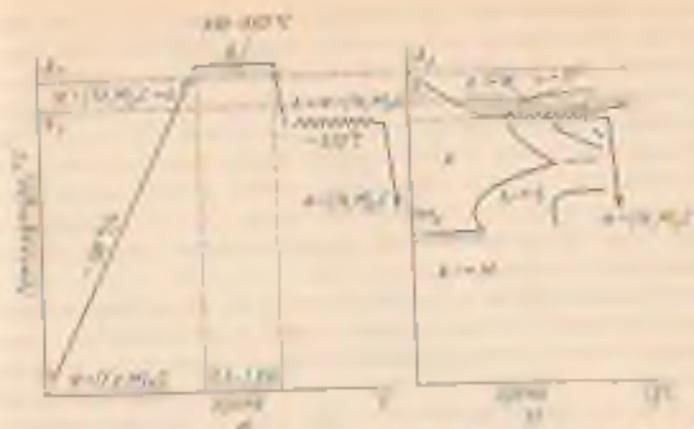


Рис. 130. Садки изотермического отжига стали (Q — масса садки, t — время)

изот изотермическую выдержку 3—6 ч, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе.

Одно преимущество изотермического отжига — в сокращении длительности процесса особенно для легированных сталей, которые для заданного снижения твердости приходится охлаждать очень медленно. Для наибольшего ускорения процесса температуру изотермической выдержки выбирают близкой к температуре минимальной устойчивости переслаиваемого аустенита в ферритной области (рис. 130, б). Другое преимущество изотермического отжига заключается в получении более однородной ферритно-перлитной структуры, при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается и превращение по всему объему стали происходит при одинаковой степени переслаивания. Для некоторого укрупнения зерна и улучшения обработки резанием температуру отжига принимают 930—950 °С. Нагрет нередко осуществляют в проходных печах с контролируемой атмосферой.

Изотермическому отжигу чаще подвергают поковки (штамповки заготовки) и сортовой прокат из легированной цементуемой стали небольших размеров.

При отжиге больших садок (20—30 т и более) быстрое и равномерное охлаждение до температуры изотермической выдержки невозможно. Превращения в отдельных участках садки протекают при разных температурах, что приводит к неравномерной структуре и твердости в пределах одной садки, поэтому для таких садок изотермический отжиг обычно не применяется.

Пружинную (канатную) проволоку из стали, содержащей 0,65—0,9 % С, перед холодным волочением подвергают изотермической обработке — патентированию. Для патентирования проволоку подвергают высокотемпературной аустенитизации для

получения одвородного аустенита, а затем провучекают через расплавленную соль температурой 450—550 °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластичкачый троостит или сорбит. Такая структура позволяет при холодной протяжке давать большие обжатия (более 75 %) без обрывов и после заключительного холодного волочения получить высокую прочность ($\sigma_b = 2000 \div 2250$ МПа).

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (немного выше точки A_1). Неполный отжиг доэвтектоидных сталей применяют для улучшения обрабатываемости их резанием. При неполном отжиге происходит частичная перекристаллизация стали — вследствие перехода перлита в аустенит. Избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит. Такой отжиг конструкционных легированных сталей проводится при 750—770 °С с последующим охлаждением со скоростью 30—60 °С/ч (чем выше легированность стали, тем медленнее охлаждение) до 600 °С, далее на воздухе.

Неполный отжиг широко применяют для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. В этих сталях проводят нагрев до температуры лишь немного выше точки A_1 (обычно на 10—30 °С), что вызывает практически полную перекристаллизацию и позволяет получить зернистую (сферондальную) форму перлита вместо пластинчатой (см. рис. 84, в и и). Такой отжиг называют *сфероидизацией*. Частицы цементита, не растворившегося при нагреве, или области аустенита с повышенной концентрацией углерода за счет неполной его гомогенизации после растворения цементита служат центрами кристаллизации для цементита, выделяющегося при последующем охлаждении до температуры ниже точки A_1 и принимающего в этом случае зернистую форму. В результате нагрева до температуры значительно выше точки A_1 и растворения большей части цементита и более полной гомогенизации аустенита последующее выделение его ниже точки A_1 происходит в пластинчатой форме. Если избыточный цементит находился в виде сетки (см. рис. 84, в), что является дефектом, то перед этим отжигом предварительно нужно провести дормализацию и нагревом до температуры выше точки 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 °С) для отжига на зернистый цементит, для заэвтектоидных углеродистых сталей интервал расширяется до 770—790 °С. Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770—820 °С).

Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на ферритно-карбидную структуру, сферо-

единицу и коагуляцию образуются карбиды при охлаждении и до 620—680 °С. Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. В этом случае сталь медленно охлаждает (30—50 °С/ч) до 600—680 °С. Выдержка при постоянной температуре, необходимая для распада переохлажденного аустенита и коагуляции карбидов составляет 1—3 ч в зависимости от массы отжигаемого металла. Последующее охлаждение проводят на воздухе.

Сталь с зернистым перлитом имеет более низкую твердость, временное сопротивление и соответственно более высокие значения относительного удлинения в сужении. Например, эвтектоидная сталь с пластичным перлитом имеет твердость 228 НВ, а с зернистым перлитом — 163 НВ и соответственно временное сопротивление 820 и 630 МПа, относительное удлинение 15 и 20 %. После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием, т. е. возможно применение их больших скоростей резания и достигается высокая чистота поверхности.

Отжигу из зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

Отжиг нормализованной (нормализация) заключается в нагреве *эвтектоидной стали* до температуры, превышающей точку A_{c1} на 40—50 °С *заэвтектоидной стали* до температуры выше точки A_{cm} также на 40—50 °С, в продолжительной выдержке для прогрева сечки и завершения фазовых превращений и охлаждения на $v_{норм}$. Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье при прокатке, ковке или штамповке. Нормализацию широко применяют для улучшения свойств стальных отливок вместо закалки и отпуска.

Ускоренное охлаждение на воздухе (см. рис. 129, кривая 2) приводит к распаду аустенита при более низких температурах и что повышает дисперсность феррито-цементитной структуры и что увеличивает количество перлита или, точнее, сорбита или троустита¹. Это повышает прочность и твердость нормализованной средне- и высокоуглеродистой стали по сравнению с отожженной.

Нормализация горячекатаной стали характеризуется снижением риска хрупкому разрушению, что характерно для работы развития трещины. рогх хладноломкости и повышенном работн развития трещины.

Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. При повышении твердости нормализация увеличивает большую производительность при обработке резанием и чистоту более чистой поверхности. Для отливок из средне-

¹ Для некоторых высокоуглеродистых сталей охлаждение на воздухе, по существу, является закалкой.

углеродистой стали нормализацию в высоком отпуске применяют вместо закалки и высокого отпуска. В этом случае механические свойства несколько ниже, но детали будут подвергнуты меньшей деформации по сравнению с получаемой при закалке, и вероятность появления трещин практически исключается.

Нормализацию с последующим высоким отпуском (600—650 °С) часто используют для исправления структуры легированных сталей вместо полного отжига, так как производительность и трудоемкость этих двух операций выше, чем одного отжига.

Нагрев вод нормализацию сортового горячекатаного проката (диаметром 13—15 мм) из конструкционной легированной стали нередко проводится на специальных установках током высокой частоты (см. с. 220).

3. ЗАКАЛКА

Закалка — термическая обработка — заключается в нагреве стали до температуры выше критической (A_2 для доэвтектоидной и A_1 — для заэвтектоидной сталей) или температуры растворения избыточных фаз, в выдержке и последующем охлаждении со скоростью, превышающей критическую (рис. 131). Закалка 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.

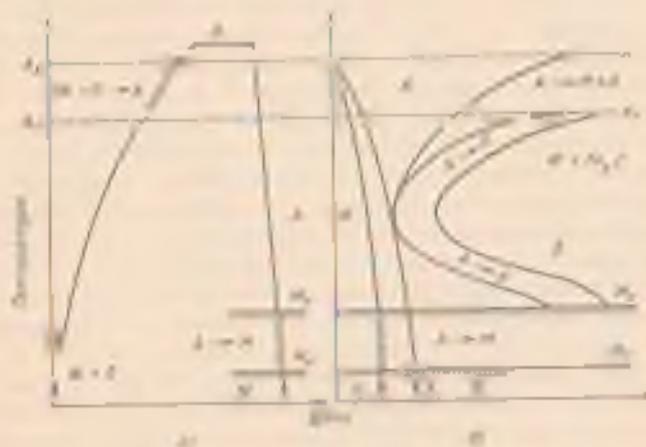


Рис. 131. Схема закалки доэвтектоидной стали:

a — схема нагрева, b — температурная диаграмма распада пересоленного аустенита доэвтектоидной стали с указанием скорости охлаждения при $v > v_{кр}$, A_1 — критическая скорость нагрева $v_{кр}$.

A — аустенит, B — бейнит; F — феррит; M — мартенит

Рис. 132 Диаграмма состояния Fe—Fe₃C с максимальными температурами нагрева для выжига сталей (а) и зависимости твердости и вязкости от температуры отжига сталей (б) с различным содержанием углерода:

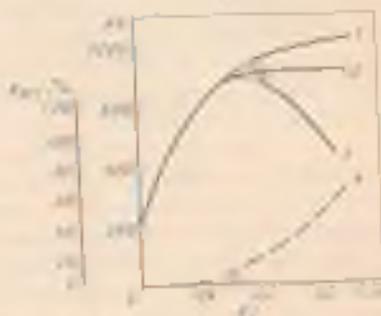
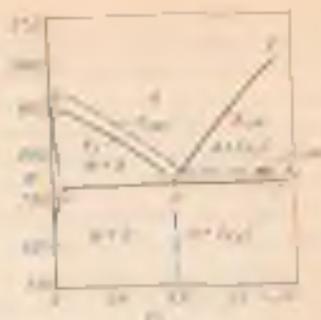
1 — карбидный; 2 — цементитный стальной цементитный из интервалов $A_1 + 100—150^\circ\text{C}$; 3 — цементитный стальной цементитный из интервалов $A_1 + 100—150^\circ\text{C}$; 4 — цементитный цементитный цементитный (А₁—А₂) после выжига от температур $A_1 + 150—180^\circ\text{C}$ (цементитный стальной); 5 — А₁ + (20—30 °С) (цементитный стальной)

в конструктивную сталь — для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности и вязкости, а для ряда деталей также высокой износостойкости.

Выбор температуры заковки.

Доэвтектоидные стали нагревают до температуры на 30—50 °С выше точки A_{c1} (рис. 132). В этом случае сталь с исходной структурой феррит + феррит при нагреве приобретает аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мартенсит. Закалку от температур, соответствующих межкритическому интервалу ($A_{c1}—A_{c2}$), применяют только для листовых низколегированных низкоуглеродистых сталей (см. с. 266) для получения структуры феррита с небольшим участком мартенсита (20—30 %), обеспечивающей хорошие механические свойства и штампуемость (см. с. 266). Во всех других случаях закалка доэвтектоидных сталей из межкритического интервала температур не применяется, так как механические свойства оказываются ниже, чем после закалки от температур выше точки A_1 .

Заэвтектоидные стали при закалке нагревают несколько выше температуры точки A_{c1} (рис. 132, а). При таком нагреве образуется аустенит при содержании некоторого количества цементита. После охлаждения структура стали состоит из мартенсита и нестворившихся частиц карбидов, обладающих высокой твердостью (рис. 132 б). Верхний предел температуры закалки для большинства доэвтектоидных сталей ограничивают, так как чрезмерное повышение температур выше точки A_1 связано с ростом мерной деформации, что приводит к снижению прочности и сопротивлению крупному разрушению. Поэтому интервал колебания температур закалки большинства сталей невелик (15—20 °С). Закалка от тем-



ператур выше точки A_{cm} снижает твердость стали за счет увеличения количества остаточного аустенита (рис. 132, б).

Для многих высоколегированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_1 и A_c (на 150—250 °С), 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 $\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{с.п.}} + \tau_{\text{и.в.}}$, где $\tau_{\text{с.п.}}$ — продолжительность сквозного прогрева до заданной (копечной) температуры, обусловленная формой и размером изделия, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т. д. $\tau_{\text{и.в.}}$ — продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, не зависящая от формы и размера изделия и определяемая только составом и исходным состоянием стали.

В настоящее время разработаны инженерные методы расчета основных типовых параметров — продолжительности нагрева, скорости нагрева, перепада температуры по толщине металла и т. д. Но часто пользуются опытными данными. На 1 мм сечения или толщины заделки на дозвуктоидных сталях продолжительность нагрева принимают в электропечах 45—75 с, а в соляной ванне — 15—20 с.

Величина $\tau_{\text{с.п.}}$ должна быть минимальной, но при этом обеспечивать завершение фазовых превращений в стали и необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

Продолжительность изотермической выдержки при данной температуре для деталей машин часто принимают равной 15—25 % от продолжительности сквозного нагрева.

Выдержка в электрической печи при температуре закалки для инструмента из углеродистой стали (0,7—1,3 % С) рекомендуется 50—80 с на 1 мм наименьшего сечения, в 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 сложной формы при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогреть в печи при 400—600 °С.

Выбор среды для нагрева при термической обработке. При нагреве в плазменных или электрических печах взаимодействии печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали, которое снижает твердость, механические свойства и износостойкость.

Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания нередко в рабочее пространство печи вводят азотную газозную 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 $\alpha = 0,25$ и при содержании катализатора в содержащий 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 углерода¹. Широко применяют и экзо-эндотермическую водородную атмосферу — 20 % CO , 20 % H_2 и 60 % N_2 .

2) мезотермическая, получаемая частичным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,6$ без очистки и осушки (ПС—06) или с очисткой и осушкой (ПСО—06); атмосфера ПСО—06 содержит 10 % CO ; 15—16 % H_2 , 0,05—1,5 % CH_4 ; 65—72 % N_2 ; в ПС—06, кроме того, — до 6 % CO_2 и 2,3 % H_2O .

3) экзотермическая, получаемая почти полным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,9$ без очистки и осушки (ПС—09) и с очисткой и осушкой (ПСО—09), в последнем случае эта атмосфера содержит 2 % CO , 2 % H_2 , 96 % N_2 ; в атмосфере (ПС—09) присутствуют 10 % CO_2 и 2,3 % H_2O (за счет соответствующего уменьшения количества азота); эту атмосферу применяют при отжиге сталей.

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_s для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения M_s — M_f . Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур M_s — M_f может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Чаще для закалки используют кипящую жидкость — воду, водные растворы щелочей и солей, масла. При закалке в этих средах различают три периода.

¹ Разновидность, являющаяся с увеличением температуры, является эндотермической. В случае с водой получаются различные атмосферы, получаемой в генераторе и по-другому.

Таблица 2

Относительная интенсивность охлаждения закалочных сред

Охлаждающая среда	Температура, °С		Относительная интенсивность охлаждения N в зависимости от температуры среды	
	сверхнагрев г/мин	до кипения		
Вода	20	400—100	1,0	
	40	350—100	0,7	
	80	250—100	0,3	
10 %-ый раствор NaCl в воде	20	650—100	3,0	
Раствор NaOH в воде:				
	10 %-ый	20	650—100	2,0
	50 %-ый	20	650—100	2,0
Масло минеральное	20—200	500—250	0,3	

1) пленочное кипение, когда из поверхности стали образуется паровая рубашка; в этот период скорость охлажденияравнительно 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. 2 приведены примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная интенсивность охлаждения N в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

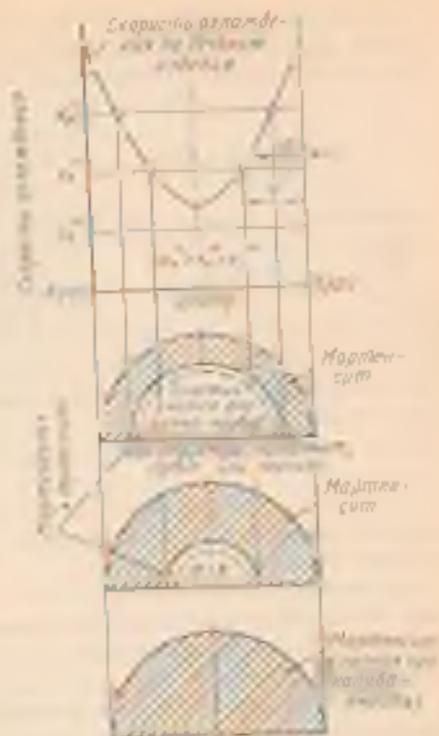
При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы NaCl или NaOH.

Вода как охлаждающая среда имеет существенные недостатки. Высокая скорость охлаждения в области температур мартенситового превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов; с повышением температуры воды резко ухудшается ее закалочная способность (см. табл. 1). При закалке изделий в горячей воде вследствие их быстрого охлаждения при высоких температурах и быстрого охлаждения при низких температурах тепловые напряжения получаются большими, а наиболее опасные структурные — высокими, что и может вызвать образование трещин. Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8—12 %-ые 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

Рис. 133. Зависимость прокаливаемости от критической скорости закалки V_k .

и в σ' — глубина закаленного слоя; v — критическая скорость закалки углеродистой стали; v_1, v_2 — критические скорости закалки высокоуглеродистой и низкоуглеродистой стали (сталь маркировка не указана).



в основном протекает по 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 более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют жидкостное масло (чаще нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов, и постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20—150 °С). К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температура вспышки 165—300 °С), недостаточную стабильность и высокую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения, а также повышенную стоимость.

Температуру масла при закалке поддерживают в пределах 60—90 °С, когда его вязкость оказывается минимальной.

Для закалки применяют водные растворы полимеров (ПК2, гл. 4, УЭС П), снижающие скорость охлаждения в мартенситном интервале температур. Однако нужно учитывать, что растворимость полимеров в воде меняется с изменением температуры, что влечет за собой изменение охлаждающей способности.

Все шире начинают применять охлаждение под давлением в среде азота, аргона и водорода

Закалкаемость и прокаливаемость стали. Под *закалкаемостью* понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закалкаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсиде углерода, тем выше его твердость. Леггирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закалкаемость.

Под *прокаливаемостью* понимают способность стали получить закаленный слой в мартенситной или троостно-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_k (рис. 133, v_k), то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и тем самым будет иметь сквозную прокаливаемость.

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине будет меньше v_k (рис. v_k), то изделие прокалится только на некоторую глубину a , a' и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластичной 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* D_k . Критический диаметр определяет размер сечения изделия, прокаливающегося сквозью, 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 КСЧ. В связи с этим прокаливаемость нередко определяют по глубине закаленного слоя со структурой 95 % мартенсита. Критический диаметр для структуры 90 % мартенсита примерно на 25 % меньше критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне. Полная прокаливаемость на структуру 99,9 % мартенсита составляет ~50 % полумартенситной прокаливаемости. 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 0,15—0,22 % С твердость полумартенситной структуры углеродистой стали 25 HRC, легированной — 30 HRC; при 0,28—0,32 % С соответственно 35 HRC и 40 HRC, при 0,43—0,62 % С — 45 HRC и 50 HRC и при 0,53—0,62 % С — 50 HRC и 55 HRC.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость закалки, т. е. чем выше устойчивость переклажденного аустенита.

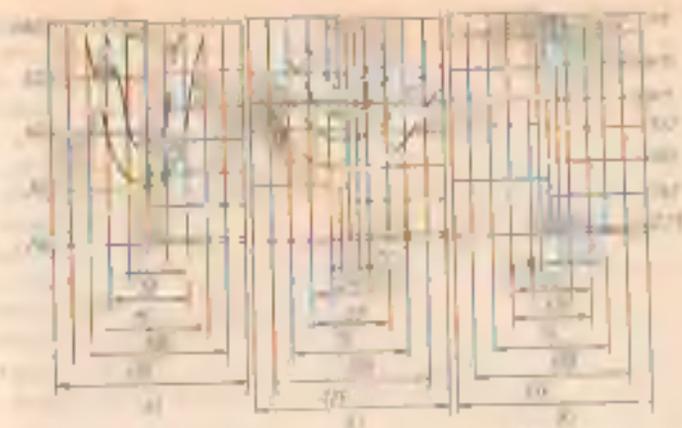


Рис. 184. Твердость по сечению стали, содержащей 0,4% С и 0,85% Mn (а); 0,4% С, 0,85% Mn и 1% Cr (б); 0,4% С, 3,5% Ni и 1,5% Cr (в); \downarrow — твердость поверхностного слоя

Легированные стали вследствие более высокой устойчивости переохлажденному аустениту и соответственно меньшей критической скорости охлаждения (см. рис. 183, v^* и v^*) прокаливаются на большую глубину, чем углеродистая. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые добавки бора (0,003—0,005%), менее сильно влияют никель и кремний. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов.

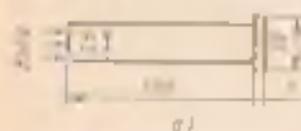
Устойчивость переохлажденного аустенита повышается, а критическая скорость закалки уменьшается только при том условии, если легирующие элементы растворены в аустените. Если легирующие элементы находятся в виде избыточных частиц карбидов, то они не повышают устойчивость аустенита и могут ее уменьшить, так как карбиды служат готовыми зародышами, облегчающими распад аустенита. Карбиды титана, ниобия и ванадия при формально 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 балла 1—2 (см. рис. 111) глубина закаленного слоя возрастает в 2—3 раза, поэтому увеличение температуры и длительности нагрева повышают прокаливаемость. Легирующие элементы, находящиеся в виде карбидов, не только создают дополнительные центры, способствующие распаду аустенита, но и увеличивают его зерно, что также увеличивает критическую скорость закалки и уменьшает прокаливаемость.

При сквозной закалке свойства стали, в частности твердость, по всему сечению изделия одинаковы. При несквозной закалке наименьшее структурное состояние стали по сечению способствует соответствующим изменениям свойств. Распределение твердости по се-

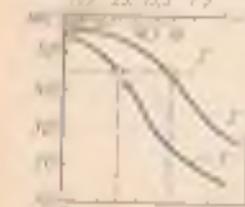
чески закаленные цилиндры на разных сталях показано на рис. 134. При несквозной прокаливаемости твердость падает от поверхности к сердцевине. На рис. 134 видно, что критический диаметр полумартенситной зоны углеродистой стали в данных условиях обработки составляет 25 мм, хромистой ~50 мм и хромо-никелевой ~125 мм. При несквозной прокаливаемости отпуск при высокой температуре уменьшает различие в твердости и временном сопротивлении по сечению. Однако предел текучести, ударная вязкость и относительное сужение в сердцевине образца остаются более низкими. Это объясняется разным характером строения феррито-цементитной структуры. В закаленном слое в результате отпуска мартенсита образуется более дисперсная феррито-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 висквозь. После отпуска при 550 °С получается структура — сорбит отпуска. Для такой структуры характерны высокие механические свойства: $\sigma_b = 800$ МПа; $\sigma_{0,2} = 650$ МПа; $\delta = 16$ %; $\psi = 50$ % и КСЧ = 1 МДж/м². При диаметре заготовки 100 мм и закалке в воде скорость охлаждения в сердцевине значительно меньше критической $v_{крит}$ и там образуется структура из пластинчатого перлита и феррита. Эта структура обладает более низкими механическими свойствами: $\sigma_b = 700$ МПа; $\sigma_{0,2} = 450$ МПа; $\delta = 13$ %; $\psi = 40$ % и КСЧ = 0,6 МДж/м². 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



Скорость охлаждения при 770 °С, С/с
100 25 13,5 7,5



Твердость по Роквеллу, HRC
70 80 90
0 10 20 30
Диаметр образца, мм

(диаметром до 15—20 мм) можно определять по виду валовых закаленных образцов. Часто прокаливаемость определяют по кривым распределения твердости по сечению (см. рис. 134). Для этого образцы домают или разрезают и по диаметру сечения определяют твердость.

Прокаливаемость стали в общем случае определяют методом торцевой закалки (ГОСТ 5657—69). Цилиндрический об-

Рис. 135. Определение прокаливаемости по торцевой пробе:

a — схема закалки образца; б — зависимость твердости по длине образца от радиуса торцевой закалки; 1 — твердость по документальной схеме; 2 — сталь с повышенной прокаливаемостью; 3 — сталь с меньшей прокаливаемостью.

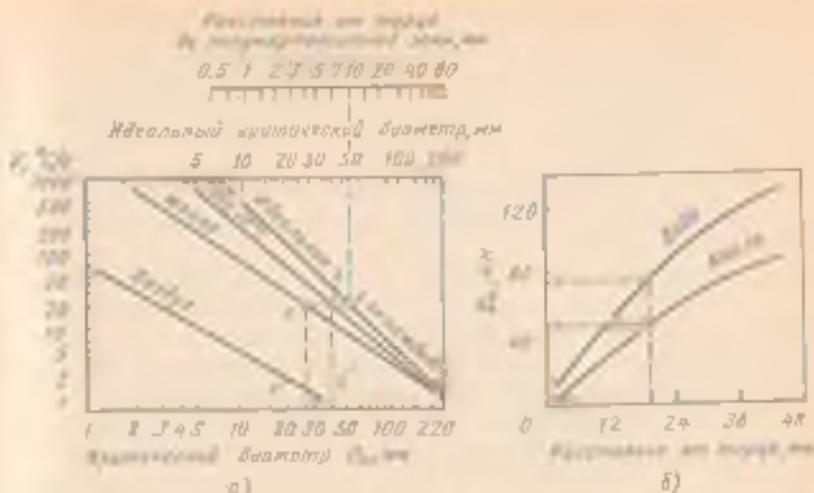


Рис. 135. Определение прокаливаемости стали (М. В. Блактор):
а — профилирование, б — диаграмма (ГОСТ 8857—84)

разец определенной формы и размеров (рис. 135, а), 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 (рис. 135, а). Определка расстояния от торца до участка с твердостью, соответствующей полумартенситной зоне данной стали (рис. 135, б, А), 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. 135, б. Определим критический диаметр для стали У7 (см. рис. 135, б). 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. 135, а) находим деление 10 и опускаем перпендикуляр до пересечения с линией идеального охлаждения. От точки а проводим горизонтальную линию влево до пересечения с линией заданной охлаждаю-

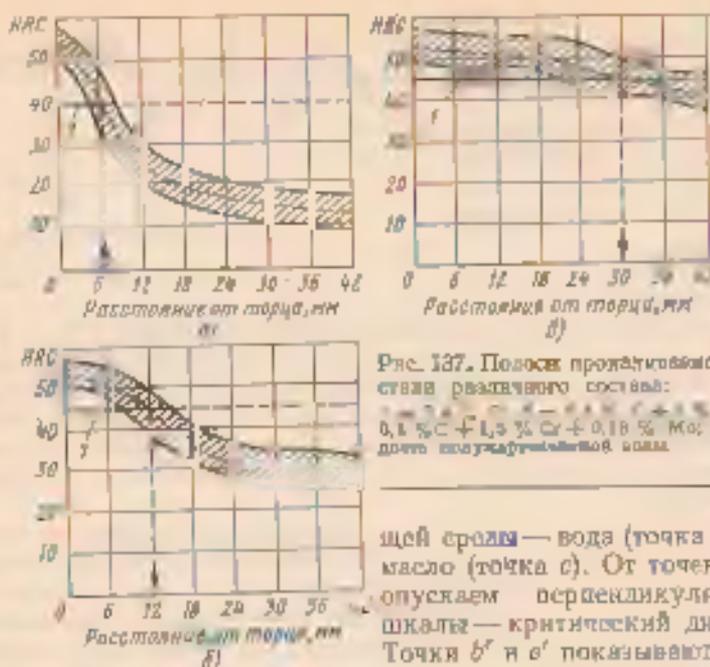


Рис. 137. Полосы прокаливаемости для стали равновесного состава:
 $0,4\% \text{ C} + 1,5\% \text{ Cr} + 0,18\% \text{ Mo}$; 1 — водородно-полукарбидной стали.

щей среды — вода (точка б) или масло (точка с). От точек б и с опускаем перпендикуляр до шкалы — критический диаметр. Точка б' и с' показывают искомый критический диаметр. На практике с достаточной точностью критический диаметр может быть определен по графину, представленному на рис. 136, б. Для этого на оси абсцисс откладывают расстояние от охлаждаемого торца до зоны, имеющей полумартенситную твердость, к восстакавливают перпендикуляр до пересечения с кривой для закалки в масле или воде. Горизонталь, проведенная от этой точки до ординаты, укажет величину $D_{\text{кр}}$. Например, для стали 2 (см. рис. 136) расстояние от торца до зоны с полумартенситной твердостью составляет 19 мм, тогда $D_{\text{кр}} = 75$ мм при закалке в воде и $D_{\text{кр}} = 50$ мм при закалке в масле (см. рис. 136, б).

Прокаливаемость даже одной и той же стали может колебаться в значительных пределах в зависимости от изменений химического состава, величины зерна, размера и формы наделения 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, содержащих 0,4 % С, наглядно показывающие влияние легирующих элементов, приведены на рис. 137.

Внутренние напряжения в закаленной стали. Внутренние напряжения при закалке стали возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердечника изделия (эти напря-

жения вызывают *тепловыми*¹, увеличению объема и неоднородности протекания мартенситного превращения по объему изделия. Напряжения, вызываемые этим превращением, называют *структурными*, или *фазовыми*.

Неодинаковое распределение температур по сечению изделия при быстром охлаждении сопровождается и неравномерным изменением объема. Поверхностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние. Однако сжатие поверхностных слоев препятствует внутренним слоям. 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. 138, а). Появление остаточных напряжений является результатом того, что временные напряжения вызывают не только упругую, но и в той или иной степени неоднородную 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_s мартенсит в первую очередь образуется на поверхности, где точка M_s 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 меняются в обратном порядке. В результате мартенситного превращения на поверхности образуются остаточные напряжения растяжения, а в сердцевине — напряжения сжатия (рис. 133, б). Эти остаточ-



Рис. 136. Схема линий остаточных напряжений:

а — тепловые; б — структурные; в — суммарные

¹ Только если тепловые напряжения возникают в тех случаях, когда отсутствуют фазовые превращения. Это наблюдается, например, при охлаждении стальной стали от температуры выше точки A_c .

ние напряжения, как и тепловое, возникают в результате появления под действием временных напряжений не только упругой, но и неоднородной по сечению остаточной деформация.

При закалке стали одновременно возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируются (рис. 138, а). В данной схеме тепловые напряжения превысили структурные, поэтому на поверхности образовались напряжения сжатия. Однако в зависимости от соотношения между тепловыми и структурными напряжениями могут получиться различные шпур суммарных напряжений, а в поверхностных слоях напряжения могут иметь разный знак и различную величину. Во многих случаях величина фазовых напряжений больше, чем величина 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 металлу 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_s и M_f . Для снижения структурных напряжений нужно замедлять скорость охлаждения ниже точки M_s и избегать перегрева стали.

Способы закалки. Наиболее широко применяют закалку в одном охладителе (см. рис. 131). 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_s , а затем быстро переносят в менее агрессивный 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.

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).

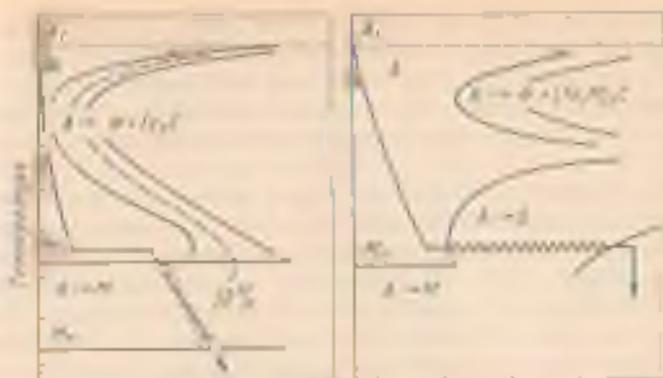


Рис. 139. Схемы ступенчатой закалки выстойной стали, содержащей 0,8% С (а), и вторичной закалки легированной стали (б)

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. 139, а) сталь после нагрева до температуры закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки M_s (обычно 180—250 °С), и выдерживают в ней сравнительно короткое время. Затем изделие охлаждают до нормальной 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 большого количества остаточного аустенита и возможности самоотпуска мартенсита, коробление в результате протекания мартенситного превращения почти одновременно во всех участках изделия в оловность появления трещины.

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 изделия на воздухе после выведения их из закалочной среды.

Ступенчатую закалку чаще применяют для инструмента из углеродистых сталей диаметром не более 8—10 мм (см. с. 350). Скорость охлаждения более крупного инструмента в среде с температурой выше точки M_s оказывается ниже критической скорости закалки, и аустенит претерпевает распад при высоких температурах.

Изотермическая закалка. Закалку по этому способу (рис. 139, в) выполняют в основном так же, как и ступенчатую, но в данном случае предусматривается более длительная выдержка в точке 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.

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 сопротивление хрупкому разрушению.

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 °С, 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 или в селитру (0,2—1,2 %) с помощью специального приспособления при погружении в них нагретого для закалки изделия вызывает кипение и увеличение ок-

рости охлаждения в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения возрастает при температуре 400—450 °С в 4—5 раз, а при температуре 300 °С — в 2 раза.

Охлаждение в расплавах солей, если предварительно детали нагревались в расплавленных солях (т. е. солях, не вызывающих окисления), позволяет получать чистую поверхность светло-серого цвета. Закалку по этому способу называют *солевой*.

Обработка стали холодом. В закаленной стали, особенно содержащей более 0,4—0,5 % С, у которой точка M_s лежит ниже нуля (см рис. 120), всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, наносостоятельность 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 выдержке закаленной стали до температур ниже нуля.

Понижение температуры до точки M_x (—30——70 °С) для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость HRC сталей с 0,8—1,1 % С на 1—3 единицы. Однако одновременно возрастает напряжение, поэтому изделия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом выполняют отпуск.

Выдержка стали после закалки при нормальной температуре более 3—6 ч стабилизирует аустенит, и поэтому он менее полно превращается в мартенсит при дальнейшем охлаждении и уменьшает эффект обработки холодом. Поэтому обработку холодом выполняют сразу после закалки.

Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементуемых 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 заключительной 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 быстрее, чем выше температура отпуска. Так, например, осевые напряжения в цилиндрическом образце из стали, содержащей 0,3 % С, в результате отпуска при 550 °С уменьшаются с 600 до 80 МПа. Так же сильно уменьшаются тангенциальные и радиальные напряжения.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при 550 °С в течение 15—30 мин. После выдержки в те-

чение 1 Б ч вприжимка снижаются до минимального значения, которое может быть достигнуто отпуском при данной температуре.

Скорость охлаждения после отпуска также оказывает большое влияние на остаточные напряжения. Чем медленнее охлаждать, тем меньше остаточные напряжения. Ускоренное охлаждение после отпуска при 550—650 °С повышает предел выносливости за счет образования и равномерности слоя остаточных напряжений сжатия. Однако изделия сложной формы во избежание их коррозии после отпуска при высоких температурах следует охлаждать медленно, а изделия из легированных сталей, склонных к обратимой отпускной хрупкости, после отпуска при 500—650 °С во всех случаях следует охлаждать быстро.

Основное влияние на свойства стали оказывает температура отпуска. Различают три вида отпуска.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят при нагреве до 250 °С. При этом снижаются закалочные макронапряжения; мартенсит акалки превращается в отпусченный мартенсит, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,6—1,3 % С) после низкого отпуска сохраняет твердость 58—63 HRC, а следовательно, высокую износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок.

Низкотемпературному отпуску подвергают режущий и измерительный инструмент на углеродистых и низколегированных сталях, а также детали, претерпевшие поверхностную закалку, цементацию, днакровка или интродоментацию. Реже низкий отпуск применяют для среднеуглеродистых сталей (0,3—0,45 % С). Продолжительность отпуска составляет обычно 1—2,5 ч, а для изделий больших сечений и измерительных инструментов назначают более длительный отпуск.

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350—500 °С и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие пределы упругости и выносливости и релаксационную стойкость. Структура стали после среднего отпуска — троостит отпуска или троостит мартенсит, твердость стали 40—50 HRC. Температуру отпуска надо выбирать таким образом, чтобы не вызвать необратимой отпускной хрупкости.

Охлаждение после отпуска при 400—450 °С следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводят при 600—680 °С. Структура стали после высокого отпуска — сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Таблица 3

Влияние термической обработки на механические свойства стали с 0,41% С

Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,1}$	δ	ψ	K _{IC} , МДж/м ^{3/2}	KV
	МПа		%			
Отжиг	650	450	20	65	0,6	187
Нормализация	730	470	21	60	0,8	198
Закалка и отпуск при 600 °С	970	850	8,0	55	1,0	280
Закалка и отпуск при 550 °С	950	800	10	60	1,1	289
Закалка и отпуск при 600 °С	870	700	13	65	1,3	265

Закалка с высоким отпуском (по сравнению с нормализацией или отжигом) повышает временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость (табл. 3). Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3—0,6% С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования по пределу выносливости и ударной вязкости. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу развития трещин и снижая температуру порога хладноломкости. Трещиностойкость K_{IC} после улучшения — 250—350 МПа·м^{1/2}.

Отпуск при 550—600 °С в течение 1—2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Длительность высокого отпуска составляет 1—6 ч в зависимости от размера изделия.

6. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА (ТМО)

Термомеханическая обработка (ТМО) заключается в сочетании пластической деформации стали в аустенитном состоянии и закалкой. Формирование структуры закаленной стали при ТМО происходит в условиях повышенной плотности и оптимального распределения дислокаций, обусловленных условиями горячей (желтовой) деформации.

Различают два основных способа термомеханической обработки.

По первому способу, называемому *высокотемпературной термомеханической обработкой* (ВТМО), сталь деформируют при температуре выше A_{c1} (рис. 140, а), при которой сталь имеет аустенитную структуру. Степень деформации составляет 20—30% (при большей деформации развивается рекристаллизация, снижающая механические свойства). После деформации следует немедленная закалка во избежание развития рекристаллизации.

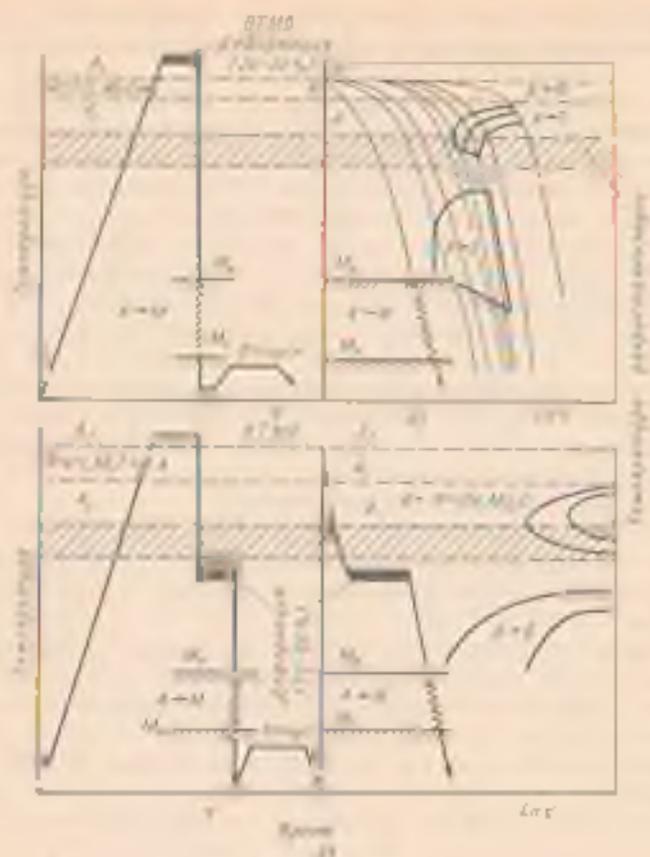


Рис. 140. Схема термомеханической обработки стали:
 а — ВТМО; б — НТМО

По второму способу (получаемому гораздо меньше распроектирование), называемому *низкотемпературной термомеханической обработкой* (НТМО), сталь деформируют в температурном диапазоне существования переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости ($400\text{--}600\text{ }^\circ\text{C}$); температура деформации должна быть выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации (рис. 140, б). Степень деформации обычно составляет $75\text{--}95\%$. Закалку осуществляют сразу после деформации.

После закалки в обоих случаях следует низкотемпературный отпуск ($100\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$). Такая комбинированная ТМО позволяет получить очень высокую прочность ($\sigma_B = 2200\text{--}3000\text{ МПа}$) при хорошей пластичности и вязкости ($\delta = 6\text{--}8\%$, $\Phi = 50\text{--}60\%$).

После обычной закалки и низкого отпуска $\sigma_B = 2000\text{--}2200\text{ МПа}$, $\delta = 3\text{--}4\%$.

Очень важно, что одновременно с повышением прочности после ТМО возрастают пластичность и сопротивление разрушению.

Чаще применяют ВТМО, которая обеспечивает наряду с высокой прочностью высокое значение K_{II} (см. рис. 166), работу распространения трещины КСТ, сопротивление усталости, снижающую критическую температуру хрупкости t_{ch} , чувствительность к концентраторам напряжений и необратимой отпускной хрупкости. Высокая конструктивная прочность после ВТМО объясняется наследственной передачей развитой дислокационной структуры горячедеформированного аустенита, образующегося при последующей закалке мартенситу и образовавшейся фрагментированной субструктуры в дислокационных границах. ВТМО осуществляется в цехах прокатного производства на металлургических заводах. Например, ВТМО применяют при упрочнении прутков для нефтяных насосных штанг, рессорных полов, труб и пружин.

В. ДЕФЕКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

К основным дефектам, которые могут возникнуть при закалке стали, относятся трещины в изделии — внутренние или наружные.

Трещины. Трещины образуются при закалке в тех случаях, когда внутреннее растягивающее напряжение, возникающее в результате мартенситного превращения, превышает сопротивление стали разрушению. Трещины образуются при температурах ниже точки M_s , 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 вырезы, углубления, выступы и т. д.).

Трещины — неоправданный дефект. Для предупреждения их образования рекомендуется: при конструировании изделий избегать резких выступов, заостренных углов, резких переходов от толстых сечений к тонким и т. д.; закалка с возможно более низких температур для деталей, прокаливающихся полностью; медленное охлаждение в мартенситном интервале температур, достигаемое ступенчатой закалкой; изотермическая закалка и выполнение отпуска 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 наблюдается при неравномер-

вом и трезмерно высоком нагреве под закалку, неправильном положении детали при погружении в закалочную среду и высокой скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Исключение этих причин значительно уменьшает коробление.

Коробление труднее устранить в длинных и толстых изделиях. Для уменьшения коробления такие детали охлаждают при закалке в зажатом состоянии (в штампах, прессах и приспособлениях). В момент протекания мартенситного превращения сталь разупрочняется. В таком состоянии она легко пружинит в штампе.

Размеры изделия после закалки даже при отсутствии коробления не совпадают с исходными значениями. Вызываемую этим изменением деформацию можно уменьшить подбором соответствующего состава стали и условий термической обработки.

7. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА

При поверхностной закалке на некоторую (заданную) глубину закаливается только поверхностный слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости обрабатываемого изделия. Сердцевина остается мягкой и воспринимает ударные нагрузки. В практике более часто применяют поверхностную закалку с индукционным нагревом током высокой частоты (ТВЧ).

Закалка с индукционным нагревом. Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуцируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле.

Для нагрева изделие устанавливают в индуктор (соленоид), представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис. 141, а). Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное

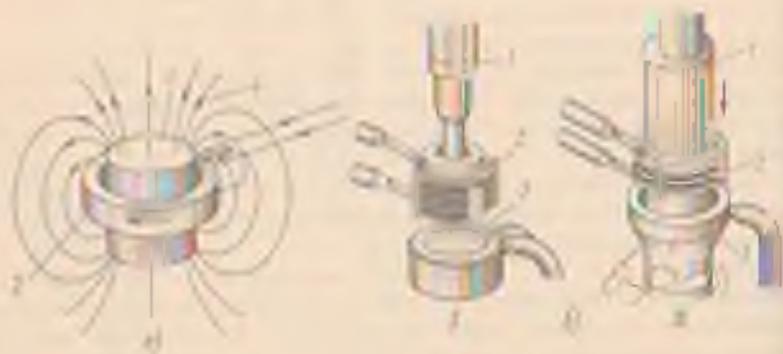


Рис. 141. Индукционный нагрев.

а — схема индукционного нагрева; б — установка; 1 — изделие; 2 — при поверхностном нагреве или обрабатываемой деталью; 3 — при непрерывном последовательном нагреве; в — детали; 1 — индуктор; 2 — стержень; 3 — элемент ядра магнитного поля

ное поле. В результате явления индукции в поверхностном слое движутся вихревые токи и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулевой теплоты. Плотность индуцированного 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 , магнитной проницаемости μ и электрического сопротивления ρ нагреваемого металла:

$$x = 4,46 \cdot 10^3 \sqrt{\rho / (\mu f)}$$

Глубина проникновения тока увеличивается с повышением температуры и наиболее резко возрастает при температуре, лежащей выше точки Кюри (768 °С), вследствие резкого уменьшения магнитной проницаемости при переходе стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние. Для 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 мм оптимальная частота тока составляет 50 000—60 000 Гц, для слоя толщиной 2 мм — 15 000 Гц и для слоя толщиной 4 мм — всего ~ 4000 Гц.

Глубина закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической точки A_{c1} , глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек и при охлаждении не упрочняются (рис. 142). При необходимости повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда деталь работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5—3 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.



Рис. 142. Распределение температуры при индукционном нагреве и твердости после закалки по сечению изделия:

A — закалка; Ф — феррит; М — мартенсит; П — перлит

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 проводят на специальных установках, которые обычно механизированы и автоматизированы.

При больших скоростях нагрева (50—350 °C/c) превращение перлита в аустенит сдвигается в область высоких температур (см. рис. 105), поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает 1,5—3,0 °C/c. Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше должна быть температура для достаточно полной аустенитизации и получения при охлаждении нормальной 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/c — 880—920 °C, а со скоростью 500 °C/c — 980—1020 °C.

Охлаждающую жидкость (воду, водные растворы полимеров) для закалки обычно подают через душевое устройство (спрейер).

Существуют следующие способы закалки с индукционным нагревом:

1) одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности; этот метод применяют для заделок (см. рис. 141, б, Л), имеющих небольшую упрочняемую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты);

2) последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; данный метод используют при закалке шеек колесчатых 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. 141, б, И). По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160—200 °C, вередко 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, 40XН, 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 (60 HRC), а в сердцевице, поскольку здесь скорость охлаждения меньше критической, — сорбит или троостит, что значительно упрочняет ее (30—40 HRC, $\sigma_n = 1200 \div 1300$ МПа).

Для глубинного нагрева используют специально разработанные стали повышенной или регламентированной прокаливаемости. Это достигается ограничением содержания примесей (Mn, Cr, Ni и др.), волочением мелкого и устойчивого зерна аустенита за счет введения в стали нерастворимых частиц AlN, TiC и др. Чаще применяют стали повышенной прокаливаемости (55ПП), содержащие 0,55—0,63 % С и менее 0,5 % примесей Si, Mn, Cr, Ni и регламентированной прокаливаемости (47ПТ), 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 высокой концентрации энергии в зоне нагрева, и поэтому удельная мощность составляет 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, большую 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 индукционным нагревом действительное зерно аустенита мельче (балл 11—12), чем при обычной закалке с печным нагревом (балл 7—10). Предварительное улучшение или нормализация, при которых можно получить мелкодисперсную исходную структуру, и использование высоких скоростей нагрева (500—1000 °C/с) при аустенитизации позволяют получить особо



Рис. 149. Схема влияния остаточных напряжений на напряжения от внешней нагрузки:

1 — напряжения от внешней нагрузки; 2 — остаточные напряжения (сжатия); 3 — результирующие напряжения

мелкое зерно цементита (балл 14—15) и мартенсита. Сталь с таким зерном обеспечивает высокую прочность ($\sigma_s = 2500$ МПа) и пластичностью ($\delta = 20\%$).

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 100 МПа (100%), а после поверхностной закалки — 420 МПа (285%). Повышение предела выносливости обусловлено образованием в закалочном слое остаточных напряжений сжатия (500—600 МПа).

Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений (рис. 143).

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 (см. рис. 143).

Индукционный нагрев сокращает длительность термической обработки и создает условия для автоматизации процесса и обеспечивает возможность выполнения термической обработки непосредственно в начальной стадии механической обработки без разрыва технологического цикла.

Особенно эффективен этот метод для серийного и массового производства. В то же время он экономически невыгоден для закалки единичных деталей, для каждой из которых требуется изготовить собственный индуктор и подобрать режим обработки. Закалки с индукционным нагревом находят широкое применение в промышленности. Например, многие детали автомобилей и тракторов подвергаются индукционной закалке (см. с. 335).

Закалки 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 °С). Благодаря высокой значительного количества теплоты поверхность изделия быстро нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина детали не успевает нагреться. Последующее быстрое охлаждение обеспечи-

выст закалку поверхностного слоя. В качестве горючего используют ацетилен, сжиженный и природный газы, а также керосин. Для нагрева используют газовые горелки (включая одну отверстие в фланге шланга) и многослойные.

Толщина закаленного слоя обычно 2—3 мм, а его твердость для стали $\approx 0,45\text{--}0,5\%$ С 50—56 HRC. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в выходящих слоях троостомартенсит. Газопламенная закалка вызывает меньше деформации, чем объемная закалка. Процесс газопламенной закалки можно автоматизировать и включить в общий потас закалки методом индукции. Для крупных деталей этот способ закалки часто более удобен, чем закалка с индукционным нагревом.

Лазерная закалка при нагреве лазером. Лазеры — это генераторы света (квантовые генераторы оптического диалазона). В основу их работы положено усиление электромагнитных колебаний с помощью индукционного излучения атомов (молекул). Лазерное излучение монохроматично, распространяется очень узким пучком и характеризуется чрезвычайно высокой когерентной энергией. Для промышленных целей применяют наиболее часто CO_2 -лазер непрерывно выходящего типа мощностью 0,5—5 кВт. Промышленные лазеры для термической обработки освоены на трансформации световой энергии в тепловую.

Под воздействием лазерного излучения за короткой промежуток времени ($10^{-2}\text{--}10^{-1}$ с) поверхность детали из стали как тугоплавная нагревается до очень высоких температур. Распространение теплоты в глубь металла осуществляется путем теплопроводности. После прекращения действия лазерного излучения происходит закалка нагретых участков, благодаря интенсивному отводу теплоты в глубь металла (самозакалка). Скорость охлаждения составляет $10^3\text{--}10^4\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$.

Нагрев лазером для термической обработки осуществляется при удельной мощности $10^3\text{--}10^6\text{ Вт}/\text{см}^2$. Для снижения отражательной способности поверхности металла и следовательно, повышения эффективности лазерного нагрева за поверхность наносит тонкие слои сульфидов (Fe_2S_3), фосфатов ($\text{Mg}_3(\text{PO}_4)_2$, $\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2$), а также сажи, коллоидный раствор углерода в ацетоне и другие материалы и краски.

Нагрев может осуществляться лазером непрерывного и импульсного излучения. При импульсном излучении зона лазерного воздействия имеет форму круга диаметром D (рис. 144, а), а при непрерывном — полосу шириной до 3 мм (рис. 144 а, в). Для обработки поверхности необходимо сканировать луч с взаимным перекрытием (рис. 144, а) или без перекрытия зон упрочнения. При обработке с перекрытием пятен имеются зоны многократного нагрева и зоны отпуски (нагрев ниже A_{c1}) с повышенной твер-

* Отношение ширины обработки S к диаметру D единичной зоны лазерного излучения $K = S/D$ имеет название коэффициента перекрытия.

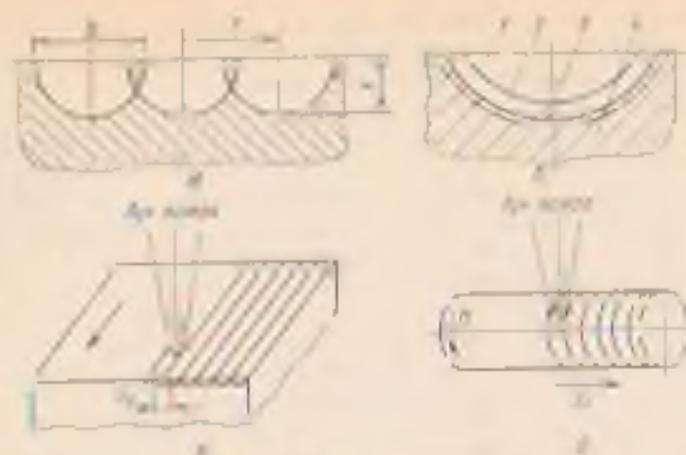


Рис. 144. Схемы нагрева лазером для поверхностной закалки.

а — схема расфокусировки для термического воздействия (D — диаметр зоны действия лазера, v — скорость обработки, h — толщина упрочненного слоя); б — схема обработки зоны термического воздействия (D — диаметр лазерного луча, v — скорость обработки, h — толщина упрочненного слоя); в — схема обработки с оплавлением поверхности (D — диаметр лазерного луча, v — скорость обработки, h — толщина упрочненного слоя); г — обработка цилиндрической детали в продольной плоскости детали с шагом Δx ; v — скорость цилиндрической детали в продольной плоскости детали $S_{\text{д}}$.

достью. Толщина упрочненного слоя не превышает 0,1—0,15 мм. Метод малопродуктивный.

Лазеры непрерывного излучения (рис. 143, в, г) более производительны и обеспечивают равномерность упрочнения. Скорость обработки поверхности составляет 10^3 — 10^4 мм/мин. При перекрытии полос также образуются зоны отпуска, поэтому в некоторых случаях полосы накладываются на некотором расстоянии друг от друга.

В зависимости от плотности мощности лазерного излучения нагрев осуществляется как с расплавлением металла, так и без него. Критическая удельная мощность, выше которой происходит оплавление поверхности, составляет $(2-6) \cdot 10^4$ Вт/см². Чем выше мощность излучения, меньше диаметр пятна и скорость перемещения, тем больше толщина упрочненного слоя. Наибольшая толщина слоя без оплавления стали не превышает 1,5—2,0 мм, а чугуна — 1,0—1,5 мм. При обработке с оплавлением толщина упрочненного слоя больше.

Структура по толщине зоны лазерного воздействия на среднеуглеродистых (0,35—0,45 % C) сталях включает (рис. 144, б):

- 1) зону плавления, состоящую чаще из дендритных кристаллов мартенсита, — H800—850;
- 2) зону термического влияния (нагрев до температуры вышележающей A_{c1}), состоящую из белого нестравляющегося слоя азотисто-углеродистого мартенсита¹ с твердостью H800; нижняя граница слоя

¹ Насыщение мартенсита азотом происходит из воздуха при высоких температурах.

определяется зоной неполной закалки (нагрев в интервале температур A_{c1} — A_{c2}) со структурой мартенсит и феррит;

3) зону *отпуска* с пониженной твердостью (H500—650);

4) *зону исходной структуры и твердости*.

Твердость после обработки лазером высокоуглеродистых сталей (У8, У10, ШХ15 и др.) достигает H1000—1100.

Поверхностная закалка при нагреве лазером без оплавления повышает в 2—4 раза (в зависимости от стали) износостойкость, в 70—80 % предел выносливости при изгибе и на σ_{-1} —70 % — предел контактной выносливости.

Лазерную обработку успешно применяют для поверхностного упрочнения отливок из перлитного серого, ковкого и высокопрочного чугунов. Благодаря оплавлению поверхности и образованию ледебуритной эвтектики (отбел чугуна) и мартенситного подслоя твердость на поверхности достигает H750—800. Частичное оплавление ухудшает чистоту поверхности. При отсутствии оплавления твердость после нагрева лазером повышается в результате закалки тонкого поверхностного слоя.

Лазерная закалка — перспективный метод упрочнения сложных изделий, сложность изготовления которых ограничивается износостойкостью и сопротивлением усталости, когда их закалка другими методами затруднена.

Вопросы для самопроверки

1. Установите температуру полного отпуска сталей, содержащих 0,30 и 0,6% С. Какое влияние отпуска?
2. Как изменяются механические свойства и характер структуры после полного отпуска?
3. Какую сталь нужно при отпуске охлаждать в масле — углеродистую или легированную? Почему?
4. Зачем и как проводится процесс формирования конструктивных углеродистых и легированных сталей?
5. Как можно снизить твердость легированных сталей, сохраняя удовлетворительную структуру после проката (ковки)?
6. В каких случаях рекомендуется процесс нормализации?
7. На каких температурах Fe—Fe₃C доминируют температуры закалки доэвтектоидных и эвтектоидных сталей. Почему различие на этих температурах?
8. На диаграмме концентрационно-распада переохлажденного эвтектики нарисуйте кривые охлаждения для различных способов закалки. Зачем применяется закалка?
9. Каким образом можно избежать закалочных трещин? Какие причины трещины для закалки, какие их последствия и предупреждение?
10. Установите режим закалки стали, содержащей 0,4 и 1,0% С (температура закалки, температура охлаждения, способ охлаждения).
11. Как влияет температура закалки на устойчивость перформансов? Какие параметры, зависимость к прочности стали?
12. Какая сталь применяется на большую глубину: 1) 0,45% С; 2) 0,45% С и 1,0% Cr; 3) 0,45% С, 1,0% Cr, 2,0% Ni и 0,4% Mn? Почему?
13. Определите критический диаметр для структуры 50 и 95% мартенсита стали, указанных на рис. III, после закалки в воду и масло.
14. Тонкая фольга из стали, содержащей 1% С, испытывает коробление при закалке в воду. Какой метод закалки следует применять, чтобы избежать коробления?

13. Какую структуру должна иметь сталь после термической обработки для обеспечения высокой пластичностью прочности?

16. Какие преимущества перед обычной закалкой имеет термическая обработка и почему?

17. Для каких деталей рекомендуется поверхностная закалка при индукционном и лазерном нагреве?

18. Почему после поверхностной закалки повышается предел выносливости?

19. Почему температура под закалку при индукционном нагреве обычно при нагреве в печи? В каком случае будет более медленное остывание?

20. Как проводится и каковы преимущества закалки при глубоком индукционном нагреве?

21. Устойчиво резаны отпуски для резки из стали, содержащей 1% С и шатуна из стали с 0,45% С.

ГЛАВА XII. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Химико-термической обработкой (поверхностным легированием) называют обработку, заключающуюся в сочетании термического и химического воздействия на металлы и сплавы для изменения химического состава структуры и свойств в поверхностных слоях.

Химико-термическая обработка (ХТО) сводится к диффузионному насыщению поверхностного слоя стали неметаллами (С, N, Si, В и др.) или металлами (Cr, Al и др.) в процессе выдержки при определенной температуре в активной жидкой или газовой среде.

При ХТО одновременно протекают несколько процессов:

1) образование в окружающей среде (или в отдельном реакционном объеме) диффундирующего элемента в атомарном (ионизированном) состоянии; насыщающая атмосфера должна обеспечивать высокую концентрацию диффундирующего элемента на поверхности обрабатываемого металла (изделия). Количество атомов, поступающих из насыщающей среды в металл, в основном определяется скоростью химических реакций (или испарения) связанной с выделением насыщающего вещества;

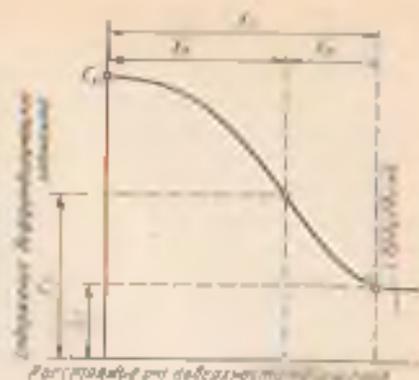
2) адсорбция атомов (ионов) на поверхность металла с образованием химических связей между ионами насыщающего элемента и основного металла (хемосорбция);

3) диффузия адсорбированных атомов от поверхности в глубь обрабатываемого металла (изделия).

В результате диффузии образуется *диффузионный слой*, под которым понимают слой материала детали у поверхности насыщения¹, отличающийся от основного по химическому составу, структуре и свойствам.

¹ Поверхностно насыщенная часть поверхности детали или ее часть, которая при химико-термической обработке взаимодействует с окружающей активной средой.

Рис. 145. Схема диффузионного слоя:
 δ_0 — общая толщина диффузионного слоя;
 δ_1 — эффективная толщина диффузионного слоя; δ_2 — толщина переходной зоны диффузионного слоя; C_0 — концентрация насыщения элемента на поверхности; C_1 — концентрация диффундирующего элемента в глубине металла (концентрация C_2 — содержание диффундирующего элемента (или другого легирующего элемента), уступающего для δ_2



Концентрация диффундирующего элемента уменьшается от поверхности в глубь металла (рис. 145). Как следствие этого изменяется структура и свойства. При насыщении металла, например железа, различными элементами строение слоя подчиняется общему правилу, согласно которому диффузия вызывает образование однофазных слоев, соответствующих однофазным областям диаграммы фазового равновесия Fe—M (M — любой другой элемент), пересекаемых изотермой при температуре насыщения. Диффузионный слой образуется в той же последовательности, что и однофазные области на диаграмме состояний при данной температуре насыщения. При переходе от одной фазы к другой отмечается скачок концентрации, соответствующий ширине двухфазной области на диаграмме фазового равновесия.

Ток же это на диаграммах состояния железо — диффундирующий элемент (Cr, Al, Si и др.). При температуре t_1 (рис. 146) диффузия протекает в решетке α без фазовых превращений. Следовательно, при температуре насыщения существует только α -твердый раствор и концентрация диффундирующего элемента

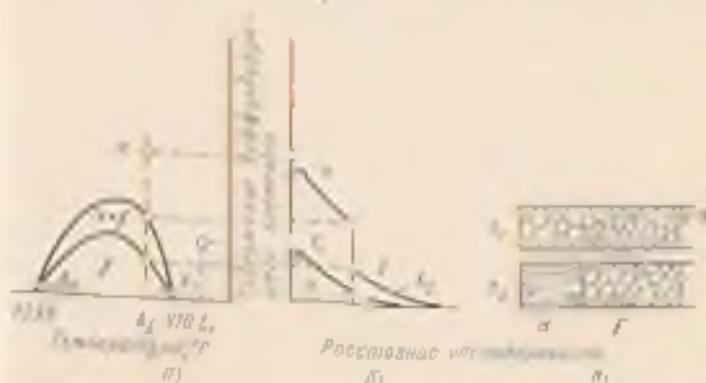


Рис. 146. Схема диаграммы состояния железо — диффундирующий элемент (а), изменение концентраций диффундирующего элемента по толщине слоя (б) и слоя микроструктуры диффузионного слоя (в) при t_1 и t_2

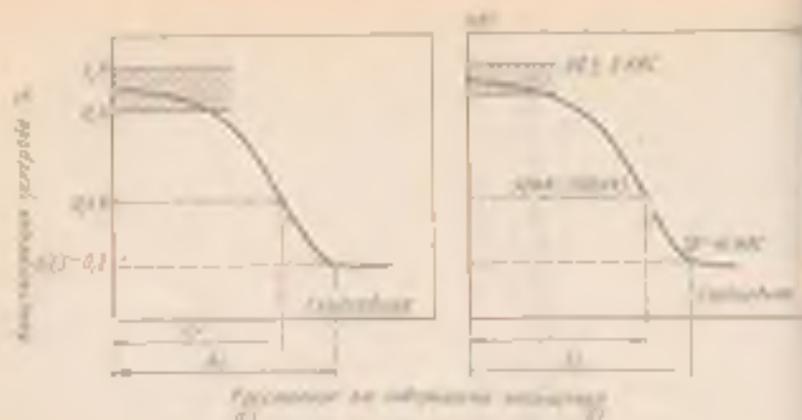


Рис. 148. Схема распределения углерода (а) и твердости после закалки и медленного отпуска (б) по толщине цементованного слоя;

x_0 — эффективная толщина слоя; x_0 — общая толщина слоя.

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 (CO ; CH_4 и др.). Атомарный углерод адсорбируется поверхностью стали и диффундирует в глубь металла.

При температуре цементации (выше точки A_{c_1}) диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения — из продуктов его распада — феррита и цементита. При этом концентрация углерода не достигает предела насыщения при данной температуре.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по толщине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис. 148, а). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рис. 149, а): азавтектоидную, состоящую из перлита и вторичного цементита (1), образующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную (2), состоящую из одного пластинчатого перлита, и доэвтектоидную зону (3), состоящую из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине.

За эффективную толщину цементованного слоя часто принимают сумму азавтектоидной и половины переходной (доэвтектоидной) зон (до содержания 0,45 % С), что соответствует 50 НЕС (см. рис. 148, б). Для многих изделий эффективная толщина слоя принимается после закалки до HV500 или HV700 для ответственных деталей.

Опыт показывает, что эффективная толщина цементованного слоя для деталей, изготавливаемых из стали с содержанием

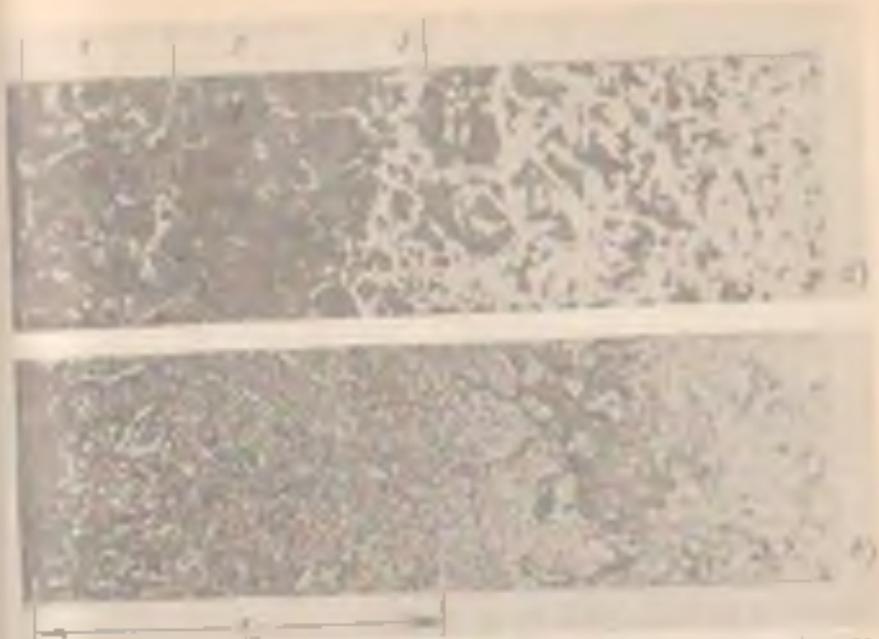


Рис. 149. Микроструктура цементованного слоя после медленного охлаждения (а) и валаван (б), $\times 200$.
 1 — цементованная зона (10%); 2 — цементованная зона (10%); 3 — цементованная зона (10%); 4 — цементованная зона (10%); 5 — цементованная зона (10%); 6 — цементованная зона (10%); 7 — цементованная зона (10%); 8 — цементованная зона (10%); 9 — цементованная зона (10%); 10 — цементованная зона (10%)

$< 0,17\% \text{ C}$, составляет 15 % наименьшей толщины или диаметра цементуемого сечения. При содержании в стали $> 0,17\% \text{ C}$ толщину слоя уменьшают до 5—9 %, а для деталей работающих на износ, испытывающих больших удельных нагрузок, — до 3—4 % от наименьшей толщины или диаметра цементуемого сечения.

Концентрация углерода в поверхностном слое должна составлять 0,8—1,0 %. Для получения высокой контактной усталостной стойкости углерода может быть повышено до 1,1—1,2 %. Более высокая концентрация углерода вызывает ухудшение механических свойств цементуемого изделия ($\sigma_{\text{изл}}$, $\sigma_{\text{из}}$, $K_{\text{из}}$).

В случае цементации сталей, легированных карбидообразующими элементами, при температуре диффузии возможно образование двухфазного слоя из аустенита и карбида глобулярной формы. На толщину слоя легирование элементы в том количестве, в котором они присутствуют в цементуемых сталях, практически не влияют.

Цементации твердым карбюризатором. В этом процессе песчаной средой является древесный уголь (дубовый или березовый) в зернах размером 3,5—10 мм или каменноугольный полукокс и торфяной кокс к которым добавляю активизаторы

углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированную соду (Na_2CO_3) в количестве 10—40 % массы угля.

Широко применяемый карбюризатор состоит из дровяного угля, 20—35 % BaCO_3 и ~3,5 % CaCO_3 , который добавляют для предотвращения спекания частиц карбюризатора. 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 цементной сетки на поверхности.

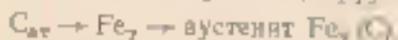
Детали, подлежащие цементации, после предварительной очистки укладывают в ящики: сварные стальные или, реже, литые чугунные прямоугольной или цилиндрической формы. При упаковке изделий на дно ящика насыпают и утрамбовывают слой карбюризатора толщиной 20—30 мм, на который укладывают первый ряд деталей, выдерживая расстояния между ними и до боковых стенок ящика 10—15 мм. Затем насыпают 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 изделия. Продолжительность выдержки при температуре цементации для ящика с минимальным размером 150 мм составляет 6,5—8,5 ч для слоя толщиной 700—900 мкм и 9—11 ч для слоя толщиной 1200—1500 мкм. При большем размере ящика (минимальный размер 250 мм) для получения слоя толщиной 700—900 мкм продолжительность выдержки равна 7,5—8,5 ч, а при толщине 1200—1500 мкм — 11—14 ч.

После цементации ящика охлаждают на воздухе до 400—500 °C и затем раскрывают.

Цементация стали осуществляется 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 $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$

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:



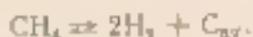
Газовая цементация. Этот процесс осуществляют в нагревом изделия в среде газов, содержащих углерод. Газовая цементация имеет ряд преимуществ по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе, поэтому ее широко применяют на заводах, изготовляющих детали малыми партиями.

В случае газовой цементации можно получить заданную концентрацию углерода в слое; сокращается длительность процесса, так как отпадает необходимость прогрева шихтов, выполненных из теплопроводным карбюризатором; обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процессов и значительно упрощается последующая термическая обработка деталей, так как закалку можно проводить непосредственно на цементационной печи.

Наиболее качественная 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:



При высоком содержании в атмосфере метана возможна реакция:



Процесс ведут при температуре 910—930 °С 6—12 ч (толщина слоя 1000—1700 мкм).

В серийном производстве газовую цементацию обычно проводят в шахтных печах. Необходимая для газовой цементации атмосфера создается при подаче в камеру печи жидкостей, богатых углеродом (керосин, скинтин, солярка и т. д.). Углеводородные соединения при высокой температуре разлагаются с образованием цементующего газа.

В крупносерийном и массовом производствах газовую цементацию проводят в безмуфельных печах непрерывного действия. В этих установках весь цикл термической обработки (цементация, закалка и быстрый отпуск) полностью механизирован и автоматизирован. В печах непрерывного действия для цементации применяют эндотермическую атмосферу, в которую добавляют природный газ, об. %: 95—97 индогаза (20 % CO , 40 % H_2 и 40 % N_2)¹ и 3—5 природного газа.

Основное преимущество эндотермической атмосферы — возможность автоматического регулирования углеродного потенциала, под которым понимают ее науглероживающую способность, обеспечивающую определенную концентрацию углерода на ро-

¹ Применяют также экзо-эндотермическую атмосферу следующего состава, об. %: 20 CO , 20 H_2 и 60 N_2 .

верхности цементованного слоя. Углеродный потенциал эндотермической атмосферы устанавливают по точке росы¹, содержащую в ней CO_2 или O_2 .

При небольшом содержании в эндотермической атмосфере (до 5 об. %) CH_4 не участвует непосредственно в процессе насыщения поверхности детали углеродом, а увеличивает содержание в атмосфере CO ,



Для сокращения длительности процесса в промышленности широко используют газовую цементацию, при которой углеродный потенциал атмосферы вначале поддерживают высоким, обеспечивающим получение в поверхностном слое детали 1,2—1,3 % С (активный период), а затем его снижают до 0,8 % (диффузионный период).

При использовании этого метода цементации следует иметь в виду, что снижение содержания углерода в слое с 1,2—1,3 до 0,8 % происходит только за счет углерода, растворенного в аустените. Снижение в аустените концентрации углерода и легирующих элементов (в результате образования карбидов) приводит к уменьшению закаляемости и прокаливаемости цементованного слоя и в итоге к ухудшению механических свойств обрабатываемого изделия. В процессе газовой цементации в эндотермической атмосфере в сталь может диффундировать кислород. Это приводит к окислению, например, Cr, Mn, Si и других элементов поверхностного слоя стали ($\delta = 20-30$ мкм), обладающая 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 трещиноватая сетка и оксиды, что понижает его твердость в предел выносливости стали.

Скорость газовой цементации при температуре 930—950 °C составляет 0,12—0,15 мм/ч при толщине слоя до 1500—1700 мкм.

Термическая обработка стали после цементации и свойства цементованных деталей. Окончательные свойства цементованных деталей достигаются в результате термической обработки, выполняемой после цементации. Этой обработкой можно исправить структуру и измельчить зерно сердцевинки и цементованного слоя, неизбежно увеличивающееся во время длительной выдержки при высокой температуре цементации, получить высокую твердость в цементованном слое и хорошо механические свойства сердцевинки; устранить карбидную сетку в цементованном слое,

¹ Точка росы — температура, при которой начинается конденсация содержащихся в атмосфере водяных паров; измеряется специальным прибором.

которая может возникнуть при насыщении его углеродом до соответствующей концентрации.

В большинстве случаев, особенно при обработке вследствие мелкозернистых сталей, применяют закалку от 820—850 °С.

Это обеспечивает измельчение зерна и полную закалку цементованного слоя и частичную перекристаллизацию и измельчение зерна сердцевины. После газовой цементации часто применяют закалку без повторного нагрева, а непосредственно из печи после остуживания изделий до 840—860 °С для уменьшения коробления обрабатываемых изделий. Такая обработка не исправляет структуры цементованного слоя и сердцевины, поэтому непосредственную закалку применяют только в том случае, когда изделия изготовлены из мелкозернистой стали. Для уменьшения деформации цементованных изделий выкладывают также непосредственную закалку в горячем масле (160—180 °С).

После цементации термическая обработка иногда состоит из двойной закалки и отпуска. Первую закалку (или нормализацию) с нагревом до 880—900 °С (выше точки A_{c2} сердцевины) осуществляют для исправления структуры сердцевины. Кроме того при нагреве в поверхностном слое в аустените растворяется цементная сетка, которая уже вновь при быстром охлаждении не образуется. Вторую закалку проводят с нагревом до 760—780 °С для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Недостаток такой термической обработки заключается в сложности технологического процесса, возможном короблении, возникающем в изделиях сложной формы, в возможном окислении и обезуглероживании.

В результате термообработки поверхностный слой приобретает структуру мелкозернистого мартенсита (рис. 149, б) в изолированных участках остаточного аустенита (до 30—50 %). Большое значение имеет прокаливаемость цементованного слоя, под которой понимают способность стали образовывать структуру мартенсита с 59—62 HRC на заданном расстоянии от поверхности. Образование в цементованном слое карбидов и внутреннее окисление, уменьшая количество легирующих элементов в аустените, снижает прокаливаемость цементованного слоя. Карбиды дополнительно уменьшают прокаливаемость, играя роль готовых центров распада аустенита, снижая его устойчивость. Недостатком образования карбидной сетки, резко повышающей хрупкость слоя. Изолированные карбиды также могут снижать вязкость цементованной стали, особенно в углубах и на торцах деталей. Увеличение устойчивости охлаждения повышает прокаливаемость слоя.

Заключительной операцией термической обработки цементованных деталей во всех случаях является выдержка при 160—180 °С, переводящая мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения.

Структура сердцевины изделия из углеродистой стали состоит из сорбита, а легированных сталей — из низкоуглеродистого

картепента или нижнего бейнита. Низкоуглеродистый мартенсит обеспечивает повышенную прочность и достаточную вязкость сердцевины. Сохранение обособленных участков или сгустки феррита нежелательно, так как это сопровождается снижением прочности, пластичности и вязкости цементованных деталей. Твердость сердцевины для различных сталей составляет 30—45 НRC (см. рис. 148).

Цементация с последующей термической обработкой повышает предел выносливости (σ_{-1}) стальных изделий вследствие образования в поверхностном слое значительных остаточных напряжений сжатия (до 400—500 МПа) и резко понижает чувствительность к концентраторам напряжений при условии непрерывной напряженности упрочняемого слоя по всей упрочняемой поверхности детали (см. с. 209).

2. НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ

Нитроцементацией называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре 840—860 °C в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4—10 ч. Основное назначение нитроцементации — повышение твердости, износостойкости в пределах выносливости стальных деталей.

Установлено, что при одновременной диффузии углерода и азота ускоряется диффузия углерода. Скорость роста нитроцементованного и цементованного слоев на глубину 500 мкм практически одинакова, хотя температура нитроцементации почти на 100 °C ниже температуры цементации.

Для нитроцементации легированных сталей рекомендуется использовать контролируемую водотермическую атмосферу, в которой добавлено 5,5—3,5 об. % необработанного природного газа и 1—3,5 об. % NH_3 .

После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи, реже после повторного нагрева применяют и ступенчатую закалку. После закалки проводят отпуск при 160—180 °C.

При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя должна состоять из мелкокристаллического мартенсита, большого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 30—50 % остаточного аустенита.

Твердость слоя после закалки и вязкого отпуска 58—60 HRC, 570—690 НВ. Высокое содержание остаточного аустенита обеспечивает хорошую прирабатываемость, например, в шестифазных автомобильных шестернях, 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 устраняется вследствие внутреннего окисления ($\sim 0,1$ —

(0,16 %). При высоком содержании азота (0,4—0,5 %) в слое образуется так называемая темная составляющая, которая обнаруживается на поверхности в виде темной точечной сетки. Темная составляющая, вероятно, представляет собой поры, образовавшиеся в результате выделения из твердого раствора молекулярного азота под высоким давлением. Темная составляющая снижает предел выносливости стали на 30—70 % и предел контактной выносливости в 5—10 раз. Оптимальное содержание углерода в сумме $C + N$ зависит от марки стали и колеблется в широких пределах (1,0—1,65 %). При низкой концентрации углерода в структуре слоя по границам зерен мартенсита появляется тростит. При высоком содержании углерода в стали, содержащей Cr , Mn , Ti , V , образуются карбонитриды, располагающиеся преимущественно по границам зерен в виде сплошной или разрывной сетки. Переход углерода и легкирующих элементов в карбонитриды снижает устойчивость аустенита, что также ведет к образованию тростита. Образование сетки карбонитридов и тростита снижает предел выносливости, пластичность и вязкость стали.

Толщина нитроцементованного слоя составляет обычно 200—300 мкм. Она не должна превышать 1000 мкм. При большей толщине в нем образуются темная составляющая и другие дефекты, снижающие механические свойства стали.

Нитроцементации обычно подвергают детали сложной конфигурации, склонные к короблению (см. п. 339). Нитроцементация имеет следующие преимущества по сравнению с газовой цементацией. Процесс происходит при более низкой температуре (340—360 °С) вместо 910—930 °С; толщина слоя меньше; получаются меньшие деформации и коробление деталей; повышается сопротивление износу и коррозии.

Нитроцементацию широко применяют на автомобильных и тракторных заводах. Так, на ВАЗе 94,5 % деталей, проходящих химико-термическую обработку, подвергают нитроцементации.

3. АЗОТИРОВАНИЕ

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и др. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем твердость цементованного, и сохраняется при нагреве до высоких температур (450—500 °С), тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200—225 °С.

Азотирование ведут в диамидированном аммиаке NH_2 (25—60 %).

На обрабатываемой поверхности происходит диссоциация NH_3 , с образованием покров азота, которые адсорбируются поверхностью и диффундируют в глубь металла.

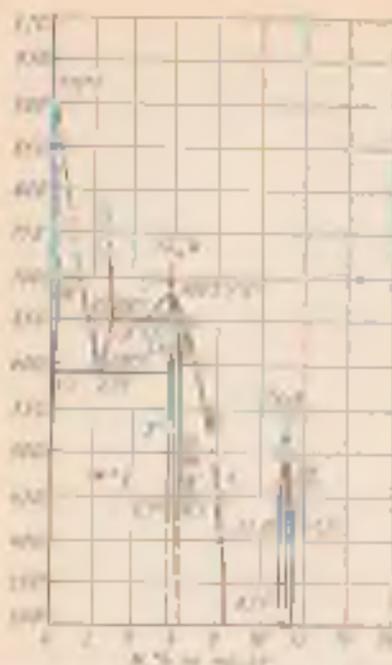


Рис. 150. Диаграмма состояния Fe-N
5400—4407

Если процесс азотирования ведут при температуре ниже эвтектической температуры (рис. 150), то азот первоначально диффундирует в α -фазу (жесткий феррит), а после достижения предела растворимости образуется нитрид Fe_4N (γ' -фаза) и $Fe_{16}N_{11}$ (ϵ -фаза). При температуре насыщения азотированный слой состоит из $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -фазы, а после охлаждения вследствие распада в α -фазе (рис. 150) на $\alpha + \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$ -фазы (рис. 151). Когда азотирование ведут при температуре выше $891^\circ C$ (рис. 150), образуется азотистый аустенит (γ -фаза), который при охлаждении

распадается на смесь азотистого феррита (α -фаза) и нитрида Fe_4N (γ' -фаза). Поэтому в диффузионном слое под слоем нитридов (ϵ и γ' -фаза) образуется слой γ -фазы, который при охлаждении испытывает эвтектическое превращение (рис. 151, б). Переход от одной фазы к другой сопровождается резким перепадом концентрации



Рис. 151. γ -структура азотированного слоя на стали (а и б). $\times 600$ и объектив ЗХХ2МЮА, $\times 1000$ (а)

а, в — азотирование при $820^\circ C$; б — азотирование при $870^\circ C$.

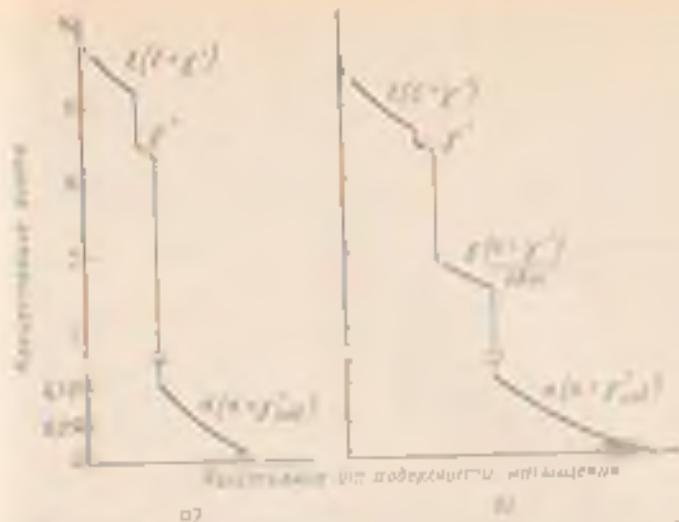


Рис. 152. Механизм концентрации по толщине азотированного слоя на железе (железо):
 А — азотирование при температуре ниже температуры γ , В — азотирование при температуре выше температуры γ (в области распада феррита железа ниже температуры γ)

пленки (рис. 152). Твердость азотированного слоя на железе колеблется — 300—350 НВ. Поэтому азотированию подвергают среднеуглеродистые стали, легированные Cr, Mo, V, Al, которые приобретают высокую твердость и износостойкость при азотировании. В легированной стали на поверхности образуются легированные γ и γ' -фазы: $(Fe, M)_\gamma$ -N и $(Fe, M)_\gamma$ -N. Такие элементы, как Cr, Mo, V и другие, растворенные в феррите (матрице), повышают растворимость азота в α -фазе и образуют сложные нитриды M_3N и M_2N (см. рис. 151, в).

При высоких температурах азотирования в α -твердом растворе первоначально образуется сегрегация типа зон Габбе—Престона. При более высоких температурах выделяются дисперсные нитриды легирующих элементов (Cr, Mo, V и др.). Зоны Габбе—Престона и обособленные выделения нитридов препятствуют движению дислокаций и тем самым повышают твердость азотированного слоя. Наиболее сильно повышают твердость Al, Cr, Mo и V. Толщину слоя азотирования алюминий увеличивает.

Если главным требованием, предъявляемым к азотированному слою, является высокая твердость за счет азота и износостойкость, то применяют сталь 38Х2Н3ОА, содержащую 0,35—0,42 % С; 1,35—1,55 % Cr; 0,7—1,15 % Al и 0,15—0,25 % Mo, остальное Fe. Одновременное присутствие алюминия, хрома и молибдена повышает твердость азотированного слоя на поверхности до 1200 НВ. Молибден, кроме того, устраняет вязкую хрупкость, которая может возникнуть при медленном охлаждении от температуры азотирования.

Однако алюминий придает азотированному слою повышенную хрупкость. Поэтому все шире применяют стали, легированные (1—3%), Mo (0,2—0,4%), V (до 1,0—1,2%). Эти стали имеют повышенную твердость на поверхности 700—950 НВ, но при прочих равных условиях большую эффективную толщину азотированного слоя (до 400—500 НВ), что позволяет сократить длительность процесса. Для повышения коррозионной стойкости можно азотировать и углеродистые стали.

Износостойкость азотированной стали выше, чем износостойкость цементованной и закаленной. В азотированном слое возникают остаточные напряжения сжатия, величина которых на поверхности составляет 600—800 МПа. 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 (острые надрезы) — 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.

Отпуск проводят при высокой температуре 600—675 °С, при высшей максимальной температуре последующего азотирования и обеспечивающей получение твердости, при которой стали можно обрабатывать резанием. Структура стали после этого отпуска — сорбит.

2. Механическая обработка деталей, а также шлифование, которое придает окончательные размеры детали.

3. Эпидита уязтков, не подлежащих азотированию, японским 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 из сталей 38Х2МЮА рекомендуется выполнять при 500—520 °С. Длительность процесса зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Чем выше температура азотирования, тем выше твердость азотированного слоя и больше толщина слоя (рис. 152). 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 °С в этом случае является продолжительным и составляет 24—60 ч.

Для ускорения процесса азотирования применяют двухступенчатый процесс: сначала азотирование проводят при 500—520 °С и затем при 540—560 °С. При двухступенчатом процессе сокра-

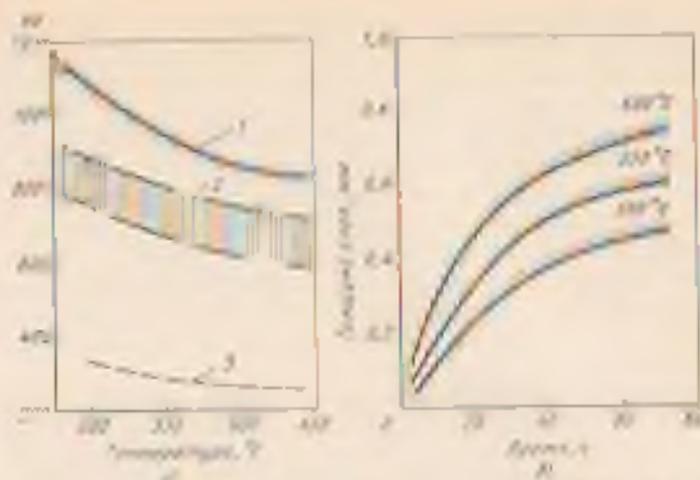


Рис. 153. Влияние температуры и продолжительности процесса на поверхностную твердость (σ) и эффективную толщину азотированного слоя (δ).

1 — 50% аммиака, 2 — 50% аммиака + 50% метана, 3 — 50% аммиака + 50% метана с деформацией алюминий; δ — углеродистое железо (0,2—0,4% С).

щается продолжительность процесса, при этом сохраняется высокая твердость слоя.

В процессе насыщения азотом изменяются, но очень мало, размеры изделия вследствие увеличения объема поверхностного слоя. Деформация возрастает при повышении температуры азотирования и толщиной слоя.

Стали, не содержащие алюминий (Cr—Mo—V-стали), азотируют при 570 °С в течение 6—10 ч, что обеспечивает достаточную толщину слоя 0,3—0,4 мм, высокую твердость (~800 HV) и износостойкость. Охлаждение после азотирования проводят вместе в печь в потоке аммиака (до 200 °С) во избежание окисления поверхности.

Получило применение азотирование при 570 °С в течение 5—10 ч в атмосфере, содержащей 50 % азота и 50 % аммиака или 50 % метана и 50 % аммиака. В результате такой обработки на поверхности стали образуется тонкий карбонитридный слой (Fe, M)₂(N, C), обладающий меньшей хрупкостью и более высокой износостойкостью, чем чисто азотистая ϵ -фаза. Твердость карбонитридного слоя на легированных сталях 600—1100 HV. Такая обработка сильно повышает предел выносливости изделий.

Ионное азотирование. В последние годы получило применение азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование), которое проводят в разреженной азотсодержащей атмосфере (NH₃ или N) под подключения обрабатываемых деталей к отрицательному электроду — катоду. Анодом является контейнер установки. Между катодом (деталью) и анодом возбуждается тлеющий разряд,

и помы газа, бомбардируя поверхность катода, нагревают ее до температуры насыщения. Процесс ионного азотирования реализуется в две стадии: первая — очистка поверхности катода от распыления; вторая — собственно насыщение.

Катодное распыление проводят в течение 5—60 мин при напряжении 1100—1400 В и низком давлении. В процессе катодного распыления температура поверхности детали не превышает 250 °С. Азотирование ведут при температуре 470—580 °С, рабочем напряжении 400—1100 В, продолжительности процесса 1—24 ч.

Новое азотирование сокращает общую длительность процесса, позволяет получить диффузионный слой регулируемого состава и строения, незначительные деформации и обладает большой экономичностью.

Азотирование в жидких средах (тенифер-процесс)¹. Проводят при температуре 570 °С в течение 0,5—3,0 ч в расплавленных дициантовых полях (85 % соли, содержащие 40 % KCN и 60 % NaCN + 15 % NO₂CO₂ или 55 % карбамиды (NH₂)₂CO и 45 % Na₂CO₃, 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 (FeM)₂₋₃ (N, C), обладающий высоким сопротивлением износу и не склонный к хрупкому разрушению. Ниже карбонитридного слоя располагается слой, состоящий из твердого раствора азота в железе и избыточных кристаллов ϵ' -фазы. Общая толщина слоя 0,15—0,5 мкм. Как и после газового азотирования, твердость слоя на углеродистых сталях 300—350 НВ, а на легированных — 600—1100 НВ. Жидкое азотирование значительно повышает предел выносливости сталей. Достоинством процесса является незначительное изменение размеров и отсутствие коробления деталей. Недостатком — токсичность и высокая стоимость дициантовых солей. Этот процесс за рубежом широко применяют для обработки деталей автомобиля (колесных валов, шестерен и т. д.), штампов, пресс-форм и т. д.

4. ЦИАНИРОВАНИЕ

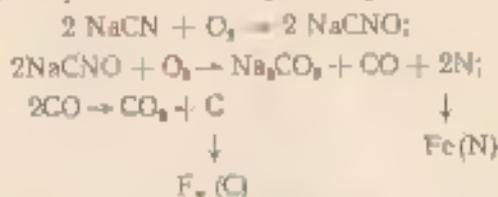
Цианированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре 820—950 °С в расплавленных солях, содержащих группу NaCN.

Среднетемпературное цианирование. В этом процессе изделие нагревают до 820—860 °С в расплавленных солях, содержащих NaCN. Для получения слоя небольшой толщины (0,15—0,35 мм)

¹ Тенифер (Tenifer) — от начальных слогов трех входящих в состав: telen — титан; nitrogenium — азот; ferrium — железо.

процесс ведут при температуре 820—860 °С 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:

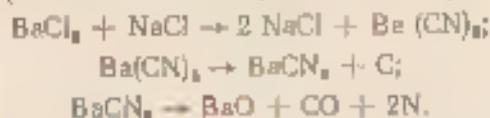


Выделяющийся атомарный углерод и азот диффундируют в сталь. Цианированный слой, полученный при температуре 820—860 °С, содержит 0,7 % С и 0,8—1,2 % N.

Цианирование при указанных сравнительно невысоких температурах позволяет выполнять закалку непосредственно на цианистой ванне. После закалки следует низкотемпературный отпуск (180—200 °С). Твердость цианированного слоя после термической обработки HRC 56—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 °С 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 в наибольшей 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 закалывают и нагревают в соляной ванне или печи и подвергают низкотемпературному отпуску.

Процесс цианирования по сравнению с процессом цементации требует меньшего времени для получения слоя заданной толщины,

характеризуется значительно меньшими деформациями и коротким сроком деталей сложной формы и более высоким сопротивлением износу и коррозии.

Недостатком борирования является высокая стоимость, сложность цинкитных солей и необходимость в связи с этим принятия специальных мер по охране труда.

Б. БОРИРОВАНИЕ

Борированием называют химико-термическую обработку, заключающуюся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали бором при нагреве в соответствующей среде. Борирование чаще выполняется при электролизе расплавленной бора ($\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$). Идентично служит катодом. Температура насыщения 830—950 °С, выдержка 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 повышение идет при температуре 700—900 °С в среде дибора (B_2H_6) или треххлористого бора (BCl_3) в смеси с водородом.

Диффузионный слой состоит из боридов Fe_2B (на поверхности) и Fe_3B (рис. 154, б). Толщина слоя 0,1—0,2 мм. Борированный слой обладает высокой твердостью (1800—2000 НВ), износостойкостью (главным образом, абразивной), коррозионной стойкостью, окислительной стойкостью (до 800 °С) и теплостойкостью.

Борирование применяют для повышения износостойкости ступиц грязевых нефтяных насосов, дисков пяты турбобура, вытяжки



Рис. 154. Микроструктура азотированного (а), цианированного на стали (б) и чугуна (в), силицированного (г) и борированного (д) слоев, $\times 200$

ных, гибочных и формовочных штампов, деталей пресс-форм и машин для литья под давлением. Стойкость указанных деталей после борирования возрастает в 2—10 раз.

6. СИЛЦИРОВАНИЕ

Насыщение поверхности стали кремнием называют силцированием. Силцирование придает стали высокую коррозионную стойкость в морской воде, в азотной, серной и соляной кислотах и несколько увеличивает устойчивость против износа.

Силцированный слой (рис. 154, з) является твердым раствором хрома и α -железа. Под диффузионным слоем часто наблюдается слой перлита. Это объясняется отщеплением углерода из диффузионного слоя вследствие пониженной растворимости его в кремнистом феррите.

Силцированный слой отличается повышенной твердостью, толщина его 300—1000 мкм. Несмотря на низкую твердость 200—300 НВ, силцированный слой обладает высокой износостойкостью после предварительной пропитки маслом при 170—200 °С.

Силцированию подвергают детали, используемые в оборудовании химической, бумажной и нефтяной промышленности (вкладыши насосов, трубопроводы, арматура, гайки, болты и т. д.). Силцирование широко применяют для повышения сопротивления окислению при высоких температурах сплавов молибдена.

7. 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 диффузионного насыщения металлами: 1) погружение в расплавленный металл, если диффундирующий элемент имеет низкую температуру плавления (падрквер, алюминий, цинк); 2) насыщение из расплавленных солей, содержащих диффундирующий элемент (с электролизом и без электролиза); 3) насыщение из сублимированной фазы путем испарения диффундирующего элемента; 4) насыщение из газовой фазы (контактным и неконтактным методом), состоящей из галогенных соединений диффундирующего элемента.

Галогенные соединения диффундирующего элемента получают путем воздействия галогенного или галогенводородного газа на этот элемент или его ферросплав: $M + n HX \rightleftharpoons MFX_n + (n/2) H_2$. На границе раздела газовая фаза — обрабатываемая поверхность могут протекать следующие реакции:

1) реакция обмена: $M\Gamma_n + Fe \rightarrow F\Gamma_n + M$

2) реакция диссоциации: $M\Gamma_n \rightleftharpoons M\Gamma_m$

3) реакция диспропорционирования: $M\Gamma_n \rightleftharpoons M + M\Gamma_m$, где M — диффундирующий металл, Γ — соответствующий галоген (Cl, F, Br); n и m — стехиометрические коэффициенты (целые числа).

Металл M , образующийся в результате реакции, адсорбируется обрабатываемой поверхностью и диффундирует в глубь обрабатываемого изделия. Наиболее часто применяют контактный метод насыщения из газовой фазы. Для этого обрабатываемую деталь укладывают в порошкообразную среду, состоящую из ферро-сплава диффундирующего элемента (до 75%), Al_2O_3 или шамота и 0,5—6,0% NH_4Cl . При высокой температуре идет реакция диссоциации $NH_4Cl \rightarrow NH_3 + HCl$, при этом HCl взаимодействует в ферросплаве, образуя галогидные соединения диффундирующего элемента. Процессы ведут при температуре 950—1150°C в течение 3—12 ч.

В последние годы насыщение металлами (например, хромом) проводят путем испарения диффундирующего элемента в вакууме. Насыщение поверхности стального изделия двумя и большим числом компонентов (Al и Si, Cr и Si, В и Al и др.) позволяет в большей мере изменить свойства их поверхности. Ниже дана характеристика наиболее часто применяемых процессов диффузионной металлизации.

Аллитирование — насыщение поверхности стали алюминием. В результате алитирования сталь приобретает высокую окислительную стойкость (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 (см. рис. 154, а). Концентрация алюминия в поверхностной части слоя составляет ~ 30%. Толщина слоя 200—1000 мкм. Твердость алитированного слоя (на поверхности) до 500 HV, вязкость — низкая. Алитированные подвергают топливным газогенераторным машинам, чехлы термометров, детали разливочных ковшей, клапаны и другие детали, работающие при высоких температурах.

Хромирование — насыщение поверхности стальных изделий хромом. Этот процесс обеспечивает повышенную устойчивость стали к газовой коррозии (окалиностойкость) при температуре 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.

Диффузионный слой, получаемый при хромировании легированного железа, состоит из твердого раствора хрома в α -железе

(см. рис. 154, б). Слой, полученный при хромировании стали, содержащей 0,3 % и более углерода, состоит из карбидов хрома $(Cr_7C_3, FeCr_7C_3)$ или $(Cr, Fe)_{11}C_4$. На рис. 154, в показана структура хромированного слоя, полученного на стали с 0,45 % С. Слой состоит из карбидов хрома $(Cr, Fe)_7C_3$. Под слоем карбидов находится переходный слой с высоким содержанием углерода (0,8 %). Такие слои образуются в результате диффузии углерода из внутреннего слоя 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, 250—300 HV, а хромированием стали — 700—1300 HV.

Хромирование используется для деталей паровозного оборудования, паровой арматуры, клапанов, вентилей, втулок, а также деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Вопросы для самопроверки

1. Чем отличается химико-термическая обработка от термической обработки стали?
2. Каким образом железо пропитается при температуре 1000 °С в течение 5 ч углеродом и хромом. В каком случае будет больше толщина слоя в ванне?
3. Что понимают под терминами «диффузионная толщина слоя»?
4. В каких случаях применяют цементацию, азотирование и цианирование?
5. Какое строение (структуру) имеет цементационный и азотирующий слои? Укажите строение слоя в диффузионной состоянии Fe—Fe₃C и Fe—N.
6. Укажите преимущества газовой цементации перед цементацией в твердом карбонизаторе.
7. Нужно получить диффузионный слой толщиной 1,2 мм с твердостью 50 HRC. Какой процесс обеспечит эту добавку? Оцените технологическую сложность процесса.
8. При каких температурах проводится процесс азотирования? Почему?
9. Какие термические обработки и закалки проводятся после цементации и азотирования стали?
10. Какое строение цементационного слоя после термической обработки?
11. В каких случаях применяют азотирование?
12. Каково основное преимущество газотермической атмосферы для цементации (азотирования)?
13. Когда будет больше толщина и твердость азотируемого слоя после азотирования при 520 °С 24 ч или при 600 °С 24 ч?

ГЛАВА XIII. ПОВЕРХНОСТНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

Повышение долговечности деталей машины методом поверхностного пластического деформирования (ППД) или поверхностного закалки широко используется в промышленности для повышения сопротивления малоциклового и многоциклового усталости деталей машин. На рис. 155 приведены схемы различных методов ППД.

Поверхностное упрочнение достигается (ГОСТ 18256—72):

- 1) *дробеструйным накатом* за счет кинетической энергии потока

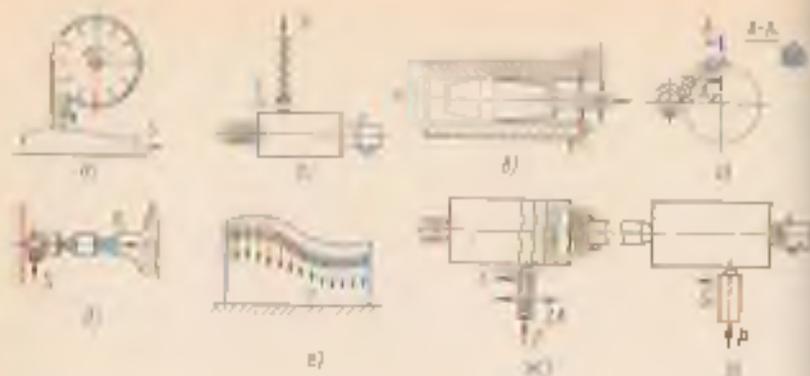


Рис. 15а. Схемы поверхностной пластической деформации:

а — дробеструйная уплотняющая обработка; б — частотная обкатка — абразивными шариками; в — обработка корончатой а — дробеструйно-шариковая частотная обработка; г — обработка роликом; д — ультразвуковая обработка; е — ультразвуковая обработка; ж — ультразвуковая обработка; з — ультразвуковая обработка.

чугунной или стальной дроби; лоток дроби на обрабатываемую поверхность направляется или скоростным потоком воздуха, или роторным дробестетом (рис. 155, а); 2) центробежно-шариковая обработка за счет кинетической энергии стальных шариков (роликов), расположенных на периферии вращающегося диска; при вращении диска под действием центробежной силы шарики отбрасываются к периферии обода, взаимодействуют с обрабатываемой поверхностью и отбрасываются в глубь гнезд; 3) навтывание стальных шариком или роликом (60 HRC) (рис. 155, б); передача нагрузки на ролик может быть с жестким или упругим контактом между инструментом и обрабатываемой поверхностью (разновидности этих способов — навтывание вибрирующим роликом, раскатывание отверстий роликами и др.); 4) алмазным выглаживанием обкаткой с впадинами в рабочей части алмаза (рис. 155, в), оно позволяет получать блестящую поверхность с малой шероховатостью.

Толщина деформированного слоя зависит от приложенной силы P и предела текучести $\sigma_{0,2}$: $x = \sqrt{P/(2\sigma_{0,2})}$; средние контактные нагрузки для низкоуглеродистых сталей 1600—1800 МПа, среднеуглеродистых 1800—1900 МПа и высокоуглеродистых 2700—3000 МПа. При обкатке парами диаметром 10—20 мм подача составляет 0,1—0,2 мм/об при скорости обкатывания 50—100 м/мин. При алмазном выглаживании сила выглаживания 50—350 Н, подача 0,02—0,1 мм/об и скорость 20—200 м/мин. Радиус рабочей части алмаза при обработке мягких материалов (низкоуглеродистая сталь, цветные сплавы) равен 2—3 мм и твердых материалов (58—64 HRC)—0,5—1,5 мм.

При обкатывании и выглаживании в зоне контакта повышается температура до 350 °С и выше. Температура нагрева не должна превышать температуру рекристаллизации, снимающий эффект

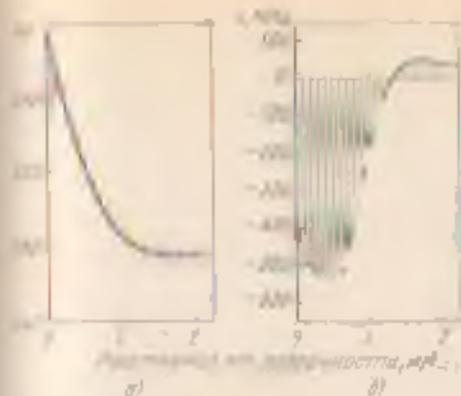


Рис. 156. Изменение твердости (а) и остаточных напряжений (б) после обкатки ($P = 2250$ МПа) резаным слоем $\delta = 0,45$ мм.

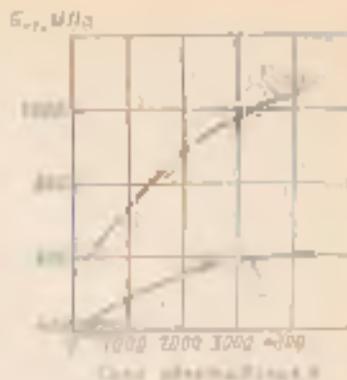


Рис. 157. Изменение предела выносливости при обкатке $\sigma_{0.2}$ стали 45ХНФА в зависимости от концентрации нагрузки:

1 — сильная и горячий отпуск (отпуск при 600°C); 2 — слабая и холодный отпуск (холодный)

деформированного упрочнения. Обкатывание проводят с применением смазочно-охлаждающих жидкостей, что уменьшает коэффициент трения, снижает температуру в месте контакта и повышает стабильность инструмента.

Поверхностное деформирование повышает плотность дислокаций в упроченном слое, уменьшает субструктуру (величину блоков), а при обработке закаленных поверхностей уменьшает количество остаточного аустенита.

При ППД происходит увеличение поверхности, которому препятствуют нижележащие недеформированные слои. Как следствие этого, на поверхности образуются остаточные сжимающие напряжения, а в сердцевине — растягивающие (рис. 156, б). С повышением усилия обкатки P величина остаточных напряжений сжатия на поверхности возрастает, достигая для стали 45ХНФА значения, превышающего 1000 МПа. Одновременно возрастают остаточные напряжения и по толщине упроченного слоя. После алмазного выглаживания абсолютная величина остаточных напряжений выше, но их шаг меньше, чем после обкатки роликами.

Упрочнение поверхности и образование сжимающих остаточных напряжений резко повышают предел выносливости (рис. 157). Обкатка (дробеструйная обработка) практически устраняет влияние концентраторов напряжений на предел выносливости. Предел выносливости обкатанных образцов с концентраторами напряжений достигает предела выносливости гладких образцов. После алмазного выглаживания предел выносливости повышается на 30—50%. Чем выше твердость стали, тем выше эффект от обработки ППД. Поверхностный наклеп создает реальные возможности применения высокопрочных сталей (после закалки и выжого отпуска)

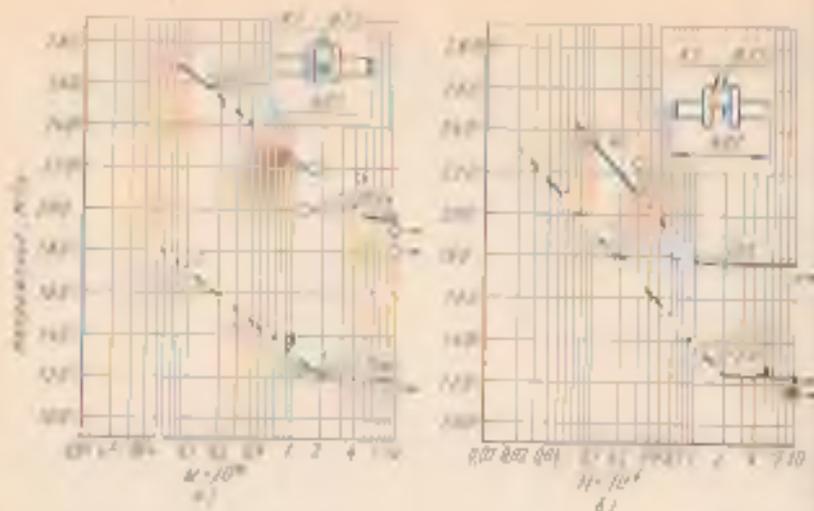


Рис. 158. Кривые усталости шестерен валов (σ_{-1}) из перлитного высокопрочного чугуна с шарообразным графитом (а) и из стали 40Х (б): 1 — со упрочнением ППД; 2 — с обработкой шлифованием

для деталей с конструктивными и технологическими концентраторами напряжений при действии значительных циклических нагрузок. Важно, что ППД повышает сопротивление коррозионной и контактной усталости.

ППД является эффективным методом локального упрочнения мест концентрации напряжений (рис. 158). Поверхностное пластическое деформирование повышает твердость поверхности (см. рис. 156, а), в результате чего возрастает сопротивление износу. ППД также способствует снижению шероховатости поверхности и созданию микронеровностей по форме, близкой к образующей после приработки. ППД деталей, работающих в условиях трения и изнашивания, повышает износостойкость по сравнению со шлифованной в 1,5—2 раза. Одновременно возрастает сопротивление скатыванию и фреттинг-коррозии.

Вопросы для самопроверки

1. Какие Вы знаете методы ППД?
2. Зачем применяется ППД?

ГЛАВА XIV. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Конструкционными называются стали, предназначенные для изготовления деталей машин (машиностроительные стали), конструкций и сооружений (строительные стали). К конструкционным сталям относятся и стали со специальными свойствами — износостойкие, пружинные, коррозионно-стойкие, жаростойкие, жаропрочные и др.

Детали современных машин в конструкции работают в условиях высоких динамических нагрузок, больших концентраций напряжений и высоких температур. Все это способствует хрупкому разрушению и снижает надежность работы машин.

Конструкционные стали должны обладать высоким пределом текучести $\sigma_{0.2}$, являющимся основной характеристикой при расчетах деталей машин и конструкций, в сочетании с высокой пластичностью (δ , ψ), сопротивлением хрупкому разрушению (КСУ, КСТ, K_{10}) и высоким порогом хладноломкости (t_{ch}). Долговечность работы изделия зависит от сопротивления усталости (σ_{-1}), износу и коррозии. Все это определяет конструктивную прочность стали.

Повышение прочности стали достигается твердорастворным ($\Delta\sigma_{rp}$), дислокационным ($\Delta\sigma_d$), дисперсионным ($\Delta\sigma_{дп}$), зернограничным ($\Delta\sigma_z$) и субструктурным ($\Delta\sigma_s$) упрочнением, получаемым путем термической, термомеханической, химико-термической и деформационной обработок, а также подбором состава стали. В табл. 4¹ показано, за счет каких механизмов происходит повышение прочности σ_t низкоуглеродистых строительных сталей ($C < 0,25\%$) с феррито-перлитной структурой и машиностроительных сталей после закалки из мартенсита и отпуска. В таблице даны расчетные формулы для оценки вклада в упрочнение различных механизмов. Величина σ_t определяется суммарным вкладом каждого механизма упрочнения:

$$\sigma_t = \sigma_0 + \Delta\sigma_{rp} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{дп} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_s$$

где $\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G$.

В феррито-перлитных низкоуглеродистых сталях повышение σ_t в основном связано упрочнением феррита за счет $\Delta\sigma_{rp}$, $\Delta\sigma_d$ и $\Delta\sigma_s$, а роль перлитной составляющей $\Delta\sigma_p$ и дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ сравнительно не велика. В сталях, закаленных из мартенсита, роль дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ и растворенного в мартенсите углерода велика. Предел текучести стали σ_t колеблется в широких пределах (от 2 до 2500 МПа и выше).

Повышение прочности (σ_t) обычно сопровождается повышением пластичности (δ , ψ), вязкости (КС, КСТ, K_{10}) и повышенном порогом хладноломкости (t_{ch}). Только измельчение зерна аустенита, вызывающее повышение $\sigma_{0.2}$, повышает порог хладноломкости (см. рис. 80), увеличивая температурный запас вязкости. Поэтому конструкционные стали должны быть мелкозернистыми. Мелкое зерно в значительной степени компенсирует отрицательное влияние других видов упрочнения на температурный порог хладноломкости.

¹ Гольдштейн М. Н. Пути повышения прочности и хладноломкости конструкционных сталей // Металловедение и термическая обработка сталей. 1967. № 11. С. 8-11.

Таблица 4

Механизмы упрочнения стали

Механизм упрочнения	Структура	Классический механизм упрочнения	Расчетная формула
Твердорастворный	Феррит + перлит	Легирование феррита	$\Delta\sigma_{\text{ТР}} = \sum k_i C_i$
	Мартенсит	Легирование мартенсита	
Дислокационный	Феррит + перлит	Дислокации в феррите ($\rho = 10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$)	$\Delta\sigma_{\text{Д}} = \alpha M_0 G b \rho^{1/2}$
	Мартенсит	Дислокации в мартенсите ($\rho = 10^{10} + 10^{12} \text{ см}^{-2}$)	
Дисперсионный	Феррит + перлит	Перлитная сетчатая структура	$\Delta\sigma_{\text{Д}} = 2,4 \Pi$
	Мартенсит	Дисперсия карбонитридов в феррите в структурной мартенсите	
Зернограницный	Феррит + перлит	Размер зерен и субзерен феррита	$\Delta\sigma_{\text{З}} = k_2 d^{-1/2}$
	Мартенсит	Размер мартенситных пакетов, двойников, размер субзерен и мартенситных пакетов	

Примечание. G — модуль сдвига железа ($G \cong 84 000 \text{ МПа}$); k_i — коэффициент упрочнения $\alpha\text{-Fe}$ легирующим элементом, C_i — кол-во $\alpha\text{-Fe}$ $M_0 = 2,75$; b — длина Паулигеса ($b = 0,26 \text{ нм}$), λ — расстояние между дислокациями; Π — коэффициент, учитывающий тип дислокаций ($k_{\text{Д}} = 1,2$); ρ — плотность дислокаций; α — коэффициент (для феррита $\alpha = 0,5$); d — диаметр субструктуры; k_2 — коэффициент упрочнения; k_1 — коэффициент, учитывающий тип дислокаций; d_0 — диаметр зерна; $k_0 = 0,13 \text{ Н/мм}$ при $m = 1$; l — размер суб-

Конструкционная сталь должна иметь хорошие технологические свойства: хорошо обрабатываться давлением (прокатка, ковка, штамповка и т. д.) и резанием, не образовывать шlifовочных ступиц, 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.

Стали вылавляют в мартеновских печах, электропечах, а также в конверторах в продувке кислородом сверху. К потребителю стали поставляют в виде заготовок и сортовой горячекатаной калиброванной и шlifованной стали (листы, полосы, фасонные профили и др.).

Стали, применяемые в строительстве, поступают без термической обработки или после термоупрочнения с прокаткой (тем с 257); термической обработке у потребителей эти стали не подлежат. Стали на машиностроительные предприятия поставляются металлургическими заводами без термической обработки, после отпуска или высокого отпуска. На машиностроительных заводах детали жидким прокатом термическую обработку для получения заданных свойств. Нередко их подвергают на металлургических заводах рафинированию жидким силицистическим шлаком (ШЛ) в ковше, а также электрошлаковым переплавом (ЭШ). В некоторых случаях проводится вакуумно-дуговой переплав (ВД) и шлавка в вакуумных индукционных печах (ВИ). Использование этих методов рафинирования стали снижает вредность неметаллическими включениями (оксидами, сульфидами, силикатами, включаемыми и т. д.), вредными примесями (S) и газом, уменьшает количество дефектов (воздушная пористость).

Повышенная чистота металла обеспечивает получение более высокой конструктивной прочности стали, главным образом благодаря увеличению работы разрыва тугоплавкой КСТ и трещиностойкости K_{Ic} . Однако порог хладноломкости, определяемый по виду излома, в результате применения новых методов рафинирования изменяется мало. Прочность и пластичность после переплава практически не меняются, но уменьшение неметаллических включений и их агломерация снижают аннотированные свойства пластичности и вязкости. При выборе режима термической обработки следует иметь в виду, что увеличение содержания в прикравленной области зерна примесей и неметаллических включений уменьшает вязкость стали, полученной III, IIII, V, VI, VII, и росту зерна способствует при нагреве. Нередко стали поставляют с регулярными окисными просадками, вредной зернистостью и вредными включениями в изломе, ударной вязкостью при -40°C и т. д.

¹ В мартеновских печах температура выше 1600°C, в электропечах — до 1800°C, в конверторах (содержит 350 т) — до 2000°C.

1. УГЛЕРОДИСТЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Углеродистые конструкционные стали подразделяются на стали *обыкновенного качества* и *качественные*.

Стали *обыкновенного качества* (ГОСТ 380—88). Углеродистые стали *обыкновенного качества* изготавливают следующих марок:

Марка стали	Cт0	Cт1	Cт2	Cт3	Cт4	Cт5	Cт6
C, %	0,29	0,30—0,32	0,33—0,35	0,36—0,38	0,39—0,41	0,42—0,44	0,45—0,47
Mn, %	—	0,25—0,35	0,3—0,5	0,3—0,65	0,4—0,7	0,5—0,8	0,6—1,2

Буквы «Ст» в марке стали обозначают «сталь», цифры — условный номер марки (с увеличением номера возрастает в стали содержание углерода), кроме того, ГОСТ предусматривает стали с повышенным содержанием марганца (0,8—1,1 %) — СтЗМн, СтЗМл, Ст5Мл.

В зависимости от условий и степени раскисления различают стали: 1) *спокойные* «сп» (Ст1сп, Ст2сп, Ст3сп, Ст4сп, Ст5сп, Ст6сп); 2) *полуспокойные* «ПС» (Ст1пс, Ст2пс, Ст3пс, Ст4пс, Ст5пс, Ст6пс); 3) *кляшние* «кп» (Ст1кп, Ст2кп, Ст3кп, Ст4кп). В их составе разное массовое содержание кремния и кислорода: в спокойных 0,15—0,3 % Si и ~0,002 % O₂; в полуспокойных 0,05—0,15 % Si и ~0,01 % O₂ и в кляшних — не более 0,05 % Si и ~0,02 % O₂. Спокойные стали получают полным раскислением стали феррокарбидом, ферросилицидом, алюминием в печи, а затем в ковше. Они выстаивают спокойно без газовыделения. Кляшние стали раскисляют только феррокарбидом и до заливки ванны в килл содержится повышенное количество FeO. При заливке ванны в изложнице FeO взаимодействует с углеродом стали, образуя CO, который выделяется в виде пузырьков, создавая впечатление, что металл кипит.

Стали *обыкновенного качества*, особенно кляшние, наиболее дешевые. В процессе выплавки они меньше очищаются от вредных примесей. Массовая доля серы должна быть не более 0,35 %, фосфор — не более 0,04 % и азота — не более 0,008 %.

Стали разливают в крупные слитки, вследствие чего в них развиты ликвация и они содержат сравнительно большое количество включений.

С повышением условного номера марки стали возрастает предел прочности ($\sigma_{0,2}$) и текучести ($\sigma_{0,1}$) и снижается пластичность (δ , ψ). Наиболее распространенная сталь Ст3сп имеет $\sigma_{0,1} = 380 + 490$ МПа, $\sigma_{0,2} = 210 + 250$ МПа и $\delta = 25 + 22$ %, в Ст6сп $\sigma_{0,1} = 500 + 640$ МПа, $\sigma_{0,2} = 240 + 280$ и $\delta = 20 + 17$. Чем больше толщина проката, тем ниже $\sigma_{0,1}$, $\sigma_{0,2}$, δ и ψ .

Из сталей *обыкновенного качества* изготавливают горячекатаный рядовой прокат: балки, швеллеры, уголки, прутки, а также листы, трубы и кованки. Стали в состоянии поставки широко применяются в строительстве для сварных, клепаных и болтовых соединений.

рущий режме для изготовления малонагруженных деталей машин (валы, оси, зубчатые колеса и т. д.).

Кипящие стали (Ст1кз, Ст2кз, Ст3кп), содержащие повышенное количество кислорода, имеют порог хладноломкости на 30—40 С выше чем сталь спокойная (Ст1сп, Ст2сп, Ст3сп и др.), поэтому для ответственных сварных конструкций, а также работающих при низких климатических температурах применяют спокойные стали (Ст1сп, Ст2сп, Ст3сп).

С повышением содержания в стали углерода свариваемость ухудшается. Поэтому стали Ст5 и Ст6 с более высоким содержанием углерода применяют для элементов строительных конструкций, не подвергаемых сварке.

Стали, предназначенные для сварных конструкций, должны обладать малой чувствительностью к термическому старению, рывкам, подвергаемые холодной правке и гибке, — малой склонностью к десформационному старению.

Стали обыкновенного качества нередко имеют специализированное назначение (мосто- и судостроение, сельскохозяйственное машиностроение и т. д.) и поступают по особым техническим условиям.

Механические свойства стали обыкновенного качества могут быть значительно повышены, а порог хладноломкости повышен закалкой в воде с последующим нагревом. Закалку проводят сразу по выходе сортового проката (различные профили, прутки, листы и трубы и др.) из цепи прокатного стана. Охлаждение осуществляют в специальных устройствах с форсунками — спреерами, в которых вода подается под высоким давлением, что обеспечивает интенсивное охлаждение. Низкоуглеродистые стали Ст3, Ст4 и другие обладают малой устойчивостью переохлажденного аустенита (высокой критической скоростью закалки), поэтому после закалки мартенсит не образуется.

Однако быстрое охлаждение вызывает сильное переохлаждение аустенита, что уменьшает количество свободного феррита и приводит к образованию тонкой феррито-цементитной структуры (процупит, сорбит). После закалки следует отпуск, чаще самоотпуск за счет теплоты, сохранившейся при неполном охлаждении при закалке. После упрочнения сортового проката временное сопротивление σ_b возрастает в 1,5—2,0 раза при сохранении высокой пластичности и повышения порога хладноломкости. Одновременно повышается и предел выносливости. Термическая обработка с прокатного нагрева позволяет сэкономить 10—30 % металла для изготовления конструкций, дает экономию энергетических ресурсов и позволяет в ряде случаев заменить легированные стали термически упрочненными углеродистыми сталями.

Качественные углеродистые стали. Эти стали (ГОСТ 1050—74) выплавляют с соблюдением более строгих условий в отношении состава шихты и вылива слювки в разливах. Кроме предъявляют более высокие требования по химическому составу и структуре:

содержание $S \leq 0,04\%$, $P \leq 0,035+0,04\%$, а также меньшее количество неметаллических включений, регламентированная макро- и микроструктура.

Качественные углеродистые стали маркируют цифрами 08, 10, 15, 20, ..., 85, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента.

Низкоуглеродистые стали (содержание углерода $< 0,25\%$) 05кп, 08, 07кп, 10, 10кп обладают невысокой прочностью и высокой пластичностью, $\sigma_s = 330+340$ МПа, $\sigma_{0,2} = 200+210$ МПа и $\delta = 33+31\%$. Эти стали без термической обработки применяют для мало нагруженных деталей. Тонколистовую холоднокатаную низкоуглеродистую сталь используют для холодной штамповки изделий.

Стали 15, 15кп, 20, 25 ($\sigma_s = 380+460$ МПа, $\sigma_{0,2} = 230+280$ МПа и $\delta = 27+23\%$) чаще применяют без термической обработки или в нормализованном состоянии.

Низкоуглеродистые качественные стали используют и для ответственных сварных конструкций, а также для деталей машин, упрочняемых цементацией.

Среднеуглеродистые стали (0,3—0,5 % С) 30, 35, 40, 45, 50, 55 применяют после нормализации, улучшения и поверхностной закалки для самых разнообразных деталей во всех отраслях машиностроения. Эти стали в нормализованном состоянии по сравнению с низкоуглеродистыми имеют более высокую прочность при более низкой пластичности ($\sigma_s = 500+610$ МПа, $\sigma_{0,2} = 300+360$ МПа, $\delta = 21+16\%$). Стали в отожженном состоянии хорошо обрабатываются резанием. Наиболее легко обрабатываются деформированные стали со структурой пластичного перлита. После улучшения стали 40, 45, 50 имеют следующие механические свойства: $\sigma_s = 600+700$ МПа, $\sigma_{0,2} = 400+600$ МПа, $\psi = 50+40\%$ и $KCU = 0,4+0,5$ МДж/м². Прокаливаемость сталей небольшая; критический диаметр после закалки 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. Для повышения прокаливаемости стали добавочно легируют марганцем (40Г, 50Г).

Стали с низким содержанием углерода (0,6—0,85 % С) 60, 65, 70, 80 и 85 обладают повышенной прочностью, износостойкостью и упругими свойствами: получают их 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, шпильки, замковые пальцы, прокатные валки и т. д.

2. ЛЕГИРОВАННЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Легированные стали широко применяют в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении, в автомобильной промышленности, тяжелой и транспортном машиностроении и в меньшей степени в станкостроении, инструментальной и других видах промышленности. Эти стали широко применяют для тяжело нагруженных металлоконструкций.

В качестве легирующих элементов чаще используют сравнительно недорогие и недефицитные элементы — марганец, кремний и хром. Стали, содержащие эти элементы, нередко добавочно легируют титаном, ванадием и бором.

Для изготовления высоконагруженных деталей стали легируют значительно более дорогими и дефицитными элементами, такими как никель, молибден, вольфрам, ванадий и др.

Стали, в которых суммарное содержание легирующих элементов не превышает 2,5 %, относятся к низколегированным, содержащие 2,5—10 % — к мнголегированным, и более 10 % — к высоколегированным (содержание железа более 45 %).

Чем выше легированность стали и меньше размеры полуфабриката, тем стоимость стали больше. Особенно дороже стали, содержащие большое количество никеля, молибдена, вольфрама и кобальта. Цена калиброванной и шлифованной стали выше.

Наиболее широкое применение в строительстве получили низколегированные стали, а в машиностроении — легированные стали.

В этих сталях обычно содержится 0,8—1,8 % Mn, 0,4—1,2 % Si, 0,8—2,5 (чаще 0,8—1,0 %) Cr, 1,0—4,5 % Ni, 0,15—0,4 % Mo, 0,5—1,2 % W, 0,06—0,3 % V, 0,03—0,09 % Ti, 0,002—0,005 % B.

Большинство конструкционных легированных сталей относится к перлитному классу, а в равновесном состоянии к группе *бемитовидных*. Высоколегированные стали, как правило, имеют специальную закалку (коррозионно-стойкие, жаропрочные, немагнитные и др.) и относятся к ферритному, мартенситному, аустенитному и смешанным структурным классам.

Влияние легирующих элементов на свойства стали. В изделиях крупных сечений (диаметром свыше 15—20 мм) механические свойства легированных сталей (σ_s , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , KCU) значительно выше, чем механические свойства углеродистых сталей. Особенно сильно возрастает 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. Благодаря большей прокаливаемости и меньшей критической скорости закалки замена углеродистой стали легированной позволяет проводить закалку деталей в менее резких охладителях (масле, воздухе), что уменьшает деформацию изделий и опасность образования трещин. Легированные стали применяют по-

* Механические свойства после нормализации.

тому не только для крупных изделий, но и для изделий меньшей сечення, имеющих сложную форму. Чем выше в стали концентрация легирующих элементов, тем выше ее прокаливаемость.

Для достижения высокой прокаливаемости стали чаще используют более дешевыми элементами — марганцем, хромом и бором, в такне более дорогие — никелем и молибденом. Наибольшая прокаливаемость достигается при комплексном легировании стали. 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 и технологические (обработку резанием, свариваемость и т. д.) свойства стали. При этом повышается порог хладноломкости. Например, увеличение содержания в стали хрома или марганца до 1% 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 эксплуатации 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% Ni порог хладноломкости снижается на 60—80°C, дальнейшее увеличение концентрации никеля до 1—4% вызывает менее сильное, но все же снижение порога хладноломкости. Понижая запас вязкости, никель увеличивает КСТ и K_{IC} . 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 небольшим количеством (до 0,05—0,15%) V, Ti, Nb и Zr, образующих труднорастворимые в аустените карбиды, измельчает зерно, что понижает порог хладноломкости, повышает работу распространения трещины КСТ и уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений.

Легирующие элементы понижают устойчивость мартенсита к отпуску 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. Легирующие элементы существенно повышают прочность стали после упрочнения, упрочняя ферритную основу (в том числе и за счет сохранения большей плотности дефектов строения) и увеличивая дисперсность карбидных частиц.

Для подавления обрывной отпускной хрупкости стали легируют молибденом (или вольфрамом), что очень важно для крупных изделий, в которых даже при охлаждении в воде от температур закалки нельзя устранить эту хрупкость. Кроме того, молибден (вольфрам) повышает прокаливаемость (особенно в сочетании с никелем) и устойчивость стали отпуску. Молибден улучшает механические свойства стали после цементации (нитроцементации) и повышает твердость и прокаливаемость азотированного слоя, так как не склонен к внутреннему окислению при взаимодействии с газовой хлоридацией.

Кремний увеличивает прочность отпуску мартенсита и является полезным легирующим элементом для сталей, подвергаемых изотермической закалке. Стали, содержащие кремний, после изотермической закалки обеспечивают высокую вязкость и повышенную чувствительность к надрезу. Это объясняется тем, что в процессе промежуточного превращения возрастает количество высокоуглеродистого остаточного аустенита, и повышается вязкость бездиффузионно закаленной α -фазы содержания углерода.

Маркировка легированных конструкционных сталей цифрами и буквами. Двухзначные цифры, приводимые в начале марки, указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента, буквы после цифр обозначают легирующий элемент. А — азот, В — ванадий, Г — германий, Д — медь, Е — ниобий, К — кобальт, Н — никель, М — молибден, П — фосфор, Р — бор, С — кремний, Т — титан, Ф — ванадий, Х — хром, Ц — цинковый, Ч — редкоземельный, Ю — алюминий.

Цифры после буквы указывают примерное содержание соответствующего легирующего элемента в целых процентах; отсутствие цифр указывает, что среднее содержание легирующего элемента не превышает 1,0—1,5%. Основная масса легированных конструкционных сталей выплавляется качественными ($\leq 0,035\%$ Р и $\leq 0,035\%$ S).

Высококачественные стали содержат меньше вредных примесей ($\leq 0,026\%$ S и $0,026\%$ Р) и обозначаются буквой «А», расположенной в конце марки. Особовысококачественная сталь обозначается буквой «Ш», расположенной в конце марки (например, 10ХГСВАШ). Если буква «А» расположена в середине марки (например, 16Г2АФ), то сталь легирована азотом 0,015—0,025%, а если в начале марки (например, А10) — сталь автоматная (упрощенно обрабатываемая резанием), содержащая 0,1% С. Наличие «А» в начале марки указывает, что сталь автоматная легированная сплавом (АМ3Г2).

Расшифруем некоторые марки сталей. Например, сталь 12Х1Н1А содержит (в среднем) 0,12% С, 2% Cr, 1% Ni и относится к высококачественным, на что указывает в конце марки буква «А». Сталь 18ХГТ содержит 0,18% С, в отсутствие цифр после букв, обозначающих легирующие элементы, говорит о том,

что хрома к марганца содержится около 0,6—1,2 %, а штаб как указано ранее, присутствует в небольшом количестве — 0,02—0,09 %. Следует подчеркнуть, что некоторые элементы — V, Ti, Nb, Zr, В, N и др. — нередко присутствуют в стали в сотых долях процента (бор в тысячных долях процента), оказывая при этом существенное влияние на свойства стали. Потому они рассматриваются, как легирующие элементы (микролегирующие), что находит отражение в марке стали. Например, сталь 10Г2Б содержит 0,02—0,05 % Nb, сталь 14Г2АФ содержит 0,015—0,025 % В и 0,07—0,12 % V, сталь — 20ХГР содержит 0,001—0,005 % В.

3. СТРОИТЕЛЬНЫЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Низколегированными называются стали, содержащие не более 0,22 % С и сравнительно небольшое количество легирующих элементов, до 1,8 % Mn, до 1,2 % Si, до 0,8 % Cr, а также до 0,5 % Ni, до 0,5 % Cu, до 0,15 % V, до 0,03 % Ti, до 0,15 % N и других порознь или совместно.

К этим сталям относятся стали 09Г2, 09Г2С, 10Г2С1, 14Г2, 17ГС, 16ГФ, 15Г2СФ, 10Г2В, 15ХСНД, 10ХНДП и многие другие. Стали в виде листов, сортового фасонного проката применяются 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 в участке, 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 (Ст9, Ст3, Ст4) имеют более высокие значения временного сопротивления и предела текучести при сохранении хорошей пластичности, меньшей склонности к старению и хрупким разрушениям (низкий порог хладноломкости). Ударная вязкость (K_{CU}) этих сталей, при 20 °С составляет около 0,6 МДж/м², при — 40 °С — 0,3—0,35 МДж/м² и при — 70 °С — 0,25—0,3 МДж/м².

Повышение низколегированных сталей, имеющих $\sigma_{0,2} \approx 350$ МПа, взамен углеродистых, позволяет сэкономить до 15 % металла, а при $\sigma_{0,2} = 400$ МПа — до 25—30 %.

¹ Горячие трещины образуются в зоне кристаллизации, холодные — в результате карбидного преобразования. Свариваемость характеризуют индексом свариваемости $S_{\text{свар}} = C + 0,005Mn + 0,005Cu + 0,005V + 0,005N + 0,015Si$. Чем выше $S_{\text{свар}}$, тем лучше свариваемость. Для строительных сталей $S_{\text{свар}} = 0,45 \pm 0,48$.

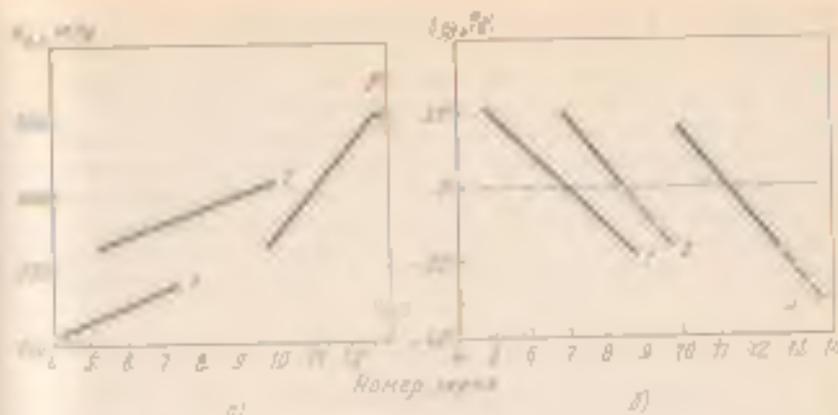


рис. 159. Влияние величины зерна на предел текучести $\sigma_{0.2}$ (а) и порог хладноломкости δ (б).
1 — 14Г2АФ, 2 — 16Г2АФ, 3 — 18Г2АФ

Введение меди, никеля или одновременно меди и фосфора увеличивает коррозионную стойкость сталей в атмосферных условиях (стали 10ХНДП, 15ХСНД) и повышает порог хладноломкости.

Низколегированные стали иногда выставляют после нормализации (или нормализации и высокого отпуска). Нормализация несколько повышает временное сопротивление к предел текучести и измельчая зерно, улучшает пластичность и вязкость, уменьшая склонность к хрупкому разрушению. Некоторые стали (14Г2 17ГС, 15ХСНД) применяют 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 $\sigma_{0.2} = 400 + 500$ МПа, позволяет сэкономить до 50 % металла.

Хорошее сочетание механических и технологических свойств достигается при легировании низкоуглеродистой марганцевистой стали 0,07—0,15 V и 0,015—0,025 N. При взаимодействии ванадия с азотом образуется карбонитрид ванадия, позволяющий получить сталь с очень мелким зерном (номер 10—12) и низким порогом хладноломкости. На рис. 159 показано влияние величины зерна низколегированных сталей на предел текучести и порог хладноломкости. Эти стали упрочняются и благодаря дисперсному упрочнению. Освоенны стали 14Г2АФ, 16Г2АФ, 18Г2АФ. Эти стали после нормализации имеют $\sigma_s = 550 + 600$ МПа, $\sigma_{0.2} = 400 + 450$, $\delta = 20$ % и KCU при $-40^\circ\text{C} = 0,4$ МДж/м², а при $-70^\circ\text{C} = 0,8$ МДж/м². Наиболее часто применяется сталь 16Г2АФ.

Повышение механических свойств и снижение порога хладноломкости сталей может быть достигнуто контролируемой прокаткой. Контролируемую прокатку осуществляют при пониженном

нагреве вод прокатку с окончанием ее при 800—850 °С; степень обжатия должна быть 15—20 %. Такую обработку можно назвать ВТМО (см. с. 217) для низколегированных сталей. Контролируемой прокатке подвергают стали с карбонитридным упрочнением или бейнитные стали. После контролируемой прокатки сталь 09Г2ФБ имеет следующие механические свойства: $\sigma_{0.2} \geq 550$ МПа, $\sigma_{0.2} \geq 450$ МПа и КСЧ при -60 °С — 0,6 МДж/м², а сталь 08Г2МФБ со структурой бейнит (бейнитная сталь) — $\sigma_{0.2} \geq 600$ МПа, $\sigma_{0.2} \geq 470$ МПа и КСЧ при -60 °С — 0,65 МДж/м². Высокие механические свойства после контролируемой прокатки объясняются дисперсным упрочнением, получением мелкого зерна за счет торможения карбонитридными процессами возврата и рекристаллизации и получения развитой субзернистой структуры. В бейнитных сталях (08Г2МФБ), кроме того, имеет место деформационное упрочнение (фазовый наклел).

Марку стали выбирают исходя из вида сооружения (элементы конструкции), условий эксплуатации и расчетных температур, характера и величины действующих нагрузок и т. д. Стали, применяемые для стальных конструкций, подразделяют на условные классы, исходя из отношения $\sigma_{0.2}/\sigma_{0.2}$.

К классу С 380/230 относятся стали с нормальной прочностью, к классам С 460/330 и С 520/300 — стали повышенной прочности и к классам С 600/450, С 700/600 и С 850/750 — стали с высокой прочностью.

Различают следующие основные группы сварных конструкций.

1. Сварные конструкции, работающие в особо тяжелых условиях в подвергающиеся непосредственному воздействию динамических и вибрационных нагрузок (балки рабочих площадок, стальных эллингов мартеновских и конверторных цехов, элементы конструкции бункерных и разгрузочных эстакад, подкрановые балки и т. д.). Для этой группы принимают две расчетные температуры: $t > -40$ °С и -40 °С $> t > -60$ °С; рекомендуются стали классов С 440/290 (09Г2С), С 460/330 (10Г2С1Д, 10Г2С1, 15ХСНД) и др.) и С 520/300 (10ХСНД и термобрабатанная 10Г2С1). Применение высокопрочных сталей ($\sigma_{0.2} > 400$ МПа), более склонных к хрупкому разрушению, не рекомендуется.

2. Сварные конструкции, находящиеся под непосредственным воздействием динамических и вибрационных нагрузок, кроме перечисленных в группе 1 (пролеты наклонных мостов доменных печей, пролетные строения и опоры транспортных галерей и т. в.). Для этой группы принимают три расчетные температуры. При температуре $t = -30$ °С используют стали обычной и повышенной прочности классов С 380/230 (09Г2С), С 460/330 (10Г2С1Д, 10Г2С1, 15ХСНД), С 520/300 (10ХСНД, 14Г2АФ) применяя высокопрочные стали класса С 600/450 (16Г2АФ), а также термически упрочняемые (15ХСНД, 15Г2СФ). При температуре -30 °С $> t > -40$ °С и -40 °С $> t > -65$ °С применять высокопроч-

ные стали не следует. В этом случае применяют стали 09Г2С, 10Г2С1, 10Г2С1Д, 15ХСНД.

3. Сварные конструкции открытой и покрытой (ферма, ригель рам, главные балки перекрытий и т. д.) Для этой группы конструкций приняты следующие расчетные температуры: $t \geq -30^\circ\text{C}$, при которой жарызо со сталями классов С 400/330 (16Г2), С 520/400 (14Г2АФ, 15Г2СФ) и С 600/450 (16Г2АФ и термически упроченными 15ХСНД и 15Г2СФ) применяют стали класса С 700/600 (12Г2СМФ); $-30^\circ\text{C} > t > -40^\circ\text{C}$, для которой применяют те же марки высокопрочных сталей; $-40^\circ\text{C} > t > -65^\circ\text{C}$ при которых применять высокопрочные стали классов С 600/450 и С 700/600 не рекомендуется.

4. Сварные конструкции, не подвергающиеся непосредственно воздействию подвижных или вибрационных нагрузок (колонны, стойки, опорные плиты, конструкции, поддерживающие технологическое оборудование и трубопроводы, башмаки и т. п.). Для этой группы приняты четыре расчетные температуры: $t \geq -30^\circ\text{C}$, $-30^\circ\text{C} > t > -40^\circ\text{C}$, $-40^\circ\text{C} > t > -50^\circ\text{C}$ и $-50^\circ\text{C} > t > -65^\circ\text{C}$. При температурах до -40°C применяют стали классов С 600/450 (16Г2АФ и термически упроченную сталь 15Г2СФ) и С 700/600 (12Г2СМФ и 14Г2СМФ).

При более низких температурах применяют стали классов С 440/290 (09Г2С, 09Г2), С 450/330 (10Г2С1, 15ХСНД и С 520/400 15ХСНД).

Вспомогательные конструкции зданий и сооружений, а также крепежные конструкции изготавливают на стали классов С 380/230, С 440/290 и С 520/400.

Мосты для изготовления готовят на сталях классов С 480/330 — С 700/600 (15ХСНД, 10ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ). Секционные и шагающие экскаваторы, тяжелогруженные элементы несущих металлоконструкций изготавливают из сталей классов С 700/600 — С 850/750 (12Г2СМФ, 14Г2СМФ). Для резервуаров больших объемов, газгольдеров и других емкостей рекомендуют стали класса С 600/450 — С 700/600 (09Г2С, 16Г2АФ, 10Г2С1, 12Г2СМФ и др.).

Для сварных магистральных газопроводных труб сталь должна обладать хорошей свариваемостью, высокой прочностью и достаточными пластичностью, вязкостью и сопротивлением крутящему моменту при температуре монтажа и службы газопровода в нормализованном состоянии.

Для изготовления труб большого диаметра применяют сталь 17ГС ($\sigma_{0.2} = 360\text{ МПа}$, $\sigma_{0.2} = 520\text{ МПа}$), изготовленную в нормализованном состоянии, а для менее ответственных труб — сталь 17ГС, поставленную в горячекатаном состоянии. В последние годы для труб рекомендуют стали 14Г2САФ, 14Г2СФБ, 16Г2САФ ($\sigma_{0.2}$ до 600 МПа и $\sigma_{0.2}$ до 450 МПа).

После сварки высоколегированные стали для снятия напряжений подвергают высокому отпуску при 630—700 °С.

4. АРМАТУРНЫЕ СТАЛИ

Для армирования железобетонных конструкций применяют углеродистую или низколегированную сталь (табл. 5) в виде гладкой и периодического профиля стержней. Горячекатаные арматурные стали поставляют по ГОСТ 5781—82, а закаленные термической и термомеханической обработкой — по ГОСТ 10884—81.

Таблица 5

Некоторые арматурные стали

Класс стали	Сталь	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %
A-I	Ст3 (сп, пс, кп)	380	240	25
A-II	Ст6сп2, 18Г2С	500	300	17
A-III	25Г2С, 25Г2С	600	400	14
A-IV	80С, 20ХГ2Ц	900 (900)	600 (600)	8 (7)
A-V	20ХГ2Т	1050 (1000)	600 (800)	{
A-VI	22Х4Г2АЮ, 22Х2Г2Р, 20Х2Г2СР	(1200)	(1000)	{

Примечание: В таблице даны гарантированные свойства горячекатаных сталей, * закалка — после термомеханической и термической обработки.

Стали классов А-I, А-II и А-III — для изготовления ненапряженных конструкций, а стали — классов А-IV—А-VI — для армирования предварительно напряженного железобетона.

5. СТАЛИ ДЛЯ ХОЛОДНОЙ ШТАМПОВКИ

В автомобильной и многих других отраслях промышленности для изготовления деталей широко применяют холодную штамповку из листовых сталей.

Для обеспечения высокой штампуемости отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{0,4}$ стали должно быть 0,5—0,65 при ϕ не менее 40%. Штампуемость стали тем хуже, чем больше в ней углерода. Косвенный, повышенный предел текучести, снижает штампуемость, особенно способность стали к вытяжке. Поэтому для холодной штамповки более широко используют холоднокатаные чистые стали 08кп, 08Снп (0,02—0,04% V) и 08Ю (0,02—0,07% Al)*. Сталь 08кп склонна к деформационному старению (см. с. 183). Старение приводит к образованию площадок текучести на диаграмме растяжения стали, вследствие чего является образование поверхностных дефектов (трещины — так называемых или линий Чернова — Людерса).

* ГОСТ 9045—80 (СТ СЭВ 2513—80).

Поэтому сталь микролегировают алюминием или ванадием, связывающим азот, входящий в твердое раствор и вызывающий дислокационное старение в нитридах AlN и VN . Стали 08Ю и 65Фкп являются свободные. Для исключения деформационного старения после проката холоднотянутый лист нередко подвергают дроссировке, т.е. небольшой пластической деформации (1—2 %).

Пластичность зависит и от величины зерна феррита. При уменьшении стали обнаруживается упрочняющий эффект и сильно уменьшаются штампы, а при крупном зерне образуется широкая зона поверхности («капельсиновая корка») и разрывы. Рекомендуются стали с зерном коверма 6—8.

Для штамповки изделий, требующих повышенной прочности, применяют низколегированные двухфазные стали со структурой, состоящей из высокопластичной ферритной матрицы и упрочняющей фазы мартенсита или бейнита в количестве 20—30 %¹. Такая структура получается в низкоуглеродистых (0,05—0,12 % С) низколегированных сталях (09Г2С, 09Г2, 16ГФР, 10Г2Ф, 12ХМ и др.) после закалки в воде на межкритическом интервале температур² (между A_{c1} — A_{c2}).

После такой закалки сталь обладает высокой пластичностью, низким пределом текучести (менее 450 МПа) и высоким временным сопротивлением более 700 МПа ($\sigma_{0,2}/\sigma_0 = 0,5$). Это облегчает выполнение глубокой штамповки без образования трещин. В процессе штамповки за счет деформационного упрочнения (каждого) и старения σ_0 и $\sigma_{0,2}$ существенно повышаются.

Холодная пластическая деформация сталей с ферритно-бейнитной (09Г2С, 09Г2) или ферритно-мартенситной (16ГФР) структурой обеспечивает повышение σ_0 на 10—15 МПа на каждый процент степени деформации. Однако отношение $\sigma_0/\sigma_{0,2}$ после 1 %-ной деформации сохраняется на уровне 0,85—0,88 против 0,94—0,96 для сталей с ферритно-перлитной структурой.

Применение сталей с ферритно-мартенситной (бейнитной) структурой позволяет уменьшить толщину листов для штамповки деталей, что дает большую экономию металла.

6. КОНСТРУКЦИОННЫЕ (МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ) И МОНТАЖНЫЕ (НИТРОЦЕМЕНТУЕМЫЕ) ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Цементацию (нитроцементацию) широко применяют для упрочнения среднеразмерных зубчатых колес, валов во всех типах автомобилей, валов быстроходных станков, осей и других деталей машин.

Для изготовления деталей, упрочняемых цементацией, применяют низкоуглеродистые (0,15—0,25 % С) стали. Содержания ле-

¹ При большом содержании мартенсита пластичность падает, а прочность возрастает, что затрудняет штамповку.

² После температурного нагрева или после горячей прокатки.

Таблица 6

Химический состав (по легированным элементам), термическая обработка и механические свойства некоторых инструментальных (инструментальных) сталей (ГОСТ 4543—71)

Сталь	Содержание элементов, %					Термическая обработка ¹		Примечание для выбора режимов резания, мм
	C	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Закалка (температура, °С)	Отпуск (температура, °С)	
Хромистые								
20X	0,17—0,23	0,8—0,8	0,7—1,0	—	—	1. 880; в. н. 2. 770—820; в., м.	180; в. н.	35
18XГТ	0,7—0,23	0,8—1,1	1,0—1,3	—	0,03—0,09 Ti	1. 880—950; в. н. 2. 870; в., м. 360; м.	400; в. н.	
20XГР	0,18—0,24	0,7—1,0	0,75—1,05	—	—	—	300; в. н.	40—60
25XГТ	0,22—0,29	0,8—1,1	1,0—1,3	—	0,03—0,09 Ti	1. 880—950; в. н. 2. 850; в., м.	200; в., м.	60—80
25XГМ	0,23—0,29	0,9—1,2	0,9—1,2	—	0,2—0,3 Mo	850; в., м.	200; в. н.	60—80
Хромомарганцевые								
19XН3А	0,09—0,16	0,3—0,6	0,6—0,9	3,75—3,15	—	1. 860; в. н. 2. 760—810; в., м.	180; в. н.	60—80
12X2Н4А (20X2Н4А)	0,09—0,16—0,21	0,3—0,6	1,25—1,65	3,25—3,65	—	1. 860; в. н. 2. 760; в., м. 1. 860; в. н. 2. 760—800; в., м.	180; в. н.	100—120
Хромомарганцевые								
15XГН2ТА	0,13—0,19	0,7—1,0	0,7—1,1	1,4—1,8	0,03—0,09	1. 960; в. н. 2. 840; в., м.	180; в. н.	60—70
Хромомарганцевые								
16X2Н4МА (16X2Н4ВА)	0,14—0,20	0,25—0,55	1,35—1,65	4,0—4,4	0,3—0,4 Mo (0,8—1,2 W)	1—950; в. н. 2—860; в. н.	200; в. н.	120 и более

¹ 1 — первая закалка; 2 — вторая закалка; среда: в. — вода, м. — масло.² K₀ — коэффициент обрабатываемости; определен относительно стали 10 коэффициентом без слобок — приведено для реза, оснащенного твердым режущим инструментом.

механические свойства некоторых инструментальных (инструментальных) сталей (ГОСТ 4543—71)

Механические свойства				Обрабатываемость резанием ²			Примечание для выбора режимов резания, мм
σ _т	σ _с	δ	ψ	K ₀	НВ	K ₀	
МПа		%					
инструментальная сталь							
800	650	11	40	0,0	101	1,7 (1,3)	35
легированная сталь							
1000	900	9	50	0,8	166—159	1,0 (0,9)	35
1000	800	9	50	0,8	—	—	40—60
1000—1500	800—1100	9—10	50—55	0,6—0,7	—	—	60—80
1250	1100	10	45	0,8	205—215	—	60—80
легированная сталь							
950	700	11	55	0,9	166—205	0,85 (0,75)	60—80
1150	950	10	50	0,9	177	(0,45)	100—120
1300	1100	9	45	0,8	—	—	—
легированная сталь							
1000	750	11	55	1,0	—	—	60—70
легированная сталь							
1150	860	12	50	1,0	195—270	0,7 (0,5)	120 и более

σ_т — предел текучести.

11X2Н4МА — закалка в масле, режим которой принят за единицу (см. с. 258); закалка в масле в стобках — для реза из быстрорежущей стали.

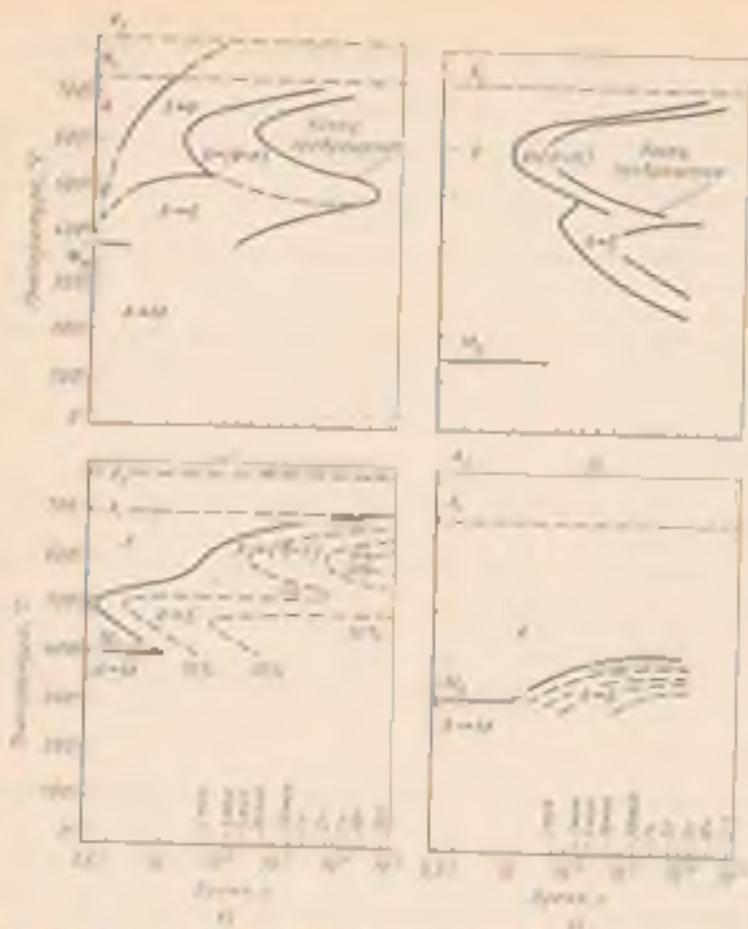


Рис. 161. Диаграммы изотермического распада аустенитовидного состояния для легированных сталей (цифры у кривых — количество распавшегося аустенита):

а — 15X; б — 18XГТ; в — 12X2H4A; г — 18X2H4BA

18X2H4MA или соответствующую ей сталь с вольфрамом 18X2H4BA (см. табл. 6) применяют для изготовления крупных тяжело нагруженных деталей.

Вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита детали сечением до 150—200 мм из стали 18X2H4MA закачиваются при охлаждении на воздухе, что еще больше уменьшает коробление. Критический диаметр прокаливаемости (95 % мартенсита) 100 мм и порог вязколомкости — 80 °С (выше вязколомкостью вязкий).

Стали 12XH3A, 20XH3A, 20X2H4A, 12X2H4A, 18X2H4BA и др. (см. рис. 161, а, б) при закалке в масле приобретают в сердце-

явно структурно нижнего бейнита или низкоуглеродистого мартенсита, что приводит к значительному упрочнению. 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 58—62 HRC. Однако следует иметь в виду, что при нагревании стали углеродом понижается температура мартенситного превращения в поверхностном слое и возрастает количество остаточного аустенита, особенно в сталях 18X2H4BA и 20X2H4A. Остаточный аустенит понижает твердость, а в некоторых случаях способствует износу и предел выносливости. Стабильность остаточного аустенита достигается обработкой холодом (от -100 до -120 °C) после закалки или применением промежуточного высокого отпуска (500 — 640 °C) с последующей закалкой при возможно более низкой температуре. При высоком отпуске из аустенита выделяются легковыводимые 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, износоустойчивости и вязкости по сравнению с высоким отпуском.

Сталь 18X2H4BA из-за высокой устойчивости аустенита в критической области (см. рис. 161, г) не снижает твердость при отпуске. Для возможности обработки резанием сталь подвергается высокому отпуску при 630 — 640 °C, после которого она получает твердость 263—297 HRC.

Хромомарганцевые стали. Марганец — сравнительно дешевый элемент, применяется как заменитель в сталях никели. Как и хром, марганец растворяется в феррите и цементите. Повышая устойчивость аустенита, марганец снижает критическую скорость закалки и повышает прокаливаемость, особенно доэвтектоидной стали (рис. 161, б).

Хромомарганцевые стали применяют во многих случаях вместо дорогих хромоникелевых. Однако эти стали менее устойчивы к перегреву и имеют меньшую вязкость по сравнению с хромоникелевыми. Введение небольшого количества титана, образующего труднорастворимые в аустените карбиды TiC, уменьшает склонность хромомарганцевых сталей к перегреву.

В автомобильной и тракторной промышленности, а также в станкостроении применяют стали 18XГТ и 25XГТ. Эти стали склонны к внутреннему окислению при газовой цементации, что снижает прокаливаемость слоя и предел выносливости, поэтому широко применяют сталь 25XГМ, легированную молибденом.

Таблица 7

Химический состав сталей, %, для цементации и нитроцементации 1

Сталь	C	Mn	Cr	Ni
25ХГНМТ 25ХГНМАЮ 20ХГН2МБФ	0,23—0,29 0,23—0,29 0,15—0,22	0,5—0,8 0,5—0,8 0,5—0,8	0,4—0,6 0,4—0,6 0,4—0,6	0,8—1,1 0,8—1,1 1,6—2,0
Сталь	Mo	Ti, Al	Ni	N
25ХГНМТ 25ХГНМАЮ 20ХГН2МБФ	0,1—0,5 0,1—0,5 0,5—0,6	0,01—0,09 Ti 0,02—0,09 Al	— — 0,05—0,10	— — 0,01—0,02 0,01—0,02

1 В сталь добавляется 0,17—0,27 % Si и <0,003 % S, <0,005 % P (ТУ 14-1-926—74, ТУ 14-1-975—84).

Молибден, повышая прокаливаемость слоев, устраняет вредное влияние внутреннего окисления и обеспечивает максимальную его твердость.

Стали типа ХГТ вследствие высокой прокаливаемости слоям внутреннего окисления могут применяться для высоконагруженных деталей лишь при условии принятия специальных технологических мер, исключающих вредное влияние зоны внутреннего окисления.

Хромомарганцевоникелевые стали. Повышение прокаливаемости и прочности хромомарганцевых сталей достигается одновременно легированием их никелем.

На В43е широко применяют стали 20Х1НМ (0,18—2,3 % С, 0,7—1,1 % Мп, 0,4—0,7 % Cr, 0,15—0,25 % Mo) и также 19ХГТ и 14ХГН, содержащие по 0,8—1,1 % Мп, Cr и Ni. После закалки и выдержки отпуска эти стали имеют $\sigma_s = 1100—1200$ МПа, $\sigma_{0,2} = 850—950$ МПа, $\delta = 7+8\%$ и $KCV = 0,6—0,8$ МДж/м².

В настоящее время применяется ряд новых сталей для цементации (нитроцементации), обладающих мелким зерном, глубокой прокаливаемостью слоев в сердцевине (табл. 7).

После цементации эти стали имеют высокие механические свойства. Например сталь 25ХГНМАЮ имеет предел прочности при изгибе после нитроцементации 2570 МПа и предел упругости при выносливости ($N = 5 \cdot 10^6$) 1050 МПа, значение которых значительно выше, чем у стали 25ХГТ. Как показал опыт, ресурс работы агрегатов автомобильных, тракторных и угольных комбайнов, изготовленных из этих сталей, значительно возрос.

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 во границах зерен, тормозит образование зародышей перлита. Однако при повышенном содержании бора образуются бориды железа, уменьшающие устойчивость аустенита.

Бор повышает прокаливаемость для доэвтектоидных сталей, содержащих $\leq 0,5-0,8\%$ С, но не улучшает прокаливаемость эвтектоидного азда.

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 (номер 7—10). Легирование бористой стали титаном повышает ее устойчивость к перегреву. В промышленности для деталей, работающих в условиях износа при трении, применяют сталь 20ХГР, а также сталь 20ХГНР. Механические свойства стали 20ХГНР: $\sigma_s = 130$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа, $\delta = 10\%$ и $\psi = 0,9$ МДж/м².

7. КОНСТРУКЦИОННЫЕ (МАРТИТОСТРОИТЕЛЬНЫЕ) УЛУЧШАЕМЫЕ ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Многие детали машин (кошачатые валы, валы, оси, штоки, шатуны, ответственные детали турбин и компрессорных машин и др.) изготавливают из среднеуглеродистых сталей (0,3—0,5 % С) и подвергают закалке и высокому отпуску (улучшение). Стали закалываются от 820—880 °С (зависимость от состава) в масле (крупные детали выкалывают в воде) и проходят отпуск при 550—580 °С. После такой обработки структура стали — сорбит. Стали должны иметь высокий предел текучести, малую чувствительность к концентраторам напряжений, в изделиях, работающих при многократно прилагаемых нагрузках, высокий предел выносливости и достаточный запас вязкости (КСУ, КСТ, K_{1c}). Кроме того, улучшаемые стали должны обладать хорошей прокаливаемостью и малой чувствительностью к отпускной хрупкости.

При полной прокаливаемости сталь имеет лучшие механические свойства, особенно сопротивление хрупкому разрушению — высокий порог хладноломкости, высокие значения работы развития трещины КСТ и вязкость разрушения K_{1c} .

Наличие в структуре нижнего бейнита не снижает конструктивной прочности стали. Если в структуре наряду с мартенситом присутствуют верхний бейнит или продукты диффузионного распада аустенита (перлит, троостит), сопротивление крупному и вязкому разрушению снижается (уменьшаются КСУ, КСТ,

K_{IC} и повышается (порядк ладнотростности). Высокий отрывной вязкости сферонидизацию и коагуляцию карбидов способствует тому, сохраняя достаточно высокое значение $\sigma_{0.2}$ и пределов ладнотростности, повышает трещиностойкость K_{IC} и радиус распространения трещины КСТ. Для улучшаемых легированных сталей (содержащих 0,3—0,5 % С после высокого отпуска) $K_{IC} \approx 250 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$, а для сталей, легированных никелем (содержащим $K_{IC} = 300 \rightarrow 350 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$.

В табл. 8 приведены наиболее распространенные улучшения сталей (ГОСТ 541—71). Механические свойства этих сталей соответствуют контрольным образцам из заготовок сталей стандартной (сферической квадрат) 25 мм после термической обработки, указанной в таблице.

Механические свойства будут зависеть от той термической обработки, которую проходит сталь (деталь) на машиностроительном заводе, и прежде всего от принятой температуры отпуска (рис 162).

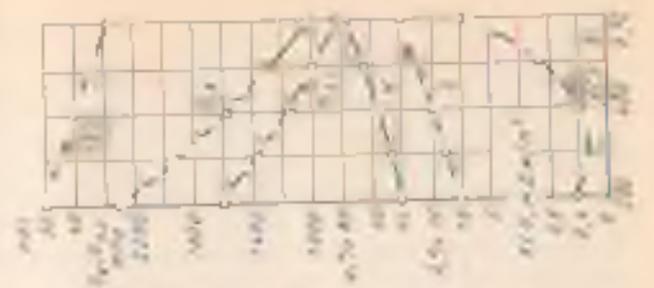
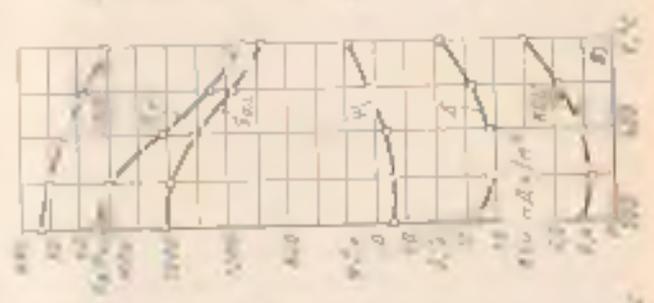
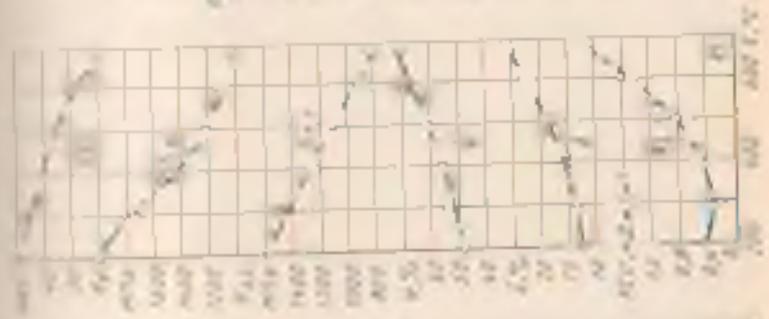
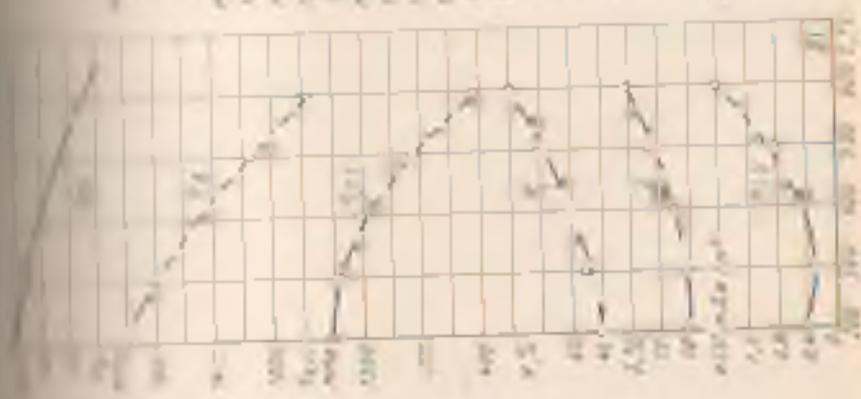
Хромистые стали. Для среднетяжелых деталей (средних размеров) применяют хромистые стали 30Х, 38Х, 40Х и 45Х (см. табл. 8). С увеличением содержания углерода повышается прочность, но снижается пластичность и вязкость. Влияние температуры отпуска на механические свойства сталей показано на рис 161, а.

Прокаливаемость хромистых сталей 30Х, 40Х и 50Х небольшая. Хромистые стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому после высокого отпуска охлаждение должно быть быстрым: для мелких деталей — в масле и для крупных — в воде.

Выселем 0,1—0,2 % V (40ХФЛ) 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.

Выселем бора (0,002—0,005 %) увеличивает прокаливаемость хромистых сталей, но несколько повышает порог ладнотростности. Прокаливаемость стали с бором стандартного диаметра. Критический диаметр прокаливаемости (95 % мартенсита) при закалке в воде 3—5 мм и в масле 20—30 мм. Сталь с бором 35ХВ (40ХВ) имеет следующие механические свойства: $\sigma_{0.2} = 670 \text{ МПа}$, $\sigma_{0.4} = 95 \rightarrow 1000 \text{ МПа}$; $\delta = 12 \%$; $\psi = 51 \%$; $\alpha_{KV} = 0.9 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$.

Хромомарганцевые стали. Совместное легирование хромом (0,9—1,2 %) и марганцем (0,9—1,2 %) позволяет получать стали с достаточно высокой прочностью и прокаливаемостью (например 40ХГ). Однако хромомарганцевые стали имеют пониженную вязкость, повышенный порог ладнотростности и росту зерна аустенита при нагреве. Введение титана обеспечивает хромомарганцевой стали



меньшую склонность к перегреву, а добавление бора увеличивает ее прокаливаемость.

Хромокремнемарганцевые стали. Высокими комплексными свойствами обладают хромокремнемарганцевые стали (хромаксил). Стали 20ХГС, 25ХГС и 30ХГС обладают высокой прочностью и лучшей свариваемостью (см. табл. 8). Стали хромаксил применяются также в виде листов и труб для ответственных сварных конструкций (двигатели, в самолетостроении).

Стали 30ХГС подвергают улучшению (см. табл. 9), при этом при изотермической закалке на нижней бейнзите сподобствуются получить более высокие механические свойства ($\sigma_{\text{в}} = 1600 \text{ МПа}$; $\sigma_{\text{дл}} = 1300 \text{ МПа}$; $\delta = 9\%$; $\psi = 40\%$ и $KCU = 0,4 \text{ МДж/м}^2$) и снижающей чувствительность к гидразам.

Стали хромаксил склонны к обратной отлусковой хрупкости и обезуглероживанию при нагреве.

Более высокая прокаливаемость (критический диаметр закаливается для закалки в воде свыше 100 мм и в масле — 75 мм) и лучшая вязкость достигаются при введении 1,4—2,6 % бора в сталь хромаксил (30ХГСНА). Эта сталь после изотермической закалки или закалки в масле (на воздухе) с низким содержанием углерода при 200 °С позволяет получить $\sigma_{\text{в}} = 1600 \text{ МПа}$; $\sigma_{\text{дл}} = 1400 \text{ МПа}$; $\delta = 9\%$ и $KCU = 0,6 \text{ МДж/м}^2$.

Высокопрочную сталь 30ХГСНА и ее аналог 30ЛГХНА широко применяют для изготовления весьма ответственных деталей, в том числе сварных.

При использовании высокопрочных сталей (30ХГС, 30ЛГХНА и др.) необходимо учитывать, что они чувствительны к гидразам напряжений, особенно после обычной закалки в масле, к охрупчиванию в результате насыщения водородом (позарит), к гидравлическим покрытиям или травлению и коррозии при их применении.

Хромоникелевые стали. Благодаря большей устойчивости при охлажденном аустените 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 при сочетании с хромом и молибденом — большую прокаливаемость. Никель, особенно в сочетании с молибденом, сильно снижает склонность к хладноломкости. Чем выше содержание никеля, тем ниже критическая температура применения стали и выше ее сопротивляемость крупному разрушению.

В улучшаемые стали рекомендуется вводить 0,2% никеля. При большем содержании никеля получается много остаточного аустенита.

Для тяжело нагруженных деталей с диаметром стержня до 70 мм используют хромоникелевые стали 40ХН, 45ХН и 50ХН, обладающие высокими механическими свойствами (см. рис. 100).

Хромижелезномolibденовые стали. Хромижелезные стали обладают склонностью к обратной отпускной хрупкости, для устранения которой многие детали небольших размеров из этих сталей отпускают после высокого отпуска в масле, а более крупные детали — в воде. Однако даже отпущенные в воде для многих крупногабаритных деталей из глубоководных судовых сталей хромижелезные стали не приходят к достаточно быстрому охлаждению внутренних частей, в которых развивается отпускная хрупкость. Для предотвращения этого дефекта стали дополнительно легируют вольфрамом (сталь 40X12M4) или молибденом. Небольшое количество этих сталей (см. табл. 8) после высокого отпуска можно отпускать на воздухе, а более крупные — в масле. Механические свойства этих сталей приведены на рис. 162.

Хромижелезномolibденованадиевые стали. Поредко в хромижелезные стали кроме молибдена (вольфрама) добавляют ванадий, который способствует образованию мелкозернистой структуры. Ванадий, легированный Cr, Ni, Mo и V, могут служить для 40X12M4Ф и 26X2H2M4Ф. Большая устойчивость при охлаждении ванадия обеспечивает высокую прокаливаемость, что позволяет изготавливать термической обработкой крупные детали. Даже в очень больших сечениях (1000—1500 мм и более) в сердцевине изделия дошлифки образуется феррит, а после отпуска — сорбит. Мелкие стали обладают высокой прочностью, пластичностью и вязкостью и высоким порогом хладноломкости (см. табл. 8), что способствует высокому содержанию никеля. Молибден, легирующий в стали, повышает ее теплостойкость. Эти стали можно использовать при температуре 400—450 °С.

Ванадий повышает прочностные свойства хромижелезномolibденованадиевых сталей ввиду их склонности к образованию трещин при обработке резанием и склонности к образованию флоксов. При обнаружении трещин в одной поковке бракуют все поковки данной партии. Поэтому, как правило, поковки подвергаются противоблуженной обработке — многократному нагреву при 640—680 °С. Сталь применяется для изготовления наиболее ответственных деталей турбин и компрессорных машин, для которых требуется материал повышенной прочности в крупных сечениях (поковки валов и целых валов роторов турбин, валы высоконапорных турбовоздушных двигателей, детали редукторов и т. д.).

А СТАЛИ С ПОВЫШЕННОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬЮ РЕЗАНИЕМ

Обрабатываемость резанием является одной из важнейших технологических характеристик стали. Хорошая обрабатываемость резанием повышает производительность труда и сокращает расход инструментов, что имеет особо важное значение для машиностроения (авто- и тракторостроения, сельскохозяйственного машиностроения, станкостроения и т. д.).

Поэтому в промышленности широко применяют так называемые автоматные стали, позволяющие проводить обработку резанием с большой скоростью, увеличить стойкость инструмента и получить высокое качество обрабатываемой поверхности.

Наиболее часто применяют автоматные углеродистые стали А19, А20, А20Г, имеющие повышенное содержание серы (0,02—0,3 %), фосфора ($< 0,06$ %) и марганца (0,7—1,0 %). Сталь 40Г содержит 1,2—1,55 % Mn.

Сера в автоматной стали находится в виде сульфидов марганца MnS , т. е. выткнутой вдоль проката 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 охрупчивая сталь, способствует образованию ломкой стружки и получению высокого качества поверхности.

Эти стали обладают большой анизотропией механических свойств, склонны к хрупкому разрушению, имеют пониженный предел выносливости. Поэтому сернистые автоматные стали применяют лишь для изготовления ответственных изделий — преимущественно нормалей ил метзав. В настоящее время разработан ряд новых сталей повышенной обрабатываемости, легированных бором или совместно Pb, Se, Te, Ca, образующими металлические и неметаллические включения сульфида, оксисульфидов, силикатов и других оксидов определенного состава мовболитин и дисперсности. Эти включения создают в очаге резания катодное внутреннее смазывание — тончайший слой (для свинеца — 0,22 мкм), препятствующий схватыванию инструмента с материалом обрабатываемой детали, что и облегчает образование и отделение стружки.

Свинец присутствует в стали в виде дисперсных частиц, улучшает обрабатываемость резанием инструментом из быстрорежущей стали (см. с. 367) при пониженных и средних скоростях резания (до 100—120 м/мин). Легированные стали сочетанием 0,15—0,30 % Pb (АС12ХН, АС30ХМ, АС38ХГМ и др.), позволяют повысить скорость резания на 20—25 %, а при сохранении постоянной скорости резания увеличить стойкость инструмента в 2—7 раз в зависимости от состава и структуры обрабатываемой стали. Наиболее легко обрабатываются стали, имеющие структуру пластиччатого перлита и крупное зерно. При больших скоростях резания твердосплавным инструментом (см. с. 364) свинец в зоне резания плавится и испаряется, что вызывает схватывание инструмента с обрабатываемой деталью. Для улучшения обрабатываемости стали с повышенным содержанием серы (0,06—0,12 %) легируют 0,04—0,10 % Se (например, стали А45Е, А40ХЕ). Селед образует сравнительно крупные сульфоселениды и селениды.

Комплексное легирование серой и селеном позволяет в 1,5—2 раза снизить расходы режущего инструмента или сократить

на 20—30 % время обработки и уменьшить износ инструмента на 30—35 %. Микролегирование селеном улучшает обрабатываемость резанием труднообрабатываемых ферритных и аустенитных сталей.

Примесные нашла дешевые стали повышенной обрабатываемости, содержащие кальций. Кальциевые стали (АЦ — автоматная кальциевая) могут быть углеродистыми (АЦ20... АЦ60) и легированными (АЦ45Х, АЦ40Г, АЦ40Г2, АЦ20ХН3 и др.).

Кальциевые стали обрабатываются твердосплавными инструментом при высоких скоростях резания (более 100 м/с). Стойкость инструмента повышается в 1,5—3 раза. Нередко кальциевые стали дополнительно легируют свинцом для теллура, а также селеном или комплексами этих добавок.

Присадки, повышающие обрабатываемость (S, Ca, Pb, Se), повышают конструктивную прочность стали. Свинец снижает предел выносливости после цементации (интросцементации) на 10 % и после улучшения на 10 %. Сера и кальций снижают при химико-термической обработке предел выносливости σ_{-1} на 20 %, предел контактной выносливости сталей, содержащих Pb, Ca и S, более чем в 2 раза. Глобулярная форма дисперсных включений при однородно дифференцированной ферритно-перлитной структуре менее резко снижает механические свойства и улучшает обрабатываемость резанием. Значительная анизотропия ударной вязкости в сталях повышенной обрабатываемости не позволяет рекомендовать их для деталей, работающих в сложном напряженном состоянии, а также со значительными концентрациями напряжений.

В МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

Высокая конструктивная прочность изделия достигается только тогда, когда оно изготовлено из материала, обладающего большой прочностью и высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Этим требованиям в значительной степени отвечают безуглеродистые ($\leq 0,03\%$ C) мартенситно-стаеющие стали (углерод и азот — вредные примеси, снижающие пластичность и вязкость стали), упрочняемые закалкой и последующим старением.

Мартенситно-стаеющие стали представляют собой сплавы железа с никелем (8—20 %), а часто и с кобальтом. Для протекания процесса старения в мартенсите сплавы дополнительно легируют Ti, Al, Mo и др. Высокая прочность мартенситно-стаеющих сталей обязана образованию твердого раствора железа и легирующих элементов (Ni, Co, Mo, Al и др.), мартенситному превращению, сопровождающемуся фазовым наклепом и главным образом старению мартенсита, когда происходит образование сегрегаций, метастабильных к стабильным фаз типа Fe_3Mo , Ni_3Mo , Ni_3Ti , Ni_3Al (Fe, Co)₃Mo и др. Высокое сопротивление хрупкому

разрушению объясняется пластичностью и вязкостью безуглеродистого мартенсита (мартенсит замещения).

Широкое применение в технике получила высокопрочная мартенситно-стареющая сталь Н18К8М5Т ($\leq 0,03\% \text{ C}$, $\sim 18\% \text{ Cr}$, $\sim 9\% \text{ Co}$, $\sim 5\% \text{ Mo}$, $\sim 0,6\% \text{ Ti}$).

Сталь закалывают на воздухе от 820—850 °С. Нагрев до более высоких температур ведет к росту зерен и снижению пластичности. После закалки сталь состоит из безуглеродистого и легированного (реснитого) мартенсита, имеющего вряду с диской провальцованную хорошую пластичность и вязкость: $\sigma_s = 1100+1200 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 900+1100 \text{ МПа}$; $\delta = 16+20\%$; $\psi = 70+80\%$ и $KCU = 2,0-2,5 \text{ МДж/м}^2$. Таким образом, характерной особенностью безуглеродистого мартенсита являются высокие пластичность и вязкость. В закаленном состоянии мартенситно-стареющие стали сравнительно легко обрабатываются давлением, резанием и сваркой. Стали обладают хорошей прокаливаемостью, и при закалке деформации изделий незначительны.

Старение при 480—520 °С повышает прочность мартенситно-стареющих сталей, но снижает пластичность и вязкость. Механические свойства сталей после старения: $\sigma_s = 1900-2100 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1800+2000 \text{ МПа}$; $\delta = 8+12\%$; $\psi = 40+60\%$, $KCU = 0,4+0,6 \text{ МДж/м}^2$ и 52 HRC.

Кроме стали Н18К8М5Т нашли применение менее легированные мартенситно-стареющие стали: Н12К8М3Г2, Н10Х11М2Т ($\sigma_s = 1400+1500 \text{ МПа}$), Н12К8М4Г2, Н0Х12Д2ТБ ($\sigma_s = 1600+1800 \text{ МПа}$) и др.

Мартенситно-стареющие стали после закалки и старения имеют ударную вязкость того же порядка, что и другие высокопрочные стали ($KCU = 0,35+0,6 \text{ МДж/м}^2$). Однако порог хладноломкости t_{02} у мартенситно-стареющих сталей на 60—80 °С ниже, а работа распространения трещины КСТ значительно выше, чем у углеродобдержанных высокопрочных сталей (0,25—0,3 МДж/м² вместо 0,06—0,08 МДж/м²).

Вязкость разрушения K_{Ic} и мартенситно-стареющих сталей при $\sigma_{0,2} = 1800+2000 \text{ МПа}$ составляет 50—70 МПа·м^{1/2}, тогда как у углеродосодержащих легированных сталей при том же значении предела текучести — 20—30 МПа·м^{1/2}. Мартенситно-стареющие стали имеют высокий предел упругости ($\sigma_{0,2} = 1500 \text{ МПа}$) и поэтому могут применяться для изготовления пружин. При низких температурах прочностные свойства, как это обычно наблюдается в сталях, возрастают, но при сравнении повышенной пластичности и вязкости. Это позволяет их использовать для работы при низких температурах. Мартенситно-стареющие стали с 11—12 % Cr относятся к коррозионно-стойким (03Н10Х11М2Т).

Мартенситно-стареющие стали применяют в авиационной промышленности, в ракетной технике, в судостроении, в криогеностроении для упругих элементов, в криогенной технике и т. д. Эти стали дорогостоящие.

10. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ С ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТЬЮ (ТРИП-ИЛИ ПИИ-СТАЛИ)

Метастабильные высокопрочные аустенитные стали называют ТРИП-сталями (TRIP от начальных букв — Transformation Induced Plasticity) или ПИИ-сталями (пластичность, вызванная превращением). Эти стали содержат 8—14 % Cr, 8—11 % Ni, 0,5—2,5 % Mn, 2—6 % Mo, до 2 % Si (например, 04ХН8МАГ2С2 и 28Н125М4Г1). Отличительной особенностью (особой) является то, что после аустенитизации при 850—1200 °С температуры мартенситного превращения M_s и M_f (для аустенитизации мартенсита деформации) находятся ниже 20 °С, т. е. стали имеют аустенитную структуру.

Для придания стали высоких механических свойств после аустенитизации ее подвергают 80 %-ной деформации (прокатка, волочение, гидроэкструзия и т. д.) при 250—550 °С (ниже температуры рекристаллизации). В процессе деформации аустенит превращается в бакел и обедняется углеродом, что приводит к появлению точек M_s и M_f . При этом точка M_s становится выше 20 °С. При охлаждении, следовательно, аустенит становится метастабильным и при его деформации протекает мартенситное превращение. Поэтому при растяжении на растяжение участка аустенита где локализуется деформация, претерпевают мартенситное превращение, что приводит к местному упрочнению, и деформация сосредотачивается в соседних (воупрочненных) объемах аустенита. Следовательно, превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ (мартенситное) исключает возможность образования шейки, что объясняет высокую пластичность ПИИ-сталей.

Механические свойства ПИИ-сталей: $\sigma_s = 1500+1700 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1400+1550 \text{ МПа}$, $\delta = 50+60\%$. Характерным для этой группы сталей является высокое значение вязкости разрушения K_{Ic} в пределах вязкости σ_y . При одинаковой или близкой прочности ПИИ-стали пластичнее, а при равной пластичности имеют более высокий предел текучести, чем мартенситно-стареющие стали или легированные высокопрочные стали. Широкое применение ПИИ-сталей препятствует их высокой легированности, необходимость использования мощного оборудования для деформации при сравнительно низких температурах, трудность сварки, аннизотропия свойств деформированного металла и т. д. Эти стали используют для изготовления высоконагруженных деталей, проволоки, тросов, крепежных деталей и др.

11. РЕССОРНО-ПРУЖИНЫЕ СТАЛИ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

Рессорно-пружинные стали предназначены для изготовления пружин, ударных элементов и рессор различного назначения.

Стали поступают в виде проволоки и ленты, а также в виде горячекатаного проката или катанки, на которых изготавливают пружины. Стали для пружин (ГОСТ 14959—79) должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$), пределом выносливости (σ_{-1}) и релаксационной стабильностью при достаточной пластичности и вязкости.

Для получения этих свойств стали должны содержать более 0,5 % С и быть подвергнуты термической обработке — закалке и отпуску или деформационному упрочнению после патентирования (см. с. 197).

В табл. 9 приведены режимы термической обработки и механические свойства некоторых рессорно-пружинных сталей.

Путем легирования можно повысить температуру отпуска (выше интервала развития необратимой отпусковой хрупкости), что позволяет вряду с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям получить хорошие пластичность и вязкость.

Стали должны обладать хорошей закаляемостью и прокаливаемостью. После закалки мартенситная структура должна быть по всему объему. Присутствие после закалки немартенситных продуктов превращения аустенита (баейнита, ферритно-карбидной структуры, феррита), а также остаточного аустенита ухудшают все пружинные свойства. Чем мельче зерно, тем выше сопротивление стали малым пластическим деформациям. Наличие обезуглероживающего слоя на готовых пружинах резко снижает предел упругости и выносливости.

Для пружин малого сечения, закаляемых в масле и испытывающих невысокие напряжения, применяют углеродистые стали 65, 70, 75, 80.

Таблица 9

Режимы термической обработки и механические свойства пружинных сталей

Сталь	Температура, °С		Механические свойства (не менее)			
	закалка	отпуск	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,1}$	δ	ψ
			МПа		%	
65	840	490	800	1100	10	35
70	820	480	1100	1150	8	30
50С2	870	460	1100	1200	6	30
55С2А	870	460	1400	1600	6	20
70С3А	860	460	1600	1800	6	25
60С2ХФА	860	410	1700	1900	5	20
65С2ВА	850	420	1700	1900	5	20
60С2Н2А	860	420	1600	1750	6	20

* Под релаксационной вязкостью понимают сниженное сопротивление падению напряжения при постоянной суммарной деформации.

Более часто для изготовления пружин и рессор используют легированные стали, содержащие 1,5—2,8 % Si, 0,6—1,2 % Mn, 0,1—0,2 % Cr; 0,1—0,25 % V; 0,8—1,2 % W и 1,4—1,7 % Ni. Эти элементы обеспечивают необходимую прокаливаемость и закаливаемость, повышают релаксационную стойкость сталей и предел упругости.

В промышленности наиболее часто применяют кремнистые стали 55С2, 60С2А, 70С3А. Поскольку кремний повышает прокаливаемость, задерживает распад мартенсита при отпуске и значительно упрочняет феррит, кремнистые стали (60С2, 55С2 и 60К2) имеют высокие пределы текучести 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 образованию поверхностных дефектов при горячей обработке и графитизации, что снижает предел выносливости. Длительное легирование кремнистых сталей Cr, Mn, V, Ni усиливает их прокаливаемость и уменьшает склонность к обезуглероживанию, графитизации и росту зерна при нагреве.

Стали 60С2ХФА и 65С2ВА, имеющие высокую прокаливаемость, хорошую прочность (см. табл. 9) и релаксационную стойкость, применяют для изготовления 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 калачных 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 меньшим 5—6 мм. Для увеличения прокаливаемости сталь легируют марганцем (50ХГФА), который снижает ударную вязкость. Оптимальная твердость рессор для получения максимального предела выносливости 42—48 HRC; при более высокой твердости предел выносливости снижается. Предел выносливости стали, следовательно, и долговечность рессор и пружин резко снижаются при наличии на поверхности различных дефектов (заболты, трещины, царапины и т. д.), играющих роль концентраторов напряжений.

Срок службы рессор может быть повышен гидроабразивной и лобеструйной обработками (ППД), создающими в поверхностных слоях остаточные напряжения сжатия, снижающие рабочие напряжения растяжения в наружных волокнах. После пробуровой обработки предел выносливости повышается на 1,5—2 раза.

Широко применяют пружины, изготовленные из активированной холоднотянутой проволоки (см. с. 197) и холоднотянутой ленты

из высокоуглеродистых сталей 65, 65Г, 70 У8, УО. Основные механические свойства проволоки достигаются после третьей и последующей протяжки при степени деформации до 95%. Временное сопротивление проволоки после 95%-ной деформации (диаметр проволоки 1,4 мм) достигает 2600 МПа. Прочность проволоки холодной навивки подвергают отпуску при 240—320 °С для снятия напряжений, повышения предела упругости и повышения стойкости. Более часто применяют сталь, полученную отпуском проволоки диаметром от 0,9 до 0,15 мм и имеющую $\sigma_{0.2} = 2200$ МПа. Навартованная левта имеет $\sigma_{0.2} = 750—1000$ МПа.

Кроме рассмотренных пружинных сталей общего назначения в машиностроении широко применяют пружинные стали специального назначения. Кроме высокой механической прочности и способности релаксации напряжений они должны обладать хорошей коррозионной стойкостью, немагнитностью, жаропрочностью и другими особыми свойствами. К этим сталям относятся высоколегированные мартенситные (высокохромистые жаропрочные-стойкие стали), мартенситно-старяющиеся, аустенитные (жаропрочные-стойкие, немагнитные и жаропрочные) стали и др.

12. ШАРИКОПОДШИПНИКОВЫЕ СТАЛИ

Подшипники качения являются ответственной деталью многих машин (станков, автомобилей, тракторов, электродвигателей и др.), определяющих их точность и производительность.

Подшипники качения работают в условиях качения шарика (или ролика) по наружному и внутреннему кольцам. Наиболее часто причиной отказа подшипников являются изломы, растрескивание тел качения и рабочих поверхностей колец, а также увеличение выкрашиваемых рабочих поверхностей элементов подшипников.

Для изготовления тел качения и подшипниковых колец используют сечения обычно высокоуглеродистую прокатную сталь ШХ15 (0,95—1,05 % С и 1,3—1,65 % Cr), а для колец сечений — хромокремнивокремнистую сталь ШХ15СТ (0,95—1,05 % С, 0,9—1,2 % Cr, 0,4—0,65 % Si) и 1,3—1,65 % Cr прокатывающуюся на большую глубину. Стали обладают высокой твердостью, износостойкостью и сопротивлением контактной усталости. К сталям предъявляют высокие требования по снижению пембгаллических включений, так как они вызывают преждевременное усталостное разрушение. Недопустима также повышенная водородность.

Электрошлаковый и вакуумно-дуговой переплав уменьшает количество неметаллических включений (сульфидов, оксидов и др.), повышает долговечность подшипников¹. Стали маркируются

¹ Если при переплаве электрошлаковой переплав, в марке стали добавляется буква «Ш», а при вакуумно-дуговом переплаве — буква «В». Например: ШХ15Ш, ШХ15ВД.

шариков, труб и арматуры. Для горячей штамповки стали изготавливаются без отжига, для холодной механообработ — в закаленном состоянии. После отжига стали получают мелкозернистую структуру мелкозернистого перлита с мелкими включениями вторичных карбидов. Такая структура обеспечивает высокую обрабатываемость резанием ($K = 0,55$ для стали 214) и достаточную пластичность при холодной штамповке колец и роликов; твердость после отжига 179—207 НВ. Кольца, ролики и валки проходят закалку в масле (30—60 °С) от 840—860 °С с отпуском при 150—170 °С. Перед сепуском для уменьшения деформативности остаточного аустенита детали подшипника охлаждают до температуры не выше 20—25 °С. Это повышает стабильность их размера. Для подшипников, которые должны иметь высокую стабильность размеров, иногда применяют обработку азотом при —70——50 °С.

Для получения оптимального сочетания прочности в контакте и износоустойчивости кольца и ролики подшипников должны быть после закалки и отпуска твердостью 61—65 HRC для стали ШХ15А и 60—64 HRC для стали ШХ15СГ, а шарики — 62—66

HRC при изготовлении деталей подшипников качения, работающей при высоких динамических нагрузках, применяют цементуемые стали 20Х2Н4А и 18ХГТ. После газовой цементации на толщину 1,2—3,5 мм высокого отпуска, закалки и отпуски при 160—180 °С детали подшипника из стали 20Х2Н4А имеют на поверхности 60—62 HRC и в сердцевине 35—45 HRC.

Детали подшипника качения из стали 18ХГТ подвергают цементации на толщину 0,9—1,8 мм. После закалки и низкого отпуски они имеют твердость 61—65 HRC.

При обработке гонимых разрабатан и внедрен в массовое производство широко объемно-поверхностной закалки колец тяжелонагруженных 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—0,2 % Mn, 0,35—0,5 % Cr) с регламентированной прокаливаемостью, закалку перед закалкой структуру жареного сор-

тиста. Закалкаемые кольца нагревают в специальном автоматическом станке вакуумным способом насквозь, после чего осуществляют короткую изотермическую выдержку при 850 °С. Затем детали выкладывают в закалочной камере, где поверхности кольца с высокой скоростью омывают потоком воды. Затем следует отпуск при 160 °С 4 ч. После такой термической обработки получают ограниченную прокаливаемость стали ШХ4 на кольцах толщиной 11 мм образуется закалочный слой со структурой перлита толщиной 2,5—3,5 мм, твердостью 6—5 HRC, сердцевина получает структуру троостита и сорбита закалки твердостью 35—40 HRC. Кольца роликовых подшипников, обра-

ботанные таким способом, имеют высокие показатели конструктивной прочности.

18. ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ

Для деталей, работающих на износ в условиях ударов и трения в высоких давлениях и ударов (например, для траверс некоторых гусеничных машин, щек дробилок, черпаков землерейных 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 % Мн.

Структура этой стали после литья состоит из аустенита с очень большими карбидами (Fe₃C, Mn₃C), выделяющимися по границам зерен, что снижает прочность и вязкость стали. В связи с этим литейные заготовки закалывают 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: $\sigma_{0,2} = 400-1000$ МПа; $\sigma_{0,1} = 250-350$ МПа; $\delta = 35-45$ %; $\psi = 40-50$ %; $180-220$ НВ. Сталь с аустенитной структурой характеризуется высоким пределом текучести, составляющим примерно одну треть от временного сопротивления, и сильно упрочняется под действием холодной деформации.

Сталь 110Г13Л обладает высокой износостойкостью только при ударных нагрузках, когда происходит деформационное упрочнение структуры и образование ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой. При небольших ударных нагрузках в сочетании с абразивным износом либо при чистом абразивном износе в процессе эксплуатации не происходит упрочнения и износостойкость стали 110Г13Л невысока.

При повышении содержания фосфора сталь 110Г13Л хрупколомка. При содержании в стали более 0,05 % Р по границам зерен образуется хрупкая фосфидная эвтектика, на которой зарождается и растет крупная трещина при низких температурах, поэтому при использовании стали в северных районах содержание фосфора должно быть равно или менее 0,02—0,03 %.

Высокой стойкостью при инклинометрическом нагружении и ударно-абразивном изнашивании обладает литая сталь 60Х2Г10А7, характеризующаяся при эксплуатации мартенситное превращение.

Для изготовления валов гидротурбин и гидронасосов, судовых гребных валов и других деталей, работающих в условиях изнашивания при квантовом износе, применяют стали с высоким аустенитом 30Х10Г10 и 0Х14АГ12 и 0Х14Г12М, испытывающими при эксплуатации частичное мартенситное ($\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенсит) превращение.

В процессе работы валов, подверженных квантовому износу, деформации и разрушению поверхностных слоев приводит

тому, что на поверхности под действием гидравлических ударов образуется новый слой мартенсита, обладающий высокой прочностью. Многократное повторение этого процесса объясняет высокую стойкость сталей с метастабильным аустенитом.

14. КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ И ЖАРОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Коррозионная стойкость сталей. *Коррозией* называют разрушение металлов под действием окружающей среды. При этом часто металлы покрываются продуктами коррозии (ржавчиной). В результате воздействия внешней среды механические свойства металлов резко ухудшаются, иногда даже при отсутствии видимого изменения внешнего вида поверхности.

Различают химическую коррозию, протекающую при взаимодействии на металл газов (газовая коррозия) и нейтральных (нефтепродукты, производные), и электрохимическую коррозию, вызываемую действием электролитов: кислот, щелочей и солей. К электрохимической коррозии относятся также атмосферная и почвенная коррозия.

Механизм электрохимической коррозии сводится к следующему. Если в электролит (влажный воздух, водные растворы кислот, солей, щелочей и т. д.) поместить два соприкасающихся различных металла, образуется гальванический элемент, при этом металл, который легче, отдает электроны, служит анодом, а другой — катодом. В процессе работы гальванического элемента анод разрушается.

Микрогальванические элементы возникают также между различными фазами сплавов и даже в чистых металлах, где роль анодов играют границы зерен и другие дефектные участки, а роль катодов — ядро зерен. Чем больше отдельные фазы (участки) металла отличаются своими электрохимическими потенциалами, тем быстрее происходит коррозионное разрушение.

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 язвенную. Отдельно язвенной и точечной коррозии являются концентраторами напряжений. Наиболее опасна так называемая интеркристаллитная коррозия, распространяющаяся по границам зерен вследствие более высокого их электрохимического потенциала. Коррозия без заметных внешних признаков быстро развивается по границам зерен, вглубь, резко снижая при этом механические свойства. Сталь, пораженная интеркристаллитной коррозией,

тернет металлический звук и при шаге идет падение во времени зерен в местах коррозионного разрушения металла. Кроме того различают коррозию под напряжением, которая возникает вследствие одновременного действия коррозионной среды и напряжений растяжения. Разновидностью этой коррозии является коррозионное растрескивание, т. е. образование в металле тонкой сетки трещин, проходящих по обводу зерна при воздействии коррозионной среды и напряжения.

Сталь, устойчивую к газовой коррозии при высоких температурах (обычно 550 °С), называют *окалиностойкой* (жаростойкой). Стали, устойчивые к электрохимической, химической (атмосферной, почвенной, щелочной, кислотной, солевой), межкристаллической и другим видам коррозии, называют *коррозионно-стойкими* (жержавеющими). Повышение устойчивости стали к коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности защитные пленки, резко снижающие ее контакт с окружающей агрессивной средой, а также повышением электрохимического потенциала стали в данной агрессивной среде.

Жаростойкие стали и сплавы. 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 оксидов (Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , $(\text{Al}, \text{Fe})_2\text{O}_3$). Введение в сталь 6—8 % Cr повышает окалиностойкость до 500—750 °С; увеличение содержания Cr до 15—17 % делает сталь окалиностойкой до 950—1000 °С, а при введении 25 % Cr сталь остается окалиностойкой до 1100 °С. Легирование сталей с 25 % Cr алюминием в количестве 5 % повышает окалиностойкость до 1300 °С. 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.

Для изготовления различных рода высокотемпературных установок, деталей печей и газовых турбин применяют жаростойкие ферритные (12X17, 15X25Т и др.) и аустенитные (20Х21Н13, 12Х25Н16Г7АР, 36Х18Н25С2 и др.) стали, обладающие жаропрочностью (см. с. 360).

Коррозионно-стойкие стали. Составы сталей, устойчивых к электрохимической коррозии, устанавливаются в зависимости от среды, для которой они предназначены. 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 (ГОСТ 5632—72).

Стали ферритные, жаропрочные и жаропрочные ферритного класса. При введении в сталь 12—14 % Cr ее электрохимический потенциал становится положительным и она приобретает

технической системы (по международной классификации) и условные обозначения (в скобках) некоторых марок сталей

Сталь	Содержание основных элементов, %				Механические свойства			
	C	Mn	Pb	Другие элементы	σ _т		δ	
					МПа	%	МПа	%
<i>Стали мартенситного класса</i>								
09X13	0,15—0,25	12—14	—	—	650	650	16	50
10X13	0,25—0,35	12—14	—	—	950	700	13	50
10X13	0,35—0,45	12—14	—	—	1150	900	12	50
<i>Стали мартенситно-ферритного класса</i>								
12X13	0,09—0,15	12—14	—	—	750	500	20	65
<i>Стали ферритного класса</i>								
12X17	0,12	16—18	—	—	590	350	30	75
15X25T	0,15	24—27	—	5 C—0,9 Ti	540	—	40	71
015X17M2D	0,015	15,5—18,5	—	1,5—2,0 Mo 0,3—0,5 Nb	450	280	30	60
<i>Стали аустенитного класса</i>								
10X18H9	0,12	17—19	8—10	—	620	360	30	75
10X14Г14Н4Т	0,10	13—15	2,5—4,5	5 C—0,5 Ti; 13—15 % Mn	620	280	45	60
10X14AГ15	0,10	13—15	—	0,15—0,35 N 14—16 % Mn	750	300	45	55
10X17H13M3T	0,1	16—18	12—14	5 C—0,7 Ti	680	220	40	60
<i>Стали аустенитно-ферритного класса</i>								
08X21H6M2T	0,08	20—22	3,5—6,5	1,8—2,5 Mo 0,2—0,4 Ti	780	450	50	60
<i>Стали аустенитно-мартенситного класса</i>								
09X16H8O	0,09	14—16	7—9	0,7—1,3 Al	1250	900	20	50

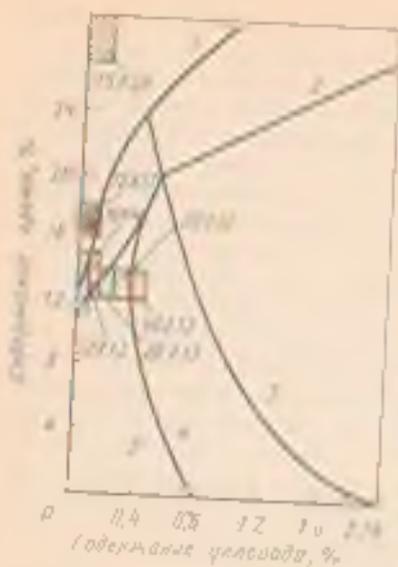


Рис. 363. Структурные диаграммы в системе Fe—C—Cr в составе нержавеющих сталей (аустенитовый тип сталей).
 1 — ферритная; 2 — аустенитовая; 3 — мартенситная; 4 — bainite (бейнитная); 5 — bainite (бейнитная)

устойчивость против коррозии в атмосфере, морской (пресной) и в ряде слабых растворов кислот, солей и щелочей. Более широко применяются хромистые стали 12X13, 20X13, 30X13 и 40X13 (ГОСТ 8632—72), содержащие 0,12—0,4% C и 12—14% Cr, и низкоуглеродистые (с 0,12—0,15% C) стали 15X17 и 15X28 с 17 и 28% Cr (табл. 10).

Структурная диаграмма системы Fe—C—Cr (равновесное состояние) и составы хромистых нержавеющих сталей приведены на рис. 363. Сталь 12X13 в равновесном состоянии относится к ферритной, а после закалки в масле или на воздухе с высокой температурой имеет структуру мартенсита и феррита (ферритно-мартенситная сталь). Сталь 20X13 и 30X13 в равновесном состоянии доэвтектоидная, а сталь 40X13 — эвтектоидная. Они испытывают во время упрочнения после охлаждения на воздухе стали 20X13, 30X13 и 40X13 имеют структуру мартенсита, т. е. относятся к мартенситному классу.

Стали обладают лучшей стойкостью против коррозии только при условии, что их содержание хрома в стали приходится к доли твердого раствора. В этом случае он образует на поверхности плотную защитную оксидную пленку типа (Cr, Fe)O. Повышение содержания углерода, приводящее к образованию карбидов, создает двухфазную структуру, уменьшает количество хрома в твердом растворе и поэтому снижает коррозионную стойкость стали и увеличивает хрупкость.

Коррозионная стойкость стали повышается термической обработкой: закалкой в масле с выдержкой и созданием цикловой и полированной поверхности.

Стали 12X13 и 20X13 применяют для изготовления деталей с повышенной пластичностью под воздействием ударных нагрузок (клапанов гидравлических прессов, предметов домашнего обихода), а также изделий, испытывающих действие слабощелочных сред (атмосферных осадков, водных растворов солей органических кислот и т. п.). Их подвергают закалке в масле от 1000—1100 °C и выдержке отпуску при 100—175 °C, после чего карбиды присутствуют в виде более крупных частиц. Применение

Более низкого отпуска, создающего мелкие карбидные частицы, усиливает коррозию.

Стали 30X13 и 40X13 используют для карбидаторных ил. бужин, хирургических инструментов и т. д. Эти стали закаляют от 1000—1050 °С в масле и отпускают при 180—200 °С. После такого отпуска они сохраняют мартенситную структуру, высокую твердость (50—60 HRC) и достаточную устойчивость против коррозии. Более высокой коррозионной стойкостью обладают высокоуглеродистые высокохромистые стали ферритного класса: 12X17, 15X25T и 15X28 (см. рис. 163). Сталь 12X17 применяют после рекристаллизационного отжига при 760—780 °С. Из этой стали изготавливают 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.

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 °С. Эти стали обладают крупнозернистостью в литом виде и склонны к сильному росту зерна при нагреве выше 850 °С (например, при сварке), что сопровождается орупиванием стали. Измельчить зерно и повысить пластичность термической обработкой нельзя, так как стали не претерпевают $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Сварные конструкции из стали 15X28 склонны к межкристаллитной коррозии. Углерод и азот способствуют орупиванию стали (образуют порог хладноломкости) и являются причиной 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 при измельчении зерна стали легируют титаном в количестве не менее пятикратного содержания углерода (15X25T). Титан связывает углерод и исключает возможность образования карбидов хрома, а следовательно, обеднение хромом фронта. Ферритные стали, содержащие 25—30 % Cr, орупивающие при длительном нагреве до 450—600 °С вследствие образования выделений α -фазы (см. рис. 82, б).

В последние годы для сварных конструкций, где сталь должна обладать высокой стойкостью против коррозии под напряжением, применяют суперферриты — ферритные стали с очень низким содержанием углерода (<0,02 %). В СССР выпускается суперферрит — сталь 013X10M2B.

Стали аустенитного класса (см. табл. 10). Эти стали, легированные хромом и никелем (или марганцем), после охлаждения до нормальной температуры имеют аустенитную структуру, низкий предел текучести, умеренную прочность, высокую пла-

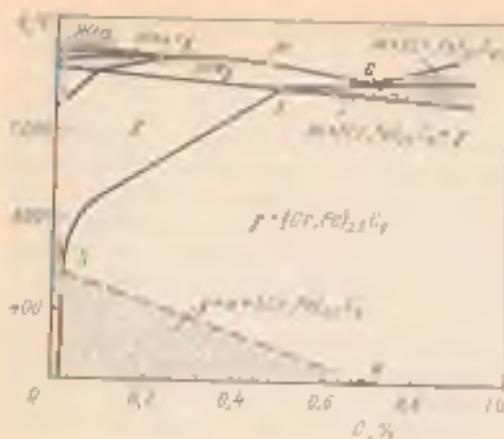


Рис. 164. Периодическая диаграмма системы Fe-Cr-Ni для разбава 18% Cr и 8% Ni

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 хрома $M_{23}C_4$. Для получения чисто аустенитной структуры, обладающей высокой коррозионной стойкостью, стали нагревают в виде ленты SE (рис. 164), чаще до 1100—1150 °C (для растворения карбидов), и закаливают в воде (на воздухе). Сталь 12X18H9 обычно применяют в виде холоднокатаного листа или ленты. В процессе холодной пластической деформации сталь легко наклепывается. Временное сопротивление после холодной деформации (60—70%) может быть повышено до 1200—1300 МПа, 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 (мартенсит деформации).

Стали хорошо свариваются точечной сваркой и штампуются. 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 $M_{23}C_4$ 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 (5 С — 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 ниобия в этих сталях увеличивают до 10—12%. Сталь 12X18H10T получила наибольшее распространение при работе в окислительных средах (например, азотной кислоте).

Высокое сопротивление межкристаллитной коррозии, хорошую пластичность и свариваемость имеют низкоуглеродистые аусте-

ниты и хорошую коррозионную стойкость в окислительных средах. Стали парамагнитны.

Представителями коррозионно-стойких сталей аустенитного класса являются стали 12X18H9, 17X18H9 (см. табл. 10) содержащие

нитуемые стали 04X18H10 и 03X18H12. Стали с повышенным содержанием углерода устойчивы в азотной кислоте и других агрессивных средах и широко используются для изготовления диметалловой аппаратуры.

Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали дороже. В связи с этим в некоторых случаях применяют более дешёвые стали, в которых часть никеля замещена марганцем. Экономичнее коррозионная (по никелю) сталь 10X14Г14НТ рекомендована как заместитель стали 12X18H10Т для котлов, работающих в слабоагрессивных средах (органические кислоты, соды, щелочи), а также при температуре до -196°C .

Некоторые применяют лахидат хромомарганцево-никель-висмутовые стали с азотом (0,15—0,4 % N), который стабилизирует аустенит и может частично замещать никель. К числу этих сталей относятся стали 10X14Г15 (см. табл. 10), 15X17АГ14, 12X17ГАН4. Устойчивость сталей против коррозии в органических кислотах, азотной кислоте и морской воде выше, чем у жёстких. Для этой цели применяют стали 12X17H13M2T и 10X17H13M3T (см. табл. 10), которые сочетают высокую коррозионную стойкость с хорошей технологичностью, начиная от выработки стали в ковше до изготовления сварных конструкций и аппаратов.

Стали аустенитно-ферритного класса содержат 18—22 % Cr, 2—6 % Ni и некоторое количество Mo и Ti (08X21H6T, 08X21H6M2T и др.). Аустенитно-ферритные стали во сравнении с аустенитными обладают более высокой прочностью (см. табл. 10) при удовлетворительной пластичности и лучшей сопротивляемостью межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию. При нагреве до 400—750 $^{\circ}\text{C}$ стали охрупчиваются.

Стали аустенитно-жаропрочного класса. Особую группу представляют аустенитно-мартенситные коррозионно-стойкие стали, например сталь 09X15H8Ю. Эти стали вядру с хорошей устойчивостью против атмосферной коррозии обладают высокими механическими свойствами и хорошо свариваются. Сталь 09X15H8Ю для повышения механических свойств подвергают закалке от 975 $^{\circ}\text{C}$, после которой структура стали — аустенитный аустенит с небольшим количеством мартенита. В этом состоянии сталь обладает достаточной высокой пластичностью и может быть подвергнута пластической деформации и обработке давлением. После закалки сталь обрабатывают холодом в интервале температур от -50 до -75°C для перевода большей части аустенита ($\sim 80\%$) в мартенсит и подвергают отпуску (старению) при 450—500 $^{\circ}\text{C}$. При старении из α -твердого раствора (м₁) выделяются дисперсные частицы интерметаллоида типа Ni₃Al. Механические свойства стали после такой обработки приведены в табл. 10.

Механические свойства указанной стали зависят от количества образовавшегося мартенсита, которое можно регулировать температурой закалки и обработкой холодом. Если количество мар-

Ламинированный состав (по содержанию азота) и механические свойства коррозионно-стойких сплавов на железоникелевой и никелевой основе

Сплав	Содержание основных элементов, %				Механические свойства	
	C	Ni	Mo	Другие элементы	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$
					МПа	
04X144MДТЖ	14—17	30—42	4,5—6,0	2,5—3,2 Ti 0,17—1,2 Al 2,7—3,3 Cu 1,4—1,7 V	1250	750
Н70МФ	—	Остаток	25—27	—	—	—
ХН66МВ	14,5—16,5	Остаток	12	3,0—4,5 W	1000	600

текстита превышает 40 %, т. е. пластичность стали заметно падает, но прочность возрастает. Большое упрочнение стали может быть достигнуто закалкой предварительно закаленной на эустенит стали путем прокатки или волочения. После такой обработки большая часть эустенита превращается в мартенсит деформации. Дальнейшее упрочнение стали достигается старением при 420—480 °С.

Коррозионно-стойкие сплавы на железоникелевой и никелевой основе. Аустенитные (аустенитно-ферритные) стали не обладают такой достаточно высокой коррозионной стойкостью в таких средах, как серная и соляная кислоты. В этих случаях используют сплав на железоникелевой основе, например сплав 04X144MДТЖ (табл. 11), имеющий после закалки от 1050—1100 °С и старения при 650—700 °С структуру аустенит и интерметаллидную фазу типа Ni₃(Ti, Al). Сплав предназначен для работы при больших нагрузках в растворах серной кислоты.

Для изготовления сварной аппаратуры, работающей в окислительных средах, растворах серной и фосфорной кислот, применяется никелевый сплав Н70МФ. Сплав на основе Ni—Mo обладает высоким сопротивлением коррозии в растворах азотной кислоты.

Наибольшее распространение получил сплав ХН66МВ для работы при повышенных температурах во влажном хлоре, окислительных и сернистых средах, хлоридах, азотной кислоте и других агрессивных средах.

Никелевые сплавы используются после закалки от 1050 °С. Структура сплавов — α - или γ -твердый раствор на основе железа и карбиды типа M_3C и VC (Х70МФ).

Двухслойные стали. Для деталей химической аппаратуры (корпусов аппаратов, днищ, фланцев, патрубков и др.), работающих в коррозионной среде, нашли применение двухслойные стали

Специальный листовой металл состоит из основного слоя — высокопрочной (09Г2, 16ГС, 09Г2С, 12ХН, 10ХГСНД и др.) или нержавеющей (А5) стали и коррозионно-стойкого плакирующего слоя толщиной 1—5 мм из коррозионно-стойких сталей (12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, 06ХН28МДТ, 06Х13) или никельсодержащих сплавов (ХН65МВ, Н70МФ).

И. КРИОГЕННЫЕ СТАЛИ

Низкие температуры (искусственный холод) широко применяются в промышленности, ракетной и космической технике, медицине. Температуры ниже точки кипения кислорода (-183°C) называются криогенными. Для работы при этих температурах необходимы специальные криогенные стали и сплавы.

Криогенные стали должны обладать достаточной прочностью при максимальной температуре в сочетании с высоким сопротивлением ударному разрушению при низких температурах. К этому типу нередко предъявляют требование высокой коррозионной стойкости. В качестве криогенных применяют низкоуглеродистые аустенитные стали и стали аустенитного класса, несклонные к хладноломкости. Для сварных конструкций, работающих при температуре до -196°C , используют стали с 6—7% Ni (0Н6А) и 10—12% Ni (0Н9А), обладающие низким уровнем хладноломкости.

Стали применяют после двойной нормализации (при 900 и 700 $^{\circ}\text{C}$) и отпуска при 500 $^{\circ}\text{C}$ или после закалки в воде от 810—850 $^{\circ}\text{C}$ и отпуска при 600 $^{\circ}\text{C}$. После такой обработки предел текучести $\sigma_{0.2}$ при нормальной температуре составляет 400—450 МПа, а при -196°C — 600—720 МПа (более высокое значение для стали 0Н9А). Сопротивление удару при температуре -196°C КСЧ — 1,2—1,5 МДж/м².

Из этих сталей изготавливают цилиндрические или сферические резервуары для хранения и транспортирования сжиженных газов при температуре не ниже -196°C . Все технологические операции, в том числе и сварку, по изготовлению изделий выполняют на металл, прошедших термическую обработку.

Основную часть рамкообразных машин в аппаратах криогенной техники изготавливают из аустенитных сталей, не склонных к ударному разрушению.

Аустенитные криогенные стали делят на три группы.
1. Хромоникелевые аустенитные стали 12Х18Н10Т и 10Х18Н10Т. Эти стали получают наибольшее применение. Из них изготавливают крупногабаритные газораспределительные установки большой мощности для получения сжиженных газов (O_2 , N_2 , H_2 и др.), транспортные емкости и хранения сжиженных газов. Они хорошо свариваются и обладают большим запасом вязкости при криогенных температурах (при -253°C $\sigma_{0.2} = 600$ МПа и КСЧ = 1 МДж/м²). Высокий запас пластичности сталей

12X18H10T позволяет использовать ее после холодной пластической деформации с целью повышения прочности. Аустенит хромоникелевых сталей не стабилен и под влиянием пластической деформации возможно частичное мартенситное превращение ($\gamma \rightarrow \alpha$).

2. Стойколегированные аустенитные стали повышенной прочности 07X21Г7АН5 и 03X20H18АГ6 (при температуре — 253°С $\sigma_{0.2} = 1150-1350$ МПа и КСЧ = 1,0-1,3 МДж/м²). Эти стали применяются для изготовления валов и толстостенных крупногабаритных емкостей.

3. Аустенитные стали на хромомартенситном основе 10X14Г14Н4Т и 03X13АГ19 как заместители более дорогих хромо-никелевых аустенитных сталей. Следует иметь в виду, что пластическая деформация хромомартенситных сталей может вызвать частичное мартенситное превращение ($\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha'$), что снижает сопротивление хрупкому разрушению. Сталь рекомендуется для изготовления сварных конструкций, работающих при температурах от 20 до —196°С (сталь 03X13АГ19) и —253°С (сталь 10X14Г14Н4Т). Аустенитные стали используют после закалки в воде от 1000—1050°С. При нормальной температуре предел текучести $\sigma_{0.2}$ аустенитных сталей не превышает 400—450 МПа.

15. ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Жаропрочными называют стали и сплавы, способные работать под напряжением при высоких температурах в течение определенной времени и обладать при этом достаточной жаростойкостью.

Жаропрочные стали и сплавы применяют для изготовления многих деталей котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, ракет и т. д., работающих при высоких температурах.

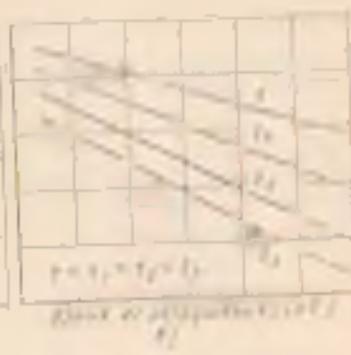
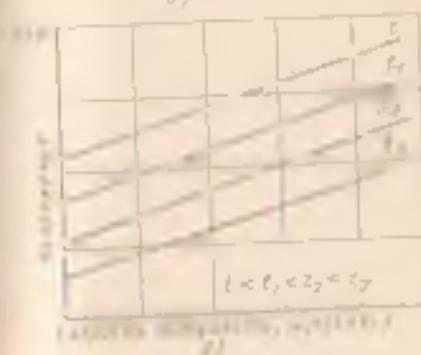
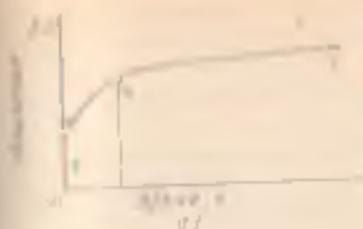
Повышение температуры влияет на все механические свойства (понижает модуль упругости (вследствие уменьшения межатомных сил сцепления), предел текучести и временное сопротивление). При этом следует иметь в виду, что в условиях малой скорости нагружения разрушение происходит при более низких напряжениях, 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.

Рис. 165. Характеристики жаропрочности жетилла.

а — деформационная ползучесть; б — время достижения заданного удлинения образца; в — зависимость между параметрами деформации и деформации.



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 испытываемый образец в течение длительного времени подвергают воздействию постоянного растягивающего усилия в постоянной температуре при фиксированной деформации образца во времени.

Процесс испытания представляют в виде первичной кривой ползучести в координатах удлинение — время (рис. 165, а). На кривых ползучести (рис. 165, а) можно отметить участок oa , соответствующий упругой и эластической деформации, являющейся 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 в ортогональной системе координат и 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. 165, б).

По заданной скорости деформации в период равномерной ползучести можно по диаграмме определить условный предел ползучести.

Предел ползучести обозначают (ГОСТ 3018—51) σ с числовым индексом, например $\sigma_{0,01}^{600}$ — предел ползучести при давлении на деформацию 0,2% за 100 ч испытанная при температуре 700°C. При этом негласно указать, как определялся предел ползучести — по суммарной или остаточной деформации. В случае определения по скорости ползучести предел ползучести σ указывают с двумя числовыми индексами. Нижний индекс означает заданную скорость ползучести (%/ч), верхний — температуру испытания, °C; например $\sigma_{0,01}^{600}$ — предел ползучести при скорости ползучести 10^{-2} %/ч при температуре 600°C.

Испытание на длительную прочность отличается от испытания на ползучесть тем, что испытываемый образец доводит при данной температуре и напряжении до разрушения. В результате испытания определяют предел длительной прочности, т. е. наибольшее напряжение, выдержавшее разрушение металла за определенное время при постоянной температуре (ГОСТ 10143—51). Предел длительной прочности обозначается σ с двумя числовыми индексами, например σ_{1000}^{700} — предел длительной прочности за 1000 ч при температуре 700°C. В логарифмических координатах зависимость между напряжением и временем до разрушения представляется собой прямую линию (рис. 155, в). Это позволяет для ряда сплавов экспериментально построившие кривые для продолжительности 700—1000 ч экстраполировать на значительно большую длительность (10 000—100 000 ч).

Рабочие температуры современных жаропрочных сплавов составляют примерно $(0,45-0,6) T_g$ ¹. Требования срока службы жаропрочных сплавов изменяются от 1—2 ч (ракеты) до сотен (авиационные газотурбинные) и многих тысяч часов (стандартизированные газотурбинные).

При температурах ниже $(0,45-0,5) T_g$ прочность сплавов определяется стабильностью их дислокационной структуры. При более высоких температурах стабильность дислокационной структуры нарушается (уменьшается плотность дислокаций, за счет числа вакансий и т. д.) и развиваются диффузионные процессы разупрочнения (возврат к рекристаллизации, сфероидизация и коагуляция частиц избыточных фаз и т. д.).

Деформация и разрушение при высоких температурах часто происходит 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 по границам зерен не имеют направленного характера. При наличии даже небольших напряжений эти перемещения атомов, со-

¹ T_g — температура плавления.

онии на границах зерен, приобретают направленный характер, что способствует вязкости металла. В процессе вязкости происходят перемещения одного зерна относительно другого вдоль поверхности их раздела, так называемое проскальзывание. Главной причиной является возникновение диффузионной пластичности в отставке от сдвиговой температуры, особенно ранее.

Таким образом, если при низких температурах границы зерен принимают 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 факто снижается.

Жаропрочность сплава и других металлических сплавов в сильной степени зависит от величины межатоминой связи, а также от структурного состояния. Жаропрочность тем выше, чем выше межатомные связи в кристаллической решетке металла, на базе которого построены сплавы. 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 дисперсионным твердением раствора, приводящим к увеличению энергии связи между атомами, в результате чего процессы диффузии и самодиффузии замедляются, а температура рекристаллизации возрастает. Сплавы на основе сплавов сепаративной структуры, состоящей из окрапленых и основной твердой фазы и во границах зерен дисперсных карбидов, 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 выделений фаз затрудняет пластическую деформацию при высоких температурах.

Жаропрочные сплавы для работы при высоких температурах (до 700—800 °C) содержат на основе железа, никеля и кобальта, а для работы при очень высоких температурах (до 1200—1500 °C) — 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—700 °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. Чем сложнее по составу сталь, тем выше ее

¹ К жаропрочным сталям относят сплавы на основе железа, если содержание его превышает 50 %.

Таблица 12

Химический состав (по декарбонизованным элементам) и свойства жаропрочных сталей при температуре 600 °С

Сталь	Содержание элементов, %					Предел прочности при растяжении, МПа	
	C	Cr	Mn	V	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,1}$
<i>Стали перлитного класса</i>							
12X1MФ	0,08— 0,12	0,9—1,2	0,23— 0,35	0,15— 0,30	—	80	80
15X1M1Ф	0,1— 0,16	1,1—1,4	0,9—1,1	0,2— 0,35	—	85	85
12X2MФCP	0,08— 0,12	1,6—1,9	0,5—0,7	0,2— 0,35	0,4—0,7 Si; <0,005 % B	85	85
<i>Стали жаропрочного и мартенситно-ферритного классов</i>							
15X11MФ	0,10— 0,18	10— 11,5	0,6—0,8	0,20— 0,40	—	97	—
18X12BM5ФP	0,15— 0,22	11—13	0,4—0,6	0,15— 0,30	0,2—0,4 Nb; 0,4—0,7 W; <0,005 B	180	130
18X12BM6ФP	0,15— 0,22	11—13	0,4—0,6	0,15— 0,30	0,15—0,3 Nb; 0,55—0,85 W; 0,5—1,0 Ni; 0,5—1,0 Mn; <0,005 B	180	140

ровность твердого раствора и больше упрочняющих фаз, тем выше их жаропрочность.

Стали перлитного класса. Для изготовления деталей в условиях энергетических установок, работающих длительное время (10 000—200 000 ч) при температурах не выше 500—560 °С, подверженных ползучести, но сравнительно мало нагруженных, используют углеродистые и низколегированные теплоустойчивые стали перлитного класса (табл. 12).

Если рабочая температура не превышает 400 °С и давление 0,8 МПа, применяют нормализованные углеродистые стали 12К, 15К, 18К, 22К (ГОСТ 5520—79), поступающие в виде листов и труб. В марке буква «К» означает «котельная», а цифра — содержание углерода в десятых долях процента. Механические свойства сталей: $\sigma_0 = 360\text{--}490$ МПа, $\sigma_{0,2} = 220\text{--}280$ МПа, $\delta = 24\text{--}19$ %. Чем больше в стали углерода, тем выше прочность и ниже пластичность.

Для более ответственных, паропроводных и газопередающих труб с рабочей температурой 600 °С применяют

легированные стали, содержащие Cr, V, Mo и Nb (ГОСТ 20072—74).

Легированные элементы, находясь в твердом растворе феррита, интенсифицируют диффузионные процессы, повышают температуру рекристаллизации, вызывают дисперсионное твердение, ускоряют процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения субструктуру и стабилизируют карбидную базу. Все эти процессы повышают жаропрочность стали.

Содержание углерода должно быть 0,08—0,2 %. При большом количестве углерода ухудшается свариваемость, ускоряются процессы коагуляции карбидов и твердый раствор обедняется молибденом, что снижает прочностные свойства. Ванадий (ниобий), образуя дисперсные карбиды, упрочняет матрицу. Наиболее значимая длительной прочности (см. табл. 12) достигается после закалки и высокотемпературного отпуска. Температура отпуска должна быть выше рабочей, чаще 660—700 °С. В процессе эксплуатации сталей протекают процессы коагуляции карбидов M_2C , образования карбидов типа $M_{23}C_6$ и M_6C и твердый раствор обедняется молибденом. Все это снижает механические свойства. Для котельных установок, работающих при температуре 560 °С и давлении 25,5 МПа чаще применяется сталь 12Х1МФ, обладающая хорошими технологическими свойствами и хорошей теплостойкостью $\sigma_{0,2}^{560} = 140$ МПа и $\sigma_{0,2}^{600} = 110$ МПа).

Стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов.
Для деталей и узлов газовых турбин в паросиловых установках (лопатки, крепежные детали, трубы и т. д.) применяют высокопрочные (8—13 % Cr) стали, добавочно легированные W, Mo, V, Nb и B (см. табл. 12). Эти стали помимо более высокой жаропрочности обладают высокой жаростойкостью. В зависимости от содержания хрома они относятся или к мартенситному (до 10—11 % Cr) или к мартенситно-ферритному (11—13 % Cr) классу. Структура этих сталей состоит из мартенсита, δ -феррита карбидов типа M_2C , M_6C , $M_{23}C_6$, MC и фазы Лавеса — Fe_2W (Fe_2Mo). Высокая жаропрочность достигается за счет упрочнения твердого раствора, образования карбидов и интерметаллидных фаз. Наиболее сильно повышают жаропрочность вольфрам и ниобий в сочетании с молибденом. Легирование стали бором, никонием, церием к азотом дополнительно увеличивает жаропрочность. Рабочие температуры этих сталей могут достигать 580—600 °С. Однако количество ферритообразующих элементов должно быть ограничено, в противном случае сталь может стать мартенситной, что снижает жаропрочность.

Сталь подвергается после закалки и последующего отпуска при 650—750 °С. Для изготовления рабочих лопаток газовых турбин широко используется сталь мартенситного класса 15Х1МФ, которая проходит закалку на воздухе (масле) от 1050—1100 °С и отпуск при 680—750 °С. Высокие температуры закалки необходимы для растворения карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C в аустените. Более высокие температуры закалки приводят к образованию в стру-

туре большого количества δ -феррита, снижающего прочность. После отпуска структура сталей — сорбит. Предел длительной прочности стали 16X11MФ при 550 °C $\sigma_{0.1} = 150 \div 170$ МПа. Сталь поступает в виде сортового проката — горячедеформированного толстого листа и горячедеформированных или волоченого и теплодеформированных труб.

Для выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания применяют хромокремнистые стали мартенситного класса, получившие название *сильхромов*. Наиболее известны сильхромы 40X9C2 и 40X10C2M (0,7—0,9 % Mo). Эти стали при нагреве к охлаждению испытывают полную фазовую перекристаллизацию $\alpha \rightleftharpoons \gamma$. Сталь армируют после закалки в масле от 1000—1050 °C и отпуска вoil 720—780 °C (для стали 40X10C2M) и при 500 °C (для стали 40X9C2) с охлаждением на воздухе или в воде. Нагрев под закалку до более высоких температур приводит к сильному росту зерна и грубому кристаллическому (нафталинистому) слою. Медленное охлаждение в интервале температур 450—600 °C вызывает охрупчивание сильхромов. Крупность может быть устранена повторным нагревом до 750—800 °C. При нагреве выше 500—600 °C прочность сильхромов резко падает. Поэтому в форсированных двигателях и дизелях вместо сильхромов применяют жаропрочные аустенитные стали.

Стали аустенитного класса. 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 °C. Жаропрочность аустенитных сталей выше, чем жаропрочность перлитных, мартенситных, мартенситно-ферритных и ферритных.

Аустенитные стали пластичны и хорошо свариваются, однако по сравнению с перлитными и мартенситными обработка их — лужением затруднена. Сварной шов аустенитных сталей при наличии крупного зерна обладает повышенной хрупкостью. Получение при перегреве крупное зерно вследствие отсутствия $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения термической обработкой избежать не может.

Аустенитные стали по способу упрочнения подразделяются 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_2C , M_6C , M_7C_3), выделяющиеся из твердого раствора; 3) твердые растворы с интерметаллидным упрочнением. Чаще в этих сталях упрочняющей фазой является γ -фаза типов Ni_3Ti , Ni_3Al , $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3Nb и др.

Сталь с интерметаллидным упрочнением более жаропрочна, чем сталь с карбидным упрочнением.

Аустенитные жаропрочные стали со структурой твердых растворов, например 10X18H12T, 08X15H24B4TP, 09X14H18B2B и 09X14H19B2BP, предназначенные для изготовления паропере-

Железные стержни для турбинных (горизонтальных) турбин и стержни для турбин вертикальных (вертикальных) турбин

Сталь	Составные элементы, %						Среднее значение, %		Техническое наименование
	С	Мн	К	В	Мн	Другие элементы	Среднее значение	Среднее значение	
Сплав с никелевыми присадками									
45X-40Ni-0,02Mg	0,4—0,6	3—5	3—15	—	—	2—3,75 Ni 0,25—0,6 Mn	225	—	Для стержней вертикальных турбин вертикальных турбин
40X-25Ni-0,02Mg	0,38—0,47	4—6	6—8	0,0—0,15	—	1,5—1,8 V 0,65—0,95 Mn	400	120	Для стержней вертикальных турбин вертикальных турбин
67X-12Ni-0,02Mg	0,34—0,4	11,5—13,5	7—9	—	7,2—8,5	1,2—1,8 Mn 0,25—0,45 Ni 1,25—1,75 V	650	300	Для стержней вертикальных турбин вертикальных турбин
Сплав с кобальтовыми присадками									
0,38X-12Co-0,02Mg	До 0,1	0—2,5	8—9	—	—	2,3—3,8 Ti 0,25—0,5 Al 0,005—0,02 B	—	300	Для стержней вертикальных турбин вертикальных турбин
0,38X-12Co-0,02Mg	До 0,1	0—12,5	2—3	—	—	2,5—3 V 0,25—0,5 Al 1—1,6 Mn 0,05—0,08 B	500	400	Для стержней вертикальных турбин вертикальных турбин

Сталь	Содержание элементов, %						Температура отпуска, °С	Лим. АСН, 1000			Температура отпуска, °С
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Другие элементы		004	100	300	
								005	100	300	
10Х11Н20Т3Р	0,08	0,15	0,15	—	—	2,4—3,2 Ti 0,1—0,2 Al 0,003	100	300	300	650—750 по инв. к норме, макс. по инв. к	
10Х11Н20Т3МР	0,06—0,12	0,15	0,15	—	—	0,2—0,4 Ti 0,1—0,2 Al 0,003	—	—	—	до 1100: отпуск по норме, рабочий по отпуску при улучшен. закалке	

Ni, Ti, а в присутствии алюминия — соединению Ni₃(Al, Ti). При старении возможно образование также карбидов титана MC (TiC). Содержание углерода в этих сталях должно быть небольшим, так как он связывает молибден и вольфрам и карбиды, что понижает жаропрочность аустенита. Бор упрочняет зерна аустенита в результате образования боридов.

Сталь 10Х11Н20Т3Р применяют в виде листов для изготовления сварных элементов высокопрочных конструкций, работающих при температуре до 400—750°С. Эту же сталь с большим количеством титана и алюминия, без сварки, используют для изготовления деталей газотурбинных двигателей, работающих при температуре 650—700°С. Листовую сталь упрочняют закалкой от 1060—1080°С и старением при 700°С 3—8 ч (в зависимости от толщины листа). Холодная деформация перед старением повышает временное сопротивление.

Сталь 10Х11Н20Т3МР, содержащая несколько больше никеля и дополнительно легированная молибденом, имеет лучшую жаропрочность при 700—750°С по сравнению со сталью 10Х11Н20Т3Р. Режим термической обработки такой же из них для получения максимальной жаропрочности: закалка от 1100—

1130 °С на воздухе (при крупных сечениях в масле) и доводке стареейке при 750—785 °С 16 ч и при 800—850 °С 10—16 ч.

Жаропрочные сплавы на железоникелевой основе (см. табл. 2). К этой группе сплавов относятся сплавы, основанной 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—750 °С, применяют сплав ХН35ВТЮ. Наилучшие жаропрочные свойства сплав получает после первой закалки от 1150—1180 °С на воздухе, второй закалки от 1050 °С на воздухе и старежки при 830 °С 8 ч.

Жаропрочные сплавы на никелевой основе. Жаропрочные сплавы на основе никеля нередко называют *никельниками*. Эти сплавы находят широкое применение в различных областях техники (авиационные двигатели, стационарные газовые турбины, химическое аппаратостроение и т. д.). Сплавы предназначены для изготовления лопаток, турбинных дисков, колец, крепежа с длительным сроком службы, сопловых лопаток и других деталей газовых турбин, работающих при температуре до 850 °С.

Для получения высокой окислительной стойкости никель легируют хромом (2—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 Ni₃(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, повышающими температуру рекристаллизации и затрудняющими процесс диффузии в твердом растворе, который особенно важен 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, связываемых 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 выливке жаропрочных сплавов необходимо применять возможно более чистые шихтовые материалы, свободные от вредных легкоплавких примесей.

Наиболее широко используют никелевый сплав ХН77ТЮ (ГОСТ 5632—72). После закалки от 1080—1120 °С сплав имеет структуру, состоящую из перенасыщенного γ -раствора с FCC-решеткой, и поэтому обладает небольшой прочностью и высокой пластичностью, допускающей штамповку, гибку и профилирование. Сплав удовлетворительно сваривается. После закалки и ста-

химический состав (по агарующим элементам) и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов при температуре 600 °С

Сплав	Содержание элементов, %				
	С	Тi	Al	С	В
ХН77ЮР	19—22	2,4—2,8	0,60—1,0	0,02	0,01
ХН70ВМТЮ	13—16	1,6—2,3	1,7—2,3	0,02	0,02
ХН65ВМТЮ	9—12	1,4—2,0	1,5—4,5	—	0,02
ХН63ВМТЮ	15—17	2,0—2,8	1,0—1,5	0,025	0,01

Сплав	Содержание элементов, %		Максимальная прочность		
	W	Другие элементы	σ _{0,2}	σ _{0,01}	δ, %
			МПа		
ХН77ЮР	5—7	—	550	200	16
ХН70ВМТЮ	5—7	2—4 Mo; 0,1—0,5 V	680	230—270	8
ХН65ВМТЮ	4,5—5,5	4—6 Mo; 0,2—0,8 V	650	450	10
ХН63ВМТЮ	8,5—10	3,5—4,5 Mo	—	300	—

В Никель — основа.

сплав при 700 °С сплав получает высокую жаропрочность (табл. 14).

Часто используют также сплав ХН70ВТЮ, обладающий хорошей жаропрочностью и достаточной пластичностью при 700—800 °С (см. табл. 14).

Для длительной работы наилучшее сочетание прочностных и пластичности у сплавов ХН65ВМТЮ. Этот сплав получил широкое применение как материал лопаточного аппарата стационарных газовой турбины и крепежных деталей турбин.

После двойной закалки от 1220 и 1050 °С в воздухе и старения при 850 °С сплав имеет высокую жаропрочность. Объясняется это большим количеством основной упрочняющей γ'-фазы, выделяющейся из твердого раствора в процессе старения.

Никелевые сплавы широко применяются в литом виде (табл. 15).

Литые сплавы получают при литье с обычной разноступенчатой кристаллизацией, направленной кристаллизацией, позволяющей уменьшить роль границ зерен и разрушения (зерна располагаются параллельно направлению усилия) и при выращивании монокристалла. Неупорядоченная кристаллизация и особенно монокристаллическая структура повышают жаропрочность, однако технология получения деталей сильно усложняется. Поэтому они

Таблица 18

Химический состав (по легирующим элементам)
и ориентировочная прочность литых цветных сплавов

	Содержание элементов, %					σ _в МПа
	Сг	Тl	Al	Mo	Другие элементы	
ЖСЗ	14—18	1,5—2,3	1,5—2,2	3,0—4,0	4,5—6,5 W	300
ЖСВК	10,5—12,5	2,5—3,0	5,0—6,0	3,5—4,5	4,5—6,5 W; 4,5 Сг	320
ДЖЛ12У	8,5—10,5	6,0—6,7	4,2—4,7	2,7—3,4	1,0—1,8 W; 12—13 Сг; 0,8—1,0 V; 0,015 В	620

² Содержание углерода 0,1—0,2 %.

применяются только в особо ответственных случаях. Литые сплавы иногда подвергают закалке от высоких температур и старению. Применяют сплавы и без термической обработки, тогда старение протекает в процессе эксплуатации при высоких температурах.

Никелевые сплавы для повышения их жаростойкости подвергают алитированию.

Вопросы для самопроверки

1. Задайте марки сталей, имеющие следующий состав: П 0,42—0,50 % С, 0,5—0,8 % Мп, 0,8—1,0 % Сг, 1,2—1,8 % Ni, 0,2—0,3 % Mo, 0,2—0,28 % V, Zn 0,14—0,20 % Сг, 1,3—1,7 % Мп, 0,08—0,14 % V и 0,015—0,025 % N.
2. Можно ли из низкоуглеродистой стали использовать для изготовления конструкций в условиях работы, работающих при температурах от —40 до —60 °С?
3. Какие углеродистые стали обычного качества можно применять для изготовления в деталях машин, подверженных сварке или упрочняющей термической обработке?
4. Какие стали относятся к высоколегированным? Где их применяют? Какие существуют методы их упрочнения?
5. Какими требованиями должна отвечать сталь для холодной штамповки?
6. Какую обработку проводят двухфазные стали для штамповки? Какова структура этих сталей и механические свойства?
7. Какие требования предъявляются к дециментам сталей?
8. Назовите марки стали для децимента. Какова роль в дециментах стали лития, ванадия, лантана, церия?
9. Укажите металлургические пути улучшения обрабатываемости резанием.
10. Что означает хорошая обрабатываемость резанием, стали, легированной S, Pb, Ca?
11. Какими требованиями должны отвечать улучшаемые стали?
12. Какую термическую обработку проводят стали 40X, 40XH и 38MnSi для обеспечения высокой конструктивной прочности?
13. Сталь 40XH подвергнуть отпуску при 500 и 600 °С, в каком случае будет более высокая прочность (σ_в, σ_{0,2}) и пластичность (δ, ψ)?
14. Какие требования предъявляют к стали для изготовления подшипников? Какие применяют стали и какие методы их упрочнения?

15. Наровите основные преимущества и недостатки мартеновского способа выплавки. Какие области их применения?

16. Какие из легирующих элементов наиболее эффективно упрочняют мартеновские стали?

17. Какие требования предъявляются к оружейным сталям? Назовите марки конструктивных сталей.

18. Какие стали рекомендуются для работы при высоких температурах?

19. Какие стали рекомендуются для валов, работающих в условиях ударно-ударного нагружения (рубли ковшей, экскаваторов, тракторных валов, экскаваторных стрелов и кулачков и др.)?

20. Какие легирующие элементы повышают коррозионную стойкость сталей в морской воде?

21. Какие стали, свойства и применение имеют стали 20X13, 20X13, 40X13 и X13, 68X17T?

22. Какие стали применяют для деталей, работающих в смазочных маслах и других агрессивных средах?

23. Какую термическую обработку проводят аустенитные коррозионно-стойкие стали?

24. Какие требования выдвигают отечественные стали для работы при высоких температурах (маркируйте)?

25. Какие стали применяют для работы при температурах 500—600 и 600—700 °С?

26. Когда и для чего используют легированные сплавы на никелевой основе?

ГЛАВА XV. ОСНОВЫ РАЦИОНАЛЬНОГО ВЫБОРА СТАЛИ (ЧУГУНА) И МЕТОДОВ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

1. ВЫБОР СТАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Выбор стали для изготовления той или другой детали машины и метод ее упрочнения определяется уровнем требуемой конструктивной прочности, технологичностью механической, термической и химико-термической обработки, объемом производства, дефицитностью, стоимостью материала и себестоимостью упрочняющей обработки.

При выборе стали и упрочняющей обработки исходят из общих требований, приведенных ниже.

Эксплуатационные требования. Сталь должна удовлетворять условиям работы в машине, т. е. обеспечивать заданную конструктивную прочность, что вначале определяется расчетными данными. Детали, рассчитываемые на статическую прочность, сравнительно мало. Это детали с большим начальным натягом, диски компрессоров и турбин и сосуды высокого давления, диски компрессоров и турбин и некоторые детали с малым числом плавных нагружений (иногда проводится расчет на малоцикловую усталость). Многие детали машин работают в условиях, когда возникают напряжения, определяемые по времени. Расчеты сопротивления усталости этих деталей при стационарном нагружении ведут по пределу выносливости с учетом конструктивных и технологических факторов.

По критерию жесткости (E — модуль упругости) рассчитывают станины, корпусные детали машин, станков, валы, коробки передач, шпиндели станков и т. д. Однако какими бы точными ни были расчеты, только по ним нельзя судить о надежности работы детали. Необходимы натурные испытания, т. е. испытание 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 ($\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.1}$, δ , ψ , КИД) с учетом прокатываемости стали должны учитываться работа распространения трещины КСТ, трещиностойкость K_{Ic} , предел выносливости σ_{-1} , σ_{-2} , сопротивление контактной усталости, сопротивление износу и т. д.

Элементы машин и конструкций могут работать в экстремальных условиях, при высоких или низких температурах, испытывать большие динамические, статические и циклические перегрузки, воздействие агрессивных сред и т. д., приводящие к отказам деталей машин. При перегрузках в деталях из пластичных материалов возможна пластическая деформация (возле осей и валов, растяжимые болты, слезные выемочные поверхности в крепежных деталях и т. д.) или выемочное разрушение. При длительной эксплуатации при высоких температурах за счет ползучести (см. с. 301) нередко наблюдаются нежелательные деформации. Ползучесть материалов лопаток и дисков турбин, паропроводов и других деталей ограничивает срок их службы.

В соответствии со статистическими данными деформация и вязкое разрушение является причиной 15—20 % всех отказов. Образование хрупких трещин чаще происходит при высоких температурах эксплуатации, наличии исходных дефектов типа трещин, повышенных остаточных напряжениях, концентрированных статических и динамических перегрузках, а также при увеличении размеров начальных дефектов под действием циклических эксплуатационных нагрузок и коррозии. Хрупкое разрушение судов, мостов, кранов, строительных и дорожных машин обычно происходит в зонах концентрации напряжений и происходит вследствие которой в работе. 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 надежности и увеличением сечения. Это должно достигаться использованием более стойких к переходу в хрупкое состояние материалов, подлежащих конструктивным форм и технологиям изготовления, повышением требований к дефектоскопическому контролю

очисткой стали от вредных примесей, а также предотвращением коррозионно-выжигающих сталей (рис. 166).

Для многих строительных и машиностроительных сталей ($\sigma_s < 1000 \text{ МПа}$) определены пределы разрушения K_{10} и K_{100} не по вязкости разрушения K_{Ic} , а по температурному порогов хладноломкости T_{10} (рис. 167). Чем выше вязкость разрушения, тем выше конструктивная прочность имеют прокатанные стали обыкновенного качества (Ст2, Ст3, Ст4 и др.) с феррито-перлитной структурой (рис. 167). Чем больше в них содержание углерода, тем выше σ_s и $\sigma_{0.2}$. Термическое упрочнение углеродистых сталей повышает σ_s и несколько «включает» порог хладноломкости (рис. 167, У₁).

Низколегированные стали имеют более высокую конструктивную прочность в горячекатаном и нормализованном состоянии (рис. 167, НЛ₁), после термической обработки низколегированных сталей σ_s возрастает, а T_{10} практически не меняется. Верхняя часть области НЛ₁ относится к сталям с карбидным упрочнением (14Г2АФ, 14Х2Ф и др.), а нижняя — к сталям 14Г2, 10ХГ, 15ХСНД и др. (см. с. 202). Высокой конструктивной прочностью обладают высокопрочные конструктивные стали после контролируемой прокатки (рис. 167, НЛ₂). Машиностроительные легированные стали после закалки и выжого отпуска имеют высокую прочность σ_s и склонны к крупному разрушению (рис. 167, Л₁ и Л₂). Улучшение и закалка от температуры отпуска и состав стали обеспечивают низкий порог хладноломкости при достижении прочностных свойств (σ_s , $\sigma_{0.2}$, σ_{10} , σ_{100}). Низкоуглеродистый комплекс межфазных свойств (σ_s , $\sigma_{0.2}$, σ_{10} , σ_{100}) легированные стали имеют после ТМО (рис. 167, Л₃ и Л₄).

Для изделий, требующих высоких значений K_{10} , K_{100} , K_{1000} и низкого порога хладноломкости (работающих при высоких температурах с высокими скоростями приложения нагрузки и при наличии концентраторов напряжений), следует применять мелкозернистые, высокопрочные стали, предпочтительно легированные никелем и молибденом.

Работоспособность зубчатых колес, валов, осей железнодорожных вагонов, колесных валов, шестерен, рам транспортных и сельскохозяйственных машин, сварных соединений и многих других деталей и конструкций определяет сопротивление усталости. Для оценки характеристик сопротивления усталости натуральных деталей проводят испытания на статическое испытание для определения предела выносливости детали σ_{-1} . Значение σ_{-1} обычно в 2—6 раз меньше σ_s , определяемого на образцах (рис. 168). Эта разность характеризуется коэффициентом снижения предела выносливости K , отражающим влияние всех факторов на сопротивление усталости: $K = \sigma_s / \sigma_{-1}$. Коэффициент при растяжении-сжатии λ и изгибе определяют по формуле (ГОСТ 25504—82):

$$K = \left(\frac{\sigma_s}{\lambda \sigma_{-1}} + \frac{1}{\lambda \sigma_{-1}} - 1 \right) \frac{1}{K_{\sigma}}$$



Рис. 108. Соотношение между пределом выносливости сталей в мм/кв. (600—1000) ($\sigma = 50$ — 80 мПа) без концентраторов напряжений и с концентраторами напряжений ($i=1/1$ соответственно) и деталей машин (1—9):

1 — валовидный вал из закаленного дюралюмина; 2 — валовидный вал диаметра $d = 40$ мм из стали; 3 — острый вал в деформированной ступице; 4 — острый вал в деформированной ступице; 5 — острый вал в ступице из деформированной стали; 6 — острый вал в ступице; 7 — вал в ступице; 8 — валовидный вал из закаленного дюралюмина; 9 — валовидный вал из закаленного дюралюмина

Величина, входящая в выражение для коэффициента K , учитывают влияние концентратора напряжений K_{σ} , масштабный фактор (размер поперечного сечения) K_{σ_0} , качество обработки поверхности K_{σ_1} и технологические методы упрочнения поверхности K_{σ_2} . Чем ближе к единице значения K_{σ} , K_{σ_0} , K_{σ_1} и больше K_{σ_2} , тем меньше влияние этих факторов на несущую способность детали.

Концентраторы напряжений возникают у галтели при переходе от одного сечения вала к другому, галтелей основания зуба шестерни, у два канавки резьбы, шпоночного паза, около отверстий в деталях, у два выточки и др. Фактическое снижение предела выносливости детали вследствие концентрации напряжений характеризуется коэффициентом

$$K_{\sigma} = \sigma_{-1d} / \sigma_{-1n}$$

где σ_{-1d} — предел выносливости образца без концентрации напряжений, диаметр d которого совпадает с размером поперечного сечения детали. Для расчета по выносливости имеет значение и теоретический коэффициент концентрации напряжений α_{σ} :

$$\alpha_{\sigma} = \sigma_{\max} / \sigma_{\sigma_0}$$

показывающий, во сколько раз максимальное напряжение в зоне концентрации σ_{\max} превышает номинальное. Можно предположить, что если напряжение в зоне концентрации возросло в α_{σ} раз, то во столько раз снизится σ_{-1n} . Такая зависимость справедлива при диаметре $d > 40$ мм из сталей, имеющих $\sigma_{\sigma_0} > 1000$ МПа и $\alpha_{\sigma} < 2$. В других случаях эта зависимость дает погрешность. Поэтому большое значение для повышения сопротивления усталости имеет оптимизация формы изделия с целью снижения концентрации напряжений. Для снижения концентраций напряжений

¹ Более подробно см.: Котвез В. П., Михутов Н. А., Гусевков А. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность, М. Машиностроение, 1985. 323 с.

необходимо придавать деталям замытые очертания, скруглять внутренние углы, применять разнообразные закалки (отвертки), размещать источники концентрации напряжений в зонах балки номинальных напряжений или смещать максимум моментов на пружины от разных источников.

Качество обработки поверхности существенно зависит от продолжительности усталости, так как шероховатость, образующаяся от механической обработки является источниками концентрации напряжений. Это влияние характеризуется коэффициентом $K_{\sigma} = \sigma_{\sigma_1} / \sigma_{\sigma_2}$, где σ_{σ_1} — предел выносливости образца с данной шероховатостью, а σ_{σ_2} — предела выносливости образца с тщательно полированной поверхностью. По сравнению с полированными образцами стали ($\sigma_b = 1000$ МПа) пределы выносливости шлифованных образцов снижаются на 10—15%, а фрезерованных — на 45—50%.

С увеличением сечения детали (масштабный фактор) σ_{σ_1} снижается, что является следствием влияния металлургических и технологических факторов.

Масштабный фактор характеризуется коэффициентом $K_{\sigma_1} = \sigma_{\sigma_1} / \sigma_{\sigma_2}$ (σ_{σ_1} — предел выносливости произвольного образца, σ_{σ_2} — предел выносливости гладкого образца с $d = 7,5$ мм). Экспериментально установлено, что для $d = 50$ мм $K_{\sigma_1} = 0,85$, т. е. σ_{σ_1} снижается примерно на 15%, а для $d = 200$ мм $K_{\sigma_1} = 0,6-0,7$ и σ_{σ_1} снижается на 30—40%.

Предел выносливости возрастает с увеличением σ_b и σ_{σ_2} , однако у высокопрочных сталей, обладающих высокой чувствительностью к концентраторам напряжений, предел выносливости может быть пониженным (см рис. 74). У высокопрочных сталей сильно возрастает коэффициент K вследствие резкого увеличения коэффициента K_{σ} по мере роста σ_b и связанных коэффициентов K_{σ_1} (масштабный фактор) и K_{σ_2} , учитывающего качество обработки поверхности. Снижается и зависимость разрушения K_{σ_2} следовательно, и сопротивляение росту усталостных трещин (см рис. 75). Это нужно учитывать, когда из конструктивной соображений массовых конструкций выбирают сталь с высоким σ_b .

Компромиссное решение в данном случае заключается в том, чтобы при проектировании среди конкурирующих сталей выбрать сталь с более низким σ_b . Это ведет к некоторому увеличению массы конструкции, но повышает предел выносливости, исключает в сопротивлении хрупкому разрушению. Возможно в применении более дорогих сталей, например мартенситно-старейших или прошедших ТМО.

Напряжения на поверхности сматых стружками образуют усталостные трещины, приводит к снижению предела выносливости и живучести. Для повышения предела выносливости и уменьшения влияния концентраторов напряжений широко применяют закалку при индукционном нагреве, динамо-терми-

Таблица 16

Зависимость K_σ от метода обработки и коэффициента K_σ для стали

Метод обработки поверхности	$\sigma_{0.2}$ МПа (исходное)	Коэффициент упрочнения K_σ		
		$\alpha_\sigma = 3$	$\alpha_\sigma < 1,5$	$K_{\sigma_{0.2}} = 1,3 \pm 0,0$
Повышение вязкости при индукционном нагреве	600—800	1,5—1,7	1,6—1,8	2,4—2,8
	800—1000	1,3—1,5	—	—
Цементация	400—600	1,6—2,0	3	—
	700—900	1,4—1,5	—	—
Стерилизация	1000—1200	1,2—1,3	2	—
	900—1200	1,2—1,3	1,5—1,7	1,7—2,1
Абразивная обработка	600—1500	1,2—1,3	1,5—1,6	1,7—2,1
	—	1,1—1,3	1,3—1,5	1,6—2,0

некую обработку, пластическую поверхностную деформацию и другие технологические процессы, упрочняющие поверхность и создающие на поверхности остаточные напряжения сжатия.

В табл. 16 приведены значения коэффициента упрочнения K_σ в зависимости от эффективного коэффициента концентрации напряжений K_σ и метода поверхностного упрочнения. Чем больше K_σ , тем эффективнее процесс поверхностного упрочнения. После поверхностной обработки очаг усталостного разрушения смещается под упрочненный слой, поэтому на величину σ_{-1} влияет прочность сердцевины (см. табл. 16). Чем больше K_σ , тем эффективнее поверхностное упрочнение. С увеличением сечения изделия (масштабный фактор K_{d0}) коэффициент упрочнения K_σ после поверхностной закалки, химико-термической обработки и ПИД уменьшается. При оптимальных режимах упрочнения ($\alpha_\sigma < 3$) для предварительных расчетов K_σ может быть определен по формуле

$$K_\sigma = 1,1 + 0,3(\alpha_\sigma - 1).$$

Для уточнения расчетов K_σ используют экспериментально полученные данные по влиянию упрочнения на σ_{-1} .

Выбор того или другого метода упрочнения зависит от условий эксплуатации детали, характера производства, формы, размера и материала детали и других факторов.

Все виды коррозии снижают σ_{-1} . Влияние коррозии оценивается коэффициентом $K_{корр} = \sigma_{-1,корр}/\sigma_{-1}$. С учетом влияния коррозии коэффициент K определяется по формуле

$$K = \left(\frac{K_\sigma}{K_{d0}} + \frac{1}{K_{корр}} - 1 \right) \frac{1}{K_\sigma}$$

Предел выносливости детали определяют по формуле

$$\sigma_{-1b} = \sigma_{-1}/K.$$

где σ_{-1} — предел выносливости образца $d = 7,5$ мм, изготовленного из заготовки такого же размера, как и деталь.

Большинство отказов деталей машин (до 80—90 %) связано с различного рода изнашиванием вследствие потери твердости, снижения КПД и повышения амплитуды переменных нагрузок, что вызывает усталостное разрушение.

Уменьшение износа достигается правильной конструкцией узлов трения (выбор вида трения в опорах, системы смазки, наличие устройств для очистки воздуха и смазочного масла и др.), применением износостойких материалов, упрочнением поверхности закалкой, химико-термической обработкой, наплавкой из износостойкими сплавами, нанесением на поверхность тонкого слоя нитридов или карбидов и др.

Такие детали, как подшипники качения, зубья колес, железнодорожные колеса, и многие другие детали подвержены усталостному изнашиванию (контактной усталости). Контактная усталость тем выше, чем больше твердость. Отношение предела контактной выносливости σ_{-1}^k при числе циклов нагружения $N = 10^7$ к твердости HRC поверхности является постоянной величиной.

$$\sigma_{-1}^k = K - \text{HRC},$$

где K — коэффициент, зависящий от твердости и вида термической обработки.

Например, ГОСТ 21354—87 для цементованных (нитроцементованных) сталей с твердостью 59—62 HRC принимает предел контактной выносливости, равный 23 HRC. Однако опыт показывает, что при наличии дефектов диффузионного слоя (трещиной сетки, темной составляющей и др.) допустимые напряжения следует снизить на 20—25 %.

Повышение предела контактной выносливости достигается упрочнением поверхности, повышением предела прочности материала, снижением нагрузки в зоне контакта, улучшением чистоты поверхности, а также повышением вязкости масла.

Перспективным, но еще недостаточно изученным методом повышения сопротивления износу является избирательный снос при движении сочлененных деталей вишик. При избирательном срыве в зоне контакта образуется толкая металлическая пленка, обладающая свойствами: 1) многократной деформацией без разрушения; 2) регенерации массы, так как частицы пленки вновь схватываются с изнашиваемой поверхностью; 3) некарируемости.

Такая пленка обычно образуется из основе меди при трении стали по бронзе в восстановительных смазках (глицерин, спирт, глицериновые смеси, консистентные смазки типа ЦИАТИМ-201).

В этом случае можно говорить о безыносных или малосносных парах трения.

Для тяжелых нагруженных пар трезки (сталь по стали, сталь по чугуну) возбуждаемое избирательного переноса до-бывается металлогалавированием при использовании сплавов материала, содержащих коррозия мягких металлов (Cu, Pb, Zn и др.) или нанесением медных (латунных, бронзовых) покры-тий на поверхности пары трезки.

Углы трезки являются самыми массовыми и наиболее повре-ждаемыми, поэтому во избежание долговечности этих углов не-обходимо увеличит долговечность манник, но к высвободит значитель-ные сварные и прочие ресурсы.

В табл. 17 приведены примеры различных видов отказов (механических, эрозивных, коррозионных, эксплуатационных) некоторых деталей машин и конструкции и пути их устранения.

Технологическое требование. Сталь должна удовлетворять требованиям минимальной трудоемкости изготовления детали. Известности, сталь должна быть легкой обработываемостью резанием и давлением, и поэтому особое значение приобретает выбор предварительного режима предварительной термической обра-ботки заготовки, который выбирается с учетом последующих процессов упрочнения.

Предварительная термическая обработка осуществляется в подготовительных цехах и сводится к нормализации (углероди-стые стали), нормализации и высокому отпуску при 600—670 °С (легированные стали), отжигу, эвтермическому отжигу или вы-сокому отпуску на твердость 150—220 НВ.

Экономическое требование. Материал должен быть возможно дешевле, с учетом всех затрат, включенных не только стоимость стали, но и изготовления деталей и, наконец, их эксплуатацион-ную стойкость в машине, в которых они должны работать. В пер-вую очередь нужно стараться выбрать менее дорогую сталь, нормализованную или низколегированную. Стоимость этих сталей 106—230 р за 1 т. Дорогие же легированные конструкционные стали (140—400 р за 1 т), содержащие дефицитные Ni, Mo, W и другие элементы, следует применять лишь в тех случаях, когда более дешевые стали не удовлетворяют требованиям, предъяв-ляемым к изделию. Легированные стали применяют, когда нужно обеспечить требуемую вязкость и долговечность (важный фактор ударной вязкости), высокую прокаливаемость, сопротивление уста-ловости, износостойкость и др.), получение особых свойств (кор-розионной стойкости, жаростойкости и жаропрочности, магнитных свойств и т. д.), улучшение технологических свойств (обработки резанием, штам-повкости и т. д.), а также снизить расход металла на единицу го-товой продукции или повысить жесткость машины. Применение легированной стали должно быть технически и экономически целе-сообразно и оправдано в том случае, если оно дает экономиче-ский эффект за счет повышенной долговечности деталей и уменьше-ния расхода запасных частей и, таким образом, экономия металло-продукта.

Итак общие требования к материалу нередко противоречивы. Так, например, более прочные материалы менее технологичны, труднее обрабатываются при резании, холодной обжимке, сварке и т. д. Решение при выборе материала принимается относительно между указанными требованиями к стали. В массовом машиностроении предпочитают упрощение технологии и снижение трудоемкости в процессе изготовления детали, при этом свойства или увеличению массы детали. В некоторых случаях проблема удельной прочности (или удельной прочности) играет решающую роль, выбор материала и последующая технология термической обработки должны рассматриваться на условия достижения только максимальных эксплуатационных свойств. Вместе с тем не следует стремиться к излишней высокой долговечности деталей по отношению к долговечности самой машины.

При решении вопроса о выборе стали для получения механических свойств и других характеристик также важно учитывать оптимальный вид упрочняющей термической или химико-термической обработки. Вопросы выбора материала и технологии термической обработки следует рассматривать применительно к конкретным производственным условиям. Сами и тот же процесс термической обработки в различных производственных условиях приводит к разным экономическим результатам. На экономичность технологических процессов влияют объем выпуска продукции, использование энергоресурсов, возможность создания и применения оборудования и другие организационно-экономические условия производства.

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, интродуцировании.

Для проведения упрочняющей обработки на каждую деталь составляется технологическая карта с указанием марки стали, режима термической обработки, применяемого оборудования, приспособлений, контроля качества и т. д.

Обычно рассматривается возможность применения нескольких марок стали и способов упрочнения. Это позволяет выбрать наиболее рациональный вариант, обеспечивающий наряду с технологичностью при выполнении механической и термической обработки.

Для выбора и проектирования наиболее экономичных вариантов термической и химико-термической обработки в настоящее время широко используется ЭВМ.

2 ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ МАШИНЫ

В зависимости от условий работы деталей машины, их упрочнение достигается закалкой и отпуском, поверхностной закалкой или химико-термической обработкой, чаще цементацией и нитроцементацией с последующей закалкой и низким отпуском, реже азотированием.

Объемная закалка и отпуск. Объемную закалку с последующим низким или высоким отпуском для получения требуемых механических свойств широко применяют в машиностроении. Например, в машиностроении 35—40 % упрочняемых деталей подвергается объемной закалке и отпуску.

Получить высокую прочность у обычных машиностроительных сталей (до 0,5—0,6 % С) можно путем объемной закалки и высокого отпуска. Однако повышение прочности ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{\text{с}}$) сопровождается уменьшением сопротивляемости хрупкому разрушению, что свидетельствует понижением $K_{\text{СЧ}}$, $K_{\text{СТ}}$, $K_{\text{в}}$ и уровня вязкости разрушения $K_{\text{Ис}}$ сталей структурой отпущенного мартенсита (рис. 169 а).

Низкому отпуску (180—220 °С) подвергаются детали машин (табл. 16), требующие по условиям работы высокой твердости (58—62 HRC), сопротивления износу и контактным нагрузкам в условиях статического или циклического их действия. В этом случае для изготовления деталей машин используют высокоуглеродистые

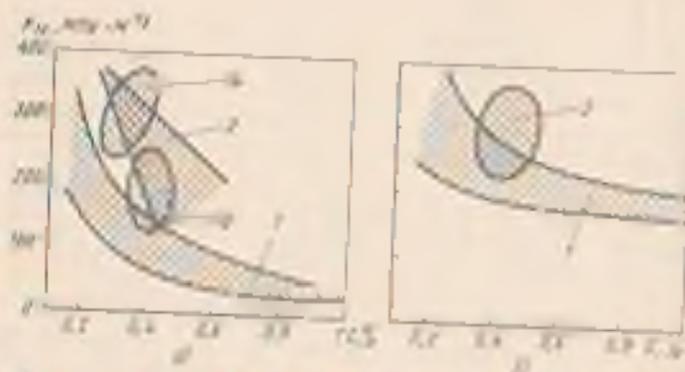


Рис. 169. Влияние содержания углерода на величину разрушения под действием ударов при 150—220 °С (а) и вязкости разрушения при 180—500 °С (б) легированных сталей (10, 11, 12, 14, 15);

1 — легированная сталь, закаленная и цементованная; 2 — сталь марки 12ХН; 3 — сталь марки 14ХН; 4 — легированная сталь, закаленная и цементованная; 5 — сталь марки 10; 6 — легированная сталь марки 11; 7 — легированная сталь (шпатель).

¹ Более подробно см.: Термическая обработка в машиностроении. Справочник. Под ред. Ю. М. Лехмана, А. Г. Работника. М.: Машиностроение, 1982 г.

Диаметр	Упругая сталь	Требования по ГОСТ Р. 50
Поперечные шпильки, скобы, вагонные тарельчатые пружинки, стопорные кольца и др., буферные буксирные устройства, винты вибраторов, муфтовых механизмов, клепаные и др. конструктивные пружинки на транспортном депо (пружинки сцепки, демпферов, рулевого тяга), амортизаторы в холодном состоянии	60, 65, 65, 65Г, 60С2	40—50
	60, 65Г, 70Г, 65С2	38—48
	60С2ВА, 60ГФА	42—48
Поперечные шпильки, скобы, вагонные тарельчатые пружинки, стопорные кольца и др., буферные буксирные устройства, винты вибраторов, муфтовых механизмов, клепаные и др. конструктивные пружинки на транспортном депо (пружинки сцепки, демпферов, рулевого тяга), амортизаторы в холодном состоянии	60ХГФА (толщина нитки до 9 мм) 50С2, 60С2, 60ХГС (толщина листа 6—10 мм), 60ХГА (толщина листа 8 мм) 60Г, 60С2, 60С2А	40—46 328—444 НВ 38—46 323—414 НВ
	60С2ХФА, 60С2ВА	44—48
	60С2, 60С2ВА, 46ХН2МФА, 20Х13, 40Х13, 12Х17Н2	42—49 42—49 40—50

Упругие элементы машин (табл. 19), изготовляемые из сталей 60, 65, 65С2, 65С2ВА, 50ХГФА и др. (ГОСТ 14959—79). Максимальные упругие свойства достигаются при сквозной прокаливаемости. Поэтому марку стали подбирают по прокаливаемости.

Критический диаметр прокаливаемости для сталей 60С2, 60С2ХА и 60С2ХФА при выкатке в масле соответственно — 20, 45 и 80 мм.

Подлежащее число деталей машин из среднеуглеродистых (0,3—0,5 % С) конструкционных сталей подвергается закалке и высокому отпуску при 550—650 °С, который обеспечивает хорошую конструктивную прочность — высокую вязкость работы при распространении трещины КСТ и вязкость разрушения K_{Ic} (см. рис. 169, б) при явном пороге хладноломкости (сталь 40ХМФ):

Температура отпуска, °С	400	520	600	620	650
σ_b , МПа	1550	1300	1200	1150	1000
$\sigma_{0.2}$, МПа	60	—40	—60	—70	—90

Таблица 20

Головные детали машин, упрочняемые обж.—до закалки и выжиги отпуском

Детали	Упрочняемая сталь	Твердость НВ*
Радиусы крепежных деталей: шrauben, гаек, болтов, болты, шпильки, шпирты, ступицы, валки, крюки, стальные и др.	35, 45	207—241 240—300 267—277 220—244
Валы коленчатые, шатуны, клапаны, фланцы, шпильки, ступицы и др.	45, 40X	207—241 255—300 323—352
Оси, валы, шестерни, полушестерни, шпоны, осями паровых турбин, валы и шестерни паровых турбин, валы шестерен, работающих при малых скоростях и давлениях, ося, болты, шатуны в тяжелых машиностроении	45X	212—240 197—200 174—217
Валы, шейки водяного насоса, шестерни распределительные, лопушчатые, кулачки компрессора, сошки, валы, шпильки, болты, шатуны, ступицы и другие детали автомобилей	45, 35X, 40XН, 40XН2МА, 20XГТР	241—260
Навигационные валы, штоки, рейки, шпильки и гладкие валы установочные винты металлоформирующих станков	40X, 60X, 40XФА	212—230
Валы, роторы вала в хвостово-крупноконечной обработке, штоки, шпирты и др.	40XН, 40X, 50XН, 40XН2, 40XН2МА, 40XГТР	230—350
Валы, роторы в валах паровых турбин и компрессорных машин, валы экскаваторов, втулки козлов, оси, болты и другие особо ответственные тяжелонагруженные детали	38XН3МФА, 36XН2МФА, 34XН1М, 34XН3М	250—311 277—284 277—321 293—341

* Сечения поковок до 800 мм. Т—г— тем же, чем больше сечение.

После улучшения стали обладают высокой живучестью (низкой скоростью роста трещины усталости), несмотря на равное по времени образование трещины усталости.

После закалки и выжиги отпуском предел выносливости σ_{-1} повышается на 30—40%, долговечность — от 2 до 5 раз, предельная контактная выносливость σ_{H-1} — на 20—50%, сопротивление fretting-коррозии — в 2—5 раз и значительно возрастает вязкость разрушения K_{Ic} (см. рис. 169, б). Однако после улучшения стали чувствительны к концентраторам напряжений.

В табл. 20 приведены головные детали машин, упрочняемые закалкой и выжиги отпуском, а также рекомендуемые стали. Для улучшения деталей твердость и прочность колеблется в широких пределах в зависимости от температуры отпуска и состава стали (207—350 НВ и $\sigma_b = 700$ —1400 МПа).

Стали с различным содержанием углерода и легирующих элементов после одинакового режима обработки отличаются друг

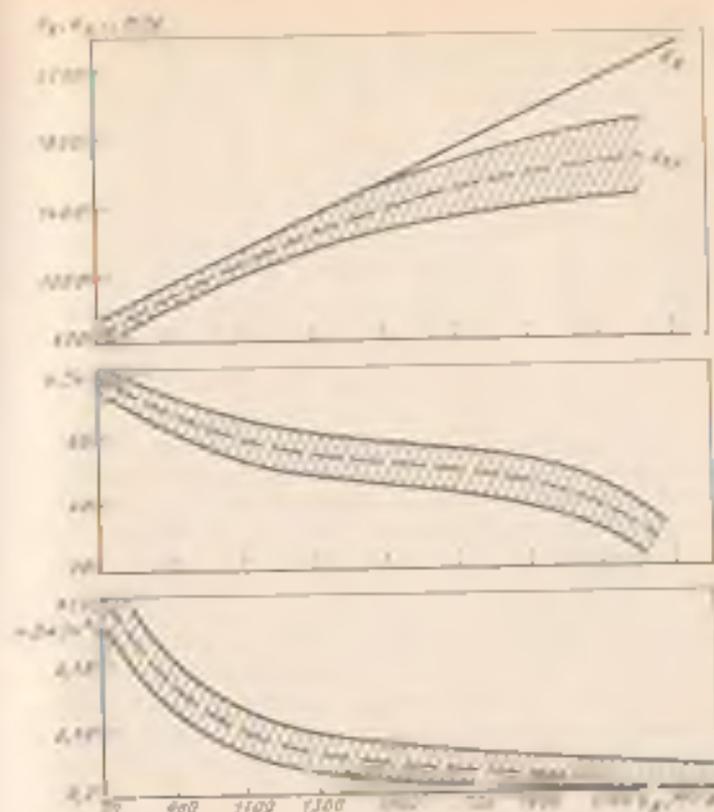


Рис. 170 Зависимость механических свойств стали (σ_s , $\sigma_{0.2}$, KCU) от временного сопротивления σ_s (А. П. Гуляев)

от друга по механическим свойствам. Однако если различные стали обработать на одинаковую прочность σ_s (твердость HB), значения $\sigma_{0.2}$, δ , ψ и KCU оказываются близкими (рис. 170 и табл. 21). Это положение справедливо для вязкого разрушения.

Если после улучшения $\sigma_s \leq 1200 + 1300$ МПа, предел текучести может быть использован для расчетов деталей машин без опасения возникновения хрупкого разрушения. При $\sigma_s \geq 1500$ не удается получить полностью вязкое разрушение, и расчеты следует вести по КСТ и $K_{ЧК}$.

Как было указано ранее, оптимальное сочетание прочности и пластичности после улучшения достигается, если сечение изделия соответствует критическому диаметру (95% мартенита) для данной стали (см. с. 206).

Механические свойства стали в первую очередь определяются содержанием в ней углерода, от которого зависит и закаляемость стали. Прокляиваемость определяется присутствием легирующих

Таблица 21

Механические свойства улучшенных сталей в зависимости от временного сопротивления (Δ , П. Булатов)

σ_d	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ
МПа		%	
700	600—600	20—30	65—75
800	700—800	18—24	62—73
1100	900—1000	16—18	55—62
1200	950—1100	13—16	50—57
1400	1050—1300	11—15	48—56

элементов. В условиях полной прокаливаемости механические свойства мало зависят от природы и степени легированности. Исключение составляют никель и молибден, повышающие сопротивление крупному разрушению. Однако не следует стремиться к применению сталей с излишне высокой прокаливаемостью, поскольку необходимое для этого высокое содержание легирующих элементов способствует росту склонности к крупному разрушению и ухудшает технологические свойства.

Глубокопрокаливающиеся легированные стали применяют для крупных деталей с большой толщиной стенки или большим диаметром. Если изделие работает 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. Например, сквозная прокаливаемость деталей ступиков необходима лишь в отдельных случаях.

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 кружки важно обеспечить полную прокаливаемость по всему сечению (95 % мартенсита в центре заготовки), т. е. равнопрочность по сечению.

Для большинства ответственных деталей машин на улучшенных сталях твердость после закалки на расстоянии $1/2$ радиуса от поверхности должна быть не менее 45 HRC. Для изделий, работающих на растяжение, оптимальная твердость должна быть в сердцевине. Детали сложной конфигурации для уменьшения их деформации в процессе закалки также следует изготавливать из легированных сталей, закаляемых в масле или даже на воздухе.

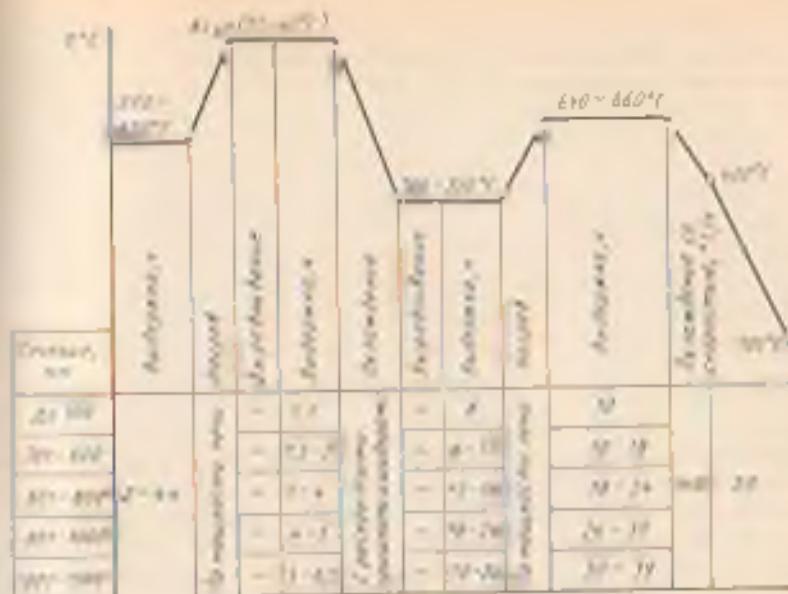


Рис. 171. Отжиг полонок различного сечения из углеродистых (10...65) и легированных (20X, 40X, 15XM, 38X2MФЛ, 20XГСА и др.) сталей

При выборе стали следует учитывать, что легирующие элементы повышают устойчивость аустенита против отпуски, 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.

В тяжелом и энергетическом машиностроении масса деталей (поковки) достигает десятков и сотен тонн (роторы турбины и генераторов, рабочие колеса гидротурбины, траверсы и рамы прессов и т. д.), что осложняет термическую обработку. Термическая обработка крупных поковок, как правило, состоит из двух этапов: предварительного и окончательного.

Предварительную термическую обработку проводят непосредственно послековки с целью измельчения зерна аустенита (отжиг), предотвращения появления флокенов, снижения твердости для облегчения последующей механической обработки, уменьшения остаточных напряжений и подготовки структуры под окончательную термическую обработку.

Небольшие поковки из сталей типа 45, 46А, 50Г, малоустойчивые к флокенов (см. с. 134), отжигают по режиму, приведенному на рис. 171. При охлаждении до 300—350°C аустенит углеродистых сталей распадается в образовании ферритно-цементитной структуры, в аустенит легированных сталей — в об-

поверхности бойнта. В процессе изотермической выдержки при 360°C и последующего медленного охлаждения происходит выделение растворенного водорода с поверхностных слоев и перераспределение его в центре поковки. При этом уменьшается количество активного растворенного водорода, что приводит к уменьшению флокеночувствительности стали.

На рис. 172 приведена схема отжига и антифлокенной предзакалки (или двойной закалки) крупнотоннажных (20ХН, 40ХН, 40ХНМ и др.) и высоколегированных (38ХНЗМ, 38ХНЗМА, 18Х2Н4МА и др.) сталей, склонных к образованию флокенов. Продолжительность отжига поковки в зависимости от марки стали (флокеночувствительности) и размеров поковки составляет от 200—7000 ч.

В заключение термическая обработка поковки сводится к закалке (или двойной закалке) в воде, реже в масле и отпуску. Закалки вместо закалки применяют нормализацию. Продолжительность этих операций 60—400 ч. На рис. 173 приведена схема закалки и отжига роторов турбогенератора массой 50—100 т из стали 25ХНЗМФА и 35ХНЗМФА. После закалки в масле структура поковки — верхний бойнт, что предопределяет высокий уровень вязкостности и повышенное значение ударной вязкости стали, особенно в глубинных зонах. Закалка в воде приводит к интенсивному образованию мартенсита, но главным образом, поковки бойнта, что обеспечивает комплекс высоких механических свойств. Продолжительность охлаждения поковки в воде при диаметре (толщине) 1000—1200 мм составляет 2,5—3 ч. После закалки следует отпуск при $580—600^{\circ}\text{C}$.

Поверхностная закалка при индукционном нагреве. Поверхностную закалку применяют для деталей машин, испытывающих в работе нагиб нагрузки и контактные напряжения, т. е. в тех случаях, когда рабочие напряжения максимальны на поверхности. Чаще закалка при индукционном нагреве применяется для

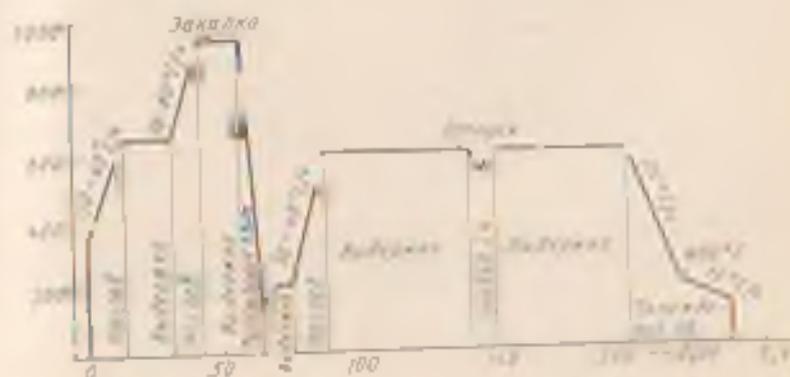


Рис. 173. Режим окончательной термической обработки ротора

Деталь	Группа лучшей стали	Толщина закаленного слоя, мм	Твер- дость HRC	Примечание
Подушка заднего вала грузового автомобиля	47TT	Ж (по впадине) Ж (шлиц)	—	—

* После закалки следует замочить в ванну с водородом нагретая до 200—250 °С, который обеспечивает повышение прочности, мало снижает твердость, — особенно восточные марки стали на поверхности, твердость поверхности 30—35 HRC.

ных процессов химико-термической обработки и закалки при индукционном нагреве и замене легированных сталей.

В тракторном и сельскохозяйственном машиностроении, если к зубчатым колесам не предъявляются высокие требования к износостойкости, их изготавливают из сталей 40, 45, 40X, 40X и упрочняют закалкой в высоком отпуске и последующей поверхностной закалкой при индукционном нагреве на глубину 1,5—2,5 мм с твердостью 54 HRC.

В станкостроении поверхности и закалки при индукционном нагреве подвергают только мало- и среднезагруженные зубчатые колеса, чаще же перекатываются на ходу. Этот метод упрочнения часто используют для шестерен малых и средних размеров, работающих с колесами подвергнутыми упрочнению ввиду трудности их взаимной приработчивости. Обычно колеса для поверхностной закалки изготавливают из сталей 40X и закалывают на глубину 0,2—0,25 м, но не более 1,4—1,8 мм. Закалки венца зубчатых колес ($d \geq 300$ мм и $m = 1 + \dots$) производится внавал и при том глубже впадины на 1,5—3,0 мм. При обеспечении высокой износостойкости и прочности твердость на поверхности должна быть на уровне 48—52 HRC. При этом закалка должна быть непрерывной без перерыва этого упрочняющего слоя.

В станкостроении чугуны (СЧ 20, СЧ 30) вязовые детали, колонны (стойки) токарных станков-полуавтоматов, радиально-сверлильных и других станков подвергают закалке с индукционным нагревом на толщину упрочняемого слоя 0,8—1,8 мм с твердостью 48—50 HRC.

Для изготовления колесчатых валов сложной формы с шлицевыми фланцами и отверстиями кардан со сталью применяют высокопрочные магнитные чугуны (ВЧ 50, ВЧ 60 и др.). Повышенная прочность чугунов валов в значительной степени компенсируется более конструктивными и долговечными, малой чувствительностью чугуна к концентраторам напряжений, а многообразными видами механической обработки и обеспечением безопасности резонансно-

ва колебаний благодаря повышенной демпфирующей способности.

Известные валы весьма разнообразны, начиная от небольших валов двигателей автомобилей ВАЗ, ГАЗ, ЗАЗ) до весьма крупных (массой до 700—1300 кг, длиной 2—3,5 м и диаметром 200—250 мм). Многие валы отливают в оболочковые формы и шейки валов машин-маломощных двигателей упрочняют поверхностной закалкой после индукционного нагрева на твердость 47—52 HRC. После закалки валы подвергают низкому отпуску при 180—200 °С 2—3 ч. Перед поверхностной закалкой валы проходят нормализацию и последующую сфероидизацию. Толщина упрочненного слоя 2—3 мм.

Химико-термическая обработка. Этот вид обработки применяют для деталей машин, которые должны сопротивляться износу при различных давлениях, обладать высокой прочностью при изгибе, а также высоким значением сопротивления усталости при изгибе контактных нагруженных, сопротивляться схватыванию и задирам в условиях трения без смазочного материала. Цементация и нитроцементация рекомендуются для наиболее нагруженных деталей машин (зубчатые колеса, валы, шпиндели, вал шестерен и др.).

Содержание легирующих элементов в стали, предназначенной для изготовления деталей, упрочняемых цементацией (нитроцементацией), так же как и в улучшаемых, не должно быть слишком высоким, во должно обеспечивать требуемую прокаливаемость поверхностного слоя и сердцевины и тормозить рост зерна austenита при нагреве. Легирование должно обеспечить возможность применения наиболее экономичного и технологически выгодного метода термической обработки — непосредственной закалки из цементационной (нитроцементационной) печи.

Для высоконагруженных деталей, цементуемых на большую толщину (более 0,6—0,7 мм), рекомендуются стали, легированные никелем, молибденом с микродобавками Al, Ti, V и N (25ХГНМАЮ). Эти стали обеспечивают высокую прокаливаемость цементованного (нитроцементованного) слоя и хороший комплекс механических свойств.

Цементация (на толщину 0,5—2,0 мм) или нитроцементация (на толщину 0,4—0,8 мм) и последующая закалка и низкий отпуск повышают предел выносливости на 50—80 %, предел контактной выносливости на 60—100 %, износостойкость в 3—10 раз, долговечность в 5—10 раз и сопротивление фреттинг-коррозии в 2—6 раз. Твердость сердцевинки 28—40 HRC и слоя 58—62 HRC.

Максимальная долговечность в области малоциклового усталости достигается при высоком значении $K_{1\sigma}$ сердцевинки. С увеличением толщины цементованного слоя и содержания в нем углерода вязкость разрушения $K_{1\sigma}$ (рис. 174) уменьшается. Повышение содержания углерода на поверхности слоя выше 0,7—0,8 % сильно снижает также $\sigma_{1\sigma}$ (рис. 175). Наибольшее упрочнение после

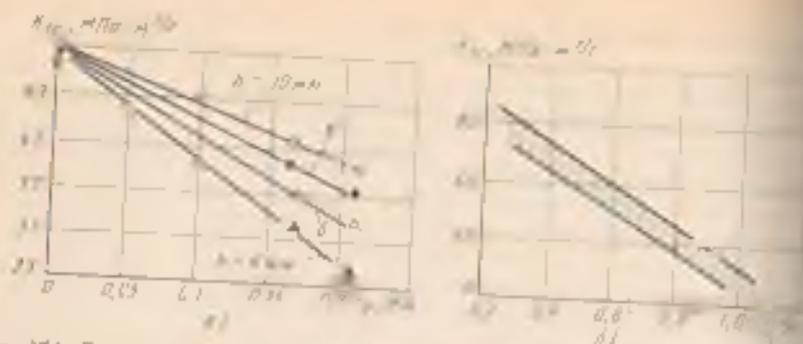


Рис. 174. Влияние толщины слоя h (а) и напряжения на поверхности слоя углерода (б) на величину релаксации K . Δ — толщина образца

цементации (нитроцементации) достигается, когда слой состоит из мартенситно-аустенитной структуры, твердизина и слой имеют мелкое зерно и отсутствуют также дефекты, как карбидная или трооститная сетка, выделение по границам зерен карбонитрида хрома и темной составляющей при нитроцементации.

Поэтому нужно принимать меры, исключающие появление указанных дефектов упроченного слоя в процессе химико-термической обработки, или предусмотреть способы их устранения окончательной механической обработкой.

На конструктивную прочность деталей большое влияние оказывает толщина упроченного слоя. Эффективная толщина слоя (700 HV или 500 HV) определяется оптимальным соотношением толщины слоя к характерному размеру детали. Например, для цилиндрических деталей h/R , для зубчатых колес h/m (m — модуль). Для зубчатых колес эффективная толщина слоя h , составляет 0,15—0,27 m , при этом большее отношение относится к мелким модульным зубчатым колесам (см. табл. 2). Повышение толщины слоя более $h/R=0,05$ снижает σ_c и K_c , и снижает критическую температуру хрупкости. Для обеспечения контактной прочности

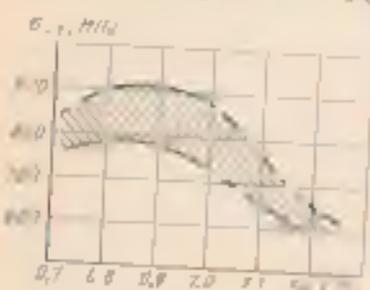


Рис. 175. Влияние содержания углерода в цементованном слое на предел выносливости стали типа ХГТ

толщина слоя должна быть больше. Для устранения деформации изделий после цементации перед обработкой шлифовальные поверхности должны быть толщиной 0,1—0,25 мм. Это приводит к снижению на поверхности (остаточной) напряжений сжатия и даже образованию растягивающих напряжений, снижающих σ_c . Поэтому после цементации перед обработкой ППД, которое формирует на поверхности детали высокие напряжения сжатия. При циклической нагрузке сопротивление цементо-

в машинах и нитроцементованных деталях разрушению зависит от прочности сердцевинны. Повышение прочности сердцевинны способствует увеличению и контактной прочности. Например, при твердости сердцевины 35 HRC допустимые контактные напряжения при базе 10⁷ циклов составляют 1900 МПа, а при твердости 2—35 HRC — соответственно 1750 МПа, поэтому прокаливаемость приобретает один из важнейших значений при выборе стали. Однако сближенные и незначительных свойств слой и сердцевинны снижает уровень остаточных жидкофазных напряжений на поверхности, а увеличение объема, образующего фазовые и структурные преобразования при термической обработке, повышает деформацию и коробление детали после закалки. Оба фактора приводят к снижению предела выносливости деталей, особенно при ухудшении точности заклепки зубчатых колес, деформации сложных зубчатых зацеплений, сварных соединений и пр.

В табл. 23 и 24 приведены типичные детали автомобиля и металлорежущих станков, подверженные цементации и нитроцементации.

Наиболее часто цементации и нитроцементации подвергают зубчатые колеса, которые должны обладать высокой износостойкостью поверхности и достаточной статической прочностью, сопротивляясь усталости при изгибе и при контактом контактом.

Твердость на поверхности зуба во избежание его хрупкого разрушения не должна превышать 63 HRC, а в сердцевине 30—45 HRC. С повышением твердости сердцевинны, например при увеличении содержания углерода в стали, возрастает предел контактной выносливости зубчатых колес, но снижается σ_s и увеличивается опасность хрупких разрушений.

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 ведущие и ведомые коробки передач, шестерни главной передачи ведомые и др.) изготавливают из безникелевых (18X11, 20X11Г) и никельсодержащих (20X11НР, 20X11Р) сталей с упрочнением цементацией на толщину 1,2—1,8 мм или нитроцементацией на толщину 0,8—1,2 мм. Твердость на поверхности 56—65 HRC, твердость сердцевинны зубьев 25—40 HRC.

2. Тяжелонагруженные зубчатые колеса изготавливают из мнгоникелевых цементуемых (нитроцементуемых) сталей 20X11НР, 20X11Р и хромоникелевой 20X11НЛ. При этом толщина упрочняющего слоя и формы его твердости остаются такими же, как и для мнгонагруженных зубчатых колес. Однако твердость сердцевинны несколько выше — 30—45 HRC.

Цементацию применяют для подлинных и массивных типов с наружным диаметром 40—150 мм и крутилогабаритных подлинных диаметром до 2 м, испытывающих в процессе эксплуатации

Таблица 23

Детали автотранспортных машин, работающих в условиях

Детали	Рекомендуемая сталь	Толщина слоя, мм	Твердость HRC	Модуль μ
Пале головки, ступицы, шлицевые, всевозможные цилиндрические валуны при работе в условиях обработки Шпиндель	20X, 18XГТ	0,5—1,0	56—60	—
Червяки долготельные шпр и передачи	18XГТ, 19XН3А, 16XГТ, 12XН3А	1,0—1,4	56—62	—
Кувалды, шпир	20X, 18XГТ	1,5—1,8	58—62	—
Зубчатые колеса сособразования (σ _{нр} = 500—700 МПа)	25XГМ, 12XН3А, 20XН3А	0,2—0,25м	58—62	m = 1,5—4
Лесовидные желоба (σ _{нр} = 450—500 МПа)	20X, 18XГТ, 20XН3А	0,2—0,25м	56—60	m = 6—10
средневыраженные (σ _{нр} = 250—450 МПа)	20X, 18XГТ, 25XГТ	0,2—0,25м	54—60	m = 1,5—6

* Цементация при 920°C, выдержка в масле и отпуск при 170—180°C. Толщина цементации шпир (червяки, долготельные шпр, всевозможные цилиндрические и шлицевые валуны длиной 1000 мм) после цементации лавертуют выдержка в масле с температурой 180—180°C с добавлением воды 0,6—0,8% в течение при 180—200°C. Сталь 12XН3А перед выдержкой проходит выдержку при 840—840°C. После частовой механической обработки диаметров детали проводят стабилизационную выдержку при 160—170°C в—12 ч. Твердость сердцевина 25—40 HRC.

значительно ударным и контактным нагрузкам. Наружные кольца с диаметром менее 60 мм из стали 18XГТ после холодной штамповки подвергают цементации для 0,40°C на толщину слоя 1,1—1,7 мм, а диаметром более 60 мм на толщину 1,7—2 мм. После цементации следует закалка от 820°C¹ в масле температурой 30—60°C и отпуск при 150—110°C 4—5 ч. Твердость цементованного слоя 60 HRC. Крупногабаритные подшипники изготавливают из стали 20X2H4A и цементуют при 930°C в течение 60—200 ч в зависимости от размера колец и ролика к требуемой толщине слоя. После цементации детали ролики пинки закалываются от температуры цементации в масле, проходит выдержку при 180—600°C, нагреваясь до 750—800°C с последующим охлаждением в масле и отпускаются при 150°C 7—12 ч. Толщина слоя до 10 мм и твердость 58—60 HRC.

¹ Кольца диаметром больше 60 мм изготавливают ТВЧ.

Таблица 24

Детали трансмиссии и двигателя автомобиля, подвергнутые химико-термической обработке

Детали	Рекомендуемая сталь	Механическая обработка	Толщина слоя, мм	Твердость HRC	
				поверхности	сердцевина
Механические детали сцепных агрегатов (червяки, шпир)	20	Нитроцементация	0,15—0,3 0,3—0,5	56—62	—
Шаровые вальсы	20	То же	0,3—0,7	56	—
Детали силовых агрегатов, работающих на азис (кольца, валашки, золотилки и пр.)	35 16X	Цементация	0,3—0,5 0,7—0,9 0,9—1,3	56—62	—
Детали главной передачи заднего моста грузовых автомобилей (шпир, шпир, редукторы и ведущие, шпир полуоси)	25XГТ 30XГТ 25XГМ 25XГМТ 18XГТ 25XГТ	» » » » » »	0,9—1,3 1,0—1,4 1,2—1,4 1,2—1,4 1,2—1,6 1,0—1,4	58—62 56—62 58—62 58—62 58—62 58—62	30—45 35—45 30—45 30—45 30—45 30—45
Шпир и шпир коробки червяки передачи грузовых автомобилей	25XГТ 25XГМ	Нитроцементация	0,5—0,8 0,5—0,8	57—60 57—60	35—45 35—45
Шпир ведущие мостов легковых автомобилей	19XГН	То же	0,8—1,1	58—64	32—45
Зубчатые колеса ведущие мостов легковых автомобилей	19XГН	»	0,8—1,1	58—62	32—45
Шпир ведущие мостов в раздаточных коробках грузовых автомобилей (колец, шпир 5, 6, 10)	18XГМТ 20XГМТ 12XН3А	Цементация То же	1,2—1,6 1,2—1,6	— 58—63	— 30—45
Детали насоса гидравлического руля (ролики и др.)	20XГМТ	Нитроцементация	0,6—0,8	58—62	30—45
Детали рулевого управления грузовых автомобилей (под шпир руля, шпир рулевого управления)	20X2H4A 25XГТ	Цементация То же	1,2—1,4 1,2—1,4	56—62 58—62	30—45 28—45

Примечание. Цементация при 920—940°C, подсушка до 820°C, выдержка в масле температурой 170°C и отпуск при 180°C. Нитроцементация при 260°C, выдержка в масле температурой 180°C и отпуск при 180°C. Сталь с высоким содержанием углерода проходит закалку с повторным нагревом.

Для деталей, склонных к короблению (деформациям), работающих на износ в испытывающих небольшие контактные нагрузки, рекомендуется азотирование. Азотированию могут подвергаться практически все легированные стали.

Азотирование повышает износостойкость деталей машин в 5—10 раз, предел выносливости при изгибе на 30—50 % в сравнении с закалкой. Твердость колеблется в широких пределах 650—1200 HV в зависимости от состава стали и режима обработки.

В сталестроении для повышения предела выносливости и износостойкости, а также сопротивляемости охватыванию выключенные детали станков (например, шпиндели обрабатывающих центров) после улучшения подвергают азотированию. Азотирование используют для поверхностного упрочнения стальных валов (30X3MФ и 38X2MЮА), маховиков, палящих направляющих (30X3MФ) валов, шлангов дозовых винтов (16X3HВФ и 40XН2МА), шпинделей для опор скольжения (25X2MЮА) и др.

Азотирование применяют и для мало- и средненагруженных колес сложной конфигурации (например, с двурезной зубчатой шлифовкой) трудно осуществлять. В этом случае зубчатые колеса изготавливают из стали 40X (конические) или 40XФ (цилиндрические). После азотирования на глубину 0,1—0,15 мм (но не более 0,6 мм), в результате которого обесценивается минимальная деформация, проводятся только трировка или шлифование зубьев. Азотированные колеса при большом числе циклов нагружений не уступают по контактной прочности (сопротивляемость выкрашиванию) цементованному (нитроцементованному), но вследствие малой толщины слоя для них должна быть меньше контактная нагрузка.

Широко применяется азотирование деталей топливной аппаратуры и клапанов дизельных двигателей, деталей турбин из высокохромистых сталей (20X13, 30X13, 40X13), а также штоков клапанов паровых турбин, гильз цилиндров, игл форсунок, тарелок боек, распылителей пальцев, плунжеров, шестерен из стали 38X2MЮА.

Азотирование используют для упрочнения как крупных высоконагруженных коленчатых валов, например тепловозных двигателей (диаметром шейки 150—300 мм) из стали 18X2H4МА, 38XН3ВА и 38XН3А и других, так и небольших коленчатых валов из стали 45XФ. После азотирования коленчатые валы обладают высокой износостойкостью и сопротивляемостью усталости при их незначительной деформации. Крупные коленчатые валы перед азотированием проходят сложную термическую обработку (предварительную нормализацию шлангов с последующим выжигом отпуском после механической обработки, улучшение и термическую стабилизацию). Крупные валы азотируют по толщине слоя 0,7—0,8 мм, валы меньшего размера азотируют после улучшения на толщину 0,35—0,4 мм. Твердость после азотирования 700—750 HV.

Азотированию на толщину слоя 0,7 мм подвергают и закаленные валы тепловозов, отлитые из высокопрочного легированного чугуна, для повышения сопротивления износу и предела выносливости. Твердость на поверхности 40 HRC. После азотирования шейки валов шлифуют, а галтели полируют.

3. УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Многие детали машин, прошедшие упрочнение термической или химико-термической обработкой, от работоспособности которых зависит долговечность машины в целом, дополнительно упрочняются поверхностным пластическим деформированием (ППД).

Чаще ППД применяют¹ для деталей машин, работающих в условиях знакопеременных нагрузок (торсионы, коленчатые валы, шатуны, шестерни и др.), высоких скоростей и давлений (рабочие предельители, поршни, поршневые кольца, золотники, клапаны и др.), окислительного закапывания, контактно-усталостных напряжений (диффы шестерен, опорные шейки, поворотные кулачки и др.). В зависимости от формы, размеров, характера трения и т.д. выбирают наиболее оптимальный метод поверхностного пластического деформирования. Для деталей сложной формы (пружины, рессоры, лопатки, шатуны и др.) применяется дробеструйная обработка.

Для упрочнения наружных и внутренних поверхностей цилиндрических наделок, сферических и профильных поверхностей, шаталей применяют накатывание роликовым (шариковым) инструментом.

В табл. 25 приведем примеры упрочнения деталей машин методом ППД на Уралмашзаводе.

Наклеп поверхности ППД (толщина упрочненного слоя 0,1—0,25 мм) повышает предел выносливости на 30—50 % (см. табл. 25), долговечность в 3—10 раз, сопротивление фреттинг-коррозии в 1,5—2 раза.

4. ИЗНОСОСТОЙКИЕ И КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ

Для повышения работоспособности деталей машин и инструмента широко применяют разнообразные защитные покрытия, которые обеспечивают надежность и долговечность изделия, повышая твердость, износостойкость, предел контактной выносливости коррозионную и эрозионную стойкость к другим служебным свойствам, но чаще снижают предел выносливости σ_{-1} при наклбе.

¹ См. Оливера Л. Г. Упрочнение и отделка деталей конструктивных элементов машин поверхностным деформированием. Справочник. М.: Машиностроение, 1987. 327 с.

Детали, упрощенные стандартами СССР

Деталь	Рекомендуемая сталь	Поперечные размеры	Масса детали	Рекомендуемое покрытие
Шестерни шестеренчатых механизмов	30ХН10	Длина шестеренки с шлицами 220 мм и длиннее; высота 100 мм	Объемная, рыхлота с силой 30 000 Н	Умеленный лакокрасочный слой в 2-3 раза
Шестерни валовых gear-механизмов	30Н10	Высота шестерни 30 мм и выше; диаметр 100 мм	Чугуны, легированные углеродом с температурой 50 Дж	Умеленный лакокрасочный слой в 4 раза
Кольца, шестерни, валы с зубчатой частью	40, 30ХН10	Углеродная сталь с толщиной 12-24 мм	Чугуны, легированные рыхлота с температурой 30-24	Умеленный лакокрасочный слой в 5-6 раз
Валы шестеренчатых механизмов	40, 30ХН10	Ступица диаметром 400-500 мм	Современные легированные углеродом, температурой с силой 70 000 Н	То же, в 2-3 раз
Ступицы, шестерни, валы шестеренчатых механизмов	30Х, 30ХН10	Высота шестерни 18, 15 и 20 мм	Объемная, рыхлота с толщиной рыхлота 30-60 мм при усталости 5000-20 000 Н	То же, в 2-3 раз
Валы шестеренчатых механизмов	30ХМЛ, 30ХН10	Высота шестерни с шлицами 20 мм	Поперечные, объемная рыхлота с температурой 12 000 Н	Умеленный лакокрасочный слой в 2-4 раза
Кольца, шестерни, валы шестеренчатых механизмов	30ХН10	Высота шестерни с шлицами 20 мм	Объемная, легированная рыхлота на ступице, диаметр 100 мм	То же, в 2-3 раз
Шестерни шестеренчатых механизмов	30ХН10	Высота шестерни с шлицами 100-200 мм	Чугуны, рыхлота с температурой 70 Дж	То же, в 2-3 раз

Для повышения твердости и износостойкости, а также для восстановления деталей машин широко применяют электролитическое хромирование и остальванию (железнение), а также всевозможные композиционные покрытия. Композиционные покрытия, включающие частицы оксидов и карбидов, обладают повышенной твердостью и износостойкостью по сравнению с легированными чистыми металлами. Твердость и износостойкость композиционных электролитических покрытий на основе никеля и включением корунда в 1,5—2,5 раза выше твердости и износостойкости никелевых покрытий. Композиционные железокорундовые покрытия (6—11 % корунда) обладают износостойкостью в 2—5 раз большей, чем покрытия железом, и имеют высокую твердость. Коэффициент трения композиционных покрытий, содержащих корунд, высок — 0,2—0,4. Широко применение полупроводников и антифрикционные металлические (на основе Pb, бронзы — Cu—Sn, никеля и др.) покрытия, получаемые электроосаждением. Эти покрытия имеют низкий коэффициент трения 0,05—0,12 и обладают хорошей обрабатываемостью и антикоррозионной стойкостью.

Неметаллические антифрикционные покрытия (дисульфид молибдена, нитрид бора, графит и др.) наносят электролитическим или методом гальваники.

Для повышения прочности сцепления антифрикционных и износостойких покрытий с основным металлом их нагревают до 400—200 °C. При нагреве протекает взаимная диффузия металла покрытия и основы и обезводородивание металла.

В настоящее время для повышения износостойкости и коррозионной стойкости получили применение пленочные покрытия толщиной 2—10 мкм из нитридов (TiN, TiAlN, ZrN), карбидов (TiC) оксидов (Al₂O₃ и др.), обладающих высокой твердостью¹. Существует много методов создания адгезионных пленочных покрытий. Налегание покрытий осуществляется осаждением продуктов химических реакций между компонентами газовой среды (например, хлорида титана и металла) на поверхности детали (инструмента) при 1000—1200 °C (метод CVD). Другие методы предполагают реактивное или конденсационное осаждение в вакууме при более низкой температуре 450—500 °C. Формирование покрытия в вакууме осуществляется в три стадии: 1) получение материала покрытия в парообразном состоянии; 2) перенос материала покрытия от испарителя к детали; 3) осаждение (конденсация) молекул (ионов) материала покрытия на поверхности детали. Чаще применяют следующие методы нанесения покрытий: конденсацию из газовой фазы в условиях полной бомбардировки (КИБ); реактивное электронно-лучевое плазменное осаждение (РЭП); активированное реактивное напыление (АРЕ). Не-

¹ Наиболее часто применяют покрытие нитридом титана TiN, являющееся полупроводником. Поэтому покрытия TiN являются и как декоративные.

которое применение нашего метода детонационного покрытия. В этом случае покрытие формируется ударной волной, термодическим воздействием микровзрывами смеси азота и кислорода. Такие покрытия способны воспринимать значительные нагрузки без продавливания и растрескивания только при наличии прочной подложки и хорошей адгезионной связи покрытия с основой. Все методы упрочнения предполагают износостойкость на малочисленных стадах изготовления детали или инструмента.

Вопросы для самопроверки

1. Укажите детали машины, стволы которых связаны с деформацией (легкая или тяжелая). Укажите причины и пути предупреждения разрушения.
2. Каковы причины отказа деталей вследствие крупного разрушения? Укажите причины разрушения и пути предупреждения.
3. Укажите причины усталостного разрушения деталей в пути предупреждения.
4. Можно ли повысить конструктивную прочность неметаллических строительных конструкций?
5. Какие факторы влияют на предел выносливости детали и каковы пути повышения его устойчивости?
6. Выберите конструктивную легированную сталь с $\sigma_{0.2} = 600$ МПа и нормом пластичности $\delta_5 = 70\%$ (см. рис. 107).
7. Легированная сталь имеет предел выносливости $\sigma_{-1} = 1000$ МПа. В каком случае она будет иметь более высокую норму пластичности после какого-либо вида обработки?
8. Как можно повысить конструктивную прочность машиностроительных сталей (A_3 , КСГ, A_4 и др.)?
9. Какие Вы знаете методы, позволяющие упрочнить пружинную сталь при ее изготовлении? Укажите основные направления и условия упрочнения.
10. Сравните конструктивные возможности из легированной стали ВСт6 с пределом текучести $\sigma_{0.2} = 200$ МПа при закалке и отпускании при температурах от -40 до $+50$ °С, разогретых крутка. Обозначьте причину брака и предложите путь его предупреждения, обосновав методы упрочнения и требуемую для этого закалку и отпускание в σ_{-1} для стали и средние массы и частоты для $\sigma_{-1} = 300-400$ МПа.
11. Выберите материал, режим механической обработки, структуру и механические свойства для титанового упругого элемента под сложной формой диаметром 40 мм. Предельная нагрузка должна быть 600 МПа и твердость 50 НВС.
12. Холодной закалкой (диаметр 40 мм) сталь работает в условиях контакта контактных нагрузок и требует стабильности размеров и формы в процессе эксплуатации. Требуется твердость 50 НВС. Выберите сталь, режим термической обработки, структуру.
13. Подберите σ_{-1} — σ_{-2} упрочняющую обработку и структуру для рессорного автомобиля (толщина листа 12 мм), требуемая твердость НРС 38.
14. Подберите сталь и режим термической обработки для ведущей шестерни редуктора ($m = 4,5$) заднего моста грузового автомобиля. Сталь и упрочняющая обработка должны обеспечить высокую выносливость σ_{-1} , σ_{-2} при контактных нагрузках при длительной эксплуатации.
15. Подберите сталь и термическую термическую обработку для вала диаметром 50 мм, испытывающего циклические нагрузки при работе, кручении и контактных нагрузках. Твердость 58 НВС.
16. Подберите сталь и термическую обработку для вала в стандартном режиме для сложной конфигурации, работающей в условиях контакта, при испытывающей высокой контактной нагрузке. Упрочнение: твердость 75 НВС.

ГЛАВА XVI. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Инструментальными называют углеродистые и легированные стали, обладающие высокой твердостью (60—65 HRC), износостойкостью и применяемые для изготовления различного инструмента. Обычно это заэвтектоидные или ледебуритные стали, структура которых после закалки и быстрого отпуска состоит из избыточных карбидов.

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 сорбита и даже корбита. Износостойкость и твердость этих сталей ниже, чем заэвтектоидных. Одной из главных характеристик инструментальных сталей является теплостойкость (или красностойкость), т. е. способность сохранять высокую твердость при нагреве (устойчивость против отпуска при нагреве инструмента в процессе работы).

Все инструментальные стали подразделяют на три группы. К первой относятся теплостойкие (углеродистые и легированные стали, содержащие до 3—4 % легирующих элементов), полутеплостойкие до 400—500 °С (содержащие свыше 0,6—0,7 % С и 4—8 % Cr) и теплостойкие до 550—650 °С (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 X, 9X, 9XC, 6XVГ и т. д. маркируют цифрой, показывающей среднее содержание углерода в десятых долях процента, если его содержание < 1 %. Если содержание углерода ~ 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 молибдена (в процентах) в стали обозначают цифрой, поставленной за буквой «М», кобальта — цифрой за бук-

вой «К», ваннадия — цифрой после буквы «Ф» и т. д. Среднее по длине 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 выского отпуска должны иметь высокую твердость в режущей кромке (HRC 62—68), значительно превышающую твердость обрабатываемого материала; высокую плоскостойкость, необходимую для сохранения размеров и формы режущей кромки при резании; точную прочность при некоторой вязкости для прокускивания поломок инструмента в процессе работы и теплоустойчивости, которая реализуется с повышенной скоростью.

Углеродистые стали небольшой прокаливаемости, не обладающие теплоустойчивостью (ГОСТ 1433—74). Углеродистые инструментальные стали У8 (У8А), У10 (У10А), У11 (У11А), У12 (У12А) и У13 (У13А) вследствие малой устойчивости передохлаждающего аустенита имеют небольшую прокаливаемость, в частности эти стали применяются для инструментов небольшого размера.

Для режущего инструмента (фрезы, сверла, спиральные илы, шаберы, ножовки ручные, напильники, бриганы, стамески, хирургический инструмент и т. д.) стали применяют закалочные стали (У10, У11, У12 и У13), у которых после термической обработки структура — мартенсит в карбиды. Длительное обрабатывающий инструмент, зубила, метчики, борозки, сверла, токарные инструменты из сталей У7 и У8, выходящих после термической обработки простейшую структуру.

Углеродистые стали в основном (отожженном) состоянии имеют структуру зернистого перлита, высокую твердость (HB 170—180) и хорошо обрабатываются резанием. Температура закалки углеродистых инструментальных сталей У10—У13 должна быть 760—780 °С, т. е. несколько выше A_{c1} , но ниже A_{c2} для того, чтобы в результате закалки стали получили мартенситную структуру и сохранили 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 (стуженчатая закалка).

Отпуск проводят при 150—170 °С для сохранения высокой твердости (62—63 HRC).

Сталь У7 закалывают с выгретым выше точки A_{c1} (800—820 °С) и подвергают отпуску при 215—225 °С (48—58 HRC) или при 400—500 °С (44—48 HRC).

Углеродистые стали можно использовать в качестве режущего инструмента только для резания материалов с малой скоростью, так как их высокая твердость сильно снижается при нагреве выше 190—200 °С.

Химический состав (по инструментальным элементам) и температурная обработка легированных инструментальных сталей (ГОСТ 6850-73)

Сталь	Содержание элементов, %					Температура, °С		Твердость НВ
	C	Mn	Si	Cr	Другие элементы	накаливание	отпуска	
11ХФ	1,05—	0,4—	0,15—	0,40—	0,15—0,30 V	830—	140—	62—66
11ХС	1,15	0,2	0,35	0,70		860	160	
13Х	1,35—	0,3—	0,15—	0,40—	—	780—	100—	65—67
14	1,4	0,6	0,35	0,70		900	120	
ХВСТ	0,85—	0,6—	0,65—	0,60—	0,5—0,8 W; 0,05—0,15 V; 0,65—1,0 Si	840—	140—	62—64
	1,05	0,9	1,0	1,1		860	160	
9ХС	0,85—	0,2—	1,2—	0,95—	—	830—	140—	62—66
	0,95	0,6	1,6	1,25		830	160	
Х	0,95—	0,16—	0,15—	1,2—	—	840—	160—	62—64
	1,2	0,4	0,35	1,65		850	160	
В2Ф	1,05—	0,15—	0,15—	0,2—	1,8—2,0 W; 0,2—0,26 V	810—	140—	64—65
	1,22	0,45	0,35	0,4		830	160	

Легированные стали повышенной прокаливаемости, не обладающие теплостойкостью (ГОСТ 6850-73). Легированные инструментальные стали (табл. 26) подобно углеродистым не обладают теплостойкостью и пригодны только для резания материалов невысокой прочности ($\sigma_b = 500-600$ МПа) с небольшой скоростью (до 5-8 м/мин). Их используют для инструмента, не подвергаемого в работе нагреву свыше 200-250 °С. Легированные стали по сравнению с углеродистыми обладают большей устойчивостью передохлаждающего аустенита, а следовательно, большей прокаливаемостью. Инструменты из этих сталей можно охлаждать при закалке в масле и горячих средах (ступенчатая закалка), что уменьшает деформацию и коробление инструмента. Низколегированные стали 11ХФ и 13Х рекомендованы 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. Ваналей тормозит рост зерна при нагреве под закалку.

Стали повышенной прокаливаемости (60-80 мм) 9ХС и ХВСТ 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 сталь 9ХС склонна к обезуглероживанию при нагреве, в отожженном состоянии имеет повышенную твердость 187-241 НВ, что ухудшает ее обработку резанием и давлением.

Вольфрамовые стали В2Ф и ХВ4 после закалки в водных растворах имеют очень высокую твердость (см. табл. 26) и при-

Таблица 27

Литейный состав, %, наиболее распространяемых быстрорежущих сталей

Сталь	C	Cr	W	V	Mn
P18	0,7—0,8	3,8—4,4	17,5—19	1,0—1,4	0,2—0,3
P9	0,85—0,95	3,8—4,4	8—8,5	2,3—2,7	до 1,5
P6M5	0,82—0,90	3,8—4,4	5,5—6,5	1,7—2,1	5,0—5,5

железистых для пил (по металлу), граверных инструментов, пробочек бочки твердого металла.

Инструментальные стали изготавливают в металлургии, сталепромышленности в виде горяче- и холоднокатаных прутков, различной формы сечения, прутков с поперечной отсадкой поверхности (шлифованные) и точностью размеров (серебрянка), а также лист.

Быстрорежущие стали (ГОСТ 19265—73). В отличие от других инструментальных сталей быстрорежущие стали обладают высокой теплоустойчивостью (красностойкостью), т. е. способностью сохранять мартенситную структуру и соответственно высокую твердость, прочность и износостойкость при повышенных температурах, возникающих в режущем процессе при больших скоростях. Эти стали сохраняют мартенситную структуру при нагреве до 600—650 °С, поэтому приемы их позволяют значительно повысить скорость резания (в 2—4 раза) и стойкость инструментов (в 10—30 раз) по сравнению со сталями, не обладающими высокой теплоустойчивостью.

Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей, обеспечивающими их теплоустойчивость, являются в первую очередь вольфрам и его химический аналог — молибден. Сильно повышает теплоустойчивость (до 645—650 °С) и твердость после термической обработки (67—70 HRC) кобальт и в меньшей степени ванадий, плазид, образует очень твердый карбид VC, повышает износостойкость инструмента, но ухудшает шлифуемость.

Составы широко применяемых быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265—73) умеренной теплоустойчивости (620 °С)¹ приведены в табл. 27. Эти стали рекомендуются для всех видов инструментов при обработке углеродистых и легированных сталей. Наиболее часто применяют сталь P6M5. Для обработки высокопрочных, коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов применяют стали, содержащие кобальт P18K5Ф2, P9K5, P6M5K5, P9MKK, P6M59K5, P-AM9K5 с повышенной красностойкостью (680 °С). Для чистовых инструментов при обработке высокоуглеродистой стали и материалов, обладающих выраженными свой-

¹ Красностойкость 59HRC при отпуске в течение 4 ч.

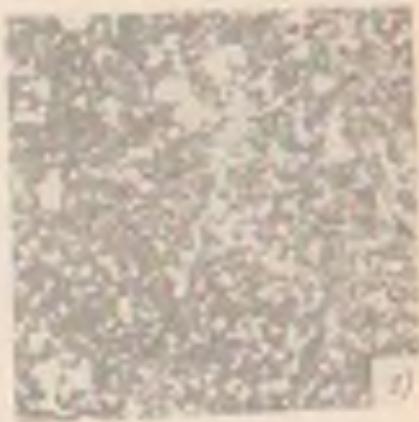


Рис. 176. Микроструктуры быстротекучей стали, $\times 500$:

а — литейная в литой стали, б — деформированная в деформированном состоянии; в — закаленная сталь, г — закаленная и отпущенная, д — отпущенная после закалки (карбиды окислы ванадия)

ствами, нашла применение сталь Р12Ф3 с высоким содержанием ванадия. Все стали обладают хорошим сопротивлением износу.

Применяют также сталь с повышенным содержанием

углерода и азота при низком содержании вольфрама в стабильном (НР3АМФ2) для инструментов жесткой формы при обработке углеродистых и низколегированных сталей (красностойкость 600 °С).

Быстрорежущие стали относятся к карбидному (ледебуритовому) классу. Их фазовый состав в отожженном состоянии представляет собой легированный феррит и карбиды M_2C , M_3C , M_6C , M_7C_3 . Основным карбидом быстрорежущей стали является M_6C , в котором также растворены ванадий. В феррите растворены большая часть хрома; большая часть вольфрама (молибдена) выпадает в карбидах. Контент карбидной фазы в стали Р18 и Р6М5 — 25—30 %, а в стали Р6М5 — 22 %.

В структуре литой быстрорежущей стали присутствует сложная эвтектика, включающая ледебурит (рис. 176, а) в результате которой образуются сетка эвтектики др. биты. В сильно деформированной быстрорежущей стали карбиды распределены равномерно в основной матрице (рис. 176, б), представляющей собой 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 эвтектичные карбиды, входящие в основную сорбитовую фазу (рис. 176, б). При недостаточной деформации наблюдается карбидная сетка, которая представляет собой участки неразрушенной эвтектики, вытянутые в направлении деформации (рис. 176, в). При плавании карбидной сетки уменьшается стойкость инструмента и возрастает хрупкость.

Для снижения твердости (250—300 НВ), улучшения обрабатываемости и подготовки структуры стали к закалке после отжига быстрорежущую сталь подвергают отжигу при 840—880 °С (сталь Р6М5 — при 800—830 °С). Если отжиг проводить в воздушной среде, при последующей закалке возможна бракованность вследствие образования мартенситного шлама. Этот шлам крупнозернистый, чешуйчатый, похожий на перлит. Сталь с таким шлагом обладает высокой хрупкостью.

Для придания стали теплоустойчивости инструментам проводят закалку и многократному отпуску. Температуры закалки стали Р18 принимают равной 1270 °С и стали Р6М5 — 1220 °С. Высокие температуры закалки необходимы для более полного растворения вторичных карбидов и получения при нагреве инструмента, высоколегированного хромом, вольфрамом, молибденом и ванадием. Это обеспечивает получение после закалки мартенсита, обладающего высокой теплоустойчивостью. Однако даже при очень высоком нагреве растворяется только часть карбидов. Для быстрорежущих сталей, содержащих много избыточных (заявляющихся и вторичных) карбидов, характерно сохранение мелкого зерна (номер 11—10) даже при нагреве до указанных выше очень высоких температур (см. рис. 176, в). Во избежание образования трещин при нагреве до температур закалки применяют подогрев инструмента при 800—850 °С 10—15 мин или при 1050—1100 °С 3—5 мин, а крупного инструмента, кроме того, еще при 550—600 °С 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 CaCl_2), в 12—14 с при нагреве в печи. Для получения более высокой твердости стали Р6М5 (63 HRC) и термостойкости (59 HRC при 300 °С) выдержку при нагреве под закалку увеличивают на 20 %.

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 температурой 400—500 °С.

Структура быстрорежущей стали после закалки представляет собой высоколегированный мартенсит, содержащий 0,3—0,4 % С, растворенные избыточные карбиды и остаточный аустенит (см. рис 176, а). Чем выше температура закалки, тем ниже температура мартенситных точек M_s и M_f и тем больше количество остаточного аустенита. Обычно содержание остаточного аустенита в стали Р18 составляет 25—30 % и в стали Р6М5 — 28—34 %. Остаточный аустенит понижает режущие свойства стали, и поэтому его присутствие в готовом инструменте недопустимо.

После закалки следует отпуск при 500—570 °С, вызывающий превращение остаточного аустенита в мартенсит и доотрецовое 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 превращается в мартенситное превращение (M_s на 150 °С). В процессе однократного отпуска только часть остаточного аустенита превращается в мартенсит. Чтобы весь остаточный аустенит перешел в мартенсит и произошло отпуск вдовь образованного мартенсита, применяют многократный (чаще трехкратный) отпуск при 550—570 °С. Продолжительность каждого отпуска 45—60 мин. Для стали Р6М5 оптимальный режим отпуска, обеспечивающий наибольшую твердость и высокие механические свойства: 350 °С 1 ч (первый отпуск) и 560—570 °С по 1 ч (последующие два отпуска). Получение более высокой твердости объясняется тем, что при температуре 350 °С выделяются частицы цементита равномерно распределенные в стали. Это способствует более однородному выделению и распределению специальных карбидов M_6C при температуре 560—570 °С.

Инструмент простой формы из быстрорежущей стали иногда для уменьшения содержания остаточного аустенита непосредственно после алмазки (во избежание стабилизации аустенита)

Таблица 28

Стали, рекомендуемые для режущих инструментов
(по данным Ю. А. Галлера)

Тип инструмента	Рекомендуемая сталь
Резак в режиме точения-фасонные и автоматиз. долбежные, строгальные, отрезные	P18, P12Ф3 P6M5, P9, 11P3AM2011
Сверла: для обработки металлов с твердостью 250-280 НВ для обработки металлов большой твердости для труднообрабатываемых сплавов	P6M5 P12Ф3, P6M5K5 P6M5K5
Фрезы: резьбовые, червячные то же, для резания с высокой скоростью то же, для резания труднообрабатываемых сплавов	P6M5, P6M3, P9, P12 P6M5K5 P6M5Ф3, P6M4K8
Доббики, шарошки	P6M5, P8M3, P12
Метчики: машинные ручные	P6M5, P18, P6M4K8, P6M5Ф3 У11А, У12А, У1ХФ
Плоски круглые: для нарезания витов металлов для нарезания твердых металлов	ХВСГ P6M5, P12Ф3
Резьберты: машинные то же, для труднообрабатываемых сплавов ручные	P6M5, P9, P12Ф3 P6M5K5, P6M4K8 ХВСГ, P6M5
Зенкеры: для обработки мягких металлов для обработки твердых металлов	P6M5, P8M3 P6M4K8, P8M3K8C
Пилы: цименты и круглые пилы, ножовочные волочные машинные и ручные для обработки древе- сины	P9, P6M5 P9ХФ, У10А, У8ГЛ
Станочка, долота, шарошки для обработки дре- весиной	У1ХФ, 6ХС
Напильники: для мягких металлов для твердых металлов	У1Х X, У13А P6M5, P8M3, P9

X - быстрорежущая сталь с повышенным содержанием углерода (0,8-1,12 %). Применяют при резании металлов с твердостью до 250-280 НВ.

аустенит до -80°C . При обработке холодом более половины остаточного аустенита претерпевает превращение в мартенсит. При обработке холодом следует один или два отпуска при обычной или пониженной температуре. Твердость стали после закалки составляет 62—65 HRC, а после отпуска — 63—65 HRC.

Важными свойствами и твердостью инструмента, не подвергающегося переточке по всем граням (сверла, развертки, метчики, фрезы), можно повысить низкотемпературным азотированием при 560°C . Продолжительность процесса 10—30 мин. Твердость после 1000—1100 HV и толщина его 0,03—0,05 мм.

Выбор стали для режущего инструмента. В табл. 28 указаны рекомендуемые стали для металлорежущего инструмента. Непопулярные стали применяют редко. Подавляющее число инструментальной изготавливают из быстрорежущей стали.

Все шире применяют быстрорежущие стали, полученные методом порошковой металлургии. В этих сталях карбидная фаза очень мелкая, что способствует более полному растворению карбидов в аустените и повышению теплостойкости. Основные порошковые стали, предложенные для замены сталей P18 и P6M5 — M6M3-МП, M6F1-МП, M6F3-МП мало содержат дефицитного ванадия. Несмотря на высокое содержание ванадия, стали хорошо шлифуются. Применяются и другие порошковые стали, например 10P6M5-МП, P6M5K5-МП и P12M3K8 (ТУ 14-1 2998—80). Стойкость режущего инструмента из порошковых сталей по сравнению со стойкостью инструмента из аналогичных сталей обычного производства в 1,2—2 раза выше.

2. СТАЛИ ДЛЯ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Стали для измерительного инструмента (плиты, калибры, шаблоны) должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, сохранять постоянство размеров и хорошо шлифоваться. Обычно применяют высокоуглеродистые хромистые стали X (0,95—1,1 % С и 1,3—1,65 % Cr) и 12X1 (1,15—1,25 % С, 1,3—1,65 % Cr). Измерительный инструмент подвергают закалке в масле с возможно более низкой температурой (обычно от 850—870 $^{\circ}\text{C}$) с целью получения минимального количества остаточного аустенита. В закаленной высокоуглеродистой стали при нормальной температуре в течение длительного времени самопроизвольно протекает процесс частичного распада мартенсита и превращения некоторого количества остаточного аустенита в мартенсит. Эти процессы вызывают изменение объема и линейных размеров изделия, недопустимое для измерительных инструментов высоких классов точности. Поэтому измерительные инструменты подвергают обработке холодом при -70°C непосредственно после закалки и отпуску при 120—140 $^{\circ}\text{C}$ 20—50 ч. Нередко обработку холодом повторяют многократно. Твердость после указанной обработки составляет 63—64 HRC.

Измерительные скобы, шкалы, линейки и другие плоские длинные инструменты изготавливают из листовых сталей 15, 18. Для получения рабочей поверхности с высокой твердостью и износостойкостью инструменты подвергают цементации и закалке.

3 СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Штампы для холодного деформирования работают в условиях высоких переменных нагрузок, выходят из строя вследствие хрупкого разрушения, микротрещиновой усталости и изменения формы и размеров за счет сдвига (пластической деформации) и износа. Поэтому стали, используемые для изготовления штампов, эластично деформирующихся металлов при нормальных температурах, должны обладать высокой твердостью, износостойкостью и прочностью, сочетающейся с достаточной вязкостью. В процессе деформирования с большей скоростью штампы разогреваются до 200—300 °С, поэтому стали этого класса должны быть и теплоустойчивыми. Для крупных штампов необходимо учесть высокую прокаливаемость и небольшие объемные искажения при закалке. Если в процессе термической обработки происходит искажение сложной конфигурации штампа, то необходимо проводить доводку штампа до требуемых размеров, что не всегда осуществимо. Наиболее часто применяют стали, легированные термически обработкой которых приведен в табл. 29. Высокопрочные стали X12Ф1 и X12М относятся к легирующему классу и содержат 16—17 % карбидов (Cr, Fe), C₂. 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. Они обладают высокой устойчивостью при охлаждении аустенита, а следовательно, хорошей прокаливаемостью. Сталь X12Ф1 прокаливается до 150—180 мм, а сталь X12М — по 200 мм при охлаждении в масле. Недостаток высокопрочных сталей заключается в трудности обработки резанием в отожженном состоянии (207—269 НВ) и снижении механических свойств в случае резкого выжженной карбидной неоднородности (крупные скопления карбидов, карбидная сетка, карбидная колодечность). Меньшей карбидной неоднородностью обладает сталь X6ВФ, которую используют для инструментов с высокой механической прочностью и сопротивлением износу (накатные планки, накатники для холодного накатывания зубчатых колес и т. д.). Прокаливаемость стали X6ВФ меньше и не превышает 70—80 мм.

Сталь 7Х12ВМ (см. табл. 29) считается высокой прокаливаемостью и закаляемостью с минимальными объемными искажениями при закалке. Она получает твердость 59—60 HRC в сечении до 100—110 мм при охлаждении в масле, горячих средах и в воздухе. Сталь обладает повышенной ударной вязкостью

Химический состав (по аттестованной лаборатории), геометрические параметры и конструктивные размеры для стержней из алюминия марки АМЦ (ГОСТ 9000-74)

Сорт	Средние значения параметров, %					Длина стержня, мм	Конструктивные размеры, мм		Температура, °С	Область применения
	С	Si	Mg	V	Длина стержня, мм		диаметр (в мм)	толщина		
X1200 X1204	1,25—1,45 1,45—1,85	1,1—1,2 1,1—1,2	0,7—0,9 0,5—0,3		— 0,8—0,6	— 0,5	100—150 100—150	100—200 100—200	00—60 00—60	Для стержней малой и средней длины в конструкциях для коррозийных сред в морской, речной и пресной воде, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие.
X2000	1,05—1,15	5,5—6,5	0,6—0,8		1—1,6	—	100—1000	50—170	02—63	Для стержней малой и средней длины в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие, в конструкциях для стержней, работающих на растяжение и сжатие.

Сталь	Содержание элементов, %				Температура, °С		Объем применения
	C	O	V	Другие элементы	нагрев (в атмос.)	охлаждение	
78Т20Н	0,05—0,20	1,5—1,8	0,1—0,2	0,03—0,04; 0,04—0,05; 0,05—0,06; 0,06—0,08	600—650	100—150	Для нагрева и охлаждения в атмосфере при прокатке в горячем состоянии. Для изготовления деталей, работающих в горячем состоянии.
8Х6В3МФС	0,5—0,8	0,5—0,8	0,5—0,8	0,03—0,04; 0,04—0,05; 0,05—0,06; 0,06—0,08	100—150	100—150	Для изготовления деталей, работающих в горячем состоянии.

Для изготовления деталей, работающих в горячем состоянии, в горячем состоянии. Для изготовления деталей, работающих в горячем состоянии.

В тех случаях, когда требуется сталь с повышенным сопротивлением пластической деформации, применяют сталь 6Х6В3МФС (см. табл. 29). Сталь повышенной вязкости с высоких температур имеет наиболее более высокое растворимых карбидов железа $M_{23}C_6$ и M_7C_3 . Сталь чувствительна к росту зерна аустенита. Отпуск производится при 500—550 °С. После отпуска в структуре нет остаточного аустенита, что обеспечивает более высокие сопротивления деформации при хорошей вязкости. Сталь обладает высокой износостойкостью, особенно при работе с ударными нагрузками, и не склонна к карбидной неоднородности. Для вытяжных штампов небольшого размера (диаметр стержня до 25 мм) применяют стали У10 У11 и У12, а для штампов большого размера — А, Л, СГ, обладающие лучшей прокаливаемостью.

Во многих случаях для изготовления штампов для холодного деформирования применяют быстрорежущие стали.

4. СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Штампы для горячего деформирования работают в жестких условиях нагружения и выходят из строя (разрушаются) вследствие пластической деформации (скольжения), крупного разрыва зерна, образования окалины разгара (трещин) и износа рабочей поверхности. Поэтому стали, применяемые для штампов, деформирующихся металлов в горячем состоянии, должны иметь высокие механические свойства (прочность и вязкость) при высоких температурах и обладать износостойкостью, окислительной устойчивостью, т. е. способностью выдерживать многократный нагрев и охлаждение без образования разгара трещин. Кроме того, стали должны иметь высокую износостойкость и теплопроводность для лучшего отвода тепла, передаваемого обрабатываемой заготовкой.

Многие штампы имеют большие размеры, поэтому сталь для их изготовления должна обладать высокой прокаливаемостью. Это обуславливает высокие механические свойства по всему сечению штампа. Важно, чтобы сталь не была склонна к обратной отпускной крупности, так как быстрое охлаждение крупных штампов ее устранить нельзя.

Состав и термическая обработка наиболее часто применяемых инструментальных сталей приведены в табл. 30. Крупные ковочные штампы, а также инструмент ковочных молотов и прессов, изготавливается при $t < 300$; 550 °С под умеренных нагрузках, изготавливают из высокопрочных сталей 5ХНМ и 5ХГМ (вместо них можно использовать 1,2—1,6 % Mn), обладающих повышенной вязкостью (см. табл. 30, упрочняемых в результате жарчековой обработки).

Присутствие в стали 5ХНМ молибдена повышает теплоустойчивость, прокаливаемость и уменьшает склонность к обратной

Характеристика состава смеси при различных температурах, термическая обработка и выделение влаги при испарении

Смесь	Составная смесь, %				Температура, °C		Температура кипения, °C	Объем выделенной влаги
	В	С	В	Другие вещества	нагрев (в секунды)	остывания		
БХНХ	0,5—0,6	0,6—0,8	—	1,4—1,5 Мг; 1,5—0,3 Мг	430—450	500—550	45—50	Для смеси типа БХНХ характерны следующие свойства: высокая вязкость и высокая температура кипения (до 510—500 °C), высокая температура кипения (до 510—500 °C), высокая температура кипения (до 510—500 °C). То же.
БХНХ 4Х3В4Ф	0,0—0,6 0,4—0,44	0,0—0,6 0,3—0,5	0,4—0,7 0,5—1,0	1,4—0,7 Мг; 0,6—0,9 Мг; 0,4—0,6 Мг	440—460 1000	500—550 570	47—51	
БХСНХ	0,27—0,45	4,5—5,5	1,6—1,8	0,8—0,2 Мг; 0,6—0,3 Мг; 0,8—1,2 Мг; 0,8—1,2 Мг; 1,3—1,2 Мг	600—1000	600—650	57—61	Для смеси типа БХСНХ характерны следующие свойства: высокая вязкость и высокая температура кипения (до 510—500 °C), высокая температура кипения (до 510—500 °C), высокая температура кипения (до 510—500 °C). То же.
БХСМНХ	0,37—0,4	1,5—3,5	—	—	1000	600—650	50	

Свойства	Содержание элементов, %				Длина заготовки	Температура, °С		Твердость, HRC	Замечания
	C	Si	Mn	W		Масштаб (в мм)	Отпуск		
						1100	600		
4X15WФ	0,3—0,4	0,2—0,27	0,5—0,8	0,3—0,5 V		1100	600	45	Для инструментов герметично прокаливают методом охлаждения в масле или в масле при температуре 1100 °С. Для закалки используют масло.
4X15W2Ф	0,3—0,4	0,2—0,27	0,5—0,8	0,4—0,9 V 0,6—0,9 Mn		1070	600—610 620—640	45	Для инструментов закалку проводят в масле при температуре 1100 °С. Для закалки используют масло.

отпускной хрупкости. Сталь 5ХНМ обладает высокой устойчивостью перед охлажденным аустенитом, прокаливается по всему объему в блоках размером 400 × 300 × 300 мм и более. Штампы закалывают в масле. Отпуск крупных штампов проводят при 550—580 °С (35—38 HRC), а мелких при 500—540 °С (40—45 HRC). Структура стали после отпуска — троостосорбит. Механические свойства стали 5ХНМ при температуре 500 °С: $\sigma_b = 900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 650$ МПа, $\delta = 20-22\%$ и $\psi = 70\%$.

Сталь умеренной теплоустойчивости 4ХЗВМФ (см. табл. 30) в основном карбидом M_6C_4 вследствие низкого содержания Mo и W сохраняет высокие механические свойства ($\sigma_b = 900+1000$ МПа, и 45 HRC) только при нагреве до 500—525 °С. Сталь применяют вместо стали 5ХНМ (5ХГМ) для изготовления штампов небольших размеров.

Средне нагруженный инструмент, работающий с нагревом поверхности до 600 °С, а также инструмент с большой поверхностью работающий при температуре 400—500 °С, изготавливают из сталей 4Х5В2ФС и 4Х5МФ1С. Эти стали упрочняются за счет мартенситного превращения и дисперсионного упрочнения при отпуске за счет выделения специальных карбидов.

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 ВК кобальта и мельче карбидные частицы, тем выше износостойкость, но ниже прочность и сопротивление ударам. Сплавы ВК3, и особенно ВК3-М, обладающие наиболее высокой износостойкостью (твердость 89,5—90 HRC, $\sigma_{\text{изг}} = 1100$ МПа), допускают высокую скорость резания при обработке чугуна, цветных металлов и неметаллических материалов.

Сплавы ВК4, ВК6, ВК6-М с твердостью 88—90 HRC и $\sigma_{\text{изг}} = 1400—1350$ МПа рекомендуются для чернового точения, фрезерования, рассверливания, зенкерования при обработке чугуна, жаропрочных сплавов, цветных металлов и неметаллических материалов. Сплавы ВК8 и ВК10 обладают меньшей износостойкостью, но более высокой эксплуатационной прочностью ($\sigma_{\text{изг}} = 1600—1650$ МПа).

Сплавы ВК8 применяют для чернового точения и других видов черновой обработки (резания чугуна, жаропрочных сплавов и цветных металлов), а также для водочення и калибровки труб, стержней и проволоки. Сплавы ВК10, ВК15 предназначены для изготовления быстровращивающихся деталей. Эти сплавы характеризуются высокой эксплуатационной прочностью, но сравнительно низкой износостойкостью.

Повысшей для титановольфрамовых сплавов износостойкостью и допустимой скоростью резания при пониженной эксплуатационной прочности ($\sigma_{\text{изг}} = 950$ МПа) обладает сплав Т30К4. У сплавов Т15К6, Т5К10 эксплуатационная прочность выше, а износостойкость и допустимая скорость резания ниже. Титановольфрамовые сплавы применяют для чистового (Т30К4) и чернового (Т15К6, Т5К10) точения, фрезерования и строгания стали. Твердость сплавов 92—87 HRA.

Сплав ТТ10К8-Б при умеренной износостойкости обладает высоким сопротивлением удару и хорошей эксплуатационной прочностью ($\sigma_{\text{изг}} = 1300$ МПа). Титанотитановольфрамовые сплавы применяют при черновой и чистовой обработке труднообрабатываемых материалов, в том числе жаропрочных сплавов и сталей (87—90 HRC).

Разработаны твердые сплавы, не содержащие дефицитного вольфрама. Безвольфрамовые твердые сплавы выпускают на основе TiC + Ni + Mo (сплав ТН-20¹) и на основе карбонитрида титана Ti(NC) + Ni + Mo (КНТ-16). Никель и молибден обра-

¹ Цифра указывает суммарное содержание Ni и Mo.

зуют связывающую матрицу, применяются при полувальцовом и чистовом точении и фрезеровании сталей и цветных металлов. Режущие части инструментов из твердых сплавов чаще изготовляют в виде многогранных непостоячиваемых пластин (МНП), которые крепят к борлуку или державке механическим методом. Выпускаются также пластины, которые можно припаявать к державке инструмента. На рабочей поверхности МНП сплавов НК6 ТТ7К12, ТТ10К8-Б нередко наносят тонкие износостойкие карбидные (TiC) и нитридные (TiN) покрытия, повышающие срок службы инструмента в 3—4 раза.

Наибольший эффект покрытие дает при точении стали и чугуна твердостью 230—240 НВ. При тяжелых условиях обработки эффективность пластины с износостойкими покрытиями снижается. Для чистовой обработки труднообрабатываемых материалов и закаленной стали (>55 HRC) применяют режущий инструмент, изготовленный пластинами из синтетических поликристаллических сверхтвердых материалов на основе нитрида бора — композитов. В исходный материал бора вводят различные легирующие добавки и наполнители и получают прочно связанные мельчайшие кристаллиты (поликристаллы). К группе сверхтвердых материалов относятся композит 01 (альбор-Р), композит 02 (белбор), композит 10 (гексанит-Р), а также поликристаллический нитрид бора.

Нитрид бора обладает очень высокой твердостью и теплоустойчивостью. Скорость резания при обработке закаленной стали 70—150 м/мин. Применение нитрида бора позволяет повысить производительность труда при точении и фрезеровании с получением высокого качества поверхности.

Вопросы для самопроверки

1. Какие достоинства и недостатки углеродистых сталей для режущего инструмента?
2. Какие преимущества легированных сталей для режущего инструмента перед углеродистыми сталями?
3. Какие Вы знаете быстрорежущие стали?
4. Почему быстрорежущие стали для закалки выдерживают до высокой температуры, а после закалки дают многократный отпуск?
5. Какие требования предъявляются к стали для штампов деформирующей и холодной вытеснения? Какая сталь наиболее часто применяется?
6. Укажите стали для штампов горячего деформирования (колотоныи штампов, пресс-форм, прессового инструмента).
7. Выберите сталь для сверла при обработке металлов с твердостью 200—280 НВ фрезой для резания с высокой скоростью и алмаза для каратинки твердых металлов.
8. Какие Вы знаете твердые сплавы? Где их рекомендуются применять?
9. Какие Вы знаете бивольфрамовые твердые сплавы?
10. Какие Вы знаете поликристаллические сверхтвердые материалы на основе нитрида бора — композиты?

ГЛАВА XVII. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

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: магнитно-твердые, магнитно-мягкие и парамагнитные.

Магнитно-твердые стали и сплавы. Эти стали и сплавы применяют для изготовления постоянных магнитов. Магнитная энергия постоянного магнита тем выше, чем больше остаточная магнитная индукция B_r и coercитивная сила H_c . Магнитная энергия пропорциональна произведению $B_r H_c$ или точнее произведению $\frac{1}{2} B_r H_c$. Поскольку B_r ограничена магнитным насыщением ферромагнетика (железа), увеличение магнитной энергии достигается повышением coercитивной силы H_c .

Для получения высокой coercитивной силы стали должны иметь неравновесную структуру, обычно — мартенсит с высокой плотностью дефектов строения.

Для постоянных магнитов применяют высокоуглеродистые стали с 1% С, легированные хромом (3%) ЕХ5К5, а также одновременно хромом и кобальтом, ЕХ5К5, ЕХ9К16М2 (ГОСТ 6862—71). Легирующие элементы повышают, главным образом, coercитивную и магнитную энергию, а также улучшают температурную и механическую стабильность постоянного магнита. Хромистые и кобальтовые стали сравнительно легко обрабатываются давлением и резанием, но обладают относительно малой магнитной энергией. Coercитивная сила легированных сталей составляет 4,8—12 кА/м в остаточной индукции 0,8—1,0 Тл. Наиболее высокие магнитные свойства имеют стали 1;5К5 и ЕХ9К16М2 после нормализации, высокого отпуска, закалки и низкого отпуска (при 100°С).

В промышленности наиболее широко применяют сплавы титна аликто (табл. 31). Сплавы тверды, хрупки и не поддаются деформации, поэтому магниты из них изготовляют литьем. После литья проводят только шлифование.

Высокие магнитные свойства сплавы получают после нагрева до 1250—1280°С и последующего охлаждения (закалки) с определенной (критической) для каждого сплава скоростью охлаж-

Таблица 31

Химический состав (в ат. процентах) легированных сталей и сплавов
и их свойства (по ГОСТ 17808-72)

Сплав	Содержание элементов, %					Механические свойства		
	Н	Al	Co	С	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,01}$	δ_5
ЮНДК1Б	18-19	8,5-9,5	14-15	1-1	0,7-0,8 Ti	6	48	2,7
ЮН14ДК2БА	13,5-14,5	8-8,5	24-26	1,5	$\geq 0,03$ Ti	28	52	2,4
ЮНДК31ТЗБА	12-12,5	0,8-0,9	30,5-31,5	3,0-3,5	3-3,5 Ti; 0,8-1,1 Nb	82	121	1,13
ЮНДК40ТВАЛ	14-14,5	7,2-7,7	39-40,6	3-4	0,1-0,2 Si; 0,8-1,1 Nb	34	145	1,6
ЮНДК35ТБА	14-14,5	6,5-7,2	34,5-36,5	3,5-3,7	0,05-0,1 Si; 0,1-0,2 Ti	36	110	1,62
ЮНДК35ТБАА	14-14,5	7-7,5	34-35	2,5-3,0	0,05-0,1 Si; 0,1-0,2 Ti	40	115	1,66

1 Буква «А» или буква «Б» означают, что сталь имеет специфическую структуру, а буквы «В» — конформационную структуру.

дення; после охлаждения отпуска отпуска при 500-500 °C. При охлаждении от температуры закалки выделится ферритная фаза, а распаднется на две фазы α_1 и α_2 , которые имеют одинаковую кристаллическую ОЦК решетку с различным разлукнением в периоддах. Фаза α_1 — твердый раствор на базе железа, ферромагнитная α_2 — парамагнитная фаза на базе сплава NiAl. После ультразвуковой термической обработки α_2 -фаза распределена в виде тонких (нм) однодоменных пленочек в α_1 -фазе. Отпуск усиливает обособление фаз, что увеличивает коэрцитивную силу. Большие внутренние напряжения, возникающие в процессе α -распада высокотемпературной фазы, концентрируются в области образующейся фазы, а также неоднородность магнитных свойств определяют высокие коэрцитивные состояния сплавов. Для дальнейшего повышения магнитной энергии достигается магнитным в сплавах магнитной и кристаллографической текстурой.

Для создания магнитной текстуры сплавы после легирования термически обрабатывают нагревом до 1200 °C и охлаждением со скоростью 0,3-5 °C/с (в зависимости от состава сплава) в магнитном поле. Предложенная схема выращивания текстуры является для магнита большой конфигурации. Затем магнит отпускают при 625 °C. При обработке в магнитном поле α -фаза высе-

получается в виде чешуи, ориентированных вдоль поля параллельно направлению $[100]$.

После такой обработки магнитные свойства сплавов становятся анизотропными, их магнитные характеристики (H_c , M_{10} , B_{10} , H_{10}) сильно возрастают в направлении приложенного магнитного поля (магнитная текстура). Термодинамической обработкой деформируют сплавы, содержащие свыше 18 % Со. Кристаллическая текстура образуется в случае направленной кристаллизации сплава магнита, при этом возникают столбчатые кристаллы, расположенные в направлении $[100]$. Это сильно повышает магнитные свойства, поскольку они зависят от кристаллографической ориентации ферромагнитных фаз.

Для изготовления магнитов привели от + порошковые сплавы — 4—11 ММК7 ($H_c = 118$ кА/м, $B_r = 0,7$ Тл), ММК7 ($H_c = 44$ кА/м, $B_r = 0,95$ Тл), ММК11 ($H_c = 118$ кА/м, $B_r = 0,7$ Тл). Эти сплавы проходят такую же термическую обработку, как и листы сплавов. Сплавы из Fe-Ni-Co и Fe-Ni-Co-V . Некоторые примеры в виде деформируемых сплавов: ММКФЛ 20ХФ5 и МКО13 (51—53% Со, Н—13% V, остальное — Fe), изотермически в виде порошка диаметром 0,5—3,0 мм, пресс в диск толщиной 0,2—1,2 мм. После прессования и холодной деформации сплавы подвергают отпуску при 600—620 °С. Магнитные свойства после такой обработки: 58—63 НРС, $H_c \sim 28$ кА/м и $B_r \sim 1,15$ Тл. В 14 деформируемых порошковых сплавах (Сплавы Fe-Ni—Co, Fe-Ni-Co-V) состав: 2,4—9,2% Ni, 3,7—4,2% Nb и 20—22% Al (остальное Fe), в виде порошковых дисков толщиной для изготовления высокочастотных магнитов. В виде порошковых дисков толщиной 0,5—1,0 мм. Сплавы Fe-Ni-Co-V, деформируемые при прокатке. Свойства сплавов типа К23Х31С1 после термической обработки: $H_c = 52,8$ кА/м и $B_r = 1,15$ Тл.

Магнито-мягкие стали (электротехническая сталь). Магнито-мягкие стали применяются для изготовления магнитопроводов различного и переменного тока. Они предназначены для изготовления ядер и полюсов мощных постоянного тока, роторов и статоров авиационных генераторов, для магнитных цепей крупных электрических машин, силовых трансформаторов, аппаратов, дросселей и т. д.

Общие требования, предъявляемые к магнито-мягким материалам: — высокая магнитная проницаемость, малые потери в стали и для деталей магнитопровода, работающей в переменном магнитном поле, — малые потери при перемагничивании и потери на вихревые токи.

Для получения минимальной коэрцитивной силы и высокой магнитной проницаемости ферромагнитный материал должен быть чистым от примесей и включений, иметь пластичную структуру (чистый металл или тонкой растности). Магнитная проницаемость возрастает, если зерно феррита крупнее. Даже слабый наклеп снижает магнитную проницаемость и повышает H_c . Поэтому материал должен быть полностью рекристаллизован для устранения внутренних напряжений, вызываемых наклепом.

* ММК — металл-магнетитовый, алфиз — алфизитовый оксид.

В качестве магнитно-мягкого материала широко применяют высокоуглеродистые железокремнистые сплавы (0,05—0,005 % С; 0,8—4,8 Si). Кремний, образуя с α -железом твердый раствор, увеличивает электрическое сопротивление и, следовательно, уменьшает потери на вихревые токи; Кроме того, кремний повышает магнитную проницаемость, немного снижает коэрцитивную силу и потери на гистерезис вследствие вызываемого им роста зерна графитизирующего действия и лучшего раскисления сталей. Однако кремний понижает индукцию в сильных магнитных полях и повышает хрупкость особенно при его содержании 3—4 %. Холоднокатаные кремнистые стали подвергают в отожженном состоянии с термостойким покрытием

Электротехническую сталь изготавливают в виде рулонов, листов и резаной ленты.

Листовую электротехническую сталь чаще подвергают обжигу в углероджизняющем (черновом) отжиге при 720—800 °С (выдержка 25 ч), рекристаллизационному отжигу после прокатки и окончательному отжигу в вакууме или в атмосфере сухого водорода при 1100—1200 °С в течение 25—30 ч. После проведения высокотемпературного отжига в рулонах прокатывают до конца пильный отжиг в атмосфере, состоящей из 4 % H_2 и 96 % N_2 , для снятия напряжений и рулонной хрупкости.

Электротехническую сталь маркируют по ГОСТ 21427—75. Первая цифра определяет структуру и вид прокатки: горячекатаная изотропная (1), холоднокатаная изотропная (2) и холоднокатаная анизотропная с ребровой текстурой в направлении 1100° (3). Вторая цифра указывает содержание в стали кремния: 0 — до 0,4 %; 1 — 0,4—0,8 %; 2 — 0,8—1,8 %; 3 — 1,8—2,8 %; 4 — 2,8—3,8 %; 5 — 3,8—4,8 %. Третья цифра определяет потери на гистерезис и тепловые потери. Четвертая цифра — код числового значения нормируемого параметра. Чем цифра больше, тем меньше удельные потери $P_{уд}$.

Горячекатаная изотропная сталь марок 1212, 1311, 1412, 1511, 1512 имеет высокие удельные потери. С увеличением в стали кремния потери на вихревые токи и перемагничивание уменьшаются. Удельные потери при магнитной индукции 1,5 Тл и частоте тока 50 Гц ($P_{уд}$) для листов толщиной 0,5 мм для сталей 1212 составляют 7,2 Вт/кг, для стали 1512 эти потери не превышают 2,7 Вт/кг.

Холоднокатаная изотропная сталь марок 2011, 2111, 2112, 2211, 2312, 2311, 2412, 2411 и 2412. Удельные потери у этих сталей ниже, чем у горячекатаных. В зависимости от содержания кремния удельные потери ($P_{уд}$) для листовых лент 0,5 мм достигают в среднем 3,8 (сталь 2011) — 1,3 (сталь 2412) Вт/кг.

Чем толще лист, тем меньше удельные потери. Магнитная индукция при направлении магнитного поля 3500 А/м составляет для высококремнистых сталей 1,5 Тл и для сталей с 4 % Si — 1 Тл.

Холоднокатаная анизотропная (структурообразная) листовая сталь марок 2,8—3,6 % Si (марки 3412, 3413, 3414, 3415, 3416, 3404, 3405 и 3406) эта сталь относится к ферритному классу сталей, ее использование не ограничено.

¹ Удельные потери при $B = 1,5$ Тл и $f = 50$.

Магнитные свойства трансформаторной стали зависят от ее легирования. Магнитная проницаемость $\mu_{\text{маг}}$ вдоль направления $[111]$ в 30 раз меньше, чем в направлении $[100]$. Температурную зависимость стали характеризует с ребром температур, когда ребро куба $[100]$, т. е. направление легкого намагничивания параллельно направлению проката, а плоскость (100) параллельна плоскости проката.

В температурной характеристике стали на протяжении с температурой $1,25-1,5 \text{ Тл}$ потери на перемагничивание зависят в соответствии с тем же законом от температуры.

При толщине листа $0,5 \text{ мм}$ потери $P_{1,6/50}$ составляют $2,45 \text{ Вт/кг}$ (сталь 3413) и $1,5 \text{ Вт/кг}$ (сталь 3414), снижаясь до $0,99-0,97 \text{ Вт/кг}$ (сталь 3413, 3416) при толщине листа $0,25 \text{ мм}$ — листы, предназначенные для работы в самых тяжелых условиях, при высокой частоте переменного тока должны быть толщиной $0,1-0,25 \text{ мм}$, так как при этом меньше сказывается проницаемость и ее температура возрастает удельные потери с увеличением частоты тока.

Уменьшение удельных потерь трансформаторной стали с малым содержанием арсеника (2014, 2111) составляет $0,14-0,17 \text{ мВт/м}^2$ и находится до $0,4-0,5 \text{ мВт/м}^2$ для высокоарсеничных сталей (2311, 2411).

Для получения большой магнитной индукции в стали слабым магнитным полем арсеничные сплавы Fe-Ni, получаются излучением нейтронов. Сплав Fe-Ni арсеничен на две группы: высокоарсеничные ($45-50\% \text{ Ni}$) и высокоарсеничные ($50-63\% \text{ Ni}$). Низкоарсеничные сплавы (4НН, 50Н, 60НХС) имеют индукцию $1,0-1,5 \text{ Тл}$ и магнитную проницаемость $\mu_{\text{маг}} = 4 \text{ мТл/м}$ и $\mu_{\text{маг}} = 28 \text{ мТл/м}$ и индукцию $1,0-1,5 \text{ Тл}$. Высокоарсеничные сплавы (6ННМ, 6ННММ) имеют индукцию $1,0-1,5 \text{ Тл}$ и магнитную проницаемость $\mu_{\text{маг}} = 25-30 \text{ мТл/м}$ и $\mu_{\text{маг}} = 150-200 \text{ мТл/м}$ при напряжении $1,0-1,5 \text{ Тл}$. Периллоны часто легируют Mo и Cr, которые уменьшают чувствительность к пластической деформации, снижают удельные электрические сопротивления и стабилизируют свойства. Периллоны получают из качественных сортов железа и железа легированного периллоном. Технология изготовления в виде листов и листов магнитостружки. Технологическая обработка сводится к отжигу при $1100-1200^\circ\text{C}$ в вакууме (периллоны) и последующему охлаждению со скоростью 100°C/ч до 400°C и дальнейшим быстрым охлаждением со скоростью 400°C/ч при котором не происходит упорядочения структуры раствора. Такая обработка, кроме того, позволяет получить крупное зерно и уменьшить содержание в сплавах примесей. Применяют периллоны в радиотехнике и телефонии.

Парамагнитные стали. В электротехнике, приборостроении, судостроении и специальных областях техники требуются парамагнитные (парамагнитные) стали. Для этой цели используют парамагнитные неустойчивые стали 17Х18М9, 12Х18Н10Т, 50Г9НХ3, 50Г16Х4, 40Г14Н9Ф2, 40Х14Н9Х3ОФ2 и др.

Недостатком этих сталей является низкий предел текучести ($150-350 \text{ МПа}$), что затрудняет их использование для высоконагруженных деталей машин. Прочность может быть повышена за счет деформационного и дисперсионного упрочнения. Возможные износостойкости деталей, работающих в узлах трения, достигаются азотированием (стали 40Г14Н9Ф2, 40Х14Н9Х3ОФ2 и др.).

2. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА (АМОРФНЫЕ СПЛАВЫ)

Металлические стекла, или аморфные сплавы, получают путем охлаждения расплава со скоростью, превышающей скорость кристаллизации ($10^3-10^6^\circ\text{C/с}$). В этом случае зарождение и рост



Рис. 177. Схемы получения аморфных сплавов с помощью быстрой охлаждения из расплава:
 1 — расплава на дне; 2 — расплава; 3 — расплава; 4 — расплава; 5 — расплава; 6 — расплава.

кристаллической фазы становится невозможными и в таил после затвердевания имеет аморфную структуру. Высокие скорости охлаждения

ния могут быть достигнуты различными методами, однако наиболее часто используется закалка из расплава на поверхности быстро вращающегося диска (рис. 177). Этот метод позволяет получить ленту, проволоку, гранулы, порошки.

Получение аморфной структуры в принципе возможно для всех металлов. Наиболее легко аморфное состояние достигается в сплавах Al, Pb, Sn, Cu и др. Для получения металлических стекол на базе Ni, Co, Fe, Mn, Cr к ним добавляют металлы с более высокими температурами плавления (аморфные полуметаллические элементы C, P, Si, B, As, Sb и др. (аморфные разбуждающие элементы). Аморфные сплавы чаще отвечают формуле $M_{100}X_{20}$, где M — один или несколько металлов или других аморфобразующих элементов ($Fe_{80}P_{10}C$, $Ni_{80}P_{10}$, $Ni_{80}S_{20}$).

Аморфное состояние металлов метастабильно. При нагреве, когда подвижность атомов возрастает, протекает процесс кристаллизации, что постепенно приводит металл (сплав) через ряд метастабильных в стабильное кристаллическое состояние. Механические, магнитные, электрические и другие структурно-чувствительные свойства аморфных сплавов значительно отличаются от свойств кристаллических сплавов. Характерной особенностью аморфных сплавов является выходящий предел упругости и предел текучести при почти полном отсутствии деформационного упрочнения.

Так, например, аморфный сплав $Fe_{80}V_{20}$ имеет $\sigma_s = 2600$ МПа, а $Fe_{80}Cr_{20}Mo_2V_{10}$ — $\sigma_s = 4500$ МПа. Высокими механическими свойствами ($\sigma_s > 4500$ МПа) обладают аморфные сплавы на основе кобальта.

Аморфные сплавы нередко хрупки при растяжении, но сравнительно пластичны при изгибе и сжатии. Могут подвергаться холодной прокатке. Установлена линейная связь между прочностью и твердостью (HV = 3,2 σ_s) для сплавов на основе железа и кобальта. Прочность аморфных сплавов близка к теоретической $E/3$, т. е. 50. Это объясняется, с одной стороны, высоким

1 В аморфных твердых телах, как и в жидкостях (расплавах), сохраняются ближний порядок в расположении атомов.

начевати α , а с другой — более низкими значениями модуля упругости E (на 30—50 %) по сравнению с кристаллическими сплавами.

Аморфные сплавы на основе железа и содержащие не менее 5—5 % Cu обладают высокой коррозионной стойкостью. Хорошую коррозионную стойкость имеют и аморфные сплавы на основе никеля. Аморфные сплавы Fe-Co, Ni с добавками 15—25 % диффузионноактивных элементов B, C, Si, P используют как антифрикционные материалы.

Магнитно-мягкие аморфные сплавы делят на три основные группы:

1) аморфные сплавы на основе железа (например, $\text{Fe}_{80}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}\text{Cu}_5$) с высокими значениями магнитной индукции (0,60—1,61 Тл) и низкой коэрцитивной силой (0,2—0,5 мА/см).

2) железоникелевые сплавы (например, $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}\text{P}_5\text{B}_5$) со средними значениями магнитной индукции (0,75—0,8 Тл) и более высоким значением коэрцитивной силы, чем у железных сплавов (6—7 мА/см).

3) аморфные сплавы на основе кобальта (например, $\text{Co}_70\text{Fe}_{10}\text{Mo}_{10}\text{Si}_{10}\text{B}_{10}$), имеющие сравнительно небольшую индукцию насыщения (0,35 Тл), но высокие механические свойства (800—1000 НВ), высокую коэрцитивную силу ($H_c = 2-4$ мА/см) и высокое значение магнитной проницаемости. Вследствие очень высокого удельного электрического сопротивления аморфные сплавы характеризуются низкими потерями на вихревые токи — это их главное достоинство.

Магнитно-мягкие аморфные сплавы применяют в электротехнической и электронной промышленности (магнитопроводы трансформаторов, сердечников, усилителей, дросселей, фильтров и т. д.). Сплавы с высоким содержанием кобальта идут для изготовления магнитных экранов и магнитных головок, где важно иметь материал с высоким сопротивлением износу.

Область применения металлических стекол пока еще ограничена тем, что быстрым охлаждением (закалкой) из жидкого состояния их удается получить только в виде тонких лент (до 0,1 мм) шириной до 200 мм и более или проволокой диаметром 0,5—20 мм. Однако имеются широкие перспективы развития материалов этой группы.

3 СТАЛИ И СПЛАВЫ С ВЫСОКИМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ДЛЯ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Высокие электротехнические характеристики сплавов могут быть достигнуты в том случае, если их структура — твердый раствор. Сплавы получают Курне или при образовании твердых растворов микроскопическими диффузионными процессами. Для их структуры возможно деформировать сплавы с большой скоростью, получать тонкие ленты и проволоку, обладающие высокой прочностью и пластичностью. Курне высокоэлектротехнический сплав в тонком

форма в виде ленты NiTi может повторяться в течение многих тысяч циклов. Нитинол обладает высокой прочностью ($\sigma_b = 770-1100$ МПа, $\sigma_{0.2} = 200-300$ МПа), пластичностью ($\delta = 10-15\%$), коррозионной и химической стойкостью в деаэрирующей среде (хорошо выдерживает шум и вибрацию). Его применяют как материал высокодеформируемых деталей во многих ответственных конструкциях. Имеются данные что из нитинола изготавливают антенны спутников Земли. Антенна сворачивается в маленький бунт, а после запуска в космос восстанавливает свою первоначальную форму при нагреве до температур выше 100°C . Нитинол широко используется в автоматических прерывателях тока, запятыющих устройствах, для изготовления деталей машин и вычислительной техники, в температурно-чувствительных датчиках.

Вопросы для самопроверки

1. Какие тугоплавкие металлы и сплавы являются наиболее ценными? Какие стали и сплавы применяют для изготовления деталей летательных аппаратов?
2. Какие Ni сплавы являются наиболее перспективными? Где применяют нитинол?
3. Какие стали применяют для изготовления деталей, не требующих механической обработки?
4. Где применяют сплавы дуриал и ковар?
5. Какие Ni сплавы используют в атомной энергетике?
6. Какие свойства имеют сплавы на основе Ti? Где применяют зморгон?

ГЛАВА XVIII. ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И ИХ СПЛАВЫ

Наибольшее значение в теплоэнергетическом машиностроении имеют тугоплавкие металлы Mo, Cr, Ta и W, обладающие с температурой плавления 2466, 2626, 2996 и 3410°C .

Интерес к тугоплавким металлам и сплавам на их основе (табл. 28) увеличивается в связи с совершенствованием ракет, космических аппаратов, а также реакторов и элементов энергетических установок, требующих деталей и узлов которых работают при температурах до $1500-2000^\circ\text{C}$.

Тугоплавкие металлы и их сплавы используют главным образом для жаропрочности.

Молибден, вольфрам и титан обладают высокой прочностью, однако они склонны к разрушению радиационно и вызывают выделение нейтронов при взаимодействии, поэтому особенно ценно сочетание элементов молибдена, Ni, Fe и Cr. После информации о возможности получения сплавов с температурой плавления до $3000-3200^\circ\text{C}$ через взаимодействие молибдена и вольфрама с оксидом ниобия и титана в атмосфере водорода и азота — выделены сплавы Ниобий и титан свариваемые. Следует указать, что ниобий имеет более низкую пластичность и менее прочен, чем вольфрам. Вольфрам и титан обладают высокой коррозионной стойкостью, а FeMn сплав металлам обладают высокой прочностью и вязкостью, а FeNi сплав — вязкостью и прочностью.

Молибден и вольфрам в чистом виде используют в виде конструктивных сплавов (для вакуумовки, датчиков веса, тока, крутящего момента, измерения, контроля и т. д.), а также в конструктивных сплавах, стальных про-

Таблица 28

Свойства некоторых сплавов тугоплавких металлов

Сплав	t, °C	σ, МПа	
		σ _b	σ _{0.2}
Сплавы на основе ниобия			
BN2 (4,5 % Mo; ≤0,05 % C)	20	850	—
	1200	60—200	—
BN2A (4,1 % Mo; 0,7 % Zr; ≤0,08 % C)	20	950	—
	1500	300	—
BN3 (4,6 % Mo; 1,4 % Zr; ≤0,12 % C)	20	900	—
	1200	250	—
BN4 (9,6 % Mo; 1,6 % Zr, 0,03 % La; ≤0,3 % C)	20	800	—
	1200	250	—
BN5 (9,6 % Mo; 1,6 % Zr, 0,03 % La; ≤0,3 % C)	20	800	—
	1200	250	—
Сплавы на основе молибдена			
MM2A (0,11 % Zr; 0,2 % Ti; ≤0,004 % C)	20	800	—
	1200	300	90
MM3 (0,3 % Zr; ≤0,02 % C)	20	80	—
	1200	500	160
MM5 (0,15 % Zr; 0,002 % B; 0,004 % C)	20	350	—
	1200	450	150
BM2 (0,22 % Zr до 0,4 % Ti; до 0,2 % Nb)	20	800	—
	1200	—	—
BM3 (0,46 % Zr; 1,10 % Ti; 0,36 % C; 1,25 % Nb)	20	—	—
	1200	500	260
Сплавы на основе вольфрама			
WB2 (сплав W—Nb)	1200	130	80

мощности и т. д. Вследствие малого поперечного сечения заводов нейтронов и отсутствия взаимодействия с радиоактивными веществами металлами ниобий применяют для изготовления теплообменников ядерных реакторов.

Жаропрочность тугоплавких металлов сравнительно велика. Более высокой жаропрочностью обладают сплавы на основе тугоплавких металлов. Жаропрочность тугоплавких металлов может быть увеличена путем легирования их элементами с более высокой температурой плавления, образующими прочные растворы замещения. Еще более эффективными являются механические растворы замещения. Еще более эффективными являются сплавы на основе тугоплавких металлов (ZrC, TiC, (Ti, Zr)C и др.), при упрочнении в результате образования прочных соединений (карбидов, нитридов (ZrN, TiN и др.) и оксидов (ZrO₂, TiO₂)). Следует учитывать, что легирование с целью повышения жаропрочности часто сопровождается снижением пластичности и вязкости. Упрочнение тугоплавких металлов и сплавов на их основе в атмосфере водорода и азота при температуре свыше $400-600^\circ\text{C}$ не нужно проводить, так как в этих условиях происходит окисление металлов и сплавов. Для молибдена и вольфрама особенно эффективны покрытия оксидными соединениями. Для молибдена и вольфрама особенно эффективны покрытия оксидными соединениями (MoSi₂, WSi₂). Для вольфрама особенно эффективны покрытия оксидными соединениями (MoSi₂, WSi₂). Для молибдена и вольфрама особенно эффективны покрытия оксидными соединениями (MoSi₂, WSi₂). Для молибдена и вольфрама особенно эффективны покрытия оксидными соединениями (MoSi₂, WSi₂).

Для этой цели чаще используют цирконий.

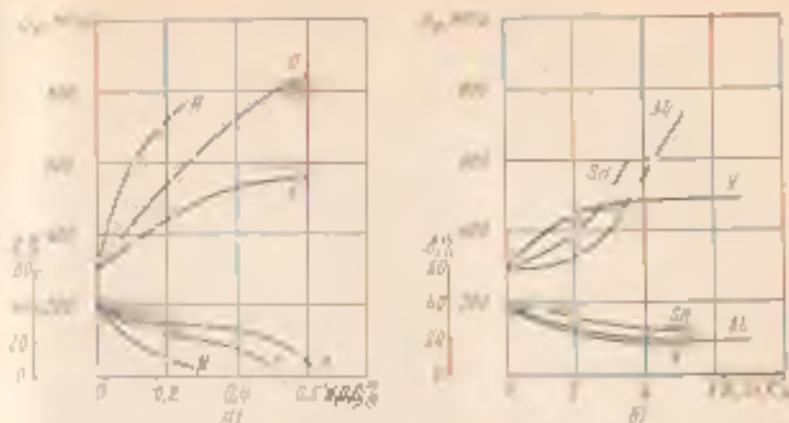


Рис. 178. Влияние растворенных элементов на механические свойства титана: а — элементы, образующие твердые растворы замещения; б — элементы, образующие твердые растворы замещения

2. Сплавы на основе титана

Сплавы на основе титана получили значительно большее применение, чем технический титан. Легирование титана Fe, Al, Mn, Cr, Sn, V, Si (см. рис. 178) повышает его прочность (σ_0 , $\sigma_{0.2}$), но одновременно снижает пластичность (δ , ψ) и вязкость (KCU). Жаропрочность повышают Al, Zr, Mo, а коррозионную стойкость в растворах кислот — Mo, Zr, Nb, Ta и Pd. Титановые сплавы имеют высокую удельную прочность σ_0/γ . Как и в железных сплавах, легирующие элементы оказывают большое влияние на полиморфные превращения титана.

Такие элементы, как Al, N, O, повышают температуру полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \beta$ и расширяют область α -фазы (рис. 179, а); их называют α -стабилизаторами. Такие элементы, как Mo, V, Mn, Fe, Cr, понижают температуру полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \beta$ и расширяют область существования β -фазы; их называют β -стабилизаторами. Некоторые β -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe и др.) образуют с титаном интерметаллические Ti_2M_7 соединения. При охлаждении β -фаза претерпевает эвтектическое превращение $\beta \rightarrow \alpha + Ti_2M_7$ (рис. 179, б). Такие β -стабилизаторы называют эвтектоидаобразующими. Эвтектическое превращение протекает медленно, и после обычных скоростей охлаждения сплав состоит из фаз α и β , а не $\alpha +$ эвтектид ($\alpha + Ti_2M_7$).

Приращение $\alpha \rightleftharpoons \beta$ в сплавах происходит в интервале температур. Как правило, все промышленные сплавы титана содержат алюминий.

В соответствии со структурой различают:

α -сплавы, имеющие структуру (рис. 180, а) — твердый раствор легирующих элементов в α -титане; основной легирующий

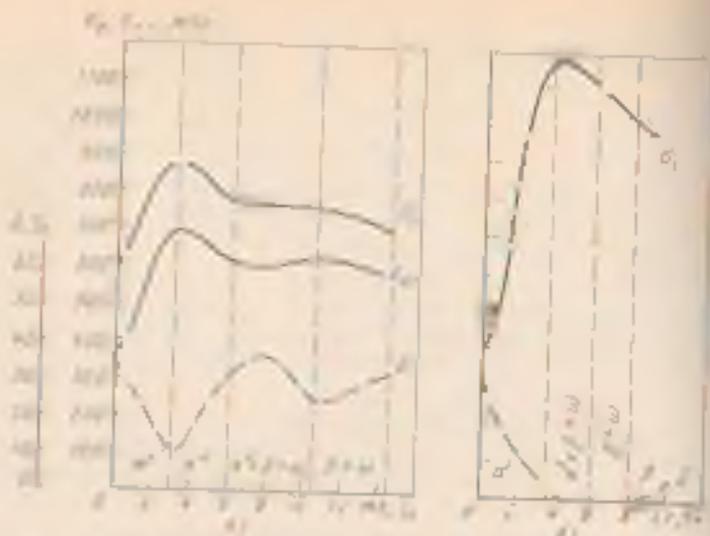


Рис. 162. Механические свойства сплавов титана с алюминием (а) и зрконом (б) после закалки в температурной β -области.

те же превращения, что и β -фаза того же состава, как и при закалке из β -области.

После последующем старении закаленных сплавов при 500–600 °С происходит распад мартенситных α' -, α -фаз, а также метастабильной β -фазы. В процессе старения закаленных сплавов происходит их упрочнение, обусловленное распадом α' -и остаточной β -фаз. Повышение прочности при распаде α' -фазы невелико. Упрочнение связано с образованием дисперсных выделений α -фазы. Наибольшее упрочнение после закалки и старения получают сплавы с высоким содержанием β -стабилизаторов.

Упрочняющую термическую обработку для крупных деталей из титановых сплавов применяют редко. Это объясняется малой прокатываемостью титановых сплавов, низким значением вязкости разрушения (K_{Ic}) и короблением деталей.

Титановые сплавы имеют низкое сопротивление износу и при использовании в узлах трения подвергаются ямико-термической обработке. Для увеличения износоустойчивости титан азотируют при 850–950 °С в течение 30–60 ч в атмосфере азота.

Толщина диффузионного слоя в сплавах титана после азотирования при 950 °С в течение 30 ч 0,05–0,15 мм, 750–900 НВ.

Промышленные сплавы титана. Сплавы титана применяют там, где главную роль играют небольшая плотность, высокая удельная прочность, теплоустойчивость и хорошая сопротивляемость коррозии. Титановые сплавы применяют в авиации, ракетной технике и химическом машиностроении и во многих других отраслях народного хозяйства.

Химический состав (по действующим элементам) и основные механические свойства некоторых сплавов титана в деформированном состоянии

Сплав	Химический состав (по действующим элементам) Тит. %				Механические свойства				Вид деформации
	Al	V	Mo	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Удлинение при разрыве, %	$\sigma_{0,01}$, МПа, при растяжении	
β-сплавы									
BT2	5	—	—	—	750—950	10	0,8	—	Отливка, профили, листовки
BT3-I	5	—	—	2,5 Sn	800—1000	10	0,4	400	Листы, профили, трубы
BT4*	4	—	—	1,5 Mo	700—800	11	0,4	420	Листы, проволока, ленты
$\alpha + \beta$-сплавы									
BT6	6	4,5	—	—	950—1170	8,0	0,4	530	Листы, проволока, трубы
BT14	5,6	1,3	3,0	—	900—1050	10	0,5	400	Листовки, штамповые заготовки
BT8	6,6	—	3,5	0,3 Si	1050—1250	11	0,3	530	То же

* Преваляющая α ; в его структуре α -фаза $\approx (1+5)$ % β фазы.

В табл. 33 приведены состав и механические свойства наиболее распространенных титановых сплавов, обрабатываемых давлением.

Деформируемый α -сплав BT5 хорошо обрабатывается давлением в горячем состоянии и сваривается; обладает высокой сопротивляемостью коррозии, но склонен к водородной хрупкости. Дополнительное легирование сплава BT5 оловом (BT5-I) улучшает технологические и механические свойства сплава.

Сплавы типа BT4 хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях, свариваются всеми видами сварки, но склонны к водородной хрупкости.

Наилучшее сочетание свойств достигается в $(\alpha + \beta)$ -сплавах. Сплав BT6 обладает хорошими механическими и технологическими свойствами и упрочняется термической обработкой (за-

калкой от 800—950 °С в старении при 450—500 °С. Предел текучести $\sigma_s = 1000-1050$ МПа, а после старения при 8 ч $\sigma_s = 1200-1300$ МПа. Отжиг проводится при 750—800 °С. Для сварных конструкций применяется сплав ВТ14С с содержанием меньшего алюминия (5,5 %).

Сплав ВТ14 рекомендуется применять для изготовления нагруженных деталей, а также деталей, работающих в течение длительного времени в ботающих при 400 °С или кратковременно при 500 °С. Сплав подвергается закалке от 850—880 °С в воде в последующем старении при 480—500 °С 12—16 ч. Полностью растворенный сплав старят при 750—800 °С, а леполый — при 800—850 °С.

Сплав ВТ8 применяют после изотермического старения. Сплав обладает высоким сопротивлением окислению и для этой цели используется, поэтому применяется как жаропрочный материал. Сплав плохо сваривается и используется главным образом для изготовления деталей, требующих высокой прочности. Сплав ВТ8 обладает высокими механическими свойствами.

Вопросы для самопроверки

1. Каковы характерные физические и механические свойства сплавов в области α -фазы?
2. Какие легирующие элементы расширяют область α -фазы в системе Al—Cu?
3. В чем отличие α -сплавов от $(\alpha + \beta)$ -сплавов?
4. Можно ли α -сплавы упрочнять термической обработкой? Какую термическую обработку проводят α -сплавы?
5. Какие примеси наиболее опасны для сплава α ?
6. Чем отличается марганец α от марганца β ?
7. Как влияют легирующие элементы на точку M_s и M_f в титановых сплавах?
8. Почему не рекомендуется нагревать для отжига и литья сплавы в области β -фазы?
9. Какую упрочняющую термическую обработку проводят $(\alpha + \beta)$ -сплавы?
10. Опишите характерные свойства титановых сплавов в области α -фазы.

ГЛАВА XX. АЛЮМИНИЙ И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

1. АЛЮМИНИЙ

Алюминий — металл серебристо-белого цвета. Температура плавления 933 °С. Алюминий имеет кубическую ГЦК решетку с периодом $a = 0,4041$ нм. Наибольшей прочностью алюминия является литейная марка АЛ9 против 7,8 г/см³ для железа и 8,94 г/см³ для меди. Алюминий

обладает высокой электрической проводимостью, составляющей 63 % электрической проводимости меди. В зависимости от чистоты различают алюминий высокой чистоты: А999 (99,999 % Al), алюминий высокой чистоты: А995 (99,995 % Al), А99 (99,99 % Al), А97 (99,97 % Al), А95 (99,95 % Al) и технической чистоты: А85, А8, А7, А6, А5, А1 (99,0 % Al).

Технический алюминий изготавливают в виде листов, профилей, трубков, проволоки и других полуфабрикатов и маркируют АДО и АД1. В качестве примесей в алюминии присутствуют Fe, Si, Cu, Mn, Zn. Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью в результате образования на его поверхности тонкой прочной пленки Al_2O_3 . Чем чище алюминий, тем выше коррозионная стойкость. Механические свойства отожженного алюминия высокой чистоты: $\sigma_s = 50$ МПа, $\sigma_{0,2} = 15$ МПа, $\psi = 50$ %, а технической чистоты (АДМ): $\sigma_s = 20$ МПа, $\sigma_{0,2} = 30$ МПа, $\delta = 35$ %. Модуль нормальной упругости предел прочности при растяжении пластическая деформация повышает предел прочности технического алюминия (АДМ) до 150 МПа, но относительное удлинение снижается до 6 %. Алюминий легко обрабатывается давлением, но обработка резанием затруднена, сваривается всеми видами сварки. Технический алюминий (АД и АД1) ввиду высокой прочности применяют для изготовления элементов конструкций и деталей, несущих нагрузку, когда требуется высокая пластичность, хорошая свариваемость, сопротивление коррозии и высокая теплопроводность и электрическая проводимость. Так, например, из технического алюминия изготавливают различные трубопроводы, палубные кадетровки морских и речных судов, электротрансформаторы, шины, конденсаторы, корпуса часов, фольгу, витражи, перегородки в комнатах, двери, рамы, посуду, аппаратуру для медицины и т. д. Алюминий высокой чистоты предназначается для фольги, токопроводящих и кабельных изделий. Более широко используют сплавы алюминия.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ АЛЮМИНОВЫХ 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 в интерметаллидных фазах $CuAl_2$, $FeAl_3$, Mg_2Si , Al_2CuMg (β -фаза), Al_3CuMg_2 и $Al_4Mg_3Zn_2$ (γ -фаза) и др. (рис. 183).

Все сплавы алюминия можно разделить на деформируемые, предназначенные для получения полуфабрикатов (листов, шит,

1. H — высоколегированный, M — легкий (легированный).
 * Фаза $Al_4Mg_3Zn_2$, координация фаза T (Al_4CuMg_2) в системе Al—Cu—Mg.

Химический состав (по легированному алюминию) и типичные механические свойства сварных деформированных алюминиевых сплавов после закалки и старения

Сплав ¹	Составляющие элементы, %					Механические свойства ²			
	Cu	Mg	Mn	Si	Другие элементы	$\sigma_{0,2}$	σ_b	$\delta_{0,2}$	δ_{100}
Д1	2,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	320	480	—	14
Д18	3,0—4,9	1,2—1,8	0,2—0,9	—	—	400	540	—	11
АВ ⁴	0,1—0,5	0,45—0,9	0,15—0,35	0,5—1,2	—	200 (200)	300 (300)	—	15 (12)
В95	1,4—2,0	1,8—2,8	0,2—0,8	—	—	360—480	500—600	150	8
АВ6	1,8—2,0	0,4—0,8	0,4—0,8	0,7—1,2	—	300	420	—	12
АВ9	3,0—4,8	0,4—0,8	0,2—0,8	0,8—1,2	—	360	480	—	10
АВ41	1,8—2,5	1,4—1,8	—	0,35	—	280	430	—	13
Д20	6—7	—	0,6—0,8	—	—	250	400	—	12

¹ Буквы «В» обозначают сплавы типа дуралюмин, буквы «А» в начале марки — технический алюминий (Д1, АВ11), «АВ» — алюминиевый анодный сплав. Всплески в начале марки стали буквы «В» — высокопрочный. После русского номера часто следует обозначение сплава, дуралюмин, дуралюминированный анодный сплав «В» — жидкий (легированный), «Т» — термически обработанный (после закалки и старения) сплав, «В» — вытравленный, «С» — коррозионностойкий в т. л. (нержавеющий), «Т» — термически обработанный, «Д» — дуралюминированный, «Д» — дуралюминированный, «Д» — дуралюминированный и дополнительно обработанный.

² Механические свойства даны для деформированных прутков в профилей после закалки и старения. Даны также данные для сплавов в виде листов.

³ Механические свойства даны после закалки и старения.

⁴ Механические свойства даны после закалки и старения.

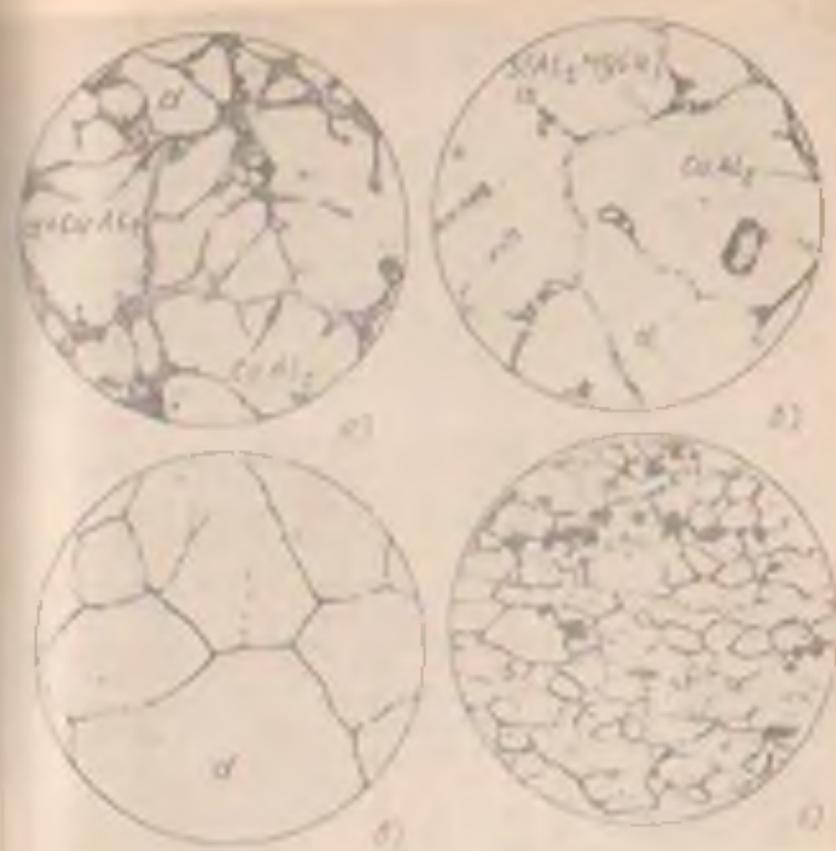


Рис. 183. Микроструктура сплавов алюминия, $\times 200$:
 а) — сплав Д1; б) — сплав АВ6; в) — сплав АВ9; г) — сплав АВ41.
 Д1 — деформированный сплав; АВ6 — деформированный сплав; АВ9 — деформированный сплав; АВ41 — деформированный сплав.

прутков, профилей, труб и т. д.), а также поковок и штамповки (табл. 34, 35) и литейные, предназначенные для фасонного литья (см. табл. 36).

Деформируемые сплавы не способны упрочняться термической обработкой подразделяют на сплавы, упрочняемые термической обработкой, и сплавы, упрочняемые термической обработкой.

Сплавы алюминия, обладающие хорошей технологичностью по всем стадиям переделья, малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью, при достаточной прочности, пластичности и вязкости нашли широкое применение в авиации, судостроении, автомобилестроении, строительстве и других отраслях народного хозяйства.

Таблица 35

Химический состав (по леггирующим элементам) и типичные механические свойства сплавов алюминия, по упрочняемым термической обработкой

Сплав 1	Содержание легирующего S		Механические свойства 4		
	Mg	Mn	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,1}$	K _{1C}
			МПа		
AlMn	1,0—1,8	—	130 (170)	50 (130)	23 (13)
AlMg	0,2—0,8	1,8—2,8	200 (250)	100 (130)	23 (13)
AlMg3	0,3—0,6	3,2—3,8	220	110	20
AlMg5	0,3—0,6	4,8—5,8	300	180	20
AlMg6	0,5—0,8	5,8—6,8	340 (400)	170 (300)	18 (10)

⁴ Сплав AlMn содержит 0,5—0,8 % Si, увеличивающего свариваемость, сплавы AlMg, AlMn — дополнительно 0,02—0,1 % Ti и 0,0002—0,005 % Fe, увеличивающих склонность к коррозии под воздействием

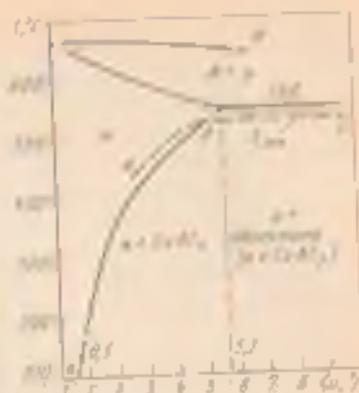
⁵ Без скобок приведены свойства сплавов в отожженном состоянии, в скобках — в доэкагротанном состоянии.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Для упрочнения алюминиевых сплавов применяют закалку и старение, а для устранения неравновесных структур и деформационных дефектов стрелки, снижающих пластичность сплава, — 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 нормальной температуры для получения пересыщенного твердого раствора. Например, температура закалки сплавов системы Al—Cu (рис. 184) определяется линией abc, проходящей выше и ниже эвтектической растворимости для сплавов, содержащих меньше 5,7 % Cu, и ниже эвтектической линии (1405 °C) для сплавов, содержащих большее количество Cu. При нагреве под закалку сплавов, содержащих до ~5 % Cu, избыточная фаза CuAl₂ полностью растворяется, и при последующем быстром охлаждении фиксируется только пересыщенный α -твердый раствор, содержащий столько же Cu, сколько ее находится в сплаве. При содержании более 5 % Cu в структуре сплавов после закалки будет кристаллический α -твердый раствор состава, отстоящего от α и нерастворенные при нагреве кристаллы соединения CuAl₂.

Основной особенностью алюминиевых сплавов является малый интервал температур нагрева под закалку. Температура нагрева для сплавов Al—Cu—Mg (Д16) — 485—505 °C, сплавов Al—Zn—



Al—Cu (B05) 465—475 °С и Al—Mg—Si (AK6) 515—525 °С. Более высокие температуры вызывают пережог (оплавление по границам зерен), что приводит к образованию трещин, бугорков на поверхности полуфабрикатов снижаются сопротивление коррозии, механические свойства и сопротивление дружному разрушению. Выдержка должна быть минимальной, обеспечивающей растворение избыточных фаз и твердых растворов.

Листы, плиты, прутки, болты толщиной 0,5—150 мм выдерживают нагрет в солятовом ваннах в течение 18—30 мин, а в азотном парово-пропановом газе этой выдержки выдерживают с принудительной циркуляцией воздуха — 30—210 мин. Выдержка фазовых отливок при температуре закаливания более длительная (1—15 ч). За это время растворяются грубые выделения интерметаллидных фаз (см. рис. 183, в).

Охлаждение при закалке должно быть со скоростью выше критической. Под критической скоростью замедляется процесс формирования структуры охлаждения, которая предотвращает распад пересыщенного твердого раствора. Частичный распад твердого раствора снижает механические свойства и коррозионную стойкость после старения. Чаще для закалки применяют воду ($t = 10 \pm 40^\circ\text{C}$). Во избежание частичного распада твердого раствора время переноса нагретого полуфабриката из печи в закалочный бак не должно превышать 15—30 с. Прокладываемость алюминиевых сплавов составляет $d_c = 120 \pm 150$ мм (d_c — критический диаметр).

После закалки сплавы имеют сравнительно невысокую прочность σ_b , $\sigma_{0,2}$ и высокую пластичность (δ ф).

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 150—200 °С (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. Так, например, в сплавах Al—Cu при естественном (при 20 °С) или низкотемпературном искусственном старении (ниже 100—150 °С) образуются зоны ГП-1 (см. с. 60).

Если сплав после естественного старения кратковременно (несколько секунд или минут) нагреть до 240—280 °С и затем быстро охладить, то упрочнение полностью снимается и свойства сплава будут соответствовать свежеразлитому 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 в случае замеса. При последующем вылеживании сплава при повышенной температуре вновь происходит образование зон ГП-1 и упрочнение сплава. Однако после возврата и последующего старения ухудшаются коррозионные свойства сплава, что является следствием использования возврата для практических целей. Длительная выдержка при 100 °С или несколько часов при 150 °С приводит к образованию зон ГП-2 большей величины с упорядоченной структурой, отличной от структуры α -твердого раствора. С повышением температуры старения процесс диффузии, а следовательно, и скорости структурных превращений, а самоупрочнение протекает быстрее. Выдержка в течение нескольких часов при 150—200 °С приводит к образованию в местах, где распались зоны ГП-2, дисперсных (тонкопластинчатых) частиц промежуточной θ' -фазы, не отличающейся по химическому составу от стабильной фазы θ (CuAl_2), но отличающейся кристаллическую решетку. θ' -фаза когерентно связана с твердым раствором. Повышение температуры до 200—250 °С приводит к распаду метастабильной фазы и к образованию стабильной θ -фазы.

Таким образом, при естественном старении образуются зоны ГП-1. При искусственном старении эффективность структурных изменений можно представить в виде следующей схемы: ГП-1 \rightarrow ГП-2 \rightarrow θ' \rightarrow θ (CuAl_2).

Это общий путь распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al—Cu справедлив и для других сплавов. Различия сводятся лишь к тому, что в разных сплавах неодинаковы состав и строение зон, а также образующихся фаз.

Для стареющих алюминиевых сплавов разных составов существуют и свои температурно-временные области зонаго (образование зон ГП-1 и ГП-2) и фазового (θ' - и θ -фаз) старения.

После зонаго старения сплавы чаще имеют повышенный предел текучести и относительно невысокое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B < 0,6-0,7$, повышенную пластичность, хорошую коррозионную стойкость и высокую чувствительность к крутящему разрушению (высокое значение $K_{\text{кр}}$).

После фазового старения отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ повышается до 0,9—0,95 в пластичность, вязкость, сопротивление крутящему разрушению и коррозии под напряжением снижаются.

Структурное упрочнение. Температура рекристаллизации некоторых сплавов алюминия с марганцем, хромом, никелем, цир-

никки, титаном и другими переходными металлами превышает обычно значительную температуру нагрева под деформацию или закалку, поэтому после закалки и старения таких сплавов в них сохраняется перекристаллизованная (политонизирующая) 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 $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_{0.1}$ повышаются до 30—40%. Наиболее сильно структурное упрочнение проявляется в прессованных полуфабрикатах (прутки, рофала, трубы), поэтому это явление применительно к ним называют *пресс-укреплением*.

Диффузионный отжиг (гомогенизация). Этому виду отжига подвергают слитки перед обработкой давлением для устранения дендритной ликвидации, которая приводит к получению неоднородного твердого раствора и выделению по границам зерен и между ними ямок дендритов хрупких интерметаллических эвтектических включений CaAl_2 , Al_2CaMg (3-фаза), Mg_2Si и др. (см. рис. 183, а). В процессе гомогенизации состав кристаллитов твердого раствора выравнивается, а интерметаллиды растворяются. В процессе последующего охлаждения интерметаллиды выделяются в виде равномерно распределенных мелких вторичных включений (см. рис. 183, б). В результате 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 лежит в пределах 450—520 °С и выдержка составляет 4—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 рекристаллизационного отжига в зависимости от состава сплава колеблется от 350 до 500 °С, выдержка 0,5—2 ч. После рекристаллизационного отжига сплавов, неупрочняемых термической обработкой, скорость охлаждения выбирают произвольно. Для сплавов, упрочняемых термической обработкой, скорость охлаждения до 200—250 °С должна быть 30 °С/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 °С с выдержкой 1—2 ч. При этих температурах происходит полный распад пересыщенного твердого раствора и коагуляция увеличившихся фаз. Скорость охлаждения не должна превышать 30 °С/ч. После от-

эти сплавы имеют низкое временное сопротивление, удовлетворительную пластичность и высокую сопротивляемость коррозии в водной среде.

4. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНОВЫЕ СПЛАВЫ, УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Дуралюмины. Дуралюминами называют сплавы $Al-Cu-Mg$, в которые дополнительно вводят марганец (см. табл. 34). Типичным дуралюминием является сплав Д1, обладающий относительно высокими механическими свойствами. Прочность его заметно сокращается; сплав Д1 для листов и профилей маркируется сплавом Д16. Упрочнение дуралюмина при термической обработке достигается в результате образования зон с сложного состава или метастабильных фаз θ и S .

Марганец повышает стойкость дуралюмина против коррозии, а присутствуя в виде дисперсных частиц фазы T ($Al_2Mn_2Cu_2$), повышает температуру рекристаллизации и улучшает механические свойства. В качестве примесей в дуралюминии присутствуют железо и кремний. Железо образует соединение Al_3Fe и θ (Al_2Fe) Al_2 , кристаллизующиеся в виде грубых пластин. Кроме того, железо образует соединение Al_3Cu_2Fe , нерастворимое в алюминии. Железо связывает медь в этом соединении, вследствие чего снижается эффект упрочнения при старении.

Кремний образует фазы Mg_2Si и W ($Al_3Mg_2Cu_2Si_2$), 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 определенных условиях при участии Fe и Si образуются химические соединения не растворяющиеся в алюминии легированных элементов (Cu и др.).

Железо и кремний, образуя грубые нерастворимые интерметаллические фазы, снижают трещиностойкость K_{Ic} , т. е. облегчают распространение трещины при действии растягивающей нагрузки. По ГОСТ 4784—74 допускается содержание до 0,05% Fe и 0,5% Si . Снижение содержания Fe и Si до 0,01—0,03% и значительное повышение вязкости разрушения K_{Ic} не изменяет вязкости $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,01}$. Сплав Д16 (чистый) имеет $K_{Ic} = 60,6$, а сплав Д16 — $K_{Ic} = 34,5$ МПа м^{3/2} (после закалки и старения).

Дуралюмины, предназначенные в листы, для защиты от коррозии подвергают лакированию, т. е. покрывают тонким слоем алюминия высокой чистоты (не выше 99,9%). Толщина слоя должна составлять 4% толщины листа. Лакирование заметно снижает прочность дуралюмина. Например, предел прочности двусторонне лакированных листов из сплава Д16 составляет 440 вместо 520 МПа для остальных полуфабрикатов.

Упрочнение достигается закалкой и старением. Структура закаленного дуралюмина состоит из пересыщенного α -твердого раствора и нерастворимых соединений железа (см. рис. 183, б).

Дуралюмины после закалки подвергают естественному старению, так как оно обеспечивает получение более высокой коррозионной стойкости. Понижение температуры тормозит старение, замедление ее, наоборот, увеличивает скорость процесса, но снижает пластичность и сопротивляемость коррозии. Прессованные полуфабрикаты из сплавов Д1 и Д16 значительно прочнее, чем листы, вследствие пресс-эффекта. Для повышения коррозионной стойкости дуралюмины подвергают электрохимическому оксидированию (анодированию). Дуралюмины удовлетворительно обрабатываются резанием в закаленном и состаренном состоянии и плохо — в отожженном состоянии, трудно состариваются точечной сваркой и не свариваются сваркой плавлением вследствие склонности к образованию трещин. Из сплава Д16 изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингеры и долькиеты самолетов, сварные каркасы строительные конструкции, кузова грузовых автомобилей и т. д.

Сплавы авиаль (АВ). Эти сплавы уступают дуралюминиям по прочности, но обладают лучшей пластичностью в холодном и горячем состояниях (см. табл. 34). Авиаль удовлетворительно обрабатывается резанием (после закалки в старении) и сваривается контактной и аргодуговой сваркой. Сплав обладает высокой общей сопротивляемостью коррозии, но склонен к межкристаллической коррозии.

Авиаль закалывают от 515—525°С с охлаждением в воде, а затем подвергают естественному старению (АВТ) или искусственному при 160°С 12 ч (АВТИ). Искусственно старение выполняют сразу после закалки. При увеличении времени между закалкой 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, кованые детали двигателя, рама, двери для которых требуется высокая пластичность в холодном и горячем состояниях.

Высокопрочные сплавы. Прочность этих сплавов достигает 550—700 МПа, но при меньшей пластичности, чем у дуралюминов. Представителем высокопрочных алюминиевых сплавов является сплав В95 (см. табл. 34).

Упрочняющими фазами в сплавах являются Mg_2Zn , Т-фаза ($Al_2Mg_2Zn_3$) и δ -фаза (Al_2CuMg). При увеличении содержания цинка и магния прочность сплавов повышается, а их пластичность и коррозионная стойкость понижаются. Добавки марганца и титана улучшают коррозионную стойкость. Сплавы закалывают от 400—470°С (с охлаждением в холодной или горячей воде) и подвергают искусственному старению при 135—145°С 16 ч. По сравнению с дуралюминием эти сплавы обладают большей чувствительностью к концентраторам напряжений и повышенной

коррозионной стойкостью под напряжением. У них меньше, чем у титановых, предел выносливости (σ_{-1}) и вязкость разрушения (K_{Ic} до 25 МПа·м^{3/2}). Профиль 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 $t < 100-120^\circ\text{C}$ (обшивки, стрингеры, шпангоуты, лонжероны, силовые каркасы стропильных сооружений и т. д.). Сплав В95 рекомендуется для скатных зон конструкции и для деталей под концентратором напряжений.

Сплавы дляковки и штамповки Сплавы этого типа отличаются высокой пластичностью и удовлетворительными литейными свойствами, позволяющими получить качественные слитки.

Сплав АК6 (см. табл. 34) используют для деталей сложной формы и средней прочности, изготовление которых требует высокой пластичности в горячем состоянии (поддонные рамы, фланги, крепежные детали, крыльчатки и т. д.). Сплав АК8 рекомендуется для тяжело нагруженных штампованных деталей (поддонные рамы, стыковые узлы, носки лонжеронов, лопатки секторов вертолета и т. д.). Сплав АК8 менее технологичен, чем сплав АК6.

Ковку и штамповку сплавов проводят при температуре 450—475 °С. Их подвергают закалке и старению при 150—165 °С в 15 ч. Упрочняющими фазами при старении являются соединения Mg_2Si , CuAl_2 и η -фаза ($\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Cu}_2\text{Si}_2$). Сплавы АК6 и АК8 хорошо обрабатываются резанием и удовлетворительно свариваются контактной и аргонодуговой сваркой. Сплавы склонны к коррозии под воздействием межкристаллитной коррозии.

Жаропрочные сплавы. Эти сплавы (см. табл. 34) используют для деталей, работающих при температуре до 300 °С (поршневые головки цилиндров, крыльчатки, лопатки и диски осевых компрессоров турбореактивных двигателей; обшивки 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), S -фаза (Al_2CuMg), фазы Al_3Ni , Mn_2Si , а также Al_3FeNi и $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Ni}$. При частичном распаде твердого раствора они выделяются в виде дисперсных частиц, устойчивых к коагуляции, что обеспечивает повышенную жаропрочность.

Высокая жаропрочность сплавов Д20 достигается благодаря высокому содержанию железа, а также марганца и титана, а также

процесса диффузионные процессы. Кроме того, титан задерживает процесс рекристаллизации. Сплавы АК4-1 закалывают при $(530 \pm 5)^\circ\text{C}$ в холодной или горячей воде и подвергают старению на 200°C .

2. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНОВЫЕ СПЛАВЫ, НЕ УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

К этим сплавам относятся сплавы алюминия с марганцем или с магнием (см. табл. 35). Упрочнение сплавов достигается в результате образования твердого раствора и в меньшей степени избыточных фаз.

Сплав AlMn представляет α -твердый раствор марганца в алюминии, в котором также имеются в небольшом количестве частицы соединения Al_3Mn . Сплавы типа AlMg в равновесном состоянии после охлаждения двухфазные $\alpha + \beta$ (Al_2Mg_3) (рис. 185, а). Сплавом 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 (см. рис. 185, б). До 12—14% Mg пластичность изменяется мало, а затем резко падает. Сплавы Al—Mg добавочно легируют марганцем (см. табл. 35), который, образуя дисперсные частицы Al_3Mn , упрочняет сплав и способствует измельчению зерна. Эффект от закалки и старения сплавов AlMg и AlMn невелик, и их применяют в отожженном состоянии. Отжиг сплавов AlMn и AlMg проводят при $350\text{—}410^\circ\text{C}$, сплавы AlMg — при $270\text{—}280^\circ\text{C}$, а сплавы MnAlMg — при $310\text{—}335^\circ\text{C}$, охлаждение на воздухе.

Повышение прочности при некотором уменьшении пластичности изделий простой формы (листы, панели) достигается нагартовкой (см. табл. 35). Упрочнение, создаваемое нагартовкой, снижается в зоне сварки.

Сплавы легко обрабатываются давлением (штамповка, гибка и т. п.) хорошо свариваются и обладают высокой коррозионной стойкостью. Обработка резанием

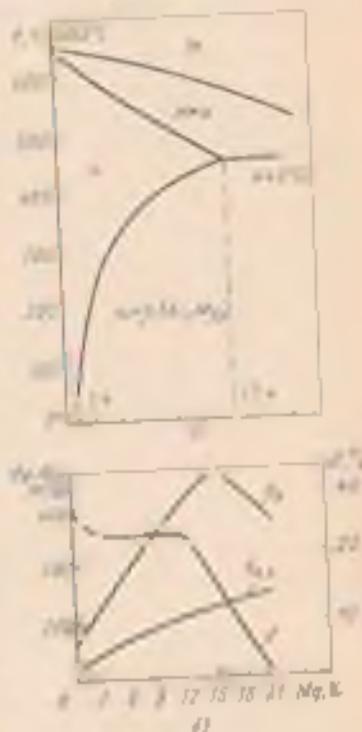


Рис. 185. Диаграмма состояния Al—Mg (а) в зависимости содержания сплава от содержания магния Мг

загружены. Сплавы применяют для сварных и клепаемых конструкций, испытывающих небольшие нагрузки и требующие высокого сопротивления коррозии. Например, сплавы АМг, АМг2, АМг3 нашли применение при изготовлении емкостей для жидкости (баки для бензина), трубопроводов, палубных надстроек, шпангоут и речных судов, в строительстве (внутренние перегородки, двери, оконные рамы и т. д.).

Для средненагруженных деталей и конструкций используют сплавы АМг5 и АМг6 (рамы и хвосты вагонов, подвесные магистральные потолки, перегородки здания и переборки судов, ледяные узлы подъемных кранов, корпуса и мачты судов и др.).

5. ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНОВЫЕ 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 содержится легирующий элемент в пределах растворимости в алюминии. В связи с этим содержание легирующего элемента в литейных сплавах выше, чем в деформируемых. Чаще применяют сплавы Al—Si, Al—Cu, Al—Mg (табл. 36), которые дополнительно легируют небольшим количеством меди и магния (Al—Si), марганца, никеля, хрома (Al—Cu). Для измельчения зерна, а следовательно, улучшения механических свойств в сплавы вводят модифицирующие добавки: Тl, Zr, В, V и др. Сплав и механические свойства некоторых литейных сплавов алюминия приведены в табл. 36.

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 Т1) при $(175 \pm 5)^\circ\text{C}$ в течение 5—20 ч без предварительной закалки. При литье многих сплавов (АЛ4, АЛ5, АЛ3) в сырую восковую форму или в кокиль происходит частичная закалка, поэтому старение повышает прочность и улучшает обработку резанием.

2. Отжиг (Т2) при 300°C в течение 5—10 ч. Охлаждение при отжиге проводят на воздухе. Отжиг применяют для снятия литейных напряжений и также для снятия напряжений, вызванных механической обработкой. Отжиг несколько повышает пластичность.

3. Закалка и естественное старение (Т3, Т4). Температура закалки $610\text{—}620^\circ\text{C}$ для сплавов АЛ1, АЛ7 и $535\text{—}545^\circ\text{C}$ для

Сплавы алюминия (по международным стандартам)¹
 Основные механические свойства некоторых типовых сплавов алюминия

Сплав	Содержание элементов, %					Услов. терм. режим обработки	Свойства		
	Mg	Si	Mn	Cu	Другие примеси		R _m МПа	σ _{0,2} МПа	δ, %
Сплавы Al-Si (алюсилы)									
АЛ12	—	10—13	—	—	≤0,15 Ti	T2	150	100	5
АЛ14	0,17—0,3	8—10,5	0,25—0,5	—	≤0,1 Ве	T1	180	140	3
АЛ19	0,2—0,4	6—8	—	—	≤0,15 Ti	T6	200	200	4
					≤0,1 Ве	T4	140	140	5
						T5	200	160	3
Сплавы Al-Cu									
АЛ7	—	—	—	4—8	0,2 Ti	T4	240	160	7
АЛ19	—	—	0,6—1,0	4,5—8,5	0,15—0,35 Ti	T6	260	200	3
						T4	220	190	9
						T5	260	250	8
Сплавы Al-Mg									
АЛ8	9,5—11,5	—	—	—	≤0,07 Ti; ≤0,07 Ве	T6	250	170	10
АЛ27	9,5—11,5	—	—	—	0,05—0,15 Ti; 0,05—0,22 Zr; 0,05—0,15 Ве	T4	240	180	18
Жиркопрочные сплавы									
АЛ1	1,25—1,75	—	—	1,75—4,5	1,75—2,25 Ni	T6	240	200	0,8
АЛ21	0,8—1,2	—	0,15—0,25	4,5—6	0,1—0,25 Cu; 2,0—3,6 Ni	T7	220	190	1,2
АЛ33	—	—	0,3—1,2	5,3—6,5	0,8—1,2 Ni; 0,05—0,2 Zr; 0,15—0,3 Ga	T7	220	200	1,5
							220	180	2,0

¹ ГОСТ 9535—76.

сплавов АЛ4, АЛ9, АЛ19 и др. Так как после закалки отливки выдерживают достаточно длительное время при нормальной температуре, режим (T3) практически соответствует закалке и естественному старению (T4).

2. Закалка и естественное (2—3 ч) искусственное старение обычно при 150—175 °С (T6). При данной температуре и продолжительности процесс старения полностью не заканчивается, поэтому после такой обработки отливки приобретают высокую прочность при сохранении повышенной пластичности.

3. Закалка и полное искусственное старение (T6) при 200 °С 3—5 ч. Старение при повышенной температуре по сравнению

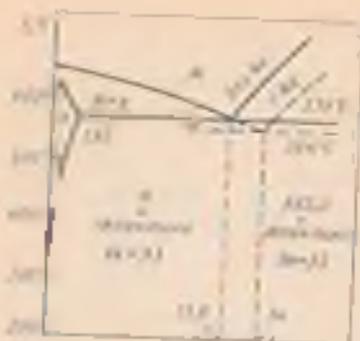
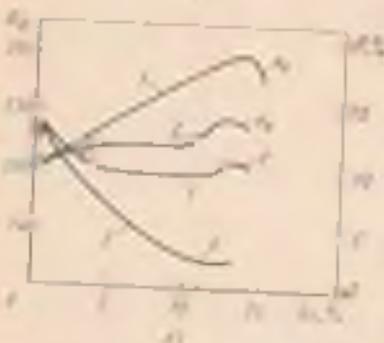


Рис. 186. Деформация сплавов Al—Si (a) в зависимости от содержания кремния по механическим свойствам сплавов:

испытание сплава — деформация прочностной и пластичности; деформация металла — деформация прочностной и пластичности; деформация сплава — деформация прочностной и пластичности.



Сплавы Al—Si, 2—3% сплавы (см. табл. 36), получают взаимные сплавы, близкие по составу к эвтектическому сплаву (рис. 186, a) и потому отличаются высокими прочностными свойствами, а отливки — большой пластичностью.

Наиболее распространены сплавы, содержащие 10—13% Si (Al12), обладающий высокой коррозионной стойкостью. Сплав Al12 содержит в структуре эвтектику α — β в порядке окранных кристаллов кремния (см. рис. 187, a). Кремний при затвердении эвтектики выделяется в виде грубых кристаллов игольчатой формы, которые играют роль внутренних напряжений в эвтектичном α-твердом растворе. Такая структура обладает такими механическими свойствами (см. рис. 186).

Для уменьшения структуры эвтектики и устранения избыточных кристаллов кремния сплавы модифицируют хлоридом (0,05—0,08%) путем присадки к расплаву смеси солей 67% NaF и 33% NaCl. В присутствии хлоридов происходит смешивание линий деформации соединений (см. рис. 186, a) и эвтектический (эвтектический) сплав Al12 (11—13% Si) становится эвтектическим. В этом случае в структуре сплава вместо избыточного кремния появляются кристаллы α-раствора (рис. 187, б). Эвтектика приобретает более тонкое строение и состоит из мелких кристаллов β(Si) в α-твердом растворе. В процессе затвердевания кристаллы

с режимом T5 придает наибольшую прочность, но пластичность снижает.

6. Закалка и стабилизирующий отпуск (T7) при 230 °C для сплавов Al19, Al15, Al11 и при 230 °C для сплава Al19 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 (T8) при 240—260 °C в течение 3—5 ч. Высокая температура отпуска заметно снижает прочность, но повышает пластичность и стабильность размеров.

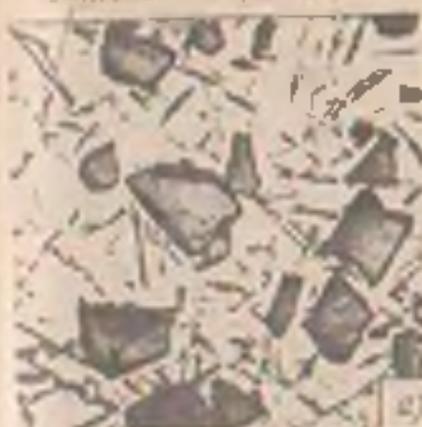
Эвтектика ($\alpha + Si$)Эвтектика ($\alpha + Si$)

Рис. 187. Микроструктура сплавов алюминия:
 а — до модифицирования; б — после модифицирования

кислорода обволакивается пленкой силицида натрия Na_2Si , которая затруднит их рост. Такие изменения структуры улучшает механические свойства сплава (см. рис. 186, б). Сплав АЛ12 не подвергают упрочняющей термической обработке. Дозотектические сплавы АЛ4 и АЛ9 (см. табл. 36), 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 $W(Al, Mg, Cu, Si)$.

Среднезагруженные 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 (Т5), а для повышения прочности — закалке и старению (Т6). Когда важна высокая пластичность и стабильность размеров, после закалки проводят отпуск при $250^\circ C$ 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 нормальной и повышенных температурах и хорошо обрабатываются резанием. Легкие сплавы склонны к образованию горячих трещин и т. д. Сплав АЛ7 используют для отливки небольших деталей простой формы (арматура, крошечки и т. д.). Сплав склонен к крупному разрушению вслед

стве выделяется по границам зерен грубые частицы Cu_2Mg и $\text{Al}_2\text{Cu}_2\text{Fe}$ (см. рис. 185, а) поэтому его применяют в закалочном состоянии (Т4), когда эти соединения перешли в твердый раствор. Если от отливки требуется повышенная прочность, то ее после заливки подвергают искусственному старению при 120—150 2—4 ч (Т5).

В сплаве АЛ19 кроме CuAl_2 образуются фазы $\text{Al}_3\text{Mg}_2\text{Cu}$, Al_2Tl , расположенные по границам зерен твердого раствора. Присутствие в твердом растворе марганца и образование по границам этих фаз повышает жаропрочность сплава. Титан измельчает зерно.

Упрочнение сплава достигается закалкой и старением при 175 °С 3—5 ч (Т5, Т6). Сплавы Al—Cu малоустойчивы против коррозии, поэтому отливки обычно анодируют.

Сплавы Al—Mg. Сплав алюминия с магнием (см. табл. 36) имеет внешне литейные свойства, так как не содержит эвтектики. Характерной особенностью этих сплавов является хорошая коррозионная стойкость и повышенные механические свойства и обрабатываемость резанием. Добавление к сплаву (2,5—11,5 % Mg) мал. ф. дисперсной кристаллы (Ti, Zr) улучшает механические свойства, а бериллия — увеличивает окислительную устойчивость, что позволяет вести плавку без инертных флюсов.

Сплавы АЛ18 и АЛ27 предназначены для отливок, работающих во влажной атмосфере, например в судостроении и авиации. Структура сплавов (см. рис. 185, а) состоит из α -твердого раствора и грубых включений частиц Al_3Mg_2 , которые располагаются по границам зерен, озернистая структура. В сплавы с этими сплавами АЛ18 и АЛ27 добавляют после закалки от 430 °С с охлаждением в масле (40—50 °С) 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 сплаву 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 получают сплавы АЛ1, из которого изготовляют боршты, головки цилиндров и другие детали, работающие при температуре 275—300 °С. Структура литого сплава АЛ1 состоит из α -твердого раствора, содержащего Cu, Mg и Ni и избыточных фаз Al_2CuMg и $\text{Al}_2\text{Cu}_2\text{Ni}$. Отливки подвергают после закалки в кратковременного старения при 175 °С (Т3); поршень подвергают закалке и старению при 200 °С (Т7). После жаропрочности сплавы АЛ13 и АЛ19. Ниже приведены механические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов:

Сплав	АЛ7	АЛ1	АЛ19	АЛ13
0,8 МПа	30	45	65	90

Высокая жаропрочность обусловлена добавками в сплавы Mn, Ti, Ni, Ce, Zr (см. табл. 36), образующими террастворимые (малорастворимые) интерметаллидные фазы (Al_3Si , Al_3Ce , Al_3Zr и др.). Сплав АЛ33 упрочняют закалкой от высокой температуры 540 °С и старением при 175 °С.

Для крупногабаритных деталей, работающих при 300—350 °С, применяют сплав АЛ21. Отливки сложной формы из сплава подвергают отжигу при 300 °С. Для получения высоких механических свойств отливки закалывают от 525 °С в горячей воде и подвергают стабилизирующему отпуску при 300 °С (Т7).

Вопросы для самопроверки

1. Каковы характерные физические и механические свойства алюминия и где он применяется?
2. На какие группы делятся алюминиевые сплавы в зависимости от технологии их обработки?
3. Оцените в общем виде структуру и фазовый состав алюминиевых сплавов?
4. Зачем проводят диффузионный отжиг (гомогенизацию) после деформированных алюминиевых сплавов (дуралюминов)?
5. Какие структурные и фазовые превращения происходят при закалке и старении дуралюмина?
6. Каким образом получают высокопрочные алюминиевые сплавы?
7. Где применяются и как упрочняются сплавы Al—Mn (АМг) и Al—Mg (АМг)?
8. Какую термическую обработку проходит легкое алюминиевое сплав?
9. Какой состав имеет сплав силумин и как он упрочняется?
10. Какие требования предъявляют к сплавам для фасонного литья?

ГЛАВА XXI. МАГНИЙ И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

1. МАГНИЙ

Магний — металл светло-серого цвета. Характерным свойством магния является его малая плотность (1,74 г/см³). Температура плавления магния 650 °С. Кристаллическая решетка гексагональная ($a = 0,3103$, $c = 0,3500$ нм, $\nu = 1,6230$). Технический магний выпускают трех марок МГ90 (99,9 % Mg), МГ95 (99,95 % Mg) и МГ96 (99,96 % Mg). Механические свойства легкого магния: $\sigma_{0,2} = 115$ МПа, $\sigma_{0,1} = 25$ МПа, $\delta = 8$ %, ЗОНВ, а деформированного (прессованного проката) $\sigma_{0,2} = 200$ МПа, $\sigma_{0,1} = 60$ МПа, $\delta = 11,5$ %, ЗОНВ. На воздухе магний легко окисляется. Не используется магний в пиротехнике и химической промышленности.

2. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

Сплавы магния обладают малой плотностью, высокой удельной прочностью, хорошо поглощают вибрация, что предопределило их широкое использование в авиационной и ракетной

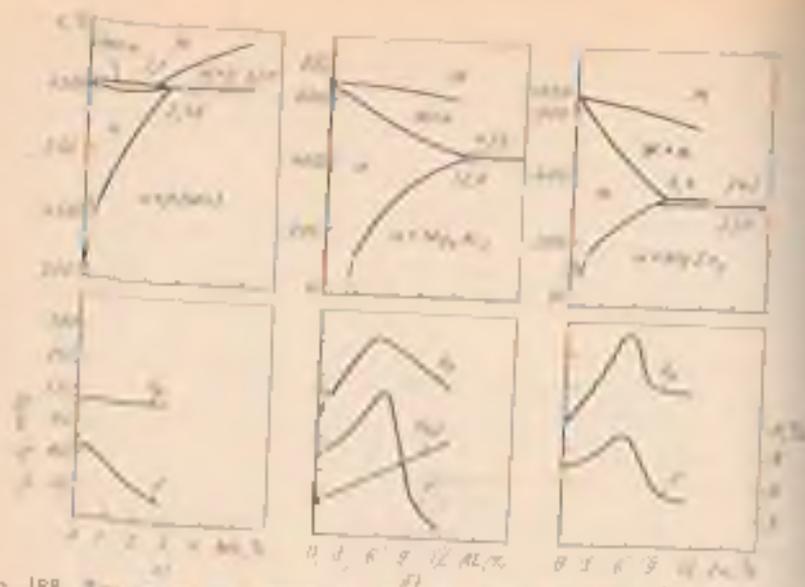


Рис. 188. Диаграммы состояния Mg—Al, Mg—Al, Mg—Zn и свойства Mg, Al и Zn во сплавах с магнием

техико. Однако сплавы магния имеют высокий модуль нормальной упругости 43 ГПа и плохо сопротивляются коррозии. Магний не взаимодействует с ураном и обладает низкой способностью поглощать тепловые нейтроны. Поэтому его применяют для изготовления оболочек топливных тепловыделяющих элементов в ядерных реакторах. Недостатком магниевых сплавов является трудность обработки давлением и литья. Сплавы удовлетворительно свариваются дуговой сваркой в вакуумной среде инертных газов, контактной сваркой и хорошо обрабатываются резанием. 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 5—7%, образующие с магнием твердые растворы в соединениях Mg₂Al₃ и MgZn₂, повышают механические свойства сплавов (рис. 188, б и в). Марганец с магнием образует твердый раствор α. При понижении температуры растворимость марганца в магнии уменьшается и из α-твердого раствора выделяется β-фаза (рис. 188, а). Марганец, не улучшая механические свойства, повышает сопротивление коррозии и свариваемость сплавов магния.

Церий, будучи введен в сплавы магния с литьем, 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.

Магниеиые сплавы, как и алюминияевые, по технология изготовления подразделяют на две группы: 1) литейные сплавы — для получения деталей методом фасонного литья, маркируемые буквами «МЛ»; 2) деформируемые сплавы, подвергаемые прессованию, прокатке, ковке, отжамловке и другим видам обработки давлением, маркируемые буквами «МА». Магниеиые сплавы, как и алюминияевые, подвергают термической обработке — диффузионному отжигу (гомогенизации), отжигу, закалке и старению. Слитки и фасонные отливки подвергают диффузионному отжигу (гомогенизации) обычно при 400—490 °С в течение 10—24 ч.

При гомогенизации магниеиых 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 и уменьшения анизотропии механических свойств магниеиые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу при 250—350 °С.

Ряд магниеиых сплавов может быть упрочнен закалкой и старением. Особенностью магниеиых 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 искусственно старения (15—20 ч). По этой же причине возможна закалка на воздухе. Многие сплавы закалываются при охлаждении отливок или изделий после горячей обработки давлением на воздухе, а следовательно, они могут упрочняться при искусственном старении без предварительной закалки. Гомогенизацию и закалку осуществляют под нагревом до 380—540 °С (Т4) и последующее старение при 150—200 °С (Т6).

Прочность магниеиых 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.

Литейные сплавы. Состав некоторых промышленных литейных сплавов приведен в табл. 37.

Широко применяют сплав МЛ5, в котором сочетаются высокие механические и литейные свойства. Он используется для литья нагруженных крупногабаритных отливок.

Сплав МЛ6 обладает лучшими литейными свойствами, чем МЛ5, и предназначается для изготовления тяжелонагруженных деталей.

Механические свойства сплавов МЛ5 и МЛ6 могут быть повышены гомогенизацией при 420 °С 12—14 ч и закалкой на воздухе (Т4). Более высокие значения временного сопротивления в пределе текучести сплав МЛ5 приобретает после добавочного старения при 175 °С, а сплав МЛ6 — после добавочного старения при 190 °С 4—8 ч (Т6).

Сплав МЛ10 относится к группе жаропрочных и применяется для отливок, работающих при температуре до 300 °С.

Сплавы используют после гомогенизации, закалки от 593 °C и старения при 200 °C 12—16 ч (Т6).

Сплав МЛ12 наряду с высокими механическими свойствами отличается большой коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами. Сплав может быть упрочен гомогенизацией, закалкой от 400 °C из воздуха и последующим старением (50 ч) при 150 °C (Т6). Чем мельче зерно, тем выше механические свойства литых магниевых сплавов. Измельчение зерна сплава, содержащего алюминий, достигается путем расплава или модифицированием его добавкой железа или магния (до 1 % от массы сплава). В обоих случаях образуются не растворимые частицы (Al_3Fe ; Al_3Mg), 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 разливе струю металла досыпают серой, образующей окислительный газ, предохраняющий металл от окисления. В песчаную форму для уменьшения окисления металла добавляют специальные присадки, например фтористые соли алюминия.

Деформируемые сплавы (см. рис. 37). Эти сплавы изготовляют в виде горячекатаных прутков, болтов, профилей, а также поковок и штамповых заготовок.

Магниевые сплавы, имеющие гранецентрированную решетку, при высоких температурах малоэластичны, 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 выше скорость деформации, тем выше технологическая пластичность магниевых сплавов. Прессование в зависимости от состава сплава ведут при 300—480 °C, а прокатку в лист в интервале температур от 225—250 °C (нонец). Штамповку производят в интервале температур 480—280 °C в закрытых штампах под давлением. 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 значительно большей коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью и хорошей технологичностью. По механическим свойствам он относится к сплавам высокой прочности. Введение в сплав $Al-Mn$ 0,2 % Ce (МАВ) измельчает зерно, повышает механические свойства и улучшает деформацию в холодном состоянии.

Сплав МА2-1, относящийся к системе $Mg-Al-Zn$, обладает достаточно высокими механическими свойствами, хорошей технологической свариваемостью, однако склонен к коррозии под

напряжением, поддается всем видам листовой штамповки и легко прокатывается.

Сплав МД14 отличается повышенными механическими свойствами, жаропрочен (до 250 °С) и не склонен к коррозии под напряжением.

К недостаткам сплава относятся склонность к образованию трещин при горячей прокатке. Сплав упрочняется в процессе искусственного старения при 160—170 °С (Т5). Предельно допустимой закалкой служит охлаждение в воздухе от температур проката. В связи с малой устойчивостью к коррозии наделившиеся магнелиевых сплавов оксидируются. На оксидирующую поверхность наносят лакокрасочные покрытия.

Вопросы для самонаблюдения

1. Укажите характерные свойства магния в области его применения.
2. Какие сплавы магния известны? Укажите легирующие Zn, Al, Zr, Sn и другие элементы на механические, физико-химические свойства и структуру сплава.
3. Какие трудности при деформации и литье магниевого сплава?
4. Укажите особенности термической обработки магнелиевых сплавов.
5. Опишите характерные свойства магниевых сплавов, их маркировку в области применения.

ГЛАВА XXII. МЕДЬ И СПЛАВЫ НА ЕЕ ОСНОВЕ

1. МЕДЬ

Медь — металл красного, в изломе розового цвета. Температура плавления 1083 °С. Кристаллическая решетка ГЦК с периодом $a = 0,35607$ нм. Плотность меди 8,94 г/см³. Медь обладает высокими электропроводностью и теплопроводностью. Удельное электрическое сопротивление меди 0,0175 мкОм·м. В зависимости от чистоты медь изготовляют следующих марок: М00 (99,99 % Cu), М0 (99,97 % 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 электропроводность и теплопроводность меди, поэтому для проводящих тока применяют медь М0 и М1, содержащую <0,002 % Sb и <0,002 % As. Сульфид, кроме того, затрудняет горячую обработку давлением.

¹ Эти свойства меди можно считать за 100 %, а все другие физические металлы, за исключение серебра, сравнивать с медью.

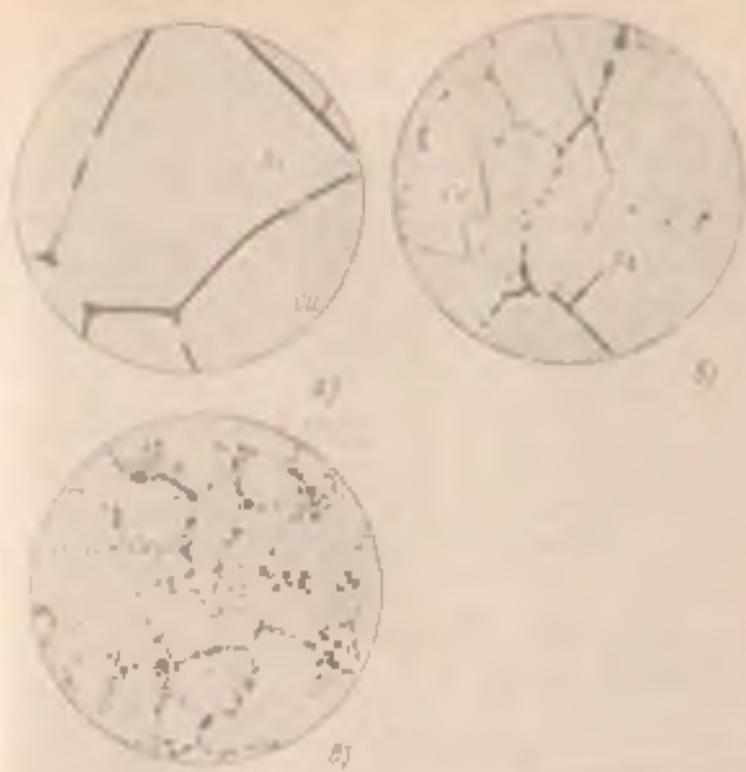


Рис. 188. Микроструктура литой меди, $\times 200$:
 а — с примесью 0,2 % В; б — 0,5 % В; в — 0,7 % В

9. Примеси Рb, В и другие, практически не растворимые в меди, образуют в ней легкоплавкие эвтектики, которые, выделяясь по границам зёрен, затрудняют обработку давлением (рис. 189, а, б). При содержании 0,005 % В 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 крупные химические соединения Cu_2O и Cu_2S (рис. 189, а), входящие в состав эвтектики. Кислород, находясь в растворе, уменьшает электропроводность, а сера не влияет на нее. Сера улучшает обрабатываемость меди давлением, а кислород, если он присутствует в меди, образует окись меди и вызывает «водородную болезнь».

При нагреве меди в атмосфере, содержащей водород, происходит его диффузия в глубь меди. Если в меди присутствуют включения Cu_2O , то они реагируют с водородом, в результате чего

образуется парм 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 высокие давления 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.

Механические свойства меди в литом состоянии: $\sigma_{0,2} = 160$ МПа, $\sigma_{0,01} = 20$ МПа, $\delta = 25\%$; в горячедеформированном состоянии: $\sigma_{0,2} = 240$ МПа, $\sigma_{0,01} = 95$ МПа, $\delta = 45\%$. Путем холодного деформирования предел прочности может быть повышен до 450 МПа (предела текучести) при сплюсывании относительного удлинения до 3%. Модуль нормальной упругости меди $E = 116\ 000$ МПа.

Медь легко обрабатывается давлением, но плохо режется, и имеет высокие 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 М06 (0,001% O_2) и раскисленную М1р (0,01% O_2) медь.

2. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

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 обладают высокими механическими и физическими свойствами, хорошо сопротивляются износу и коррозии. Принята следующая маркировка медных сплавов. Сплавы обозначают буквами «Л» — латунь или «Бр» (бронза), после чего следуют буквы основных элементов, образующих сплав. Например, О — олово, Ц — цинк, Мн — марганец, Ж — железо, Ф — фосфор, Б — бериллий, Х — хром и т. д. Цифрой, следующей за буквами, указывают количество легирующего элемента.

Порядок цифр для бронз и латуней различен. В марках деформируемых латуней первые две цифры после буквы «Л» указывают среднее содержание меди в процентах. Например, Л70 — латунь, содержащая 70% Cu . В случае легируемых деформируемых латуней указывают еще буквы и цифры, обозначающие название и количество легирующего элемента, например ЛДЖ60-1-1 означает латунь с 60% Cu , легированную алюминием (А) в количестве 1% в железе в количестве 1%. Содержание цинка определяется по разности от 100%. В деформируемых бронзах содержание основного компонента — меди — не указывается, а определяется по разности. Цифры после букв, отделяющие друг от друга через тире, указывают среднее содержание легирующих элементов в про-

центах; цифры расположены в том же порядке, как и буквы, указывающие присутствие в бронзе того или иного элемента, например, бронза — БрОЦ4 — 3 — имеет следующий состав: олова (О) — 4 %, цинка (Ц) — 3 %. Содержание меди определяется по разности от 100 %.

В литейных латунях и бронзах среднее содержание компонентов сплава в процентах ставится сразу после буквы, обозначающей его название. Например, латунь ЛЦ40Мц1,5 содержит 40 % цинка (Ц) и 1,5 % марганца (Мц). Бронза БрА10ЖЗМц2 содержит алюминия (А) 10 %, железа (Ж) — 3 % и марганца (Мц) — 2 %.

Латунь. Латунями называют двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди, в которых основным легирующим элементом является цинк.

Диаграмма состояния Cu—Zn приведена на рис. 190, а.

Медь с цинком образует кроме основного α -раствора ряд фаз электронного типа β , γ и δ .

Наиболее часто структура латуни состоит из α - или $\alpha + \beta'$ -фаз; α -фаза — твердый раствор цинка в меди с кристаллической решеткой меди ЦКК. Предельная растворимость цинка в меди составляет 39 % (рис. 190, а), в β' -фаза — упорядоченный твердый раствор на базе электронного соединения Cu₂Zn с решеткой ОЦК.

При высоких температурах β -фаза имеет неупорядоченное расположение атомов и широкую область гомогенности (рис. 190, а). В этом состоянии β -фаза пластична. При температуре ниже 454—468 °С 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 Cu₁₃Zn₂ (21/13). Зависимость механических свойств латуни от содержания цинка показана на рис. 190, 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

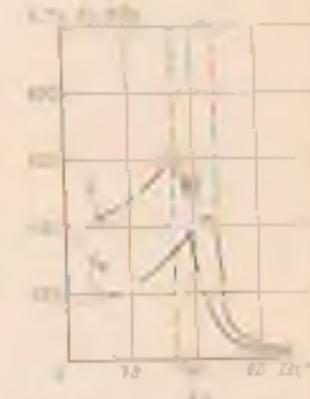


Рис. 190. Диаграмма состояния Cu—Zn (а) и влияние цинка на механические свойства латуни (б).

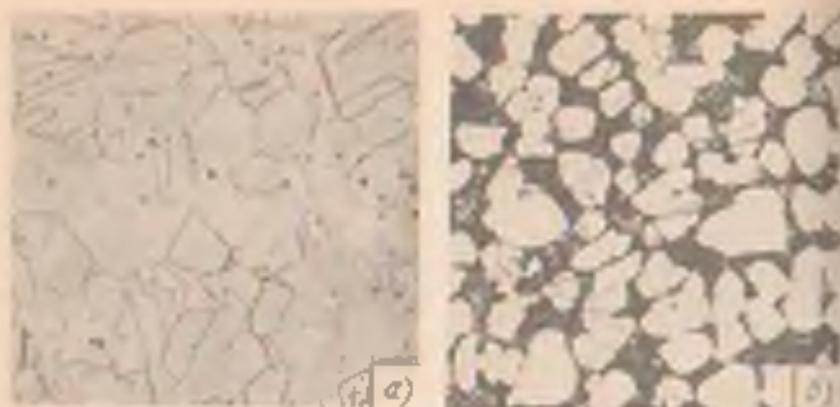


Рис. 191. Микроструктура α -латуни (а) и $\alpha + \beta'$ -латуни (б)

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. 191, а) и $\alpha + \beta'$ -латуни (рис. 191, б).

К однофазным (пластичным) α -латуням, деформируемым в холодном и горячем состоянии, относятся Л96 (томпак), Л80 (полутомпак) и Л68, имеющие наибольшую пластичность. Двухфазные $\alpha + \beta'$ -латуни, Л59 и Л60 — менее пластичны в холодном состоянии. Эти латуни подвергают горячей обработке давлением при температурах, соответствующих области β - или $\alpha + \beta'$ -фазы $\alpha + \beta'$ -латуни по сравнению с α -латунью имеют большую прочность и износостойкость, но меньшую пластичность.

Однофазные α -латуни после отжига имеют $\sigma_0 = 250 \div 350$ МПа и $\delta = 50 \div 55$ %, а двухфазные — $\sigma_0 = 400 \div 450$ МПа и $\delta = 35 \div 40$ %. Прочность однофазной латуни может быть значительно повышена холодной пластической деформацией ($\sigma_0 = 450 \div 700$ МПа), однако пластичность резко снижается ($\delta = 3 \div 5$ %).

Двухфазные латуни нередко легируют Al, Fe, Ni, Sn, Mn, Pb и другими элементами. Такие латунки 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 латуни из двухфазной становятся однофазной (α -латунью). Легирующие элементы увеличивают прочность (твердость), но уменьшают пластичность латунки.

Свинец облегчает обрабатываемость резанием и улучшает антифрикционные свойства. Сопротивление коррозии повышают Al, Zn, Si, Mn и Ni.

Свойства и применение сплавов на основе цинка
ГОСТ 15827—70 и ГОСТ 17711—80

Латуны	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ , %	НВ	Назначение
<i>Деформируемые латуны¹</i>				
ЛДЖ60—1—1	450 (740)	45 (8)	—	Трубы, прутки
ЛЖМц69—1—1	480 (700)	50 (10)	—	Полосы, прутки, трубы, проволока
ЛС69—1	400 (680)	45 (8)	—	То же
<i>Литейные латуны²</i>				
ЛЦ40С	215	12 (20)	70 (80)	Арматура, ступица, сепараторы шариковые и роликовых подшипников в Ар.
ЛЦ40Мц3Ж	411 (490)	18 (10)	90 (100)	Сложные по конфигурации детали, арматура, гребные винты в их долевых и др.
ЛЦ30А3	204 (392)	12 (15)	80 (90)	Коррозионно-стойкие детали

¹ Без сплавов приведены свойства латуны после отжига при 600 °С.
в в скобках — свойства после деформации (степень деформации 30 %).

² Без сплавов даны свойства латуны при литье в песчаную форму,
а в скобках — свойства при литье в кокиль.

Латуны в наклепанном состоянии или с высокими остаточными напряжениями и содержащие свыше 20 % Zn склонны к коррозионному (неометалловому) растрескиванию в присутствии влаги, кислорода и аммиака. Для предотвращения растрескивания полуфабрикаты из латуны указанных составов отжигают при 250—650 °С, а изделия из латуны — при 250—370 °С.

Все латуны во технологическому признаку подразделяют на две группы: деформируемые, из которых изготавливают листы, ленты, трубы, проволоку и другие полуфабрикаты, и литейные — для фасовного литья.

Литейные латуны обладают хорошей жидкотекучестью, мало склонны к ликвации и обладают антифрикционными свойствами. Когда требуется высокая пластичность, повышенная теплопроводность и важно отсутствие склонности к коррозионному растрескиванию, применяют α -латуны с высоким содержанием меди (Л76 и Л90). Латуны Л62, Л60, Л59 ($\alpha + \beta$ -латуны) с большим содержанием цинка обладают более высокой прочностью, лучше обрабатываются резанием, дешевле, но хуже сопротивляются коррозии. Наибольшей пластичностью обладает α -латуна (Л68), которую чаще используют для изготовления деталей штамповкой.

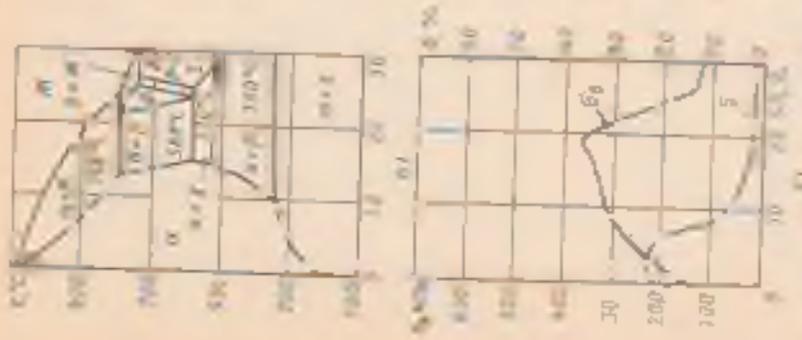


Рис. 192. Дифференциальная сканирующая калориметрия сплава Cu-50 Zn (1) и алюминия (2) и медноцинкового сплава брэнца (3)

ботку резавтам. Когда лужина вводится в раствор брэнца для холодной обработки давлением, охлаждение должно быть медленным, чтобы получить во лужине большее количество α -фазы. Латунь, предназначенная для фасонного литья, содержит большее количество специальных присадок, улучшающих литейные свойства. Эта латунь отливается и лучшей коррозионной стойкостью.

Оловянные брэнцы. На рис. 192 а приведена диаграмма состояния Cu-Sn. Фазы α и β представляют сверхтвёрдый раствор олова в меди с ГЦК-решёткой. В сплавах этой системы образуются электронные соединения: β -фаза (Cu₃Zn) δ -фаза (Cu₁₁Sn); α -фаза (Cu₃Sn), а также γ -фаза — твердый раствор и более электронного соединения, порода которого не установлено. Система Cu-Sn имеет ряд перитектических превращений и два превращения эвтектического типа. При температуре 583 °C кристаллы β -фазы

В табл. 38 приведены механические свойства и выделены особенности сплавов латуни. Деформированные латуни ДЛЖ60-1 и ДЛЖ60-1-1 обладают высокими коррозионными свойствами в агрессивных условиях, особенно в морской воде и применяются для изготовления деталей в судостроении. Более высокой устойчивостью в морской воде обладают латуни, легированные оловом, например, ДЛЖ70-1 и ДЛЖ82-1, получившие название морских латуней. Латунь ДЛЖ50-1 (автоматическая латунь) используется в пружинах и применяется для изготовления автомобильных резинки из сталеалюмината.

Для увеличения твердости перед обработкой давлением и лужением в полуфабрикатах требуются свойства из подвергают рекристаллизации в вакууме, чаще при 600—700 °C. Для получения мягкого зерна перед глубокой литейной литьем и литья сжатия при более высокой температуре (450—550 °C).

Структура и свойства α - β латуней зависят от скорости охлаждения. При быстром охлаждении возрастает количество β -фазы, что повышает твердость латуни и в некоторых случаях увеличивает обработку давлением. При медленном охлаждении, наоборот, количество β -фазы уменьшается, что улучшает литейные свойства. Эта латунь отливается и лучшей коррозионной стойкостью.



Рис. 193. Микроструктура оловянной брэнцы. а — тонкая структура α -фазы в β -фазе; б — грубая структура α -фазы в β -фазе

гетерогенной эвтектической распада с образованием α - и γ -фаз, а при 520 °C кристаллы твердого раствора γ распадаются на фазы α и β .

При температуре ~350 °C δ -фаза распадается на α -твердый раствор и γ -фазу. Однако это превращение протекает только при очень медленном охлаждении. В реальности увеличение охлаждения брэнца состоит из фаз α и Cu₃Sn. В практике применяют только сплавы с содержанием до 10—12 % Sn. Сплавы, более богатые оловом, очень хрупки. Оловянные брэнцы при ускоренном охлаждении имеют резко выраженную дискартею строения.

Брэнцы, содержащие до 4—5 % Sn, после деформации и отжига получают поликристаллическое строение (рис. 193, б) и представляют собой в основном сверхтвёрдый раствор. После литья латуни также поликристаллические брэнцы в результате сильной деформации могут иметь включение эвтектики (α - Cu₃Sn).

При большом содержании олова в структуре брэнца в равновесном состоянии с α -раствором присутствует эвтектика (α + Cu₃Sn). Зависимость механических свойств литых брэнца от содержания олова показана на рис. 192, б. Пускай прочность возрастает с увеличением содержания олова. При высокой концентрации олова вследствие присутствия в структуре значительного количества эвтектики, содержащего крупное количество Cu₃Sn, предел прочности резко снижается.

Относительно удлинением несколько возрастает при содержании в брэнце 4—6 % Sn, но при образовании эвтектики сильно уменьшается. Оловянные брэнцы обычно легированы Zn, Fe, P, Pb, Ni и другими элементами. Цинк улучшает технологические свойства брэнца и увеличивает прочность. Фосфор улучшает литейные свойства. Цинк повышает механические свойства, борфосфор увеличивает прочность и плотность брэнца и увеличивает литейные свойства. Железо и никель увеличивают технологические свойства брэнца и сопротивляемость коррозии.

Таблица 39

Механические свойства и условия деформируемых и литейных оловянных бронз

Бронза	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Применение
<i>Деформируемые бронзы¹ (ГОСТ 8017—74)</i>			
Br0C6,5—0,4	400 (750)	65 (10)	Пружины, барометрические приборки, шестерни, антифрикционные детали
Br0Ц4—3	330 (550)	40 (4)	Плоские и другие пружины антифрикционных деталей
Br0ЦС4—4—2,1	350 (650)	35 (12)	
<i>Литейные бронзы² (ГОСТ 813—74)</i>			
Br09Ц12С5	300 (170)	5 (0)	Арматура общего назначения антифрикционные детали, втулки подшипников и бронзовые детали подшипников и бронзовые детали (втулки, подшипники, вкладыши, центральные пары и т. д.)
Br05ЦНС5	175 (150)	4 (0)	
Br04Ц4С17	150 (100)	12 (6)	

¹ В скобках приведены свойства литой после горячей прокатки (макетов). Без скобок — свойства после отжига.

² В скобках указаны свойства литой при литье в песчаную форму. Без скобок — свойства при литье в воду.

Легирование свинцом снижает механические свойства бронзы, но повышает плотность отливок, а главное — облегчает обработку резанием и улучшает антифрикционные свойства.

Различают деформируемые и литейные оловянные бронзы (табл. 39). Деформируемые бронзы изготавливают в виде прутков, листов и проволоки в нагретом (твердом) и отожженном (мягком) состоянии. Эти бронзы чаще предназначаются для изготовления пружин и пружинных деталей, применяемых в различных отраслях промышленности. Структура деформированных оловянных бронз — α -твердый раствор (см. рис. 193, б). Литейные бронзы, содержащие большое количество свинца фосфора в меру свинца, имеют двухфазную структуру: α -твердый раствор и твердые хрупкие межобъемные δ -фазы, входящие обычно в структуру эвтектиды (см. рис. 193, а).

Отлитые бронзы обладают хорошими литейными свойствами и применяются для литья деталей сложной формы. Недостатком отливок из оловянных бронз является большая неравномерность. Бронзы, особенно двухфазные, обладают высокими антифрикционными свойствами. В связи с этим их часто применяют для изготовления антифрикционных деталей.

Для облегчения обработки давлением бронзы подвергают гомогенизации при 700—750 °С с последующим быстрым охлаждением.

Алюминиевые бронзы. Наиболее часто применяют алюминиевые бронзы двойные и добавочно легированные Ni, Mn, Fe и др. Сплавы, содержащие до 9 % Al, однофазные и состоят только из α -твердого раствора алюминия в меди. Фаза β , существующая при температуре свыше 565 °С, представляет собой твердый раствор на базе электронного соединения Cu_2Al . При содержании алюминия более 9 % в структуре появляется эвтектид $\alpha + \gamma'$ (γ' — электронное соединение $Cu_{13}Al_4$). Фаза α пластична, но прочность ее невелика. Двухфазные сплавы $\alpha + \gamma'$ имеют повышенную прочность, но пластичность их заметно ниже (рис. 19), б). Железо уменьшает зерно и повышает механические и антифрикционные свойства алюминиевых бронз. Никель улучшает механические свойства и износостойкость как при низких, так и при высоких температурах (500—600 °С).

Алюминиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии в морской воде и тропической атмосфере, имеют высокие механические и технологические свойства. Однофазные бронзы, обладающие высокой пластичностью, применяют для глубокой штамповки. Двухфазные бронзы подвергают горячей деформации или применяют в виде фасонного литья.

Литейные свойства алюминиевых бронз ниже, чем литейные свойства оловянных бронз, но они обеспечивают высокую плотность отливок.

Кремнистые бронзы (см. табл. 40). 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. Благодаря высоким механическим свойствам, упругости и коррозионной стойкости их применяют для изготовления пружин и пружинящих деталей приборов и радиооборудования, работающих при температуре до 250 °С, а также в агрессивных средах (пресная, морская вода).

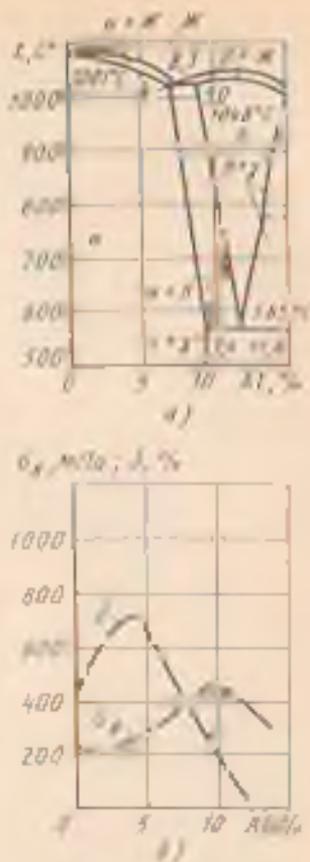


Рис. 19. Диаграмма состояния Cu—Al (а) и плавление алюминия на медянистых сплавах (б)

Таблица 40

Медянистые сплавы* и сплавы с безоловянистым бронз
(ГОСТ 490—79, 11172—79)

Марка	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	HB	Назначение
<i>Алюминистые бронзы</i>				
БрАЖ9—4	600	40	110	Для обработки давлением (прутки, проволока, листы)
БрАЖН10—4—4	650	35	150	
БрА9Ж3,1	490 (260)	12 (10)	96 (96)	Арматура, антифрикционные детали
БрА10Ж3Мц2	490 (260)	12 (10)	117 (96)	
<i>Кремнистая бронза</i>				
БрКМц3—1	340	35	83	Прутки, листы, проволока для пружин
<i>Бериллиевая бронза</i>				
БрБ2**	107 (850)	45 (1—2)	100 (260)	Полосы, прутки, проволока для пружин
<i>Самородная бронза</i>				
БрС90	600	4	24,5	Антифрикционные детали

* Без сплавов цинком свойства бронзы при литье в оболочку, в свободную форму — свойства бронзы при литье в свободную форму
 ** Свойства после закалки и старения.

Бериллиевые бронзы (см. табл. 40). Эти бронзы относятся к сплавам, упрочняемым термической обработкой. Предельная растворимость бериллия в меди при температуре 866 °С составляет 2,7 %, при температуре ~600 °С 1,5 %, а при 300 °С всего 0,2 %. Это накладывает на возможность упрочнения бериллиевых бронз не только до предела твердения. При нагреве бронзы БрБ2 до 760—780 °С образуется однородный α -раствор, который сохраняется в результате быстрого охлаждения в воде при нормальной температуре¹.

После закалки бронза обладает малой прочностью ($\sigma_{0,2} = 450$ МПа), высокой пластичностью ($\delta = 40$ %) и способностью упрочняться при старении как непосредственно после закалки, так и после пластической деформации в закаленном состоянии. Старение проводят при 300—350 °С. При старении из пересыщенного α -раствора выделяются дисперсные частицы γ -фазы (Cu_3Be), что сильно повышает прочность бронзы. Предварительно деформированная бронза при старении упрочняется сильнее и быстрее.

¹ В сплавах бериллиевых бронз всегда присутствует цинк (табл. 40), что повышает упрочняемость бериллиевых бронз.

Так, бронза БрБ2 в состоянии после закалки и старения имеет $\sigma_s = 1250$ МПа и $\delta = 3+5\%$, а после закалки, холодной пластической деформации с обжатием 30% и старения — $\sigma_s = 1400$ МПа, пластичность после старения невелика ($\delta = 2\%$). Бронзу нередко легируют также титаном (0,1—0,25%): БрБНТ1,9 и БрБНТ1,7. Обладая высокими значениями временного сопротивления, пределов текучести и упругости, бериллиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии, свариваются и обожатываются давлением. Бериллиевые бронзы применяют для мембран, пружин, кружильных контактов, деталей, работающих на износ (кулачки вдувтоматов), в электролупе, текнике и т. д.

Свинцовые бронзы. Свинец практически не растворяется в жидкой меди. Поэтому сплавы после затвердевания состоят из кристаллов меди и включений свинца.

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 соответствующим подшипниковым бронзой теплопроводность бронзы БрС30 в 4 раза больше, поэтому она хорошо отводит теплоту, возникающую при трении.

Из-за невысоких механических свойств ($\sigma_s = 60$ МПа, $\delta = 4\%$) бронзу БрС30 расплавляют тонким слоем на стальные листы (трубы). Такие биметаллические подшипники просты в изготовлении и легко заменяются при изнашивании. Вследствие большой разности значений плотности меди (8,94 г/см³) и свинца (11,34 г/см³) в широком интервале кристаллизации бронза БрС30 склонна к ликвидии по плотности. Нередко свинцовые бронзы легируют цинком и получают лучшие свойства.

Вопросы для самопроверки

1. Укажите наличие примесей на свойства меди. Перечислите марки меди.
 2. Где применяется чистая медь?
 3. Чем отличается латуни от бронзы? Как маркируются латуни и бронзы?
 4. Как влияет цинк на механические и технологические свойства латуни?
- Укажите состав (марки), свойства и применение латуней.
5. Какую структуру имеет латуни, содержащая 20% Zn и 80% Cu?
 6. Какие Вы знаете многокомпонентные латуни? Какими элементами легируют латуни и зачем?
 7. Как влияет цинк на механические свойства и структуру бронзы?
 8. Какие Вы знаете бериллиевые бронзы? Укажите их состав (марки), свойства и применение.
 9. Какую термическую обработку проходят бериллиевые бронзы и где они применяются?
 10. Укажите, почему бронзы часто применяют как антифрикционный материал. Какую бронзу наиболее часто применяют для изготовления вкладышей подшипников скольжения?

ГЛАВА XXIII. АНТИФРИКЦИОННЫЕ (ПОДШИПНИКОВЫЕ) СПЛАВЫ НА ОЛОВЯННОЙ, СВИНЦОВОЙ, ЦИНКОВОЙ И АЛЮМИНИЕВОЙ ОСНОВАХ

Антифрикционные сплавы применяют для заливки вкладышей подшипников окольцевания¹. Основные требования, предъявляемые к антифрикционным сплавам, определяются условиями работы вкладыша подшипника. Эти сплавы должны иметь достаточную твердость, но не очень высокую, чтобы не вызвать слишком большого износа; сравнительно легко деформироваться под действием местных напряжений, т. е. быть пластичными; обеспечивать смазочный материал на поверхности; иметь малый коэффициент трения между валом и подшипником.

Кроме того, температура плавления этих сплавов не должна быть высокой, а сплавы должны обладать хорошей теплопроводностью и устойчивостью к коррозии.

Для обеспечения этих свойств структура антифрикционных сплавов должна быть гетерогенной, состоящей из мягкой и пластичной основы и включений более твердых частиц. При работе вал опирается на твердые частицы, обеспечивающие износостойкость, а основная масса, истирающаяся более быстро, приобщается к валу и образует сеть микроскопических каналов, по которым циркулирует смазочный материал и уносятся продукты износа.

Наиболее широко применяют сплавы на оловянной и свинцовой основе (бabbиты), сплавы на цинковой и алюминиевой основе, а также медно-свинцовые сплавы (см. с. 417).

Оловянные и свинцовые бabbиты. В табл. 41 приведены составы и некоторые часто применяемых бabbитов. Оловянные бabbиты применяют в подшипниках турбин крупных судовых дизелей, турбоагрегатов, турбокомпрессоров, электрических и других тяжело нагруженных машин.

Бabbиты Б88 и Б83 являются многокомпонентными сплавами, но основой их служит система Sn—Sb.

Мягкая основа сплава — α -твердый раствор сурьмы в олове и 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 бabbиты вводят медь. Она образует с сурьмой химическое соединение Cu_2Sn . Это соединение имеет более высокую температуру плавления и кристаллизуется первым, образуя разветвленные дендриты, которые препятствуют ликвации

¹ Антифрикционность — способность материала обеспечивать малый коэффициент трения скольжения и тем самым избежать потерь на трение.

химический состав (по аттестованным образцам) и маркировка автомобильных сплавов — баббитов (ГОСТ 1209-73)

Сплав	Составление сплавов, %					Примечание
	Sn	Pb	Cd	Sb	Другие элементы	
Б88	7,2—11	2,5—3,5	0,2—1,1	Остальное Zn	0,15—0,25 Ni	Тонеловыгруженные мелочи, лопастные турбины, турбонасосы и т.д.
Б83	10—12	5,5—6,5	—	То же	—	
БН	14—15	1,5—2,0	0,1—0,2	9—11	0,1—0,5 Ni; 0,5—0,9 As	
Б16	15—17	1,5—2,0	—	15—17	—	Машины средней производительности Автомобильные моторы То же
БСВ	1,5—6,1	0,1—0,3	—	5,7—6,1	—	

Примечание: Во всех сплавах, кроме Б88 и Б83, жидкая фаза — свинец.

кубических кристаллов β (SnSb). Кроме того, кристаллы образуются в баббите твердые включения, дополнительно повышающие износостойкость валампий.

На рис. 135, а приведена микроструктура баббита Б83. Темное поле представляет собой пластичную массу α -твердого раствора сурымы в меди и олове, светлые кристаллы квадратной формы являются соединением SnSb (β -фазой), а кристаллы в виде зонтиков или удлиненных иголок — соединением Sn_2Sb .

Светлые баббиты примерно для менее нагружаемых подшипников. Свинцово-оловянные сплавы Б16, БН, БСВ имеют структуру, состоящую из α -твердого раствора — Sn , Sb и Cu в свинце (мягкая составляющая) и твердых частиц β -фазы (SnSb), Cu_2Sn и Cu_2Sb (рис. 135, б).

Технологические и механические свойства баббитов повышаются при введении в их состав никеля, кадмия и мышьяка.

Таблица 42

Химический состав ¹ цинковых баббитов, % (ГОСТ 1209-73)

Сплав	Cd	Ni	Sn	Mg	As
ВКА	0,35—1,15	0,2—0,9	—	—	0,5—0,2
ВК2	—	0,2—0,4	1,5—2,1	0,05—0,11	—
ВК22	0,65—0,9	0,7—0,9	1,5—2,1	0,11—0,16	—

¹ Остальное Pb.

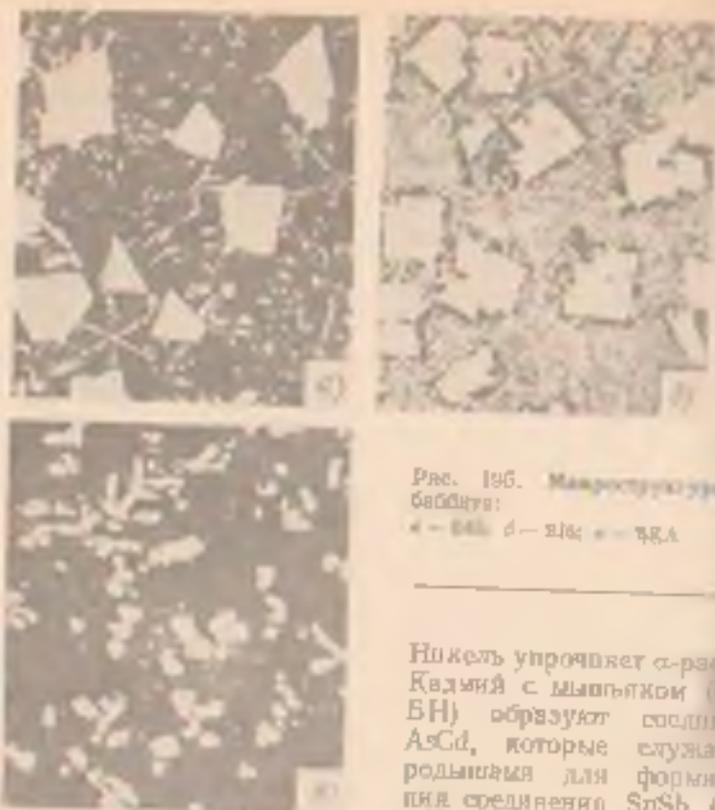


Рис. 196. Макроструктура баббитов:

а — 90% б — 21% в — 38,4

Никель упрочняет α -раствор. Кадмий с мышьяком (соединения AsCd), которые служат матрицей для формирования соединения SnSb (β -фаза).

Некоторое применение нашёл сплав свинца с сурьмой и мышьяком (добавка меди (BC)). Структура сплава состоит из α -фазы (твёрдый раствор Sb в Pb) + β (твёрдый раствор Pb в Sb), вершины кристаллов β в соединении Sn_2Sb , играющая роль твердой составляющей.

На железнодорожном транспорте большое распространение получили кадмиевые баббиты (подшипники вагонов, подшипники колёчатого вала тепловозных дизелей и т. д.). Состав кадмиевых баббитов приведен в табл. 42.

Сплавом $\text{Pb}-\text{Ca}$ приближают к системе $\text{Pb}-\text{Ca}-\text{Na}$. Мягкой составляющей баббита является α -фаза (твёрдый раствор Na в Ca в Pb) и твердой составляющей — кристаллы Pb_2Ca (всё Sb в Pb) и другие антиметаллы, вводимые в сплав, повышают вязкость α -раствора.

Баббиты, имея небольшую прочность ($\sigma_{\text{в}} = 60-120 \text{ МПа}$, $20-30 \text{ НВ}$), могут применяться только в подшипниках, вращающихся прочной сталью (чугуном) или бронзовым корпусом. Тем не менее подшипниковые вкладыши автомобильных двигателей изготавливают штамповкой из биметаллической ленты, полученной из

Таблица 43

(химический состав (по легированным элементам) и механические свойства)¹
литовых антифрикционных алюминиевых сплавов

Сплав	Химический состав по легированным элементам, Алюм. %				σ_B , МПа	δ , %	НВ
	Si	Fe	Sn	Si			
АОС-1	3-4	0,8-1,2	0,3-0,3	1,7-2,1	110	2	420
АОС-2	8-10	2,0-2,5	0,8-1,2	0,3-0,7	180	4,5	550
АОСД-1	17-23	0,7-1,2	—	—	110	30	300
АН-2,5	—	—	2,7-3,3	—	120	30	360

¹ Механические свойства сплавов АОС-1, АОС-2 и АН-2,5 для лития в кокиль, в сплавах АОСД-1 после прокатки и оксидки.

линии непрерывной заливки. Политаники большого диаметра заливают индивидуально стационарным или центробежным способом, а также литьем под давлением.

Повышенные антифрикционные свойства и высокое сопротивление усталостным разрушениям обеспечивают новые триметаллические подшипники. Наиболее распространенный отечественный комплекс трехслойных вкладышей состоит из стальной основы, промежуточного пористого медно-никелевого или металлокерамического слоя (см. с. 000) и свинцового сплава, заполняющего поры промежуточного слоя и образующего рабочий поверхностный слой толщиной не более 0,1 мм. Триметаллы падают широкое применение в автомобильном строительстве (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, вуалок 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 парос со сталью и алюминиевыми сплавами методом проката и последующей штамповки вкладыша.

Вследствие высокой антифрикционных свойств и достаточной прочности ($\sigma_B = 250-400$ МПа) при температуре 120 °С эти сплавы могут заменять бронзы для узлов трения, температура которых не превышает 100 °С. При более высоких температурах сплавы размягчаются и капают на вал.

Алюминиевые антифрикционные (подшипниковые) сплавы. В табл. 43 приведены алюминиевые сплавы 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 Cu_3Sn -сетка оловянистой составляющей снижает износостойкость и сопротивляемость усталости при повышении температуры. В деформированных сплавах оловянистая составляющая расплывается в виде отдельных включений внутри зерен, это дает возможность усложнить содержание олова и значительно улучшить антифрикционные свойства сплава.

Сплавы АОЗ—1 и АО9—2 применяются для литья подшипниковых вкладышей в ступицу толщиной более 10 мм. Сплавы АО20—1 и АН—2,5 предназначаются для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки с последующей шлифовкой вкладышей. Подшипники из сплава АН—2,5 можно изготовлять и литьем.

При работе в износостойких подшипниках на рабочую поверхность сплавов АОЗ—1, АО9—2 и АН—2,5 наносится слой (толщиной 0,02—0,03 мм) олова или другого мягкого металла.

Подшипники работают при нагрузке до 200—300 МПа и окружной скорости 15—20 м/с.

Разработан сплав АММgК—1, содержащий Mg, Si, Ti, Mn и Sn. Применение этого сплава вместо обычных сплавов для подшипников скольжения обеспечивает коэффициент трения 0,007—0,01, увеличивает износостойкость в 1,5—2 раза, а противозадирную стойкость в 2 раза.

Вопросы для самопроверки

1. Какие требования предъявляются к антифрикционным сплавам?
2. Укажите марки сплавов, структуру и применение оловянистых сплавов.
3. Какие применяются инновые и клеевые антифрикционные сплавы?
4. Укажите строение, достоинства и недостатки трибологических (трехфазных) подшипников.

ГЛАВА XXIV. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ

Композиционные материалы состоят из металлической матрицы (чаще Al, Mg, Ni и их сплавы), упрочненной высокопрочными волокнами (волокнистые материалы) или мелкодисперсными твердыми частицами, не растворяющимися в основной матрице (дисперсно-упрочненные материалы). Металлическая матрица связывает волокна (дисперсные частицы) в единое целое. Волокна (дисперсные частицы) плюс связка (матрица), составляющие су-

1 Широко применяются полимерные, керамические и другие матрицы.

Таблица 44

Механические свойства композиционных материалов на волоконной основе

Матрица	σ_b		$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$	$\sigma_{0.001}$
	МПа	кг/см ²			
Бор-алюминий (БКА-1А)	1300	600	230	500	84,6
Бор-углерод (БУУ-1)	1200	500	228	500	100
Алюминий-углерод (АУУ-1)	1000	500	225	450	120
Никель-углерод (НУУ-1А)	1700	350	170	370	24,40
Никель-углерод (НУУ-1Б)	700	168	—	—	—

Прочность композиционных (волоконных) материалов осевой асимметрии зависит от свойств волокон, матрицы и ее состояния до и после разрушения. Поэтому прочность и модуль упругости волокон должны быть значительно больше, чем прочность и модуль упругости матрицы. Жесткое армирование волокон должно быть за счет жесткости в композициях при нагружении, придают ей прочность и жесткость в направлении ориентации волокон.

Для улучшения алюминидов, магния и их сплавов применяют борные ($\sigma_b = 2500-3500$ МПа, $E = 38-420$ ГПа) и углеродные ($\sigma_b = 1400-3500$ МПа, $E = 160-450$ ГПа) волокна, а также волокна из углеводородных соединений (карбон, антрацен, бориды и оксиды) — высокие модуль упругости и модуль упругости. Так, волокна карбода имеют диаметр 100 мкм имеют $\sigma_b = 2500-3500$ МПа, $E = 450$ ГПа. Нередко используют и другие волокна, например из высокопрочных сталей.

Для армирования титана и его сплавов применяют молибден-титановые, волоконная сталь, карбода железа и бориды.

Повышают жаропрочность титановых сплавов достигая армированием их карбоидной или молибденной проволокой. Молибденные волокна используются в виде стержней, когда требуется высокая теплопроводность и электропроводность. Проволоки используют ориентацию для высокопрочных и высокоуглеродных волокон из оксида алюминия, карбода и матрицы кремния, карбода, бора и др., модуль $\sigma_b = 15\ 000-25\ 000$ МПа и $E = 400-600$ ГПа.

В табл. 44 приведены свойства некоторых волоконных композиционных материалов.

Композиционно-матричные материалы на металлических основах имеют высокую прочность (σ_b , E) и жаропрочность, в то же время для увеличения скорости разрушения композиционных материалов в матрице, в частности, полностью исключают наличие

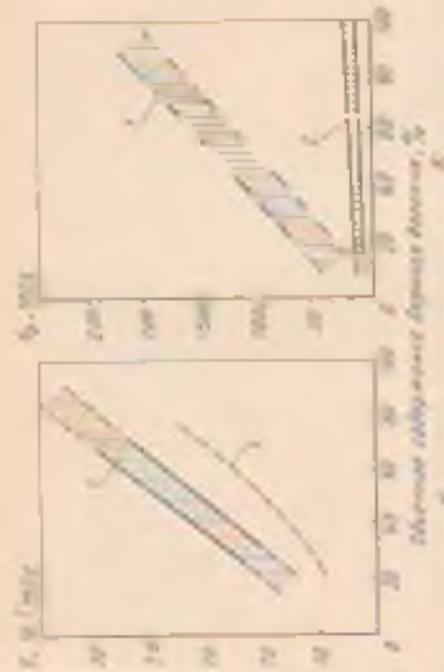


Рис. 100. Зависимость модуля упругости E (а) и прочности при растяжении σ_b (б) бор-алюминидов от содержания волокон: σ_b — в направлении ориентации волокон; $\sigma_{0.2}$ — в направлении, перпендикулярном направлению ориентации волокон

другое разрушение. Отличительной особенностью осевых композиционных материалов является наличие анизотропии механических свойств вдоль и поперек волокон и малая чувствительность к концентрации напряжений.

На рис. 107 приведены зависимости σ_b и E бор-алюминидов композиционного материала от содержания борного волокна вдоль (V_f) и поперек (V_{\perp}) его армирования. Чем больше объемное содержание волокон, тем выше σ_b , $\sigma_{0.2}$ и E вдоль оси армирования. Однако необходимо учитывать, что матрица может определять разрушение волоконных волокон в том случае, когда существует разница между их жесткостью и жесткостью матрицы. Для предотвращения контакта осевых волокон между собой необходимо обеспечить их покрытие, а также обеспечить, что матрица при содержании ее не менее 15-20%.

Матрица и волокна не должны иметь собой взаимодружающую прочность, так как это может привести к возникновению трещин в матрице при деформации материала.

Анизотропия свойств композиционных композиционных материалов учитывается при конструировании деталей для оптимальной жесткости путем согласования под воздействием в волокнах напряжений.

Армирование алюминидов, магнелидов и титановых сплавов композиционными композиционными бора, карбода кремния, диоксида титана и оксида алюминия значительно повышает жаропрочность. Особенностью композиционных материалов является малая скорость разрушения во времени (рис. 108, а) с повышением температуры.

сплавов. Содержание Al_2O_3 в САП колеблется от 6—9 % (САП-1) до 13—18 % (САП-3). С увеличением содержания Al_2O_3 $\sigma_{0.2}$ повышается от 300 для САП-1 до 400 МПа для САП-3, а относительное удлинение соответственно снижается с 8 до 3 %. Плотность этих интерметаллов равна плотности алюминия, они не уступают ему по коррозионной стойкости и даже могут заменить титан и коррозионно-стойкие стали при работе в интервале температур 250—500 °С. По длительной прочности они превосходят деформируемые алюминиевые сплавы. Длительная прочность σ_{1000} для сплавов САП-1 и САП-2 при 500 °С составляет 45—55 МПа.

Большие перспективы у никель-алюминидных дисперсно-упрочненных материалов. Наиболее высокую жаропрочность имеют сплавы на основе никеля с 2—3 об. % двуокиси тория или двуоксида гафния. Матрица этих сплавов обычно γ -твердый раствор Ni + 20 % Cr, Ni + 15 % Mo, Ni + 20 % Cr и Mo. Широко применяются следующие сплавы ВДУ-1 (никель, упрочненный двуокисью тория), ВДУ-2 (никель, упрочненный двуокисью гафния) и ВДУ-3 (матрица Ni + 20 % Cr, упрочненная окисью тория). Эти сплавы обладают высокой жаропрочностью. При температуре 1200 °С сплав ВДУ-1 имеет $\sigma_{100} \approx 75$ МПа и $\sigma_{1000} \approx 65$ МПа, сплав ВДУ-3 — $\sigma_{100} \approx 65$ МПа. Дисперсно-упрочненные композиционные интерметаллы, так же как волокнистые, стойки к разупрочнению с повышением температуры и длительности выдержки при данной температуре (см. рис. 198).

Области применения композиционных материалов не ограничены. Они применяются в авиации для высоконагруженных деталей самолетов (обшивки, лонжеронов, якорей, панелей и т. д.) и двигателей в (лопатки компрессора и турбины и т. д.), в космической технике для узлов силовых конструкций аппаратов, подвергнутых нагреву, для элементов жесткости, панелей, и автомобилестроении для облегчения кузовов, рессор, рам, капотей кузовов, бамперов и т. д., в горной промышленности (буровой инструмент, детали комбайнов и т. д.), в гражданском строительстве (пролеты мостов, элементы опорных конструкций высотных сооружений и т. д.) и в других областях народного хозяйства.

Применение композиционных материалов обеспечивает новый качественный скачок в увеличении мощности двигателей, энергетических и транспортных установках, уменьшения массы машин и приборов.

Технология получения полуфабрикатов и изделий из композиционных материалов достаточно хорошо отработана.

Подготовка для самопроверки

1. В чем различие механизмов упрочнения композиционных материалов — волокнистых и дисперсно-упрочненных?
2. Укажите основные причины пропущенных и молуля упругости волокон в интерметаллических кристаллах матрицы.

основе, дисперсионно-упрочненных материалов на основе Ni, Al, Ti и Cr. Методом порошковой металлургии получают различные материалы на основе карбидов W, Mo и Zr.

Спеченные алюминиевые сплавы (САС) применяют тогда, когда путем литья и обработки давлением трудно получить соответствующий сплав. Изготавливают САС с особыми физическими свойствами. САС содержат большое количество легирующих элементов (например, САС1: 25—30 % Si, 5—7 % Ni, остальное Al). Из САС1 делают детали приборов, работающих в паре со сталью при температуре 30—200 °С, которые требуют сочетания низкого коэффициента линейного расширения и малой теплопроводности.

В оптико-механических и других приборах применяют высокопрочные порошковые сплавы системы Al—Zn—Mg—Cu (ПН90, ПВ90Т1 и др.). Эти сплавы обладают высокими механическими свойствами, хорошей обрабатываемостью резанием и релаксационной стойкостью. Изделия из этих сплавов подвергают термической обработке по режимам Т1 и Т2 (см. с. 396).

Применяют гранулированные специальные сплавы с высоким содержанием Fe, Ni, Co, Mn, Cr, Zr, Ti, V и других элементов, мало растворимых в твердой фазе алюминия. Гранулы — литые частицы диаметром от десятых долей до нескольких миллиметров. При литье центробежным способом в канал жидкого металла охлаждаются в воде со скоростью 10⁴—10⁵ °С/с, что позволяет получать сильно пересыщенные твердые растворы перескользя элементов в алюминии. При последующих технологических нагревах (400—450 °С) происходит распад твердого раствора с образованием дисперсных фаз, упрочняющих сплав.

Все более широкое применение получают компактные материалы (1—3 % пористости) из порошков углеродистой и легированной стали, бронз, латуней, сплавов алюминия и титана для изготовления всевозможных шестерен, кулачков, вращов, корпусов подшипников, деталей автоматических передач и других деталей машин.

Изготавливают большое количество порошковых конструктивных (СП10-1 ... СП10-4, СП30-1 ... СП30-4, СП30ДЗ ... СП60Н2Д2-2, СП30НЗМ-2, СП10Ж-2, СП45ХЗ-2 и др.) марганцевомаслянистых (СПН12Х5М5ГЮ, СПН12Х5МЗТ и др.), коррозионно-стойких (СПХ17Н12, СПХ18Н13, СПХ23Н18 и др.) и других сталей. В маркировке сталей дополнительно введена буква «С», которая указывает класс материала — сталь, и буква «П» — порошковая. Цифра после дефиса показывает плотность стали в продвигат. Сталь подвергают термической обработке¹.

Свойства сталей, получаемых из порошков после термической обработки, во многих случаях уступают свойствам сталей, полученных обычными металлургическими методами. Механические

¹ Более подробно см.: Порошковая металлургия: Справочник. Киев: Наукова думка, 1985. 524 с.

свойства порошковой стали зависят от плотности и содержания кислорода. При пористости более 3% заметно уменьшаются $\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.1}$, K_{CU} , а приrost хладноломкости t_{00} возрастает даже при увеличении пористости более 2%. С повышенной содержанием кислорода более 0,01% снижается K_{CU} и повышается t_{00} .

Поэтому рекомендовать порошковую технологию для высоконагруженных стальных деталей нельзя. Вследствие более низких механических свойств, высокой стоимости исходного материала и энергоемкости процесса спекания порошковая конструкционная сталь может быть использована только для изготовления мало нагружаемых изделий, главным образом сложной формы.

Сплавы на основе цветных металлов (АЛП-2, АЛПД-2-4, АЛПЖ12-4, БрПБ—?, БрПО10—2, БрПО10ЦЗ—3, ЛП58Г2-2 и др.) нашли широкое применение в приборостроении электротехнической промышленности и электронной технике. В марке сплавов первые буквы указывают класс материала («Ал» — алюминий, «Бр» — бронза, «Л» — латунь и т. д.), суффикс «П» — порошковый сплав и число после дефиса — плотность материала в процентах. Буквы «Д» — медь, «Ж» — железо, «Г» — марганец и др.) в шифре и марке указывают состав сплава. Так же как обычные сплавы, порошковые сплавы на основе цветных металлов обладают высокой теплопроводностью и электропроводностью, коррозионной стойкостью, немагнитны, хорошо обрабатываются резанием и давлением.

Порошковая металлургия позволяет увеличить коэффициент использования металла и повысить производительность труда.

Экономическая эффективность достигается благодаря сокращению или полному исключению механической обработки. Вследствие высокой стоимости пресс-форм изготовление деталей машин методами порошковой металлургии эффективно только в массовом производстве.

Применение порошковых материалов рекомендуется при изготовлении деталей простой симметричной формы (цилиндрические, конические, зубчатые), малых массы и размеров. Конструктивные формы деталей не должны содержать отверстий под углом к оси вращения, выемок, внутренних полостей и выступов. Конструкция и форма детали должны позволять равномерное охлаждение полости пресс-формы порошковой, ее уплотнение, распределение напряжений и температуры при прессовании и удалении изделия из пресс-формы.

Вопросы для самопроверки

1. Каковы достоинства и недостатки порошковой металлургии?
2. Какие Вы знаете порошковые материалы и их основные свойства?
3. Как влияет пористость на механические свойства порошковых металлов?
4. Опишите свойства, технологию обработки и применение конструктивных порошковых материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Башин Ю. А., Ушаков В. К., Сивый А. Г. Термодинамика термической обработки. М.: Металлургия, 1982. 424 с.

Бернштейн М. Л. Прочность стали. М.: Металлургия, 1974. 190 с.

Бернштейн М. Л. Термодинамика обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1982. Т. 1. 350 с., Т. 2. 570 с.

Бернштейн М. Л., Забылин С. В. А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1979. 494 с.

Бокштейн С. З. Структура и свойства металлургических сплавов. М.: Металлургия, 1971. 498 с.

Боник К. П., Баранов А. А. Металлы, сплавы. М.: Металлургия, 1970. 283 с.

Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 6-е изд. М.: Металлургия, 1983. 439 с.

Геллер Ю. А., Рышгадт А. В. Инструментальные. 2-е изд. М.: Металлургия, 1982. 384 с.

Гондштейн М. И., Фарбу В. И. Дисперсионно упроченные стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.

Гондштейн М. И., Гренев С. В., Векслер Ю. Г. Спектральные стали. М.: Металлургия, 1982. 407 с.

Гондштейн М. И., Литвинов В. С., Ермаков Е. М. Металлофизика высокопрочных сталей. М.: Металлургия, 1980. 312 с.

Гренин Э. Спектральные стали. 7-е изд. М.: Металлургия, 1983. Т. 1. 301 с., Т. 2. 158 с.

Гуляев А. М. Металловедение. 5-е изд. М.: Металлургия, 1971. 666 с.

Гуляев А. П. Частая сталь. М.: Металлургия, 1976. 183 с.

Дубинин Г. А., Аврамова Ю. С. Конструктивные проволочные и кабельные материалы. М.: Машиностроение, 1973. 295 с.

Дьяченко С. С., Рабушкин В. Б. Физические основы прочности металлов. Харьков: Визд. шк. 1982. 184 с.

Журалов В. Н., Ивоннов С. Н. Металлофизические стали. Серпентина. М.: Машиностроение, 1981. 380 с.

Златоустовский В. С. Металлофизические металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1983. 355 с.

Колманский Н. С. Химико-термическая обработка металлов. М.: Машиностроение, 1970. 282 с.

Контроль качества термической обработки сталей: методические указания и справочник. Справочник. Тираж ред. В. Л. Калашова. М.: Машиностроение, 1984. 283 с.

Колчанов Б. А. Основы физики металлов. М.: Машиностроение, 1974. 152 с.

Колчанов Б. А., Габдуллин Р. М., Пагуляев Ю. В. Технологии термической обработки сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 275 с.

Колдобица Е. А., Лещинский В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка сталей металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 413 с.

Лактин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1977. 359 с.

Лактин Ю. М., Арзамасов В. I. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1977. 290 с.

Лактин Ю. М., Калаш В. Д. Азотирование сталей. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

Лещинский В. С. Спектральные стали. Москва: Высшая школа, 1982. 208 с. Металлофизические. Тираж ред. В. П. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1981. 283 с.

Малышев М. В. Металлофизика конструктивных сталей металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1971. 367 с.

Металлы и сплавы. Конспект лекций. Москва: Высшая школа, 1971. 273 с.

Пагуляев Ю. В. Термическая обработка металлов. Киев: Высшая школа, 1980. 266 с.

Новиков Н. Н. Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1983. 210 с.

Павлов И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1946. 480 с.

Новиков Н. Н., Поруный В. К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелкими зернами. М.: Металлургия, 1961. 458 с.

Пастухов Ж. П., Рышгадт А. Г. Пружинные сплавы. М.: Металлургия, 1975. 354 с.

Павлов И. И., Флашечков металлосведение в разоборку сталей. Тираж ред. с. 1982. М.: Металлургия, 1982. 180 с.

Поруный В. И., Бабич В. И. Дисперсионно-упрочненные материалы. М.: Металлургия, 1971. 199 с.

Рышгадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. 3-е изд. М.: Металлургия, 1962. 496 с.

Рондано О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 176 с.

Смирнов А. П., Смирнов П. А., Белов А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1974. 488 с.

Справочник металлурга. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1978. Т. 2. 720 с.

Термическая обработка и закалка сталей. Справочник. Тираж ред. Ю. М. Дьяченко. А. Г. Рышгадт. М.: Машиностроение, 1980. 354 с.

Тренка, диссертация в области Серпентина. Тираж ред. И. Б. Крайневского. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.

Ульянов Е. А., Савицкий Т. В., Лукин Ф. П. Коррозионная стойкость сплавов на основе железа и никеля. М.: Металлургия, 1988. 262 с.

Ульянов Е. А. Коррозионные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1980. 258 с.

Уманский Я. С., Скажи Ю. А. Физика металлов. М.: Атомиздат, 1978. 384 с.

Штольманский К. Э. Упрочнение деталей из сталей конструктивных металлов при закалке в масле. М.: Машиностроение, 1972. 280 с.

Штольманский К. Э. Прочность сталей. Дефекты релаксации. М.: Металлургия, 1982. 278 с.

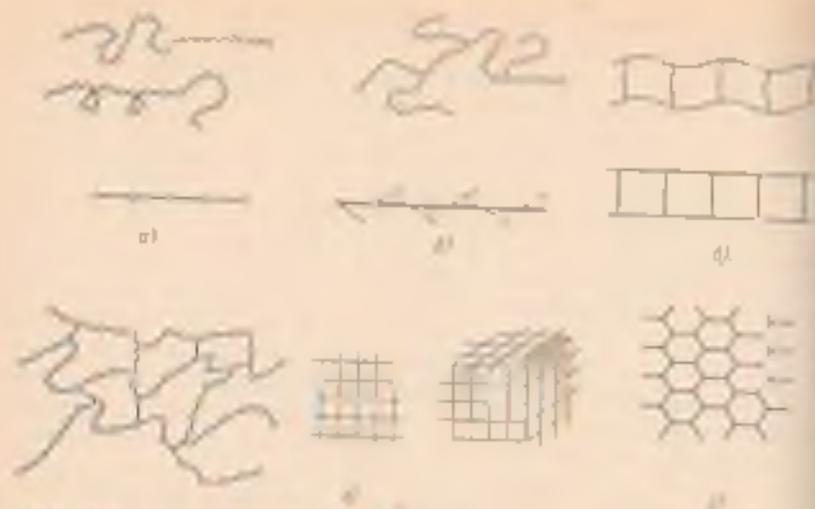


Рис. 199. Формы макромолекул полимеров:

а — линейная; б — разветвленная; в — сшитая; г — кристаллическая, д — аморфная.

встречается. Представителями из антропогенных хромифторгалогенных соединений.

К неорганическим полимерам относятся силикатное стекло, керамика, слюда, асбест. В составе этих (неорганических) углеродистых скелета лет. Основу неорганических материалов составляют оксиды кремния, алюминия, магния, кальция и др.

В силикатах существуют два типа связей: атомы в цепи соединены ковалентными связями (Si—O), а цепи между собой — ионными связями. Неорганические полимеры отличаются более высокой плотностью и высокой длительной теплостойкостью. Однако стекла и керамика хрупкие, плохо переносят динамические нагрузки. К неорганическим полимерам относятся также графит, представляющий собой углеродный полимер.

В технических материалах используют отдельные виды полимеров и сочетания различных групп полимеров (также материалы являются композиционными (карбонит, стеклопластики).

Способные свойства полимеров обусловлены структурой их макромолекул. По форме макромолекул полимеры делят на линейные (цепочные), разветвленные, кольцевые, винтовые (спиральные), пространственные или сетчатые. Линейные макромолекулы полимера представляют собой длинные цепи — звенья или звенья в спиральном порядке (рис. 199, а).

Гибкие макромолекулы с высокой прочностью вдоль цепи — слабыми межмолекулярными связями обеспечивают эластичность материала, способность его растягиваться при нагреве, а при охлаждении вновь затвердевать (полиэтилен, полипропилен и др.).

Разветвленные макромолекулы (рис. 199, б), являясь также линейными, отличаются наличием боковых ответвлений, что препятствует их плотной упаковке (полиизобутилен).

Макромолекула лестничного полимера (рис. 199, в) состоит из двух цепей, соединенных химическими связями. Лестничные полимеры имеют более жесткую основную цепь и обладают повышенной теплостойкостью, большей жесткостью, они нерастворимы в стандартных органических растворителях (кремнийорганические полимеры).

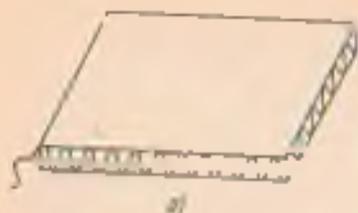
Пространственные или сетчатые полимеры образуются при соединении («сшивке») макромолекул между собой в поперечном направлении прочными химическими связями непосредственно или через химические элементы или радикалы. В результате образуется сетчатая структура с различной плотностью сетки (рис. 199, г). Редкосетчатые (сетчатые) полимеры теряют способность растворяться и плавиться, они обладают упругостью (мягкие резины). Густосетчатые (пространственные) полимеры отличаются твердостью, повышенной теплостойкостью, нерастворимостью. Пространственные полимеры лежат в основе конструктивных неметаллических материалов. К сетчатым полимерам относятся также пластинчатые (паркетные) полимеры (рис. 199, д, графит).

По фазовому состоянию полимеры подразделяют на аморфные и кристаллические.

Впервые в работах В. А. Каргина, А. И. Китайгородского и Г. Д. Слонимского (1957 г.) показано, что макромолекулы в полимере расположены не хаотично, а имеют упорядоченное взаимное расположение. Структура, возникающая в результате упорядоченной укладки молекул, называют *надмолекулярными*, упорядоченность в структурообразовании определяется гибкостью линейных и разветвленных макромолекул, способностью их менять форму, перемещаться по частям; большое влияние оказывают жесткость цепи и силы межмолекулярного притяжения. Вследствие этих представлений получили дальнейшее развитие. Однако вопрос надмолекулярных структур в аморфных полимерах окончательно не сформулирован.

Аморфные полимеры однофазны и построены из цепных молекул, собранных в пакки. Пачка состоит из многих рядов макромолекул, расположенных последовательно друг за другом. Пачки способны перемещаться относительно соседних элементов, так как они являются структурными элементами.

Некоторые 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. Структура в этих полимерах флуктуационна, термодинамически



а)



б)



в)

Рис. 200. Надмолекулярная структура полимеров.

а — пленка, состоящая из регулярного кристалла; б — сфера сферулита; в — пленка фибрилл, состоящая по типу кристаллической фазы

в нестабильном и хаотично перемещаются относительно наибольших временных масштабов.

Кристаллические полимерные структуры образуются в том случае, если молекулы 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° . Затем ленты соединяются друг с другом своими плоскими сторонами, образуя пластины (рис. 200, а). Эти пластины наслаиваются, в результате чего получаются пластинчатые кристаллы.

В том случае, когда образование из более мелких структурных элементов правильных объемных кристаллов затруднено, возникают сферолиты (рис. 200, б). Сферолиты состоят из лучей образованных чередованием кристаллических и аморфных участков. В процессе ориентации гибкоцепных полимеров получаются фибриллярные структуры, состоящие из микрофибрилл (рис. 200, в). Между кристаллитами находятся аморфные участки.

Кристаллические структуры являются дискретными, организованными, термодинамически стабильными. В отсутствие внешних силочных полей время жизни $t \rightarrow \infty$ (полиэтилен, полипропилен, полиамиды и др.). Кристаллизация происходит в определенном интервале температур. В обычных условиях полной кристаллизации не происходит и структура получается двухфазной. Кристаллическость сообщает полимеру большую жесткость и твердость, а также теплоустойчивость. При длительном хранении, эксплуатации и переработке надмолекулярные структуры могут претерпевать изменения.

Полярность полимеров подразделяют на полярные и неполярные. Полярность определяется наличием в их составе диполей — разобщенных центров распределения положительных и

отрицательных зарядов. Первым условием полярности является присутствие в полимере полярных связей (группировок — Cl , —F , —OH), вторым — несимметрия в их структуре. По полярности связи $\text{C—H} < \text{C—N} < \text{C—O} < \text{C—F} < \text{C—Cl}$. В неполярных полимерах дипольные моменты связей атомов взаимно компенсируются.

Неполярные полимеры (на основе углеводов) являются высококачественными высокочастотными диэлектриками, они обладают хорошей морозостойкостью. Полярность сообщает полимерам жесткость, теплостойкость, но морозостойкость у полярных полимеров низкая.

Все полимеры по отношению к нагреву подразделяют на термопластичные и термореактивные.

Термопластичные полимеры при нагреве размягчаются, даже плавятся, при охлаждении затвердевают; этот процесс обратим. Структура макромолекул таких полимеров линейная или разветвленная.

Термореактивные полимеры на первой стадии образования имеют линейную структуру и при нагреве размягчаются, затем вследствие протекания химических реакций затвердевают (образуется сшитая структура) и в дальнейшем остаются твердыми. Отвержденное состояние полимера называется термостабильным.

7. ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Особенности строения полимеров оказывают большое влияние на их физико-механические и химические свойства. Вследствие высокой молекулярной массы они неспособны переходить в равновесное состояние, при нагреве образуют вязко-вязкое состояние, а термостабильные даже не размягчаются. С повышением молекулярной массы уменьшается растворимость.

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: стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем.

Стеклообразное состояние — твердое, аморфное (атомы, входящие в состав молекулярной цепи, совершают колебательные движения около положения равновесия; движения звеньев и перемещение макромолекул не происходит).

Высокоэластическое состояние присуще только высокомолекулярным полимерам, характеризуется способностью материала к большим обратимым изменениям формы при небольших нагрузках (колеблются звенья, и макромолекула приобретает способность изгибаться).

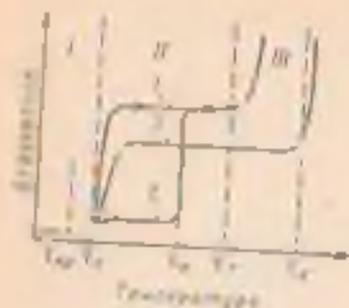


Рис. 201. Термомеханические кривые аморфного (I), кристаллического (II) и частично кристаллического (III) полимеров (T_g , T_c , T_g — температуры стеклования, кристаллизации, начала химического разложения соответственно). I—III — участки аморфного, частично кристаллического и кристаллического состояний

Вязкотекучее состояние вытесняет жидкое состояние и отличается от него очень большой вязкостью (подвижна вся макромолекула). С изменением температуры аморфный для разветвленного полимера может переходить из одного физического состояния в другое.

Полимеры с пространственной структурой входят только в стеклообразное состояние. Редкосетчатая структура позволяет получать полимеры в стеклообразном и высокоэластическом состояниях. Различные физические состояния полимера образуются при изменении его деформации и температуры. Графическая зависимость деформации, развивающейся за определенное время при заданном напряжении от температуры называется термоэластичной кривой (рис. 201). На кривой имеются три участка, соответствующие трем физическим состояниям. Средние температуры переходных областей называются температурой перехода. Для линейного некристаллизующегося полимера (кривая I) область I — область упругих деформаций ($\lambda = 2-5\%$), связанная с изменением расстояния между частями вещества. При температуре ниже T_g полимер становится хрупким. Разрушение происходит в результате разрыва химических связей в макромолекуле. В области II небольшие напряжения вызывают перемещение отдельных сегментов макромолекул и их ориентацию в направлении действующей силы. После снятия нагрузки молекулы в результате действия молекулярных сил принимают первоначальную равновесную форму. Высокоэластическое состояние характеризуется значительными обратимыми деформациями (сотни процентов). Около точки T_c кроме упругой и высокоэластической деформации возникает и пластическая.

Кристаллические полимеры ниже температуры плавления — кристаллизации T_c — являются твердыми, но имеют различную эластичность (см. рис. 201, кривая II) вследствие наличия аморфной части, которая может находиться в различных состояниях. При T_c кристаллическая часть плавится и термомеханическая кривая почти скачкообразно достигает участка кривой I, соответствующего высокоэластической деформации, как у аморфного полимера.

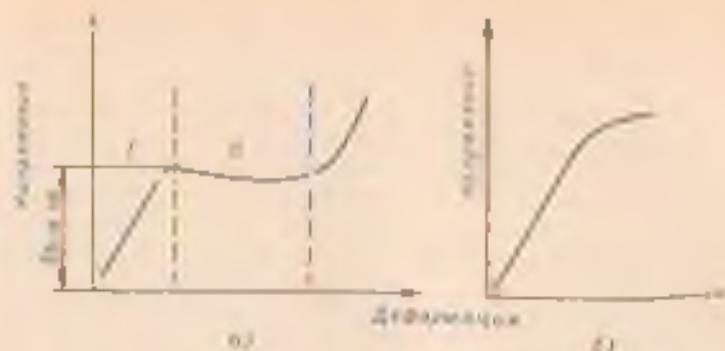


Рис. 202. Диаграммы растяжения:

a — стеклообразного полимера ($T_{\text{пред.}} = T_c$ — предел вынужденной эластичности); б — полимера с малой сетчатой структурой; I — область упругих деформаций; II — область высокоэластической деформации

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 ее пастуласт, расширяется высокоэластическая область и ее верхней границей становится температура химического разложения полимера (t_d).

Температурные переходы (T_g и T_c) являются одними из основных характеристик полимеров.

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 действиях 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 $T_g - T_c$, и при нагреве выше T_c они обратимы (рис. 202 а). Максимум на кривой соответствует условию $da/ds = 0$ и называется пределом вынужденной эластичности. У полимеров с плотной сетчатой структурой под действием нагрузки возникает упругая и высокоэластическая деформация, пластическая деформация обычно отсутствует (шеллоформальдегидная смола в стадии резки). По сравнению с линейными полимерами упругие деформации составляют относительно большую часть, высокоэластических деформаций гораздо меньше. 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%.



Рис. 20. Зависимость напряжения от деформации для кристаллического линейного полимера

весь образец превратился в шайку, процесс переходит в третью стадию (участок III) — как и в аморфных разрывом. По структуре и свойствам материал шейки отличается от структуры и свойств исходного образца: элементы кристаллической структуры ориентированы в одном направлении (происходит рекристаллизация). Зависимость напряжения от деформации при разных температурах и постоянной скорости растяжения для аморфного и кристаллического полимеров приведена на рис. 204. При $T < T_g$ кривые напряжения — деформации для кристаллического полимера подобны кривым для стеклообразного полимера.

Ориентационное упрочнение. Полимеры как в кристаллическом, так и в стекловидном состоянии могут быть ориентированы. Процесс осуществляется при медленном растяжении образца, находящегося в высокоэластическом или вязкотекучем состоянии. Макромолекулы и элементы надмолекулярной структуры ориентируются в силовом поле, приобретают упорядоченный

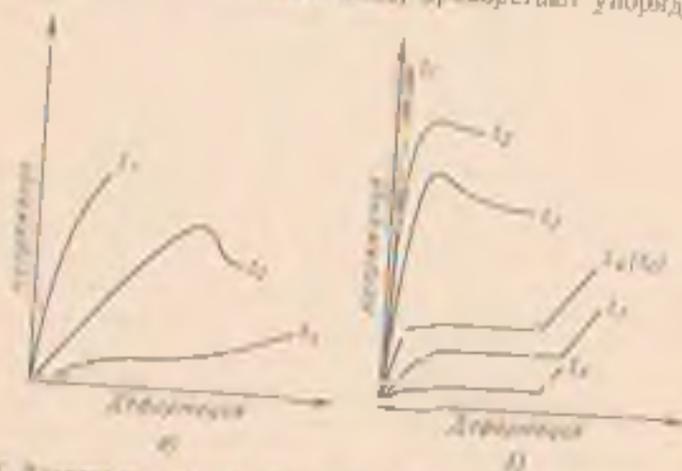


Рис. 204. Давление температуры на характер кривых напряжения — деформации: а — аморфный полимер; б, в, г — кристаллический полимер; б, в, г —

структуру по сравнению с неориентированными. После того как достигнута желаемая степень ориентации, температура снижается ниже t_0 и полученная структура фиксируется.

В процессе ориентации возрастает межмолекулярное взаимодействие, что приводит к повышению t_0 , снижению t_g и особенно к повышению прочности. Свойства материала получают анизотропными. Различают одноосную ориентацию, применяемую для получения волокон, пленок, труб, и многоосную, проводимую 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.

Некоторые свойства ориентированных аморфных и кристаллических полимеров одинаковы, однако они различаются фазовым состоянием, поэтому с течением времени у кристаллических полимеров улучшается их структура, в аморфные ориентированные полимеры чаще всего в дальнейшем дезориентируются (особенно при нагреве).

Релаксационные свойства полимеров. Механические свойства полимеров зависят от времени действия и скорости приложения нагрузок. Это обусловлено особенностями строения макромолекул. Под действием приложенных напряжений происходят как распрямление и раскручивание цепей (меняется их конформация), так и перемещение макромолекул, пакетов и других надмолекулярных структур. Все это требует определенного времени, и установление равновесия (релаксация) достигается не сразу (от 10^{-4} с до нескольких суток и месяцев). Практическое значение имеют случаи релаксации напряжения при неизменяемом относительном удлинении и ползучести при постоянной нагрузке в статических условиях. Когда образец мгновенно доведен до какого-то значения деформации ϵ , и он поддерживается постоянной, то от перестройки структуры наблюдается постепенное падение напряжения в материале, происходит релаксация напряжений.

Для линейного полимера в условиях действия внешнего напряжения происходят перемещения макромолекул относительно друг друга. Напряжение постепенно снижается и в пределе стремится к нулю (рис. 205, а, кривая 1). В сетчатых полимерах процесс релаксации не может нарушить межмолекулярные химические связи, поэтому напряжение стремится не к нулю, а к какому-то равновесному значению (σ_{∞}). Величина σ_{∞} зависит от плотности химических связей цепи сетки (рис. 205, а, кривая 2).

Процесс релаксации при постоянном напряжении (ползучесть) показан на рис. 205 б. Деформация меняется во времени. Как для линейного, так и для сетчатого полимеров вначале мгновенно

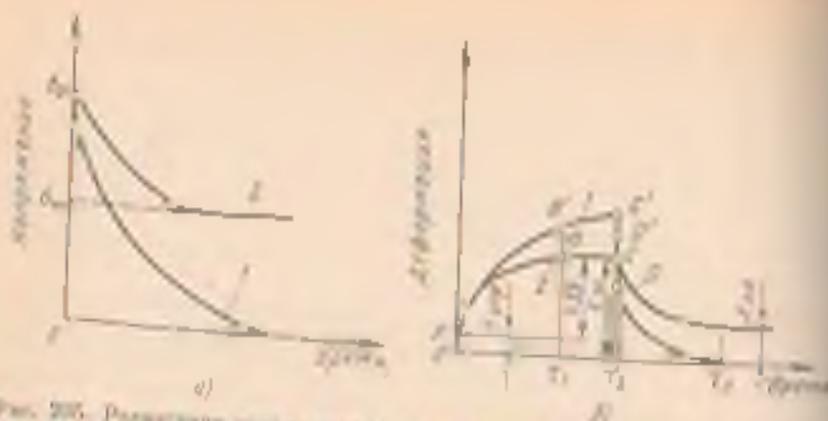


Рис. 206. Различные напряжения (1) и зависимость деформации от времени (2) для растянутого линейного (1) и сшитого (2) полимеров

можно равняется упругая деформация (участок OA). Затем от точки A в обоих образцах постепенно развивается равновесная высокоэластическая деформация. Для линейного полимера су-марная деформация $\epsilon = \epsilon_{ул} + \epsilon_{в.э} + \epsilon_{пл}$ более высокая. Через время t_1 она продолжает расти (процесс течения), а в сшитом полимере устанавливается тангенсовая высокоэластическая деформация $\epsilon = \infty$ (пластическая деформация отсутствует).

После снятия нагрузки (время t_2) упругая деформация (CD , OA) исчезает мгновенно, высокоэластическая — постепенно релаксирует в остаточном полимере до нуля, а в линейном остаточная пластическая деформация. Для всех полимеров характерно понижение предела прочности с увеличением скорости нагружения (рис. 206). При этом уменьшается влияние неупругих деформаций возрастает.

Для эластомеров графическая зависимость напряжения σ — деформация ϵ при нагружении и разгрузке образца называется *петлей гистерезиса* (рис. 207). При быстром нагружении (кривая 1) вячение деформация отстает от равновесного (кривая 2). Равновесная деформация соответствует зависимости релаксационных процессов. На отрезке Ob , возникает пластическая деформация. Площадь петли гистерезиса — это разность между работой, затраченной на нагружение образца, и работой при снятии нагрузки. Чем больше площадь петли гистерезиса, тем больше энергии рассеивается, тратится на нагрев и активацию химических процессов.

При деформации полимерные материалы, так же как и металлы, обладают статическим и динамическим сопротивлением. Зависимость долговечности полимера от напряжения, температуры и структуры выражается формулой Журавля:

$$\sigma = \sigma_0 e^{-\alpha \epsilon} e^{-\beta T} e^{-\gamma \rho}$$

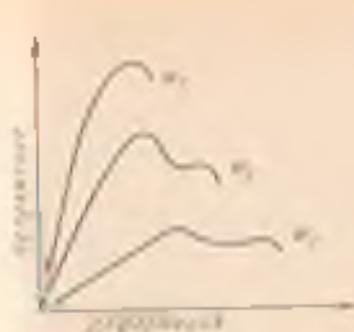


Рис. 206. Влияние скорости W приложения нагрузки на характер кривых растяжения ($W_1 > W_2 > W_3$)

Рис. 207. Петля гистерезиса при растяжении-сжатии эластомера:

1 — нагружение, 2 — разгрузка, 3 — равновесное состояние

где τ_0 — постоянная (для всех материалов 10^{-10} — 10^{-12} 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.

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, тепло, 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.

Сущность старения заключается в сложной цепной реакции, протекающей с образованием свободных радикалов (реже ионов), которая сопровождается деструкцией и структурной деградацией полимера. Обычно старение является результатом окисления полимеров

атмосферным кислородом. Если преобладает деструкция, то полимер размягчается, выдвигаются летучие вещества (например, натуральный каучук) при структурировании повышаются твердость, хрупкость, наблюдается потеря эластичности (бутадиеновый каучук, полстирол). При высоких температурах (200—500 °С и выше) происходит термическое разложение органических полимеров, при этом пиролиза полимера сопровождается испарением летучих веществ, на поверхности полимерного материала во всем объеме образца образуются молекулы, способные испаряться.

Стабильны к термодеструкции полимеры, обладающие высокой теплотой полимеризации (полистирол, полифенолы), полимеры с полярными заместителями (фторполимеры). Процессы старения ускоряются под действием механических напряжений. Стойкие к озону кремнийорганические соединения. В тропической атмосфере устойчивы полиэтилен, политетрафторэтилен, полиамидные волокна, неустойчивы натуральный и синтетические каучуки, вискоза, хлопчатобумажные волокна.

Для замедления процессов старения в полимерные материалы добавляются стабилизаторы (различные органические вещества), антиоксиданты (аммины, фенолы и др.).

Действительная устойчивость стабилизированных материалов значительно возрастает. Срок эксплуатации хрупкости полиэтилена, стабилизированного сажей, составляет свыше 5 лет. Трубы из поливинилхлорида могут работать 10—25 лет.

Радиационная стойкость полимеров. Под действием ионизирующих излучений в полимере происходит окисление и возбуждение, которые сопровождаются разрывом химических связей и образованием свободных радикалов. Наиболее важными являются процессы сшивания или деструкции.

При сшивании увеличивается молекулярная масса, повышается теплостойкость и механические свойства. При деструкции, наоборот, молекулярная масса снижается, повышается растворимость, уменьшается прочность. К структурирующимся полимерам относятся полиэтилен, полипропилен, полиакрилонитрил, полистирол, фенолформальдегидные и эпоксидные смолы, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонат. Наиболее устойчивы к радиации полимеры, имеющие бензольное кольцо в виде боковой группы (полистирол). Структура $C_6H_5-CH_2-CH_2-CH_2$ имеет большое число энергетических уровней, вследствие чего поглощаемая энергия быстро рассеивается по всей молекуле, не вызывая химической реакции. Деструктурируются политетрафторэтилен, политрифторэтилен, нитроцеллюлоза, полиметилметакрилат. Для повышения радиационной стойкости в полимеры вводят антирады (ароматические аммины, фенолы, дающие эффект рассеяния энергии).

Радиационная стойкость полимеров выражается дозой поглощенного излучения и для разных полимерных материалов приведена в табл. 208.

трех потоков. Наряду с химическими превращениями при деструкции полимеров важную роль играют процессы тепло- и массообмена.

Адгезивная стойкость определяется детальной структурой ризла к металлической, термической и термоокислительной структуре. На адгезивную стойкость влияет также структура полимера. Материалы в основе полимером линейного строения имеют низкую стойкость (происходит деполимеризация в деструкции). Температура аблации не превышает 900 °C. Материалами на основе термостойкого полимера листового или сегментного строения (фенолоформальдегидные, кремнийорганические и др.) имеют более высокую стойкость к аблации. В них протекают процессы структурирования и сбе углерокивания (карбонизации). Температура аблации может достигать 3000 °C. Для увеличения адгезивной стойкости вводят армирующие наполнители. Так, стеклянные волокна оплаиваются при этом расходуется много тепловой энергии металлов, поэтому при кратковременном действии выдерживает температуры внутри себя материала выдерживают до 200—350 °C и сохраняют механическую прочность.

Адгезия. Адгезией называется сцепление разнородных тел, приведенных в контакт. Адгезия обусловлена межмолекулярным взаимодействием. На способности полимеров к адгезии основаны их использование в качестве клеек, лакокрасочных материалов, наполнителей и армированных полимерных материалов. Для соединения адгезивного соединения один из материалов должен быть клеевым, текучим (адгезив), а другой может быть твердым (субстрат).

Иногда при соединении одинаковых материалов возникает самосцепляемость (аутогенез). Количество адгезии оценивается силой разрушения соединений, которая называется адгезивной прочностью.

Для объяснения физико-химической сущности адгезивных явлений предложены следующие теории: адсорбционная, электростатическая 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. Кроуной) 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. Вонским, предполагает, что при образовании связи между молекулами полимера адгезива электрический механизм адгезии заключается в адгезии обуславливается перемещением макромолекул поверхностных слоев в результате их взаимодиффузии. Для получения высоких

адекватной прочности необходимо, чтобы адгезив был полимером с гибкими межмолекулярными. На прочность соединения влияют температура, давление, время. Большое значение имеет смачивание поверхности субстрата адгезивом.

Вопросы для самопроверки

1. Какие материалы относятся к неметаллическим, какие из них являются пластичными и жесткими и почему?
2. Как зависит форма макромолекул полимеров от их физико-механических свойств?
3. Как классифицируются полимеры материалами по происхождению, отношению к воде, растворимости?
4. Какие полимеры являются термопластичными, терморезистивными? Приведите примеры.
5. Какие полимеризуют в зависимости прочностных характеристик термопластичных и терморезистивных полимеров?
6. Что называют в термодинамической кривой и жакета она для полимеров с разной структурой?
7. В чем состоит старение полимерных материалов?

ГЛАВА XXVII. ПЛАСТИЧЕСКИЕ МАССЫ

Пластмассы (пластики) называют искусственными материалами, получаемые на основе органических полимерных связующих веществ. Эти материалы способны при нагреве 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 нагреве, или при последующем охлаждении.

1. СОСТАВ, КЛАССИФИКАЦИЯ И СВОЙСТВА ПЛАСТМАСС

Обязательным компонентом пластмасс является связующее вещество. В качестве связующих для большинства пластмасс используют синтетические смолы, реже применяют эфиры целлюлозы. Многие пластмассы, главным образом термодлястичные, состоят из одного связующего вещества, например целлюлоза, 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 механические свойства, снижают усадку при затвердевании и придают материалу те или иные специфические свойства. Для повышения адгезивности и облегчения обработки добавляют пластификаторы (фталевую кислоту, стеарины, лаурилсульфат и др.). Наконец,

исходная композиция может содержать отвердителя (амины) или катализаторы (перекисные соединения) процесса отверждения термочувствительных связующих, ингибиторы, предохраняющие полуфабрикаты от их самопроизвольного отверждения, а также красители.

Свойства пластмасс зависят от состава отдельных компонентов, их сочетания и количественного соотношения что позволяет называть характеристиками пластики в достаточно широких пределах.

По характеру связующего вещества пластмассы подразделяют на термочувствительные (термопласты), получаемые на основе термопластичных полимеров, и термостабильные (реактопласты), получаемые на основе термореактивных смол. Термопласты удобны для переработки и изделия дают незначительную усадку при формовании (1—3%). Материал отличается большой упругостью, малой хрупкостью и способностью к ориентации. Обычно термопласты готовят без наполнителя. В последнем случае применяют термопласты с наполнителем в виде минеральных и синтетических волокон (органипласты).

Термореактивные полимеры после отверждения и перехода связующего в термостабильное состояние хрупки, часто дают большую усадку (до 10—15%) при их переработке, поэтому в их состав вводят усилители и наполнители.

По виду наполнителя пластмассы делят на порошковые (карболиты) с наполнителем в виде древесной муки, графита, талька и др.; волокнистые с наполнителем в виде очесов хлопка и льна (волокниты), стеклянного волокна (стекловолокниты), асбеста (асбестокарболиты), слюды, содержащие листовые наполнители (листы бумаги и гетинакс, хлопчатобумажные, стеклянные, асбестовые ткани в текстолите, стеклопластике и асбестокарболите, древесный шпон в древеснослоистых пластиках); газонаполненные (наполнитель — воздух или нейтральные газы — пено- и поропласты).

По назначению пластмассы можно подразделить на строительные (конструктивные, фрикционные и антифрикционные, электроизоляционные) и специальные (оптически прозрачные, хладостойкие, электроизоляционные, теплоизоляционные, декоративные, уплотнительные, вспомогательные). Однако это деление условно, так как одна и та же пластмасса может обладать рядом свойств.

Особенностями пластмасс являются малая плотность (1—2 г/см³), низкая теплопроводность (0,1—0,3 Вт/(м·К)), значительное тепловое расширение, в 10—30 раз больше, чем у стали (15—100·10⁻⁶°С⁻¹); хорошие электроизоляционные свойства; высокая химическая стойкость; фрикционные и антифрикционные свойства. Прочность многих пластики сопоставима с прочностью стали и выше. Пластмассы имеют хорошие технологические свойства.

Недостатками пластмасс являются низкая теплоустойчивость, низкая модуль упругости и ударная вязкость по сравнению с металлами и сплавами, а для некоторых пластмасс склонность к старению.

В. ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ ПЛАСТМАССЫ

В основе термопластичных пластмасс лежат полимеры линейной или разветвленной структуры, иногда в составе полимерной вводятся пластификаторы. Термопласты имеют определенную рабочую температуру, свыше 60—70 °С повышается вязкость и снижаются физико-механические свойства. Более теплоустойчивые структуры могут работать до 150—250 °С, а аморфные с жесткими цепями и сложными структурами устойчивы до 400—600 °С.

При длительном статическом нагружении повышается вязкоупруго-эластическая деформация и прочность снижается. С увеличением скорости деформирования не успевают развиваться вязкоупруго-эластическая деформация и проявляется жесткость, иногда даже хрупкое разрушение. Более прочными и жесткими являются кристаллические полимеры. Предел прочности термопластов составляет 10—100 МПа. Модуль упругости ($1,8—3,5 \cdot 10^8$ МПа). Они хорошо сопротивляются усталости, их долговечность выше, чем у металлов. Предел выносливости составляет 0,2—0,3 предела прочности. При тестах нагружения свыше 20 Гц происходит разогрев материала и уменьшается прочность.

Термопласты делят на непolarные и полярные.

Наполярные термопластичные пластмассы. К ним относятся полиакрилат, полипропилен, полистирол и фторопласт-4.

Полипропилен $(-CH_2-CH_2-)_n$ — продукт полимеризации бисолефинового газа этилена, относящийся к кристаллизующимся полимерам. По плотности полипропилен подразделяют на полипропилен низкой плотности, получаемый в процессе полимеризации при высоком давлении (ППНД), содержащий 55—65 % кристаллической фазы, и полипропилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ППВД), массовой кристаллической до 74—85 %.

Чем выше плотность и кристаллическая полипропилен, тем выше прочность и теплоустойчивость материала. Давительно полипропилен можно применять при температуре до 90—100 °С. Морозостойкость достигает — 70 °С и ниже. Полипропилен химически стабилен и при нормальной температуре не растворяется ни в одном из известных растворителей.

Недостатком полипропилена является его подверженность старению. Для защиты от старения в полипропилен вводят стабилизаторы и антиоксиданты (2—3 % смеси замедляет процессы старения в 30 раз).

Под действием ионизирующего излучения полипропилен теряет способность приобретать большую прочность и теплоустойчивость.

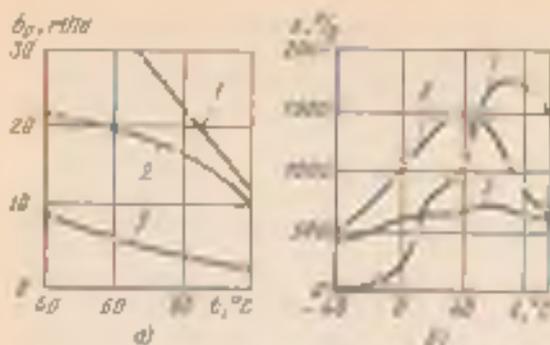


Рис. 209. Зависимость σ_t и ϵ для полиэтилена и его температур:

а — прочность; б — удлинение. Полиэтилен марки ПЭД — по рис. 208; для образца ПЭД — по рис. 208, б.

Полиэтилен применяют для изготовления труб, литых и прессованных несложных деталей, пленок, он служит покрытием на металлах для защиты от коррозии, влаги, электрического тока.

Сополимеры этилена с пропYLEНОМ выпускаются под маркой СЭП, с винилацетатом — «эвонлен», «миравитан» (ГДР), с бутадиеном — I-СЭБ. Эти материалы имеют меньшую степень кристалличности, повышающую гибкость, ударную прочность, прозрачность, стойкость к низким температурам и стойкость к растрескиванию; адгезию и способность к наполнению, свариваемости. Однако по сравнению с полиэтиленом их жесткость и температура плавления ниже. При введении 15—30% сополимера материал приобретает свойства каучука.

На рис. 209 приведена температурная зависимость σ_t и ϵ для полиэтилена и СЭП, а на рис. 210 — водопоглощение пленками термопластов. Применяют сополимеры для литых изделий, труб, гибких шлангов, финигов, пленок и др.

Полипропилен ($-\text{CH}_2-\text{CHCH}_3-$)_n является производной этилена. Применяя металлоорганические катализаторы, получают полипропилен, содержащий значительное количество стереорегулярной структуры. Это жесткий нетоксичный материал с высокими физико-механическими свойствами. По сравнению с полиэтиленом этот пластик более теплоустоек: 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 полимера является его невысокая морозостойкость (от -10 до -20°C). Полипропилен применяют для изготовления

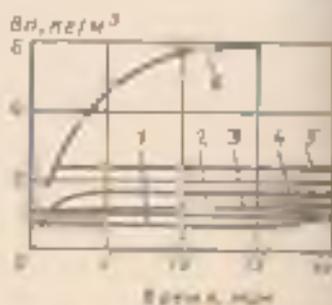


Рис. 210. Водопоглощение (W) пленками термопластов:

1 — СЭП; 2 — ПВД; 3 — ПЭД; 4 — полипропилен; 5 — полистирол; 6 — кристаллический полипропилен.

труб, конструктивных деталей автомобилей, мотоциклов, холодильников, корпусов насосов, различных емкостей и др. Пленки используются в основном для изготовления изоляционных пленок.

Полистирол $(-CH_2-CH(C_6H_5)-)_n$ — твердый, жесткий, прозрачный, аморфный полимер. Ударная вязкость Полистирола наиболее хорошо окисляется, растворим в бензоле. Полистирол наиболее стоек к воздействию концентрирующего излучения по сравнению с другими термопластами (наличие в макромолекулах фенильного радикала C_6H_5).

Недостатками полистирола являются его невысокая теплоустойчивость, склонность к старению, образованию трещин.

Ударопрочный полистирол представляет собой блоксополимер стирола с каучуком (УПС). Такой материал имеет в 3—5 раз более высокую ударную вязкость и в 10 раз более высокое относительное удлинение по сравнению с обычным полистиролом. Высокопрочные АБС-пластики (акрилонитрилбутадиено-стирольные) отличаются повышенной химической стойкостью и светостойкостью. Однако такие сополимеры имеют более высокие диэлектрические свойства по сравнению с чистым полистиролом. Из полистирола изготавливают детали для радиотехники, телевизоров и приборов, детали машин, посуды для воды и химикатов, пленки стирофарма для электроизоляции, в АБС-пластики применяют для деталей автомобилей, телевизоров, лодок, труб и т. д.

Фторопласт-4 (фторлон-1) политетрафторэтилен $(-CF_2-CF_2-)_n$ является аморфно-кристаллическим полимером. До температуры $250^\circ C$ сохраняет кристаллическую структуру и не выдает своих механических свойств, поэтому длительно эксплуатировать фторопласт-4 можно до температуры $250^\circ C$. Разрушение материала происходит при температуре выше $415^\circ C$. Аморфная фаза характеризуется высокой вязкостью. При весьма низких температурах (до $-269^\circ C$) пластик не охрупчивается. Фторопласт-4 стоек к воздействию растворителей, кислот, щелочей, окислителей. Практически он разрушается только под действием расплавленных щелочных металлов и элементарного фтора, кроме того, пластик не окисляется водой. Полнотетрафторэтилен малостойчив к облучению. Это является его главным недостатком. Коэффициент трения $\mu = 0,04$, который не зависит от температур (до $327^\circ C$ когда начинает плавиться кристаллическая фаза).

Недостатками фторопласта-4 являются хрупкость (результат рекристаллизации), выделение пылевого фтора при высокой температуре и трудность его переработки (высокая стоимость пластика).

Фторопласт-4 применяют для изготовления труб, шлангов, гранул, насосов, мембран, уплотнительных прокладок, манжет, сальников, электротехнических изоляционных деталей, антифрикционных покрытий на металлах (подшипники, ступицы).

Таблица 45

Физико-механические свойства неаполарных термопластов

Материал	Плотность, г/см ³	Работы удлинения при 20°		Прочные свойства, МПа		
		на разрыв	на разрыв	на разрыв	на разрыв	на разрыв
Полнэтлен: ПЭВД	913—929	185—206	—40, —70 в шпале	10—17	12	12—17
ПЭВД	939—953	120—125	—70 и ниже	18—35	20—30	20—36
Полнпропилен	909	150	—15	25—40	11	—
Полиэтилен	1050—1080	90	—20	37—48	90—100	65—100
Фторопласт-4	1960—2000	280	—200	15—25	10—12	14—18
Материал	Относительная удлиненность при разрыве, %	Удлинение при разрыве, %	Деформационная способность при растяжении при 10° С	Удельное объемное сопротивление, Ом·см	Температура дилатационных точек при скорости нагрева 10° С, 10—15	Удельная теплоемкость, кДж/кг·°С
Полнэтлен, ПЭВД	50—600	Не дилатируется	2,2—2,3	10 ¹¹	2—3	40—50
ПЭВД	250—1000	То же	2,1—2,4	10 ¹¹	2—5	45—50
Полнпропилен	100—150	25—30	2,2	10 ¹¹	2—5	28—30
Полиэтилен	1—4	10—20	2,5—2,7	10 ¹¹	3—4	22—25
Фторопласт-4	100—150	100	1,5—2,2	10 ¹¹	2—2,5	35—40

* α — удельная вязкость по Шарфу образца без надреза (ГОСТ 4647—50).

Разновидностью фторопласта является фторопласт-4/1, отличающийся формой и размером частиц, меньшей молекулярной массой. Это облегчает переработку материала в изделия. Физико-механические свойства его такие же, как и у фторопласта-4.

Волокно и пленку фторопласта изготавливают на фторопласте-4/2. Фторопластовая ткань не горит, химически стойка, применяется для емкостей, рукавов, спецодежды, диафрагм и т. д. Фторопласт-10 обладает высокой твердостью, почти не склонен к ползучести, стоек к воздействию ионизирующего излучения и технологичен.

Физико-механические свойства неаполарных термопластичных пластмасс приведены в табл. 45.

Полярные термопластичные пластмассы К поллярным пластмассам относятся фторопласт-3, органическое стекло, полиакрилат-

хлорид, полиамиды, полиуретаны, полиэтилентерефталат, поликарбонат, поликарилаты, пентапласт, полиформальдегид. Фторопласт-3 (фторопласт-3) — полимер трифторхлортилена, имеет формулу $(-CF_2-CH_2-)_n$. Введение атома хлора нарушает симметрию звеньев макромолекулы, материал становится полярным, диэлектрические свойства снижаются, но появляется пластичность и облегчается переработка материала в изделия. Фторопласт-3 медленно отжигают и после формования, имеет кристалличность около 80—85%, а закаленный — 30—40%. Изменяет рабочую температуру от -100 до $140^\circ C$. При температуре $315^\circ C$ начинается термическое разрушение. Хладотекучесть у полимера проявляется слабее, чем у фторопласта-4. По химической стойкости он уступает политетрафторэтилену, во все же обладает высокой стойкостью к действию кислот, окислителей, растворов щелочей и органических растворителей.

Модифицированный политрифторхлорэтан — фторопласт-3М обладает большей теплоустойчивостью (рабочая температура 150—170 $^\circ C$), он более эластичен и легче формуются, чем фторопласт-3.

Фторопласт-3 используют как диэлектрический материал, кроме того, из него изготавливают трубы, шланги, клапаны, насосы, запорные заслонки, втулки и др.

Органическое стекло — это прозрачный аморфный термoplast на основе сложных эфиров азотной и метакриловой кислот. Чаще всего применяется полиметилметакрилат, иногда пластифицированный дибутилфталатом. Материал более чем в 2 раза тяжелее пералыных стекол (1180 кг/м³), отличается высокой атмосферостойкостью, оптически прозрачен (светопрозрачность 92%), пропускает 75% ультрафиолетового излучения (силкиатные — 45%). При температуре 80 $^\circ C$ органическое стекло начинает размягчаться; при температуре 100—150 $^\circ C$ появляется пластичность, что позволяет формовать из него различные детали. Критерием, определяющим пригодность органических стекол для эксплуатации, является не только их прочность, но и появление на поверхности в процессе эксплуатации мелких трещин, так называемого серебра. Этот дефект снижает прозрачность и прочность стекла. Причина появления «серебра» заключается в внутренних напряжениях, возникающих в стекле с низкой теплопроводностью и высоким коэффициентом расширения.

Органическое стекло устойчиво к действию разбавленных кислот и щелочей, углекислородной кислоты и сильных окислителей. Старение органического стекла в обычных условиях протекает медленно. Недостатком органического стекла является высокая поверхностная энергия.

Увеличение термостойкости и ударной вязкости органического стекла достигается окислительным, при этом увеличивается в несколько раз ударная вязкость и стойкость к серебрению. Сополимеризацией с другими полимеризующими веществами и кристаллизацией получают частично кристаллические структуры.

туру (термостабилизаторы стекла); применением многоосложненных стекол (термостокоев). Органическое стекло используют в самолетостроении, автомобилестроении. Из него изготавливают светотехнические детали, оптические линзы и др. На основе полиметилметакрилата получают самоотверждающиеся пластмассы: АСТ, светокреда, АКР. Указанные материалы применяют для изготовления штампов, литейных моделей и абразивного инструмента.

Поливинилхлорид является морфным полимером с химической формулой $(-CH_2-CHCl-)_n$. Пластмасса имеет хорошие электроизоляционные характеристики стойки к химикатам, не подвергается горению, атмосферостойка. Непластифицированный твердый поливинилхлорид является вязким пластиком. Вязкость имеют высокую прочность к удару. Из акрилата изготавливают трубы, детали автомобильных установок, теплообменников, защитные покрытия для металлических емкостей, строительные облицовочные плитки. Недостатками этого материала являются низкая длительная прочность и значительное изменение температуры (выше $60-70^\circ C$) под нагрузкой, большой коэффициент линейного расширения, хрупкость при низких температурах ($t_{кр} = -10^\circ C$). При введении пластификатора получают поливинилхлоридовый пластикат, имеющий морозостойкость от -17 до $-50^\circ C$ и температуру размягчения $160-165^\circ C$ применяется для изоляции проводов и кабелей, уплотнительных прокладок.

Полиамиды — это группа пластмасс с известными названиями капрон, нейлон, авид и др. В составе макромолекулы полимера присутствует амидная группа $(-NH-CO-)$, а также метиленовые группы $(-CH_2-)$, повторяющиеся от 2 до 10 раз. Общая формула полиамидов имеет вид:



Полиамиды — кристаллизующиеся полимеры. Отдельные звенья макромолекул располагаются таким образом, что между группами CO и NH , принадлежащими различным цепочкам, возникает водородная связь, повышающая температуру плавления до $210-264^\circ C$ и способствующая образованию регулярной структуры. При одноосной ориентации получают полиамидные волокна, нити, пленки.

Свойства разных видов полиамидов довольно близки. Они имеют вязкий характер, не трещина ($V < 0,05$), продолжительное время могут работать на истирание; кроме того, полиамиды ударопрочны и способны поглощать вибрацию. Стойки к щелочам, бензину, спирту; устойчивы в тропических условиях.

К недостаткам полиамидов относятся высокая гигроскопичность и подверженность старению вследствие окисляемости при переработке (рис 211). Возможен также износ от содержания амидных групп и структуры и составляет от 1,75 % (полиамид П-12) до 11-12 % (капрон, П-34). Устойчивость полиамидов

к свету повышается введением стабилизатора, а антифрикционные свойства — введением наполнителя (графита и др.).

Из полиамидов изготавливают втулки, подшипники, болты, гайки, шпильки и др. Полиамиды используют в электротехнической промышленности, медицине и, кроме того, как антифрикционные покрытия металлов. На рис. 212 и 213 показаны зависимости прочности некоторых термoplastов от температуры и времени нагружения.

Полиуретаны содержат уретановую группу $(-NH-COO-)$. Кислород в молекулярной цепи сообщает полимерам гибкость, эластичность; им присуща высокая атмосферостойкость и морозостойкость (от -60 до $-70^\circ C$). Верхний температурный предел составляет $120-170^\circ C$. Свойства полиуретанов в основном близки к свойствам полиамидов. Из полиуретана вырабатывают пленочные материалы и волокна, которые малогигроскопичны и химически стойки.

В зависимости от исходных веществ, применяемых при получении полиуретанов, они могут обладать различными свойствами, быть твердыми, эластичными и даже термоэластичными.

Полиэтилентерофталат — сложный полиэфир, в СССР выпускается под названием лавсан, за рубежом — майлар, тералон. Полиэтилентерофталат является кристаллическим полимером; при быстром охлаждении расплава можно получить аморфный полимер.

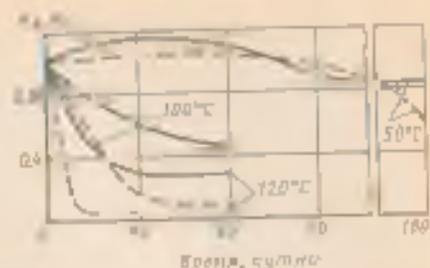


Рис. 211. Коэффициенты изменения механических свойств капрона K_s (—) и K_k (---) в продольном направлении при различных температурах

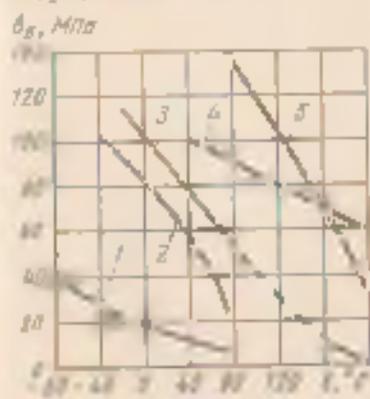


Рис. 212. Зависимость прочности термoplastов от температуры: 1 — полиакрилат; 2 — полипропилен; 3 — полибутилен; 4 — полиметилметакрилат; 5 — полиэтилентерофталат

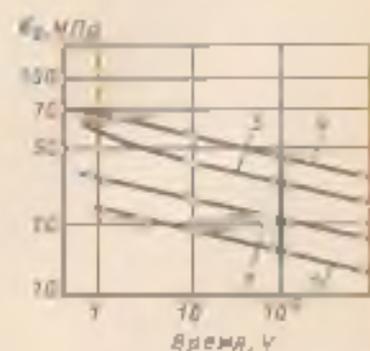


Рис. 213. Зависимость прочности термoplastов от времени нагружения: 1 — полиакрилат; 2 — АВС; 3 — полибутилен; 4 — полипропилен; 5 — полиметилметакрилат

мер, который при нагреве свыше 90°C затвердевает кристаллизацией. Присутствие кислорода в основной цепи сообщает хорошую морозостойкость (-70°C). Бензолное кольцо повышает теплоустойчивость (температура плавления $200-267^{\circ}\text{C}$). Полиэтилентерефталат является диэлектриком и обладает сравнительно высокой химической стойкостью, устойчив в условиях тропического климата. Из полиэтилентерефталата изготавливают шестерни, крошечные детали, катушки, резки, тиски, пленки, волокна и др.

Поликарбонат — сложный полиэфир угольной кислоты; выпускается под названием дифлон. Это кристаллический полимер, который при плавлении и последующем охлаждении можно придать аморфную структуру. Такой материал становится стекловидным и прозрачным. Свойства поликарбоната своеобразны — им присущи гибкость и одновременно прочность и жесткость. По прочности при разрыве материал близок к алюминию и отличается высокой ударной вязкостью, он не деформируется при длительном нагреве, вплоть до температур размягчения, обратно сохраняет свои размеры и остается эластичным при высоких температурах.

Поликарбонат химически стоек к растворам солей, разбавленным кислотам и щелочам, маслам; разрушается чрезвычайно щелочами, выдерживает светолучевую вакуумное старение и тепловые удары, трещиностоек. Поликарбонат имеет ограниченную стойкость к воздействию концентрированных кислот.

Из поликарбоната изготавливают шестерни, подшипники, автодетали, радиодетали и т. д. Его можно использовать в арматурной технике для работы в средах из жидких газов. Дифлон применяют в также в виде гибких, прочных пленок.

Полиарилаты — сложные гетероцепные полиэферы. Полиарилатам присущи высокая термическая стойкость и морозостойкость (до -100°C), хорошие механические прочностные и антифрикционные свойства (эстеран). Полиарилаты радиационно-стойкие и химически стойкие; применяются для подшипников, работающих в глубоком вакууме без использования смазочного материала, в качестве уплотнительных материалов в буровой технике.

Пентапласт является хлорированным типом полиэфиров, относится к медленно кристаллизующимся полимерам. Пентапласт более устойчив к нагреву по сравнению с полиэфирными пластиками (отщепления хлористого водорода под действием температуры не происходит). Прочность пентапласта близка к прочности поликарбоната, но он выдерживает температуру 180°C и хорошо формуется, не деформируется, стоек к воздействию пентапласта, является веществом полярным, обладает диэлектрическими свойствами. Кроме того, он водостоек. По химической стойкости занимает промежуточное положение между фторопластом и винилпластом. Из пентапласта изготавливают трубы, детали насосов и точных приборов, емкости, пленки и защитные покрытия на металлах.

Полиформальдегид — простой полиэфир — линейный полимер, имеющий в цепи кислород $(-CH_2-O-)_n$. Повышенная кристалличность (75 %) и чрезвычайно плотная упаковка кристаллов имеют сочетание таких свойств, как жесткость и твердость, высокая ударная вязкость и упругость. Температурный интервал применения полимера от -40 до 130°C ; он водостоек, стоек к минеральным маслам и бензину. Полиформальдегид используют для приготовления зубчатых передач, шестерен, подшипников, малянов, деталей автомобилей, ковбойеров и т. д.

Физико-механические свойства полиарных термoplastов приведены в табл. 46.

Термостойкие пластмассы. В этих полимерах фениленовые звенья чередуются с гибкими звеньями (амидными, сульфидными и др.). Температура эксплуатации их до 400°C . Кроме полимеров с гибкими звеньями создается новый класс полимеров с жесткими звеньями, в которые вводятся устойчивые гетероциклы. Циклические структуры устойчивы до 600°C и выше.

Практический интерес представляют ароматические полкванды, полифениленоксид, полисульфон и гетероциклические полимеры — полиимиды и полибензимидазолы.

Ароматический полиамид — фенилон — содержит фенильные радикалы, соединенные группами $-NH-CO-$. Это линейный термостойкий полимер, способный кристаллизоваться, который может длительно работать при температуре $250-260^\circ\text{C}$ ($t_{пл} = 430^\circ\text{C}$), морозостоек (даже при температуре жидкого азота), имеет повышенную стойкость к радиации и химическую стойкость. По сравнению с капроном фенилон обладает более высоким сопротивлением усталости и износостойкостью.

Из фенилона изготовляют подшипники, уплотнительные детали запорной аппаратуры, зубчатые колеса, детали электрорадиопередатчиков. Из него получают пленки, волокна, бумагу (номенс).

Ариокс-полифениленоксид — простой ароматический полиэфир, аморфен, трудно кристаллизуется, по термической стабильности уступает фенилону. Длительно его можно применять при температуре до $130-150^\circ\text{C}$; обладает химической стойкостью, низким водопоглощением, имеет хорошие физико-механические характеристики: $\sigma_{\text{т}} = 60-84$; $\sigma_{\text{сж}} = 105-115$; $\sigma_{\text{сж}} = 100-125 \text{ МПа}$; $\epsilon = 20-100\%$; $\alpha = 40-140 \text{ кДж/м}^2$. Из полифениленоксида изготовляют детали оборудования, хирургические инструменты, изоляцию на высокочастотных установках.

Полисульфон — простой ароматический полиэфир, в макромолекулах которого между фениленовыми группами имеются звенья $-SO_2-$ (повышают стойкость к нагреву), группы $-O-$, $-C(CH_3)_2-$ (увеличивают 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 температуре от -100 до

Таблица 48

Физико-механические свойства полимерных термопластов

Материал	Плотность, г/см ³	Рабочая температура, °С		Среднее удлинение, %		
		всплошными	волокнами	до разрыва	оруживая	до разрыва
Фторопласт-3	2090—2180	125	—195	30—45	—	60—80
Органическое стекло	1200	50	62	53—100	100—105	70—120
Полиэтилентерефталат	1400	65—80	—120—140	40—120	60—160	40—100
Полиамиды	1100—1140	50—110	—20—60	38—50	—	30—70
Поликарбонат, дифлон	1200	130—140	—100—135	70	—	24—120
Акрилонитрил-бутадиеновый термопласт	1200	125—200	—100	55—120	65—140	60—120
Термопласт	1400	150	20	60—110	—	—
Полифосфазенполиэтилентерефталат стабилизированный	1140—1400	180	—60—80	30—60	85—95	60—85

175 °С (в инертной атмосфере до 400 °С). Из него изготавливают детали автомобилей, станков, бытовых машины, электротехнических изделий, металлопластиковые матрицы для термографских клише.

Полиамиды — ароматические гетероциклические полимеры. Цепь макромолекул содержит амидные циклы и ароматическое ядро, соединенные глубокими связями —O—, —CO—. В зависимости от структуры полиамиды могут быть термопластичными и термореактивными. Наибольшее практическое применение получают линейные полиамиды. Полиамиды отличаются высокими механическими и электроизоляционными свойствами, широким диапазоном рабочих температур (от —200 до 300 °С), стойкостью к радиации. На основе полиамидов получают пленки, по прочности в 1,5—2 раза превышающие полиолефины. Полиамиды стойки к действию растворов щелочей, масел, слабых кислот и окислителей; выдерживают при длительном воздействии кипящей воды и водяных паров, могут длительно работать в глубоком вакууме при высоких температурах. Полиамидные проволочные материалы имеют $\sigma_{\text{вн}} = 90 \div 130$ МПа, $\sigma_{\text{сж}} = 200 \div 240$ МПа; $\epsilon = 180 \div 230$ МПа; $\alpha = 4 \div 20$ %; $\alpha = 60 \div 120$ кДж/м²; хорошо сопротивляются воздействию, стойки к истиранию, обладают низким коэффициентом трения.

Пресс-материалы используют для изготовления изделий конструкционного, антифрикционного и электроизоляционного назначения. Полиамидные связующие применяют для наполненных пластиков.

Полибензимидазолы являются ароматическими гетероциклическими полимерами. В основной цепи макромолекул содержатся

Температура эксплуатации, °С	Ударная вязкость, кДж/м ²	Модуль упругости, МПа	Твердость по Бринеллю, МПа	Коэффициент линейного расширения, 1/°С	Коэффициент теплового расширения, 1/°С	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)
20—200	20—160	—	150—180	0,04	6	0,2—0,4
5—20	8—18	2900—4150	100—200	—	—	0,17—0,19
5—100	70—80	2800—3000	10—150	—	—	—
20—280	60—125	1300—1500	74—180	0,28—0,32	2—14	—
—	180	—	80—160	0,23—0,28	2,5—8	0,2
15—20	120	1650	—	0,05—0,08	—	0,2
7—16	12—16	—	—	—	5—9	0,24
10—40	24—140	—	70—140	0,10—0,30	6	0,3

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 термореактивными. Сшитая структура получается при введении сшивающих агентов.

Полибензимидазолы обладают высокой термостойкостью (температура разложения на воздухе 300—500 °С); хорошими прочностными показателями, высокими диэлектрическими свойствами. Волокна огнестойки и термостойки. Композиции на основе полибензимидазолов могут использоваться в качестве облицовочных термозащитных 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 волокнах как бы несущий каркас и этим упрочняют материал.

В промышленном масштабе применяют полиамиды и поликарбонат, наполненные мелкоразмерным стекловолокном. По сравнению с ненаполненными полимерами стекловолокнистые обладают повышенной прочностью ($\sigma_{\text{вн}} = 90 \div 149$ МПа; $\sigma_{\text{сж}} = 110 \div$

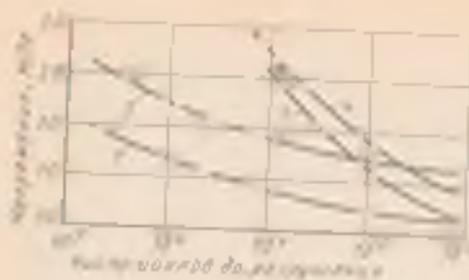


Рис. 214. Сопротивление волокон разрыву (1, 2) и воздействию стесняющей нагрузки (3, 4) лавсанов (1, 2) и полиэфиров (3, 4)

усталости и износостойкости в большей мере, чем полиэфир. Интервал рабочих температур от -60 до 180 °С.

Термопласты с наполнителем в виде синтетических волокон (пропиленовое волокно, капрон лавсан, вискоза) являются перспективными. Такие волокна имеют близкую со связующим химическую природу, и упрочнение получается высоким (волокна и связующее работают совместно). Прочность волокнистых термопластов увеличивается почти в 3 раза, длительная прочность возрастает в десятки раз.

Слоистые термопласты содержат в качестве наполнителя ткань из различных волокон. Для получения высокопрочных пластмасс применяют полвайнзы, армированные стекловолокном. Капрон (П-6), армированный стекловолокном, имеет высокие механические свойства: $\sigma_x = 400-430$ МПа, $\sigma_{\text{ср}} = 280-300$ МПа, $\sigma_{\text{дл}} = 450-500$ МПа; $\alpha = 250-300$ кДж/м² и может работать до 220 °С. Из волокнистых термопластов изготавливают подшипники, зубчатые передачи, трубы, вентили, емкости для агрессивных сред и др.

2. ТЕРМОРЕАКТИВНЫЕ ПЛАСТМАССЫ

В качестве связующих веществ применяют терморезистивные смолы, в которые иногда вводится пластификатор, отвердители, ускорители или замедлители, наполнители. Основными требованиями к связующим веществам являются высокая клеящая способность (адгезия) в широком диапазоне температур, химическая стойкость и электроизоляционные свойства простота технологической переработки, высокая вязкость и отсутствие текучести (вредности). Смолы склеивают как отдельные слои наполнителя так и элементарные волокна и воспринимают нагрузку одновременно с ними, поэтому связующее вещество после отверждения должно обладать достаточной прочностью на отрыв при расслоении материала. Для обеспечения высокой адгезии связующее должно быть вязким. Необходимо чтобы температурные коэффициенты линейного расширения связующего и наполнителя были близки по величине.

При производстве пластмасс широко используют фенолформальдегидные, кремнийорганические, эпоксидные смолы, оксидные

виде полиэфир и их различают водостойкими. Более высокой адгезией к наполнителю обладают эпоксидные связующие, которые позволяют получать армированные пластики с высокой механической прочностью. Теплоустойчивость стеклопластиков на кремнийорганическом связующем при длительном нагреве составляет 250—370 °С, на фенолоформальдегидном до 260 °С, на эпоксидном до 260 °С, на неуредельном полиэфирном до 200 °С и на полииндидном связующем 280—350 °С. Важным свойством неуредельных полиэфиров и эпоксидных смол является их способность к отверждению не только при повышенной, но и при нормальной 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 (древесная мука) и минеральные (мелкий кварц, асбест, слюда, графит и др.) порошки.

Свойства порошковых пластмасс характеризуются изотропностью, невысокой механической прочностью и низкой ударной вязкостью, удовлетворительными электроизоляционными показателями. Их применяют для несложных конструктивных и электроизоляционных изделий.

Минеральные наполнители придают пластмассе водостойкость, химическую стойкость, повышенные электроизоляционные свойства, устойчивость к тропическому климату. Композиты на основе эпоксидных смол широко применяют в машиностроении для изготовления различной инструментальной оснастки, вытяжных и формовочных штампов, корпусов станочных, сборочных и контрольных приспособлений, литейных моделей, копиров и другой оснастки. Их применяют для восстановления изношенных деталей и отливок.

Пластмассы с волокнистыми наполнителями. К этой группе пластмасс относятся волокнисты, асболокнисты, стекловолокнисты.

Волокнисты представляют собой композит из волокнистого наполнителя в виде очесов хлопка, пропитанного фенолоформальдегидным связующим. По сравнению с прессованными композициями несколько повышенную ударную вязкость. Применяют для деталей общего технического назначения, работающим на изгиб и кручение (рукоятки, стойки, фланцы, направляющие шулки, пилки, маятники и т. д.).

Асболокнисты содержат наполнителем асбест. Связующим служит в основном фенолоформальдегидная смола. Преимуществом асболокнистов является повышенная теплоустойчивость (выше 200 °С), устойчивость к кислым средам и высокая фракционная свойства. Асболокнисты используют в качестве материала тор-

возможных устройств; из материала фалита (разновидность эбонита локнитов) получают кислотоупорные аппараты, ванны, трубы.

Стекловолокниты — это композиция, состоящая из слиточеской смолы, являющейся связующим, и стекловолоконистого наполнителя. В качестве наполнителя применяют непрерывное или короткое стекловолокно. Прочность стекловолокна резко возрастает с уменьшением его диаметра (вследствие влияния неоднородностей и трещин, возникающих в толстых сечениях). Для практических целей используют волокно диаметром 5—20 мкм с $\sigma = 600-3800$ МПа и $\epsilon = 2-3,5$ %.

Свойства стекловолокна зависят также от содержания в его составе щелочи; лучшие показатели у бесщелочных стекол алюмоборосиликатного состава.

Ориентированные стекловолокниты содержат в качестве наполнителя короткое волокно. Это позволяет прессовать детали сложной формы, с металлической арматурой. Материал получается с изотропными прочностными характеристиками, намного более высокими, чем у пресс-порошков и даже локнитов. Представителями такого материала являются стекловолокниты АГ-40, а также ДСВ (дозированные стекловолокниты), которые применяют для изготовления силовых электротехнических деталей, деталей машиностроения (золотники, уплотнения насосов и т. д.). При использовании в качестве связующего непредельных эпоксидов получают премиксы ПСК (пастообразные) и препреги АГ и ППМ (на основе стеклянного мата). Препреги можно применять для крупногабаритных изделий простых форм (кузова автомашины, лодки, корпуса приборов и т. п.).

Ориентированные стекловолокниты имеют наполнитель в виде длинных волокон, располагающихся ориентированно отдельными пучками и тщательно склеивающихся связующим. Это обеспечивает более высокую прочность стеклопластика.

Стекловолокниты могут работать при температурах от -50 до 200 °С, а также в тропических условиях, выдерживать большие инерционные перегрузки. При старении в течение двух лет коэффициент старения $K_s = 0,5-0,7$. Ионизирующие излучения мало влияют на их механические и электрические свойства. Из них изготавливают детали высокой точности, с арматурой и резьбой.

Слоистые пластмассы. Слоистые пластмассы являются силовыми конструкционными и подложными материалами. Листовые капацитеты, уложенные слоями, придают пластику изотропность. Материалы выпускают в виде листов, плит, труб, заготовок, из которых механической обработкой получают различные детали.

Гетинакс получается на основе модифицированных фенольных, акрилоформальдегидных и карбамидных смол к различным сортам бумаги. По назначению гетинакс подразделяют на электротехнический и декоративный. Гетинакс можно применять при температуре $120-140$ °С. Он устойчив к действию лямбетов.

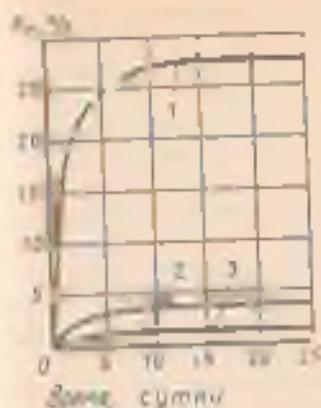


Рис. 215. Водопоглощения (Вв) слоистых пластиков.

1 — древесно-кашевая клеенка; 2 — текстолит; 3 — стеклопластик

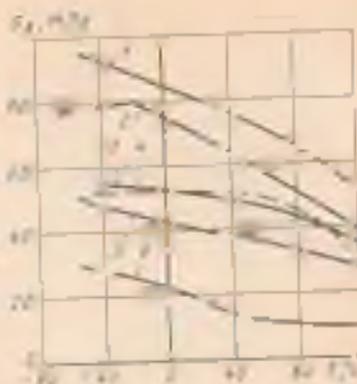


Рис. 216. Зависимость предела прочности от температуры для фенопластов.

1 — карболит; 2 — текстолит; 3 — карболит 03-010-02; 4 — карболит 03-010-02; 5 — войлок Ф; 6 — асбестовый войлок

растворителей, химических продуктов; используется для внутренней обшивки пассажирских кабин самолётов, железнодорожных вагонов, кают судов, в строительстве.

Текстолит (образующие — термореактивные смолы, наполнители — хлопчатобумажные ткани) производится слоистым методом. Обладает наибольшей способностью поглощать ударные нагрузки. Хорошо сопротивляется раскалыванию. В зависимости от назначения текстолиты делят на конструкционные (ПТК, ПТ, ПТМ), электротехнические, графитированные, гибкие прокладочные. Текстолиты как конструкционный материал применяют для зубчатых колес; шестеренные передачи работают безупречно при частоте вращения до 30 000 мин⁻¹. Текстолитовые валашины подшипников служат в 10—15 раз дольше бронзовых. Однако рабочая температура текстолитовых подшипников невысока (до 90 °С). Они применяются в прокатных станах, электробойных насосах, турбинах и др.

Древесностружечные пластики (ДСП) состоят из тонких листов древесного шпона, пропитанных феноло- и хрезольно-формальдегидными смолами и спрессованных в виде листов и плит. Древесно-слоистые материалы имеют высокие физико-механические свойства, наивысший коэффициент трения и с успехом заменяют текстолит, а также различные металлы и сплавы. Шестерни из ДСП долговечны, при работе их в паре с металлическими заметно снижается шум. Подшипники из ДСП не образуют задирок на трущейся поверхности металлического вала. Недостатком ДСП является чувствительность к воде (рис. 215). Из ДСП изготовляют шкены, втулки, полозья лесопильных рам, корпуса насосов, подшипники, детали автомобилей и железнодорожных

вагонов, Лодок, детали текстильных машин, матрицы для вытяжки и штамповки.

Зависимость прочности фенопластов от температуры дана на рис. 216.

Асботекстолит содержит 38—43 % связующего, остальное асбестовая ткань. Асботекстолит является конструкционным, frictionным и теплоизоляционным материалом. Наиболее высокой теплостойкостью обладает материал на кремнийорганическом связующем (300 °С), а механическая прочность выше у фенольных асболастляков. Из асботекстолита делают лопатки радиационных безнасосов, frictionные диски, тормозные колодки (без смазывания коэффициент трения $f = 0,3 \div 0,38$, со смазкой $f = 0,05 \div 0,07$).

Асботекстолит выдерживает кратковременно высокие температуры и поэтому применяется в качестве теплозащитного и теплоизоляционного материала (в течение 1—4 ч выдерживает температуру 250—500 °С и кратковременно 3000 °С и выше).

В **стеклотекстолитах** применяют в качестве наполнителя стеклянные ткани. На основе нетканых ориентированных материалов (нити в которых не перегибаются) получают стеклотекстолиты (типа ВПР-10), имеющие те же показатели, что и у стеклотекстолитов на основе стеклотканей, а себестоимость их ниже на 20 %.

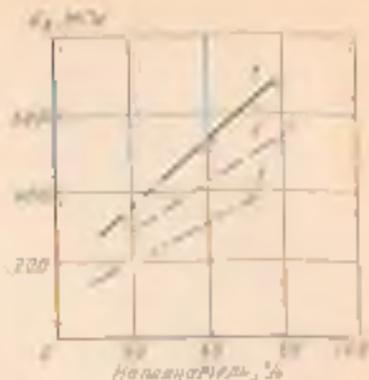
Стеклотекстолит на фенолоформальдегидном связующем (типа КАСТ) недостаточно вибропрочен, но зато по сравнению с обычным текстолитом он более теплоустоек и имеет более высокие электроизоляционные свойства. Стеклотекстолиты на основе кремнийорганических смол (СТК, СК-9Ф, СК-9А) имеют относительно невысокую 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 позволяют 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.

Материал СВМ представляет собой стекловолоконистый анизотропный материал, в котором стеклянные нити сразу по выходе из фильера склеиваются между собой в виде стеклянного шпона и затем укладываются как и фибра. Связующие могут быть различными.

При соотношении продольных и поперечных слоев шпона 1 : 2 $\sigma_{\parallel} = 460 \div 500$ МПа и $E \geq 35\,000$ МПа; при соотношении 10 : 1 $\sigma_{\parallel} = 850 \div 950$ МПа и $E = 58\,000$ МПа. Это характеризует СВМ как конструкционный материал, обладающий большой жесткостью и высокой ударной вязкостью ($\alpha = 400 \div 600$ кДж/м²). Зависимость предела прочности стеклопластиков от вида и содержания наполнителя показана на рис. 217. Макро- и микрострук-

Рис. 217. Зависимость предела прочности стеклопластика от вида и содержания наполнителя:

1 — армированный стекловолокном; 2 — стеклопластик; 3 — стеклопластик (короткое неориентированное волокно)



тура стеклопластиков приведена на рис. 218. С помощью макро- и микроструктурного анализа можно выявлять дефекты структуры: поры, раковины и трещины.

Наличие пор вызывает резкое снижение прочности материала.

Дефектность значительно влияет на прочность при межслойном сдвиге и продольном сжатии (рис. 219). Механические свойства стеклопластиков зависят от угла между направлением растягивающей силы и направлением армирующих волокон (рис. 220). Усилить материал в различных направлениях можно соответствующим расположением наполнителя (трубы, шпандры, получаемые способом ламинки). Физико-механические свойства термореактивных пластмасс даны в табл. 47.

Особенностью стеклопластиков является неоднородность механических свойств (разброс показателей достигает 7—15 %), обу-

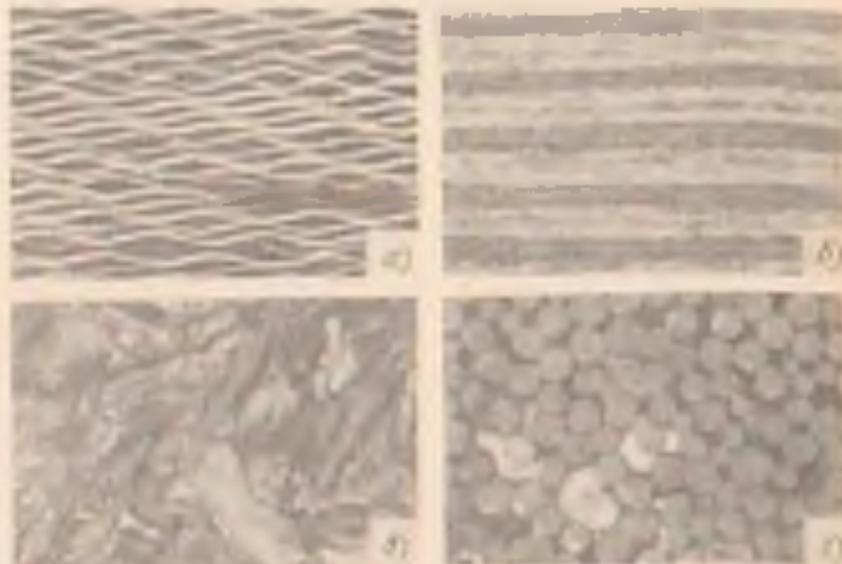


Рис. 218. Структура стеклопластиков:

а — макроструктура стеклопластика ПС-11, армированного тонким стеклом; б — макроструктура стеклопластика типа «Финдекс»; в — макроструктура стеклопластика, армированного коротким неориентированным стеклом; г — макроструктура стеклопластика, армированного хлопком и целлюлозой

Таблица 47

Физико-механические свойства веревочных стержней

Разновидение	Диаметр, мм	Продольная температура деформации, %	Площадь сечения, мм ²			Средняя относительная влажность, %	Характерная влажность, %	Модуль упругости	Изгибная прочность
			по длине	по ширине	по высоте				
Проволока	1400	100—110	30	25—50	60	0,3—0,7	4—6	8 300—8 000	350—400
Болгарские	1250—1650	110	30—60	60—150	50—80	1—3	9—10,4	8 300	280—270
	1600	200	—	110	70	4—5	20	16 300	300
	1700—1900	250	60—500	130	120—250	1—3	25—150	—	—
Слоевые	1000—1400	150	30—100	100—200	30—60	1—3	12—25	10 000	—
	1400	125	60—100	120—150	120—160	1—3	20	5 000—10 000	—
	1600	190	65	—	—	—	20—25	20 000	190—300
	1550	140—200	60—300	100—150	140—200	—	50—90	18 000—30 000	—
	1000—1900	200—300	70—600	210—260	150—420	—	50—200	18 000—30 000	—
США	1000—2000	200	100—2000	200—400	100—200	—	100—500	30 000	—

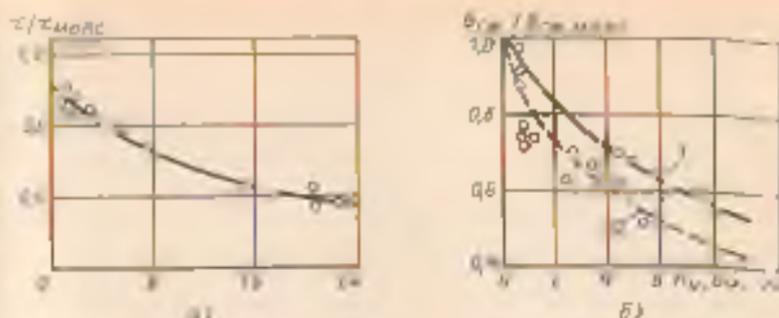


Рис. 219. Зависимость прочности при изгибном изгибе (а) и продольном изгибе (б) слоистого стеклопластика от температуры (K_{σ}).
1 — шари сферические, 2 — шари цилиндрические

удовлетворены различными факторами: составом, структурой, технологией.

Степень анизотропии прочности на разрыв в продольном и поперечном направлениях $\sigma_{\parallel} / \sigma_{\perp}$ и сред $\sigma_{\text{ср}}$ (между слоями) для стеклопластиков достигает 2—10, что выше, чем для металлов. Анизотропия упругих свойств выражена слабее, чем анизотропия предела прочности. Механические свойства стеклопластиков зависят от температуры, с повышением температуры прочность снижается.

Длительно стеклопластики могут работать при температуре $100-400^{\circ}\text{C}$, однако кратковременно в течение нескольких десятков секунд стеклопластики выдерживают несколько тысяч градусов, являясь аблерирующими теплозащитными материалами. Они применяются в авиационной и ракетной технике.

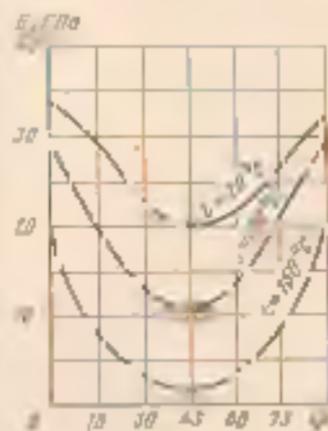


Рис. 220. Зависимость модуля упругости E стеклопластика от величины угла φ между продольными осями и направлением нагрузки при различных температурах

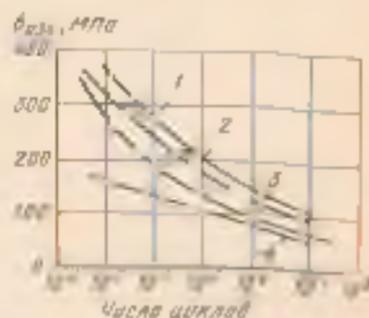


Рис. 221. Динамическое сопротивление упругости стеклопластиков на различных связующих:

1 — волокнистый, 2 — тканый, 3 — полиимид, 4 — эпоксидный

Длительная прочность стеклопластиков зависит от их состава и внешних условий. Лучшие свойства имеют материалы на основе эпоксидных и фенолформальдегидных смол. Работоспособность стеклопластиков **выше**, чем работоспособность металлов. Натурные стеклопластики обладают прочностью при изгибе $1,5 \cdot 10^8$ дин/см². Динамическое сопротивление усталости стеклопластиков на различных связующих приведена на рис. 1. Стеклопластики обладают высокой ударной способностью и хорошо работают при вибрационных нагрузках.

Недостатком стеклопластиков является невысокий модуль упругости: $E = 20\,000 - 58\,000$ МПа. Однако по удельной жесткости (E/ρ) они не уступают стали, алюминиевым сплавам и титану, а по удельной прочности (σ/ρ) при растяжении превосходят металлы.

Одновалентные стекловолокна на в жесткомодульные волокна имеют $\rho = 2\,300$ кг/м³, $\sigma_b = 2\,100$ МПа, $E = 70\,000$ МПа, $\alpha = 300 - 600$ кДж/м², $\epsilon = 1,3 - 2,4$ %, $n_f = 95$ км.

Таким образом, стеклопластики являются конструктивными материалами, применимыми для многих изделий в различных отраслях техники: несущие детали летательных аппаратов, кузова и кабины автомашин, автоцистерны, железнодорожные вагоны, корпуса лодок, судов. Из стеклопластиков изготавливают корпусы машин, кожухи, защитные ограждения, вентиляционные трубы, контейнеры и др.

4. ГАЗОНАПОЛНЕННЫЕ ПЛАСТМАССЫ

Газонаполненные пластмассы представляют собой гетерогенные дисперсные системы, состоящие из твердой и газообразной фаз. Структура таких пластмасс образована твердой, 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 тепло-звукоизоляционные характеристики. В зависимости от физической структуры газонаполненные пластмассы делят на пенопласты, поропласты и сотопласты.

Полимерные связующие могут быть как термоэластичными, так и термопластичными. Для термоэластичных пенопластов наиболее опасны температуры, близкие к температуре текучести, когда значительно снижается прочность материала и избыточное давление газа внутри ячеек может разрушить неопласт. Для получения эластичных материалов вводят пластификаторы.

Пенопласты — материалы с ячеистой структурой, в которых газообразные наполнители изолированы друг от друга и от окружающей среды тонкими слоями полимерного связующего. Объемная масса пенопластов колеблется от 20 до 300 кг/м³. Закрытая ячеистая структура обеспечивает хорошую влажностную и высокую

теплоизоляционные свойства. Коэффициент теплопроводности низкий — от 0,003 до 0,005 Вт/(м·К). Прочность пенопластов высока и зависит от плотности материала.

Наиболее распространены термостойкими пенопластками являются пенополиэтилен (ПЭ) и пенополивинилхлорид (ПВХ), которые могут использоваться при температурах $\pm 60^\circ\text{C}$. Пенополиэтилен радиопрозрачен. Термостойкими на основе фенолоформальдегидной смолы (ФФ) и фенолокаучуковые (ФК) пенопласты работают до температуры 120—160 $^\circ\text{C}$. Введением в их состав алюминивых пудры (ФК-20 А-20) удается повысить рабочую температуру пенопласта до 200—250 $^\circ\text{C}$. Термостоек и термостабилен пенопласт К-40 на кремнийорганическом связующем, который кратковременно выдерживает температуру 300 $^\circ\text{C}$. Самовоспламеняющиеся материалы являются пенополиуретан (ППУ) и пенополиэпоксиды (ПЭ), отличающиеся химической стойкостью, высокими электроизоляционными свойствами, низким водопоглощением.

Пенопласты применяют для теплоизоляции кабин, контейнеров, приборов, холодильников, рефрижераторов, труб и т. п. Пенополиуретаны и пенополиэпоксиды используют для заливки деталей электронной аппаратуры. Широкое применение пенопласты получили в строительстве и при производстве труднообрабатываемых изделий. Пенопласт, являясь легким наполнителем, повышает удельную прочность, жесткость и вибростойкость силовых элементов конструкций. Он используется в авиационной, судостроительной, 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. 48. Поропласты (губчатые материалы) с открытой пористой структурой, в отличие от пенопластов, в них газобразные включения свободно сообщаются друг с другом и с окружающей атмосферой. Их кажущаяся плотность изменяется от 25—60 до 130—500 кг/м³. Поропласты выпускаются эластичными, например ППУ-Э (на основе сложного полиэфира). На основе поливинилформальдеи выпускается поропласт ППВФ, обладающий водопоглощением 400—700 % за 2 ч.

Сотовые материалы изготавливают из тонких листовых материалов, которым придется выдержать вид гофра, а затем листы гофра склеивают в виде пчелиных сот. Материалом для сотопластов служат различные смолы, которые пропитываются различными связующими (фенолоформальдегидным, поливинилным и др.). Сотопласты используют как легкие наполнители в трехслойных панелях, состоящих из слоев сотопласта и приклеенной к ним несущей обшивки. Такая конструкция обеспечивает высокую жесткость и предохраняет от потери устойчивости. Для сотопластов характерны достаточно высокие теплоизоляционные, электроизоляционные свойства и радиопрозрачность.

Таблица 45

Физико-математическое общество гомоземельных птиц (по Г. С. Певцову)

Птица	Кол-во особей в стае	Размер стаи (число особей)	Различия в размерах, МД			Удельная нагрузка по отношению к длине	Возраст (лет)	Коэффициент выживания (по Г. С. Певцову)
			при расклевывании	при кормлении	при полете			
Полупальмовый	25—200	От 6 до 60	0,2—4,2	1,1—3	1—5	1—1,9	0,02—2	0,008—0,065
Полупальмовый (48)	50—200	От 6 до 60	1,5—4,5	0,4—2	2—4	0,7—1,5	0,3	0,040—0,032
Полупальмовый	60—300	От 40 до 200	1,5—2,8	0,2—3	—	0,4—1,5	—	0,025—0,026
Сорока	25—70	От 4 до 100	0,1	—	—	—	—	0,03—0,06
Полупальмовый (48-9)	300	От 60 до 150	2—3,2	2—4	1,5	—	—	0,026—0,06
Финляндский (100-20)	200	От 60 до 30	1	1,5—3	2,5—3	0,3	—	0,035—0,06
Ф. С. Певцов	200	200—250	0,5—1,5	1—2,3	1—3	0,5—0,75	—	0,022—0,075
Полупальмовый (10-43)	250—300	235—300	0,8	1,5—2	—	—	—	0,04—0,035
Полупальмовый	100—200	От 60 до 200	—	0,3—4	0,5—7	0,2—0,3	0,1 до 21 %	0,03—0,07
Полупальмовый (по Г. С. Певцову)	10—25	От 110 до 35	—	0,25	—	0,04—0,20	< 500 до 28 %	0,028—0,04

Сотовласти применяют в виде заполнителей многослойных панелей в авиа- и судостроении для несущих конструкций; при создании наружной теплозащиты и теплоизоляции космических кораблей; в ветских обтекателях самолетов и др. Сотовласти на полиэтиленитерафталанной пленки находят применение для теплоизоляции сосудов в криогенной технике.

3. ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАСТМАСС

Целесообразность применения пластмасс в конструкциях машин часто диктуется техническими соображениями, но при этом весьма существенную роль играет 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), уменьшения 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 смазывание, 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 $K_{\text{исп}} = 0,9 \div 0,95$; при прессовании 0,9; при литье и выдавливании 0,95). Затраты на материал составляют 40—75 % всех затрат на изготовление машины, поэтому экономия материала — один из важнейших резервов снижения себестоимости машины. 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 — формобразование детали методом пластической деформации.

Таким образом, замена металлических деталей пластмассами 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 1—2 раз, что сокращает длительность производственного цикла и высвобождает оборотные средства. Капиталовложения (затраты на здания, оборудование, инвентарь) также уменьшаются в 4—8 раз. Себестоимость продукции снижается в 2—3 раза.

Детали из пластмасс не только дешевле деталей из шестиметаллов в 4—9 раз, но в отдельных случаях (алюминий) в 2—6 раз дешевле деталей из черных металлов.

В конструкциях летательных аппаратов, двигателей и приборов пластмассы и другие неметаллические материалы находят все большее применение, в среднем она составляет 7—25 % массы дозвуковых транспортных самолетов и до 20—50 % массы ракеты (без топлива) [8].

В сельскохозяйственном машиностроении замена металлокерамических деталей на детали из сополимеров этилена позволяет увеличить срок службы подшипниковых втулок культиваторов в 2,4—3 раза. В цементном производстве футеровка сополимерами взамен стальных листов увеличивает срок службы бункеров, лотков, желобов в несколько раз.

Экономический эффект достигается на горно-обогатительных предприятиях, заводах черной и цветной металлургии (1 т детали из полистилена высокого давления или сополимеров этилена позволяет экономить 16—20 т легированной стали и т. д.) [9].

Ориентировочно цена таких термопластов составляет от 0,34—1,05 до 21 руб. за 1 кг, наиболее дорогими являются фторопласты, поликарбонат и пентацеллу (15,5—39 руб. и более за 1 кг). Цена неоморфных пластмасс колеблется от 0,25 до 14 руб. за 1 кг.

Из плоских материалов наиболее дешевые полиэтиленовые и поливинилхлоридные (0,02—0,5 руб. за 1 м²), более дорогие фторопластовые, поликарбонатные (12—15 руб.) и самые дорогие пленки полиимидные (265—385 руб. за 1 кг) [3].

Вопросы для самопроверки

1. Дайте определение пластмасс. Назовите их состав и общие свойства. Как классифицируют пластмассы по твердости и наполнителю?
2. Назовите основные термопластичные пластмассы, их состав, физические свойства и применение.
3. Назовите термореактивные пластмассы с органическими наполнителями. Каковы их свойства?
4. Что такое стеклопластик? Назовите их состав, свойства и применение. Как влияют вид наполнителя и связующего вещества на физико-механические свойства стеклопластиков?
5. Какие пластмассы являются термостойкими, ахроны из разнообразности их свойства?
6. Назовите состав органического стекла и способы повышения его качества.

7. Что является графовидной матрицей? Каковы ее разновидности, свойства и применение в волокнах.
8. Приведите примеры эффективности применения матрицы.

ГЛАВА XXVIII

Композиционные материалы

С НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ, СОСТАВ И КЛАССИФИКАЦИЯ

Композиционные материалы с неметаллической матрицей нашли широкое применение. В качестве неметаллических матриц используют полимерные, углеродные и керамические материалы. Из полимерных матриц наиболее распространены полиэфирные эпоксидазы, фенол-формальдегидная и полиимидная. Углеродные матрицы коксоловые или пироуглеродные получают из синтетических полимеров, подвергнутому пиролизу. Матрица связывает композицию, придавая ей форму. Упрочнителями служат волокна: стеклянные, углеродные, борные, органические, на основе нитевидных кристаллов (оксидов, карбидов, боридов, нитридов и др.), а также металлические (проволоки), обладающие высокой прочностью и жесткостью.

Свойства композиционных материалов зависят от состава компонентов, их сочетания, количественного соотношения и прочности связи между ними. Армирующие 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 жесткость композиционного материала. Свойства матрицы определяют прочность композиции при сдвиге и сжатии и сопротивляемость усталостному разрушению.

По виду упрочнителя композиционные материалы классифицируют на стекловолокнистые (они рассмотрены в гл. XXVII), карбо-волокнистые с углеродными волокнами, бор-волокнистые и органиковолокнистые.

В слоистых материалах волокна, нити, ленты, пропитанные связующим, укладываются параллельно друг другу в плоскости укладки. Плоскостные слои собираются в ткани. Слоистые материалы являются анизотропными. Для работы материала в изгибе важно учитывать направление действующих нагрузок. Можно создавать материалы как с изотропными, так и с анизотропными свойствами. Можно укладывать волокна под разными углами, варьируя свойства композиционных материалов. От порядка укладки слоев по толщине пакета зависят изгибные и крутящие жесткости материала.

нормальной и восстановительной средах до 2200 °С, а также при высоких температурах. От окисления поверхности волокон предохраняют защитными покрытиями (пиролитическими). В отличие от стеклянных волокон карбоволокон плохо смачиваются силикатными (низкая поверхностная энергия), поэтому их подвергают травлению. При этом увеличивается степень активированной поверхности. При этом увеличивается степень активированной поверхности. При этом увеличивается степень активированной поверхности. При этом увеличивается степень активированной поверхности.

Связующими служат синтетические полимеры (полимерные карбоволоконны); синтетические полимеры, подвергнутые пиролизу (железные карбоволоконны); пиролитический углерод (окисленные карбоволоконны).

Эпоксифенольные карбоволоконны КМУ-1а, упрочненный углеродной лентой, и КМУ-1: на жгуте, вискоризованное китевидными кристаллами, может длительно работать при температуре до 200 °С.

Карбоволоконны КМУ-3 и КМУ-3а получают на эпоксиформальдегидном связующем, их можно эксплуатировать при температуре до 100 °С, они наиболее технологичны. Карбоволоконны КМУ-2 и КМУ-2а на основе полиимидного связующего можно применять при температуре до 300 °С.

Карбоволоконны отличаются высоким статическим и динамическим сопротивлением усталости (рис. 224), сохраняют это свойство при нормальной и очень низкой температуре (высокая теплопроводность волокон предотвращает самонагрев материала за счет внутреннего трения). Они волоконны химически стойкие. После



Рис. 224. Зависимость между усталостной (1), статической (2) и коэффициентом Пуассона (3) под углом в виде полуэллипса композитного материала, образованного системой 124 штей

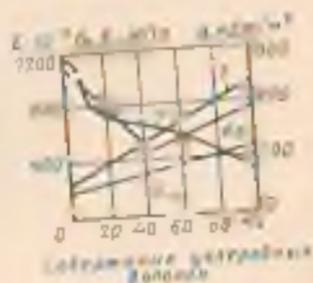


Рис. 225. Зависимость модуля упругости E , коэффициента ν , температурной α и температурной β зависимости ν карбографитовых волокон от содержания углерода в волокне (общее содержание, индикатора в композициях 52 об. %)

воздействия на воздухе рентгеновского излучения $\sigma_{\text{вн}}$ и E почти не изменяются.

Теплопроводность углеродистых волокон в 1,5–2 раза выше, чем теплопроводность стеклопластиков. Они имеют следующие электрические свойства: $\rho_{\text{вд}} = 0,0024 \sim 0,0034$ Ом см (вдоль волокон); $\epsilon = 10$ и $\text{tg } \delta = 0,01$ (при частоте тока 10^{10} Гц).

Карбоэпиполокниты содержат карбид углерода в виде мелких волокон, что удешевляет материал. Зависимость механических свойств модифицированного карбоэпиполокнита от содержания углеродных волокон показана на рис. 225.

Карбоэпиполокниты с углеродной матрицей. Коксованные материалы получают из обычных полимерных карбоэпиполокнитов, подвергнувших пиролизу в инертной или восстановительной атмосфере. При температуре 800–1500 °С образуются карбоэпиполокниты. Для получения пироуглеродных материалов упрочнителя выкладывается по форме изделия углеводород (метан). При определенных режиме газобразный углеводород (метан). При определенной температуре (температуре 1100 °С и остаточном давлении 2660 Па) метан разлагается и образующийся пироуглерод осаживается на волокнах упрочнителя, связывая их.

Образующийся при пиролизе связующего кокс имеет высокую прочность сцепления с углеродным волокном. В связи с этим композиционный материал обладает высокими механическими и эксплуатационными свойствами, стойкостью в термическому удару.

Карбоэпиполокнит с углеродной матрицей типа КЭП-ВМ по значению прочности и ударной вязкости в 5–10 раз превосходит специальные графиты; при нагреве в инертной атмосфере и вакууме он сохраняет прочность до 2200 °С, на воздухе окисляется при 450 °С и требует защитного покрытия. Коэффициент трения одного карбоэпиполокнита с углеродной матрицей по другому высок (0,35–0,45), а износ мал (0,7–1 мкм на торможение).

Полимерные карбоэпиполокниты используют в судо- и автомобилестроении (кузова гоночных машин, шасси, гребные винты); из них изготавливают подшипники, ламели отопления, спортивный инвентарь, части ЭВМ. Высокомодульные карбоэпиполокниты применяют для изготовления деталей авиационной техники, аппаратуры для химической промышленности, в рентгеновском оборудовании и др.

Карбоэпиполокниты с углеродной матрицей заменяют различные типы графитов. Они применяются для тепловой защиты, дисков авиационных тормозов, химически стойкой аппаратуры.

Физико-механические свойства карбоэпиполокнитов приведены в табл. 49.

3. БОРОВОЛОКНИТЫ

Бороволокниты представляют собой композиции — полимерного связующего и упрочнителя — борных волокон.

Бороволокниты отличаются высокой прочностью при сжатии, сдвиге и срезе, высокой ползучестью, высокими твердостью и модулем упругости, теплопроводностью и электропроводностью. Ячеистая микроструктура борных волокон обеспечивает высокую прочность при сдвиге на границе раздела с матрицей.

Помимо непрерывного борного волокна применяют комплексы боростеклоклиты, в которых несколько параллельных борных волокон облетается стеклоклиты, придающей формоустойчивость. Применение боростеклоклиты облегчает технологический процесс изготовления материала.

В качестве матрицы для получения бороволокнитов используются модифицированные эпоксицидные и полиамидные связывающие. Бороволокниты КМБ-1 и КМБ-1к предназначены для длительной работы при температуре 200 °С; КМБ-3 и КМБ-3к не требуют высокого давления при переработке и могут работать при температуре не выше 100 °С; КМБ-2к разработана для 300 °С.

Влияние на механические свойства бороволокнита содержания волокон приведено на рис. 226, а влияние различных матриц — на рис. 227.

Бороволокниты обладают высокими сопротивлениями усталости, они стойки к воздействию радиации, воды, органических растворителей и горючесмазочных материалов.

Поскольку борные волокна являются полупроводниками, то бороволокниты обладают пониженной теплопроводностью и электропроводностью: $\lambda = 43 \text{ кДж/м} \cdot \text{К}$; $\alpha = 4 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (по длине волокна); $\mu = 1,94 \cdot 10^7 \text{ Ом} \cdot \text{см}$; $\epsilon = 12,6 + 20,8$ (при частоте тока 10^7 Гц); $\lg \delta = 0,02 + 0,05$ (при частоте тока 10^7 Гц). Для боро-

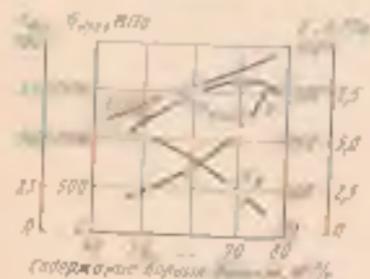


Рис. 226. Зависимость механических свойств бороволокнита КМБ-1 от содержания борного волокна:

E — модуль упругости; σ — предел прочности при сдвиге; ϵ — модуль сдвига; σ_0 — предел прочности при сдвиге.

Рис. 227. Зависимость разрывной нагрузки при сдвиге бороволокнитов на различных матрицах от температуры.

1 — эпоксицидная, 2 — полиамидная, 3 — хлороборгаэпидежная сополимерная.

волоконной прочностью при сжатии в 2—2,5 раза больше, чем для карбоволоконтов.

Физико-механические свойства борволоконтов приведены в табл. 49.

Изделия из борволоконтов применяют в авиационной и космической технике (профиля, кивели, роторы и лопатки компрессоров, лопасти винтов и трансмиссионные валы вертолетов и т. д.).

4. ОРГАНОВОЛОКНИТЫ

Органоволокниты 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. Для синтетических волокон потери прочности при текстильной переработке небольшие; они мало чувствительны к повреждениям.

В органоволокнитах значения модуля упругости и температурных коэффициентов линейного расширения упрочнителя в связующего бьмаки. 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 органоволокнитов при резком перепаде температур, действии ударных и циклических нагрузок. Ударная вязкость высокая (400—700 кДж/м²). 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, теплопроводность низкая. Большинство органоволокнитов может длительно работать при температуре 100—150 °С, а на основе полиамидного связующего и волокнадиазольных волокон — при 200—300 °С.

В комбинированных материалах наряду с синтетическими волокнами применяют минеральные (стеклянные, карбо- и бор-волокон). Такие материалы обладают большей прочностью и жесткостью.

Органоволокниты применяют в качестве изоляционного и конструкционного материала в электрорадио промышленности, авиационной технике, автостроении; на них изготовляют трубы, емкости для реактивов, покрытия корпусов судов и др.

Вопросы для самопроверки

1. Как классифицируются композиционные материалы с неметаллической матрицей по виду упрочнителя и матрицы?
2. Какие применяются способы укладки наполнителя и как это отражается на свойствах материалов?

3. Что такое впробоволокниты, их состав, различия, свойства и применение?

4. Опишите борволокониты, укажите их состав, свойства и применение.

5. И чем преимущества органичолокнитов, их свойства и применение?

ГЛАВА XXIX. РЕЗИНОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

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 нормальной температуре резина находится в высокоэластическом состоянии и ее эластические свойства сохраняются в широком диапазоне температур.

Модуль упругости лежит в пределах 1—10 МПа, 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 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 нормальной 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.

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, оксиды свинца, магния и другие вводят как на режим вулканизации, так и на физико-механические свойства вулканизатов. Ускорители проявляют свою наибольшую активность в присутствии оксидов 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 (применяют азоксид, креозон Д и др.). Физические противостарители (парафин, воск) образуют поверхностные защитные пленки, они применяются редко.

3. Мягчители (пластификаторы) облегчают переработку резиновой смеси, увеличивают эластические свойства каучука, повышают морозостойкость резины. В качестве мягчителей вводят парафин, вазелин, стеариновую кислоту, битумы, добутилдиалат, растительные масла. Количество мягчителей составляет 8—30 % массы каучука.

4. Наполнители по воздействию на каучук подразделяют на активные (усиливающие) и неактивные (инертные). Активные наполнители (углеродистая сажа и белая сажа — кремнекислота, оксид цинка и др.) повышают механические свойства резины: прочность, сопротивление истиранию, твердость. Неактивные наполнители (мел, тальк, барит) вводят 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, и др.) защищают резину от коротковолновую часть солнечного спектра и этим защищают резину от светового старения.

Подпадающее большинство каучуков является неарелельными, высокополимерными (хирбоцепными) соединениями с двойной химической связью между углеродными атомами в элементарных звеньях макромолекулы. (Некоторые каучуки получают на основе насыщенных линейных полимеров.) Молекулярная масса каучуков исчисляется в 400 000—450 000. Структура макромолекулы линейная или слабоветвистая и состоит из отдельных звеньев,

которые имеют тенденцию свернуться в клубок, ваять 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 каучуков с серой в технике называется *вулканизацией*.

В зависимости от количества вводимой серы получается различная частота сетки полимера. При введении 1—5 % S образуются 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.

При вулканизации изменяется молекулярная структура полимера (образуется пространственная сетка), что влечет за собой изменение его физико-механических свойств: резко возрастает прочность при растяжении и эластичность каучука, а пластичность почти полностью исчезает (например, натуральный каучук имеет $\sigma_0 = 1,0 \div 1,5$ МПа, после вулканизации $\sigma_0 = 35$ МПа); увеличивается твердость, сопротивление износу. Многие каучуки растворимы в растворителях, резины только набухают в них и более стойки к химикатам. Резины имеют более высокую теплоустойчивость (НК размягчается при температуре 90 °С, резина работает при температуре свыше 100 °С).

На изменение свойств резины влияет 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. Это особенно характерно для резины из НК. Для синтетических каучуков (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 $-C-C-$ наименьшая прочность у дисульфидной связи $-C-S-C-$.

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 объему мирового потребления НК составляет 30 %, остальное СК, который известен 250 видов.

По назначению резины подразделяют на резины общего назначения и резины специального назначения (специальные).

2. РЕЗИНЫ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

К группе резин общего назначения относят вулканизаты белодерных каучуков — НК, СКБ, СКС, СКИ

НК — *натуральный каучук* является полимером изопрена (C_5H_8). Он растворяется в жирных и ароматических растворителях (бензоле, бензоле, хлороформе, сероуглероде и др.), образуя вязкие растворы, применяемые в качестве клеев. При нагреве выше 80—100 °С каучук становится пластичным и при 200 °С начинает разлагаться. При температуре —70 °С НК становится хрупким. Обычно НК аморфен. Однако при длительном хранении возможна его кристаллизация. Кристаллическая фаза увеличивает также при растяжении каучука, что значительно увеличивает его прочность. Для получения резины НК вулканируют серой. Резины на основе НК отличаются высокой эластичностью, прочностью, водо- и газонепроницаемостью, высоким электроизоляционным свойством: $\rho_{\Omega} = 3 \cdot 10^{12} \pm 23 \cdot 10^{12} \text{ Ом см}$; $\epsilon = 2,5$.

СКБ — *синтетический каучук бутадиевый (дивинильный)* получают по методу С. В. Лебедева. Формула полибутадиена (C_4H_6). Он является некристаллизующимся каучуком и имеет широкий предел прочности при растяжении, поэтому в резину на его основе необходимо вводить усиливающие наполнители. Морозостойкость бутадиевского каучука невысокая (от —40 до —45 °С). Он растворяется в тех же растворителях, что и НК. Стереорегулярный дивинильный каучук СКД по основным техническим свойствам приближается к НК. Дивинильные каучуки вулканируются серой аналогично натуральному каучуку.

СКС — *бутадиевстирольный каучук* получается при совместной полимеризацией бутадиена (C_4H_6) и стирола ($C_6H_5-CH=C_6H_5$). Это самый распространенный каучук общего назначения.

В зависимости от процентного содержания стирола каучук выпускают нескольких марок: СКС-10, СКС-30, СКС-50. Свойства каучука зависят от содержания 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 газонепроница-

мости и диэлектрических свойствам они равноценны резинам на основе НК. Каучук СКС-10 можно применять при низких температурах (от -74 до -77°C). При подборе соответствующих катализаторов 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. По составу, химическим и физико-механическим свойствам СКИ близок к натуральному каучуку. Промышленно выпускаются каучуки СКИ-3 и СКИ-3П, наиболее близкие по свойствам к НК; каучук СКИ-3Д, предназначенный для получения 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 до 130°C . Из этих резин изготовляют шины, ремни, рукава и шланговые ленты, изоляцию кабелей, различные резкотехнические изделия.

8 РЕЗИНЫ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

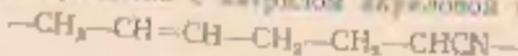
Ся специальные резины подразделяют на несколько видов: маслобензостойкие, термостойкие, электроизоляционные, высокоэластичные, стойкие к гидравлическим жидкостям.

Маслобензостойкие резины получают на основе каучуков хлоропренового (наприт), СКИ и тиопола.

Наприт является отечественным хлоропреновым каучуком. Хлоропрену соответствует формула $\text{CH}_2=\text{CCl}-\text{CH}=\text{CH}_2$.

Вулканизация может проводиться термообработкой даже без серы, так как под действием температуры каучук переходит в термостабильное состояние. Резины на основе наприта обладают высокой эластичностью, вибростойкостью, озоностойкостью, устойчивы к действию топлива и масел, хорошо сопротивляются тепловому старению. (Окисление каучука замедляется жгущим действием хлора на двойные связи.) По температуроустойчивости и морозостойкости (от -35 до -40°C) они уступают как НК, так и другим СК. Электроизоляционные свойства резин на основе полярного наприта ниже, чем у резин на основе неполярных каучуков. (За рубежом полихлоропреновый каучук выпускается под названием неопрен, пербука-С и др.).

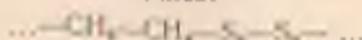
СКИ — *бутадиеннитрильный каучук* — продукт совместной полимеризации бутадиена с нитрилом акриловой кислоты:



В зависимости от состава каучуки выпускают с следующих марок: СКИ-18, СКИ-26, СКИ 10. (Зарубежные марки: даякар, пербуни, бува 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, для СКН-18 от -50 до -60 °С, для СКН-40 от -26 до -28 °С). Вулканизируют СКН с помощью серы. Резины на основе СКН обладают высокой прочностью ($\sigma_r = 35$ МПа), хорошо сопротивляются истиранию, но по эластичности уступают резинам на основе НК, превосходят их по стойкости к старению и действию добавленных кислот и щелочей. Резины могут работать в среде бензина, топлива, масел и керосина в интервале температур от -30 до 130 °С. Резины на основе СКН применяют для производства ремней, конвейерных лент, рукавов, маслобензостойких резиновых деталей (уплотнительные прокладки, манжеты и т. п.).

Полисульфидный каучук, или тиокол, образуется при взаимодействии галогидопроизводных 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 газопроницаемость (выше, чем у НК), поэтому тиокол — хороший герметизирующий материал. Механические свойства резины на основе тиокола невысокие. Эластичность резины сохраняется при температуре от -40 до -60 °С. Теплостойкость не превышает $60-70$ °С. Тиоколы новых марок работают при температуре до 130 °С.

Акрилатные каучуки — сополимеры эфиров акриловой (или метакриловой) кислоты с акрилонитрилом и другими полярными мономерами — можно отнести к маслобензостойким каучукам. Каучуки выпускают марок БАК-12, БАКХ-7, ЭАХ. Для получения высокопрочных резин вводят усиливающие наполнители. Достоинством акрилатных резин является стойкость к действию серосодержащих масел при высоких температурах; их широко применяют в автомобилестроении. Они стойки к действию кислорода, достаточно теплостойки, обладают адгезией к полимерам и металлам. Недостатками БАК являются малая эластичность, низкая морозостойкость, невысокая стойкость к воздействию горячей воды и пара.

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 рабочей температуры СКТ составляет от -60 до 250 °С. Низкая адгезия, присущая кремнийорганическим соединениям (вследствие их слабой полярности), делает СКТ водостойким и гидрофобным (например, применяется для защиты от обледенения). В растворе, как и маслах он набухает, имеет низкую механическую прочность, высокую газопроницаемость, плохо сопротивляется истиранию. При замене метильных групп (CH_3) другими радикалами получают другие виды силоксановых каучуков. Каучук с винильной группой (СКТВ) устойчив к тепловому старению и обладает меньшей текучестью при сжатии, температура эксплуатации от -65 до 300 °С. Вводя фенильную группу (C_6H_5), получают каучук (СКТФВ), обладающий повышенной морозостойкостью (от -90 до -100 °С) и сопротивляемостью к действию радиации. Можно сочетать различные радикалы, образуя сложные силоксановую связь. Так, фенилвинилсилоксановый каучук имеет повышенные механические свойства. Если ввести в боковые группы макромолекулы СКТ атомы F или группу CN, приобретает устойчивость к топливу и маслам. Введение в основную цепь атомов бора, фосфора дает возможность повысить теплостойкость резины до $350-400$ °С и увеличить их клеящую способность. Силоксановые резины стареют при $600-700$ °С, а в течение нескольких секунд выдерживают 3000 °С.

Морозостойкими являются резины на основе каучуков, имеющих низкие температуры стеклования. Например, резины на основе СКС-10 и СКД могут работать при температуре до -60 °С. НК, СКВ, СКС-30, СКН — до -60 °С, СКТ — ниже -75 °С.

Светоозоностойкие резины вырабатывают на основе насыщенных каучуков — фторсодержащих (СКФ), этиленпропиленовых (СКЭП), бутилкаучука.

Фторсодержащие каучуки получают сополимеризацией ненасыщенных фторированных углеводородов (например, $\text{CF}_2 = \text{C}(\text{F})-\text{C}(\text{F})=\text{CF}_2$ и др.). Отечественные фторкаучуки выпускают под марками СКФ-32, СКФ-26; зарубежные — кель-Ф и лайтон. Каучуки устойчивы к тепловому старению, воздействию масел, топлива, различных растворителей (даже при повышенных температурах), негорючи. Вулканизованные резины обладают высоким сопротивлением истиранию. Теплостойкость длительная (до 300 °С). Недостатками является малая стойкость к большинству тормозных жидкостей и низкая эластичность. Резины из фторкаучуков широко применяют в авто и авиапромышленности.

СКЭП — сополимер этилена с пропиленом — представляет собой белую каучукообразную 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.), приме имела для удовлетворительных изделий, диафрагм, гибких шлангов и т. д., не разрушаются при работе в атмосферных условиях в течение нескольких лет.

Хлорсульфополиэтилен (ХСПЭ) является вспененным полимером. Его вулканизация основана на взаимодействии с группами SO_2Cl и Cl . Пулманнаты ХСПЭ имеют высокую прочность ($\sigma_{\text{в}} = 16 \div 26 \text{ МПа}$), относительное удлинение $\epsilon = 250 \div 560 \%$. Они обладают повышенной сопротивляемостью истиранию при изгибе, озон-, масло- и ζ -стойкостью, хорошей диэлектричностью. Интервал рабочих температур от -60 до 215°C . Применяют эти резины как конструкционный и защитный материал (противокоррозионные, не обрастающие в морской воде водорослями и микроорганизмами покрытия, для защиты от воздействия γ -излучения).

Бутадиеновый (БК) получают совместной полимеризацией изобутилена с небольшим количеством изопрена (2—3 %).

В бутылкаучуке мало трансис-связей, вследствие чего он обладает стойкостью к кислороду, озону и другим химическим реагентам. Каучук кристаллизующийся, что позволяет получать материал с высокой прочностью (до 40% эластические свойства низкие). Каучук обладает высокой сопротивляемостью истиранию и износу, имеет диэлектрические характеристики. По температурной стойкости уступает другим резинам, превосходя их по газовой и гидроокисляемости.

Бутылкаучук — 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 шлангах производства (срок службы покрышек в 2 раза выше, чем покрышек из НК).

Износостойкие резины получают на основе полиуретановых каучуков СКУ.

Полиуретановые каучуки обладают высокой прочностью, эластичностью, сопротивлением истиранию, маслостойкостью. В структуре каучука нет непрочных связей, поэтому он стойк к кислороду и озону, его газонепроницаемость в 10—20 раз выше, чем газонепроницаемость НК. Рабочие температурные резан на его основе составляют от -30 до 130°C . На основе сложных полиэфиров вырабатывают каучуки СКУ-7, СКУ-8, СКУ-50; на основе простых полиэфиров — СКУ-ЛФ, СКУ-ПФ. Они отличаются высокой морозостойкостью (для СКУ-ЛФ — до -75°C) и гидролитической стойкостью. Уретановые резины стойки к воздействию радиации. Зарубежные названия уретановых каучуков — дулоллан, адифрей, дивента, урепан. Резины на основе СКУ применяют для изготовления шин, консервных банок, обкладки труб и аппаратов для транспортирования 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, СКВ; СКС, СКТ и бутилкаучука. Для них $\rho_v = 10^{11} \div 10^{12}$ Ом·см, $\epsilon = 2,5 \div 4$, $\lg \delta = 0,005 \div 0,01$.

Электропроводящие резины для экранированных кабелей получают из каучуков НК, СКН, лаврета, особенно из полярного каучука СКН-26 с введением в их состав углеродной сажи и графита (65—70 %). Для них $\rho_v = 10^2 \div 10^4$ Ом·см.

Резину, стойкую к воздействию гидравлических жидкостей, используют для уплотнения подвижных и неподвижных соединений гидросистем, рукавов, диафрагм, насосов; для работы в масле применяют резину на основе каучука СКН, набухание которой в жидкости не превышает 1—4 %. Для кремнийорганических жидкостей применимы неполярные резины на основе каучуков НК, СКС-10 и др.

Физико-механические свойства резины даны в табл. 50.

4. ВЛИЯНИЕ ФАКТОРОВ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СВОЙСТВА РЕЗИН

В процессе эксплуатации резиновые изделия подвергаются различным видам старения (световое, озонное, тепловое, радиационное, вакуумное и др.), что снижает их работоспособность. Изменение свойств может быть необратимым. Стойкость резины при старении зависит от степени насыщенности каучука, гибкости макромолекул, прочности химической связи в цепи, способности к ориентации и кристаллизации. Изменение свойств определяется по изменению прочностных и упругих характеристик; по восстанавливаемости резины (изменение величины деформации во времени после снятия нагрузки), стойкости к раздиру (концентрации капляжений).

Прочность кристаллизующихся каучуков (НК, бутилкаучук, хлоропрен, СКИ), даже без наполнителей, составляет 20—30 МПа. Работоспособность, долговечность резины при динамическом нагружении определяются усталостной прочностью.

Под действием атмосферных условий, озона происходит растрескивание напряженных резины на ненасыщенных каучуках (НК БНК, БСК); стойки к озонному старению насыщенные каучуки (СКФ, СКТ, ЭИ). Свет вызывает фотоокисление каучуков, которое зависит от наличия в них двойных связей. По убыванию скорости фотоокисления каучуки можно расположить в ряд: НК, СКВ > СКС > БК. Светостойки резины из СКФ и СКТ. Фотопроект ускоряется при повышении температуры (рис. 228). Скорость старения резины в напряженном состоянии выше, чем в свободном состоянии, что видно на рис. 229. Повышение озона-

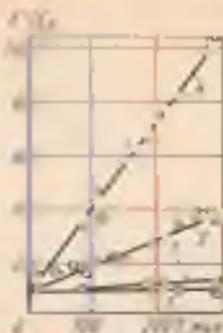


Рис. 228. Изменение относительного статического модуля упругости при старении вулканизата СКБ: 1 — 25 °С, и темпосе 2 — 30 °С, в темноте, 3 — 33 °С, при освещении, 4 — 46 °С, при освещении.

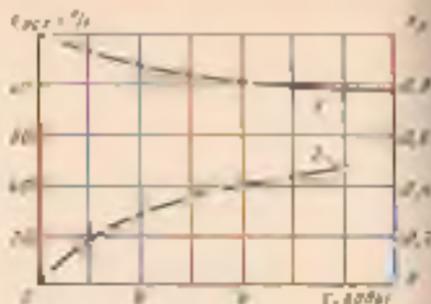


Рис. 229. Изменение коэффициента старения при растяжении ($K_{ст}$) и остаточной деформации при сжатии ($\epsilon_{ост}$) резины по осевой СКН-1Б: 1 — коэффициент в процессе естественного старения; 2 — изменение остаточной деформации резины.

стойкости достигается введением соответствующих выгредментов и нанесением защитной пленки (из полиуретана). Сроки службы или хранения изделий из резины определяются по изменению остаточной деформации сжатия $\epsilon_{ост}$, которая для уплотнительных материалов допускается до 30%, и релаксации напряжения 0,2.

Для прогнозирования сроков сохранности свойств резины применяют комбинированный метод, сочетающий эксплуатационные испытания полимерного материала с ускоренными.

Приближается следующее соотношение:

$$(t_1/T_1) + (t_2/T_2) = 1,$$

где t_1 — время, в течение которого изделие эксплуатируется (хранится), оно составляет небольшую часть от T_2 — полного срока службы изделия; t_2 — время достижения определенных значений выбранных показателей при ускоренном старении; T_2 — время достижения предельных значений тех же показателей для изделий, подвергавшихся ускоренному старению.

Термическая стойкость. Прочность химических связей в макромолекулах и их структура определяют термическую стойкость полимеров. По увеличению термической стойкости каучуки распадаются следующим образом: тиokol < НК < БНК, БСК < < СКЭП < СКФ < СКТ.

При повышенных температурах (150 °С) органические резины теряют прочность после 1—10 ч нагрева, резины на основе СКТ могут при этой температуре работать длительно. Прочность силиконовой резины при нормальной температуре меньше, чем прочность органических резин, при 200 °С их прочности одинаковы, а при температуре 250—300 °С она даже выше (рис. 230). Особенно

цены резны на основе СКТ при использовании их в условиях длительного нагрева.

При повышенных температурах протекает деструкция макромолекул, выделяются жидкие и газообразные продукты, образуются циклические и ароматические структуры, обладающие высокой термостойкостью. При температуре в сотни и тысячи градусов термическая стойкость определяется по потере ладонной массы полимера за 30 мин (например, для НК, СКИ это 330 °С, для СКД — 410 °С).

Действие отрицательных температур. При низких температурах сжимаются и даже полностью утрачиваются высокоэластические свойства, происходит переход в стеклообразное состояние и возрастание жесткости резин в тысячи и десятки тысячи раз. Коэффициент морозостойкости (уровень потери свойств) при сдвиге больше чем при сжатии и растяжении ($K_{\text{сдв}} > K_{\text{сж}} > K_{\text{рст}}$).

Действие ионизирующего излучения на резину — радиационное старение. На стойкость к радиации влияет природа каучука, ингредиентов, защитных добавок (актирдов), среда. Наибольшая скорость старения у резин на основе структурирующихся каучуков (СКН, наирит, СКВ), под действием радиации у этих резин увеличивается твердость, уменьшается α . Наименьшая скорость старения у резин на основе НК, СКИ-3, СКЭП. Деструктируют резины из бутилкаучука БК. Во фторкаучуке происходит сшивание линейных макромолекул, при этом растут твердость и модуль упругости, а α снижается незначительно. В порядке повышения относительной радиационной стойкости резин каучуки располагаются в следующий ряд: бутилкаучук < фторсодержащие каучуки < силиконовый каучук < хлоропреновый < акрилатный < бутадиев-нитрильный < бутадиев-стирольный < натуральный < стилиенопропиленовый < уретановый. Наиболее стойкими к старению являются уретановые резины (в макромолекулах каучука содержатся фенильные кольца). Стойкость резин к радиации может изменяться в зависимости от модификации каучука, ингредиентов, вида и количества защитных добавок (антирдов).

Резины на основе каучуков СКН и НК широко применяют в ядерной технике для изготовления уплотнительных резиновых деталей (РТД).

Зависимость статического модуля сжатия при радиационном старении на воздухе и в вакууме резин от температуры показана на рис. 231.

Действие вакуума. Резиновые уплотнители могут работать в вакууме при различных температурах, в агрессивных средах,

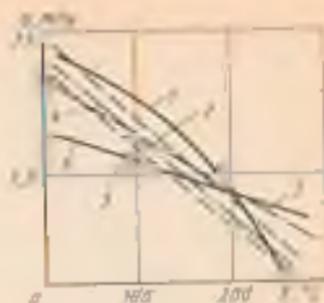


Рис. 230 Зависимость модуля сжатия различных резин от температуры:
1 — НК, 2 — хлоропрен, 3 — стирол-бутадиеновый, 4 — СКН, 5 — СКВ, 6 — СКД, 7 — СКЭП, 8 — СКЭП, 9 — СКЭП, 10 — СКЭП, 11 — СКЭП, 12 — СКЭП, 13 — СКЭП, 14 — СКЭП, 15 — СКЭП, 16 — СКЭП, 17 — СКЭП, 18 — СКЭП, 19 — СКЭП, 20 — СКЭП, 21 — СКЭП, 22 — СКЭП, 23 — СКЭП, 24 — СКЭП, 25 — СКЭП, 26 — СКЭП, 27 — СКЭП, 28 — СКЭП, 29 — СКЭП, 30 — СКЭП.

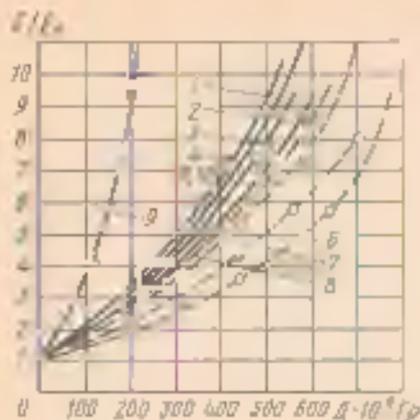


Рис. 291. Зависимость статического модуля сдвига при равновесном состоянии на воздухе (—) и в вакууме (---) резины из СКН-26 от продолжительности выдержки D при различных температурах:

1, 4 — 20 °С; 2, 5 — 60 °С; 3, 6 — 80 °С; 7, 8 — 100 °С; 9 — 120 °С

под высоким давлением. Одной из особенностей резины является газоприраемость, газовыделение, термоокисляемость. Однако вакуумстойкость делается по потере массы и зависит от типа каучука.

По вакуумстойкости каучуки условно разделяют на три группы. 1 — устойчивые в вакууме (термовакuumная стойкость высокая, термоокислительная) — СКН-3, СКД, СКМС-10, СКЭП, СКФ-30, СКТФ-50, СКТФТ-100;

2 — устойчивые в вакууме (термовакuumная стойкость средняя, термоокислительная) — СКТ, СКТВ-1, СКТФВ-803;

3 — неустойчивые в вакууме — СКУ, ПХП, СКН-40, СКФ-32.

В промышленности в основном используются резины на основе каучуков НК, СКН-3, СКН-26, СКФ-26.

Вопросы для самопроверки

1. Что называется резиной? Каков ее состав и химическое строение компонентов (микроэлементов)?
2. В чем сущность процесса вулканизации; как изменяются свойства резины после вулканизации?
3. Назовите основные свойства каучука, их состав и области применения резины на их основе.
4. Назовите основные физико-механические свойства различных резиновых материалов и их применение.
5. В чем сущность процессов старения резины? Какими способами защищают резину в резиновых деталях от старения? Укажите эксплуатационную стойкость резины.
6. Как изменяются свойства резины под действием озона, температуры, радиации и вакуума?

ГЛАВА XXX. КЛЕЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ И ГЕРМЕТИКИ

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ, СОСТАВ И КЛАССИФИКАЦИЯ ПЛЕНКООБРАЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Клеи и герметики относятся к пленкообразующим материалам и имеют много общего с ними.

Это растворы или расплавы полимеров, а также неорганические вещества, которые наносятся на какую-либо поверхность. После высыхания (затвердевания) образуются прочные пленки, хорошо прилипающие к различным материалам.

Клеи и герметики могут быть в виде жидкостей, паст, замазок, пленок. В состав этих материалов входят следующие компоненты: пленкообразующее вещество (в основном термореактивные смолы, каучуки), которые определяют адгезионные, когезионные свойства и основные физико-механические характеристики; растворители (спирты, бензин и др.), создающие определенную вязкость; пластификаторы для устранения усадочных явлений в пленке и повышения ее эластичности; отвердители и катализаторы для перевода пленкообразующего вещества в термостабильное состояние; наполнители в виде минеральных порошков, повышающих прочность соединения, уменьшающих усадку пленки. Для повышения термостойкости вводят порошки Al , Al_2O_3 , SiO_2 , для повышения токопроводимости — серебро, медь, никель, графит.

В зависимости от назначения пленкообразующие материалы делят на клеящие, применяемые для склейки различных материалов, и герметики, обеспечивающие уплотнение и герметизацию швов, стыков, трещин и т. д.

Клеи соединяют 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 клевого шва; герметичность соединения; возможность соединения тонких материалов; снижение стоимости производства; экономия массы и значительное ускорение изготовления изделий.

Недостатками клееных соединений являются относительно низкая длительная термостойкость (до 350 °С), обусловленная органической природой пленкообразующего вещества; невысокая прочность склеивания при неравномерном отрыве; часто необходимость проведения склеивания с подогревом; склонность к старению. Однако имеется ряд примеров длительной эксплуатации склеенных соединений. Новые клеи на основе кремнийорганических и неорганических полимеров обеспечивают работу клевого шва при температуре до 1000 °С 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.

Кроме полярных функциональных групп на клеящие свойства полимеров влияют молекулярная масса и структура макромолекул. Прочность склеивания можно повысить путем механического сцепления пленки клея с шероховатой поверхностью материала, для этого перед склеиванием часто поверхность деталей фрезеруют или зачищают шлифовальной шкуркой.

На процесс склеивания влияет природа склеиваемых материалов. Так полярные материалы требуют применения полярных клеев. Адгезионные свойства металлов различны. По мере убыва-

ние этих свойств металла можно разделить в следующем порядке: сталь, бронза, алюминиевые сплавы, медь, золото, латунь. При склеивании влажной лучшей кожей является раствор или расплав того же пластика. Если пластик полимерный и не растворяется в растворителе (полиэтилен, фторопласт-4, полипропилен), то характер их адгезивности уменьшают механическим или химическим путем.

Классификация клеев. Клеи классифицируют по ряду признаков. Различают следующие клеи: по пленкообразующему веществу — смоляные и резиновые; по адгезионным свойствам — универсальные, склеивающие различные материалы (каучук, клеи БФ) и с набирательной адгезией (белковые, резиновые); по отношению к нагреву — обратимые (термопластичные) и необратимые (термостабильные) клеи; по условиям отверждения — холодного склеивания и горячего склеивания; по внешнему виду — жидкие, пастообразные и пленчатые; по назначению — конструкционные силовые и несиловые. Чаще используют классификацию по пленкообразующему веществу. Смоляные клеи могут быть термоактивными и термопластичными. Термоактивные смолы дают прочные, теплоустойчивые пленки, применяемые для склеивания силовых конструкций из металлов и неметаллических материалов. Клеи на основе термопластичных смол (полиэтиленовые, акрилатов и др.) имеют невысокие прочностные характеристики, особенно при нагреве, и применяются для несиловых соединений неметаллических материалов.

Резиновые клеи, в которых основным пленкообразующим веществом является каучук, отличаются высокой эластичностью и применяются для склеивания резины с резиной или резины с металлами.

Высокотемпературными являются неорганические клеи.

Основными требованиями к герметику: высокая адгезия к металлам и другим материалам, эластичность и пластичность для разляжных сред, теплоустойчивость, химическая устойчивость. Герметики классифицируют по составу: каучуковые, каучуково-смоляные и смоляные.

2. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СМОЛЯНЫЕ И РЕЗИНОВЫЕ КЛЕИ

Смоляные клеи. В качестве пленкообразующих веществ этой группы клеев применяют термоактивные смолы, которые отверждаются в присутствии катализаторов и отвердителей при нормальной или повышенной температуре. Клеи холодного склеивания, как правило, обладают недостаточной прочностью, особенно при повышенных температурах. При горячем склеивании происходит более полное отверждение смолы и в результате увеличивается прочность и теплоустойчивость. Теплоустойчивость также вводят из минеральных наполнителей. Теплоустойчивые клеи получают на основе ароматических полиэфиров, содержащих гидро-

пиклы (полибензенодиазолов, индизолов), а также на основе карборансодержащих полимеров. Карбораны представляют собой бороорганические соединения, имеющие общую формулу $B_nC_nH_{2n+2}$, но свойственны им 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 смешивании resin круток, смолу совмещают с каталитом, термостабилизаторами и др.

Клеи на основе модифицированной фенолформальдегидной смолы. Эти клеи привлекают преимущественно для склеивания неметаллических силовых элементов, конструкций из стеклопластиков и т. п.

Фенолокарбамидовые композиции являются эластичнее теплоустойчивы пластиком с высокой адгезией к металлам. К этому виду относятся клеи ВК-32-000, ВК-3, ВК-4, ВК-13 и др. Клеи имеют высокую теплоустойчивость, хорошо выдерживают механические нагрузки, благодаря эластичности слоев обеспечивается прочность соединений при неравномерном отрыве. Клеи устойчивы и могут использоваться в различных климатических условиях.

Фенолополиимидизетилловые композиции наиболее широко используют в клеях БФ. Клеи БФ-2 и БФ-4 представляют собой растворы фенолформальдегидной смолы, совмещенной с поливинилбутиралем (бутиаром). Клеи БФ-2 и БФ-4 применяют для склеивания металлов, пластмасс, керамики и других твердых материалов. Теплоустойчивость клеевых соединений невысокая, водостойкость удовлетворительная.

Более устойчивый клей ВК-101, который отличается высокими характеристиками длительной прочности, водостойкости и термостабильности при склеивании металлов и теплоустойчивых неметаллических материалов.

Фенолэпироксидированные клеи содержат в качестве наполнителей асбест, алюминиевый порошок и др. Клеи являются теплоустойчивыми, они устойчивы к воде в тропическом климату, обладают хорошей водостойкостью и длительной прочностью. Клеи ВК-18 и ВК-18М способны работать при температуре 600—600 °С. Клеи ВК-18М применяют для склеивания инструментов. Он позволяет увеличить стойкость инструмента в 1,5—3 раза.

Клеи на основе жидких смол. Отверждение клеи происходит с помощью отвердителей без выделения побочных продуктов, что почти не дает усулочных 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 этому виду относятся клеи ВК-9, КЛН-1, ВК-16 ЭПО. Эпоксидные клеи горячего отверждения ВК-32-0М, К-153, ФЛ-8, ВК-1 и другие являются конструкционными силовыми клеями. Их применяют для склеивания металлов, стеклопластиков, ферритов, кера-

мика. Клей ВК-1 и ФЛ-4С используют в клеосварных соединениях. Эпоксидно-кремнийорганические клеи ТКМ-75 Т-73 применяют для приклеивания режущих частей при изготовлении инстру-ментов.

Для всех эпоксидных клеев характерна хорошая механическая прочность, атмосферостойкость, устойчивость к топливу и минеральным маслам, высокие диэлектрические свойства.

Клеи УП-5 140 и УП-5-140^а холодного отверждения используют для склеивания больших вертикальных плоскостей из металлов и пластмасс с различными коэффициентами температурного расширения. Клей УП-5-177 склеивает в воде металлы и стеклопластики, служит для устранения вмятин раковин, трещин при ремонте судов. Быстроотверждающийся клей УП-5-207М стоек к смене температур, влажности, вибрации, старению, клей УП-5-213 предназначен для древесины-пластмассовых спортивных изделий, стоек к ударам, вибрации, влаге. Клеи могут работать при температуре от -60 до 40 °С.

Полуретановые клеи. Композиции могут быть холодного и горячего отверждения. В состав клея входят полиэфир, полиизоцианаты и наполнитель (цемент). При смешении компонентов происходит химическая реакция в результате которой клей затвердевает. Клеи обладают универсальной адгезией (полярные группы NHCO), хорошей влагонепроницаемостью и прочностью при неравномерном отрыве, стойкостью к нефтяным топливам и маслам. Представителями полуретановых клеев являются ПУ-2, ВК-5, ВК-11, лейколят, вилад. Эти клеи токсичны.

Клеи, модифицированные карборансодержащими соединениями. Обладают высокой термостойкостью. Клей ВК-20 выдерживает длительно температуру 350—400 °С и кратковременно 600 °С, имеет высокую длительную прочность.

Клеи (накрий на основе акрилатов марок ЭО № 87 и ЭО № 170 не подвержены старению, и при хранении прочность его возрастает.

Клеи на основе кремнийорганических соединений. Эти клеи терлостойкие. 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 другие отверждаются при высокой температуре. Клеи устойчивы к маслу, бензину, обладают высокими диэлектрическими свойствами, не вызывают коррозии металлов и применяются для склеивания легированных сталей, титановых сплавов, стекло- и асбестовых стоек, графита, неорганических материалов.

Клеи на основе поликарборансилановые обладают стойкостью к термоокислительной деградации, способны длительно работать при температуре 600 °С, кратковременно при 1200 °С, имеют высокую адгезию к различным материалам.

Клеи на основе гетероциклических полимеров. Полибензимидазолиновые и полипипидные клеи обладают прочностью, высокой стойкостью к термической, термоокислительной и радиационной деструкции, химической стойкостью. Клеевые соединения могут работать в течение сотен часов при температуре 300 °С, а также при криогенных температурах. Полибензимидазольный клей выпускают под маркой ПВИ-1К, полипипидный — СП-6. Этими клеями можно склеивать коррозионно-стойкие стали, титановые сплавы, стеклопластики и различные композиционные материалы.

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. Соединения проводят при температуре вулканизации 140—150 °С. Соединение получается прочным, подчас не уступающим прочностью резине материала.

При введении в состав клеевой композиции активателей и ускорителей получают самовулканизирующийся клей (процесс вулканизации происходит при нормальной температуре). Для ускорения адгезии вводят синтетические смолы (пример такой композиции клей 88 НР). Соединение получается достаточно прочное, стойкое к воздействию морской воды. Хорошей склеиваемостью и стойкостью к действию масел и топлив обладают клеи 9Н-35Ф, ФОН-1 и др.

В случае необходимости склеивания тердостойких резин на основе кремнийорганического каучука и приклеивания их к металлу применяют клеи, содержащие в своем составе кремнийорганические смолы (клеи КТ-15, КТ-30, МАС-1В). Клеевые соединения могут работать при температурах от —60 до 200—300 °С.

Клей-герметик выпускают применяют для склеивания резин, стекла, полиимидной пленки, стеклянных тканей.

3. НЕОРГАНИЧЕСКИЕ КЛЕИ

Эти клеи являются высокотемпературными. Клеи (связки) могут быть в виде концентрированных водных растворов неорганических полимеров; в виде твердых порошков, которые сначала плавятся, а потом затвердевают, и в виде дисперсий. Последние затвердевают или вследствие химического воздействия порошка в жидкости (клеи-цемент), или без химического взаимодействия при высыхании (клеи-пасты).

Применяют следующие виды неорганических клеев. Фосфатные, керамические, силикатные. Фосфатные клеи являются растворами фосфатов. Часто в состав клеев вводят наполнители инертные или активные. Порошки металлов образуют аморфные кислые фосфаты. Клей АХФС (на алюмоаромфосфатной связке) отверждается при различных температурах (от 20 до 250 °С); имеет $\rho = 1520 \text{ кг/м}^3$, $\sigma_s = 3 \div 10 \text{ МПа}$, $\sigma_{сж} = 0,9 \div 1,4 \text{ МПа}$, $\alpha =$

— $1 \cdot 10^{-4} \div 2 \cdot 10^{-3} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, огнеупорность $1000\text{—}1800 \text{ } ^\circ\text{C}$, водонепроницаемость, обладает хорошей адгезией; применяется для склеивания различных металлов, графита и др. Клей ДФС — алмазная паста с наполнителями ZrO_2 и порошком Ti, после термообработки ($t = 600 \text{ } ^\circ\text{C}$) имеет $\sigma_{\text{сж}} = 260 \text{ МПа}$.

Керамические клеи (фритты) являются тонкими суспензиями оксидов щелочных металлов (M_2O , Al_2O_3 , SiO_2 и др.) в воде. Такие клеи являются несклеиваемые поверхности, подсушиваются, а затем при небольшом давлении нагреваются до температуры плавления компонентов и выдерживаются в течение 15—20 мин. Прочность соединения сохраняется при температуре $500\text{—}1000 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Силикатные клеи. Жидкое стекло обладает клеевой способностью, им можно склеивать стекло, керамику, стекло с металлом, алюминий. **Алмазно-алмазная паста (ААП)** с различными наполнителями образует клеи, отверждающиеся при $120 \text{ } ^\circ\text{C}$ за 1—2 ч. Клеями можно склеивать разнородные материалы (металлы, стекло, керамику). Прочность соединения металлов $\sigma_{\text{сж}} = 455 \div 1100 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{сж}} = 50 \div 150 \text{ МПа}$, при введении углеродистого волокна $\sigma_{\text{сж}} = 500 \text{ МПа}$.

4. СВОЙСТВА КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Клеевые соединения наиболее эффективно работают на сдвиг ($\sigma_{\text{сж}} = 6 \div 30 \text{ МПа}$). В клеевых соединениях могут происходить равномерный и неравномерный отрыв и отслаивание (отслаивание) пленки у шпонки и др.

В случае неравномерного отрыва прочность срединная отрыва несколько раз меньше, чем при равномерном отрыве. При сжатии прочность клеев больше в $10\text{—}100$ раз, чем при растяжении.

Прочность склеивания существенно зависит от температуры,

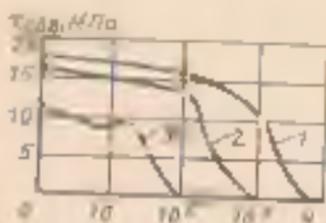


Рис. 232. Зависимость разрушающего напряжения при сдвиге клеевых соединений алмазной пасты на основе полициклового клея от продолжительности и температуры нагрева: 1 — $204 \text{ } ^\circ\text{C}$, 2 — $266 \text{ } ^\circ\text{C}$, 3 — $315 \text{ } ^\circ\text{C}$.

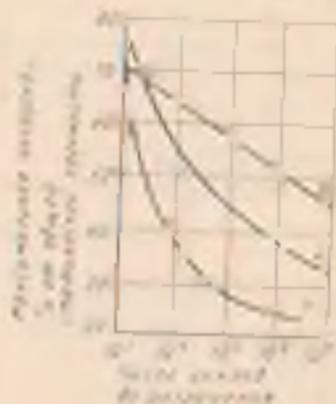


Рис. 233. Стойкость клеевого соединения алмазно-алмазной пасты на термоустойчивом эпоксидном клее при длительном действии нагрузки:

1 — клеевое соединение 1 — клеевое соединение 2 — клеевое соединение 3 — клеевое соединение 4 — клеевое соединение 5 — клеевое соединение 6 — клеевое соединение 7 — клеевое соединение 8 — клеевое соединение 9 — клеевое соединение 10 — клеевое соединение

Т а б л и ц а 51

Физико-механические свойства конструкционных сталей

Класс	Прочность, кг/мм ² , $\sigma_{0.2}$			Удлинение, %	Вязкость, кг/мм ²	Температура, °С
	при растяжении	при разрыве	при разрыве в холодном состоянии			
Ферритно-перлитный	9—15	—	—	—	60—80	20 или 50—60
Ферритно-бальзитный	14—25	13—21	3—5	—	200—300	65—200
Феррито-перлитный с дисперсными карбидами	17—18	36—41	0,8—1,2	—	200—300	100
Ферритно-перлитный с дисперсными карбидами	22	35—38	2,0	—	60—80	120—140
Ферритно-перлитный с дисперсными карбидами	12—17	28—36	—	—	200—300	180—200
Дисперсионный	0—30	10—60	1,0—1,5	—	60—300	20 или 80—120
Мартенситный	11—20	22—35	2,5—3,0	—	50—100	100—120 или 50—80
Мартенситный с дисперсными карбидами	0—20	—	—	—	100—150	150
Мартенситный с дисперсными карбидами	5—17,5	5—22	0,8—2,0	—	300—350	180—200
Перлитно-балейтитный	15—30	—	—	—	30—140	50—100
Перлитно-балейтитный	15—30	—	—	—	300—350	180—200

процессом большое влияние оказывают вид клея и характер напряженного состояния. Коэффициент Пуассона клея $\mu = 0,3$; модуль сдвига $G = 0,38 E$; модуль упругости $E = 2300 \pm 4000 \text{ МПа}$; удлинение отвержденной пленки около 3,5 %.

Теплостойкость клеен различна. Фенололакированные и эпоксидные клеи работают длительно (до 30 000 ч) при температуре 150 °С и выше. Полвареметические и элестополиуретановые клеи выдерживают температуру 200—400 °С в течение 2000 ч, карбоксиакрилатные клеи — до 600 °С в течение сотни часов.

Клеевые материалы со временем «стареют». В условиях эксплуатации и при трении склеиваемых изделий наступает оструктуривание клея, которое протекает тем быстрее, чем выше температура (рис. 232). Увеличение жесткости клея вызывает возрастание концентрации напряжений, вследствие чего прочность падает. Наиболее высокой термостойкостью обладают эпоксидные и полибензимидазольные клеи. Некоторые клеи при действии переменных температур теряют 1—20 % прочности.

Вязкость — число циклов до разрушения клеевого шва — зависит от вида клея. В среднем при асимметричном цикле нагружения число циклов до разрушения составляет 10^4 — 10^5 .

Стойкость клеевых соединений к длительной и действию нагружения может быть повышена при армировании клеи доломитовыми наполнителями (рис. 233).

Физико-механические свойства конструктивных смоляных клеев даны в табл. 51.

5. ГЕРМЕТИКИ

Герметики применяют для уплотнения и герметизации клепаных, сварных и болтовых соединений, топливных отсеков и баков, различных металлических конструкций, приборов, агрегатов.

Тяжеломерные герметики получают на основе полисилоксанового каучука. Сера, входящая в состав основной молекулярной цепи, сообщает пленке высокую газо- и паронепроницаемость. У них высокая адгезия к металлам, древесине, бетону. Они стойки к топливу и маслам.

Промышленно выпускаются тяжеломерные герметики З-30М и УТ-31. Срок службы герметиков 25 лет. Их применяют в авиационной и автомобильной промышленности, в судостроении, для строительной техники.

Анаэробные герметики получают на основе полиакрилатов. Эти герметики выпускаются под названием акрилат и уретан, за рубежом они известны как тайтлокс. При отверждении они не дают усадки и не требуют больших давлений. Пленка герметика стойка к царапинам и ударам, она может работать в агрессивных средах и при значительных давлениях длительно при температуре от —200 до 200 °С, кратковременно до температур 300 °С. Доч-

Таблица 52

Физико-механические свойства герметиков

Герметик	Плотность г/см ³	Прочность на разрыв, МПа	Удлинение, %		Рабочая температура, °С	Рабочая среда
			поперечное	длинное		
Титаноловый (У-30М)	1200— 1400	3,9— 3,4	300— 400	2—10	От —42 до 150	Топливо, масло
Кремнийорганиче- ский	1000— 1300	1,5— 4,5	150— 600	0—10	От —60 до 300	Различные кли- матические усло- вия
Фторкаучуковый	1600— 3200	7—14	120— 450	20—50	От —20 до 250	Топливо, масло, агрессивная сре- да
Эпоксидный	—	6—56	—	—	От 60 до 75 (140)	Тропическая ат- мосфера

ность соединения при сдвиге в случае использования анаэроба составляет 6—17,5 МПа.

Анаэробные герметики применяют для герметизации микродефектов в сварных соединениях, отливках, штампованных деталях, для контроля болтов, резьбовых соединений, герметизации трубопроводов к др.

Недостатком этих герметиков является высокая стоимость.

Кремнийорганические герметики отличаются повышенной теплостойкостью. Представителями их являются вискинт и эластосил. Вискинт применяется для поверхностной герметизации металлических соединений, электро-, радиопаратуры, для внутришовных клепаных и сварных соединений; может работать при температуре от —60 до 250 °С, стоек в различных климатических условиях; выдерживает вибрацию и удары.

Эластосил применяется для герметизации металлов, органических и силикатных стекол, керамики, бетона; водо-, тепло-, атмосферостоек при температуре от —60 до 200 °С, является диэлектриком.

Эпоксидные герметики могут быть холодного и горячего отверждения; работают в условиях тропической влажности, при вибрационных и ударных нагрузках; применяются для герметизации металлических и стеклопластиковых изделий. Герметик УП-5-197С применяется в судовых конструкциях, УП-6-103 в шахтной аппаратуре, УП-5-105-2 в электrorадиотехнических изделиях, УП-5-122АТ стоек к топливу и маслам. Герметики холодного отверждения могут работать длительно при температуре от —60 до 75 °С, горячего отверждения при температуре от —60 до 140 °С.

Фторкаучуковые герметики тепло-, масло-, топливостойки, работают в агрессивных средах. Основой их служат низко- и среднемолекулярные каучуки (Ф-4Д, СКФ-26 и др.), у них исключительной высокой герметизирующие свойства, кислото- и паростойкость. Длительно они могут работать при температуре 250 °С, в 100—200 ч при температуре 300 °С; негорючи; применяются марки СКФ-260НМ, СКФ-260НМ-2 и др. Недостатками этих герметиков являются неудовлетворительная морозостойкость (—22 °С), хотя они не растрескиваются при температуре до —80 °С, кроме того, они нестойки к большинству тормозных жидкостей; недостаточно пластичны, имеют высокую стоимость. Основные применения фторкаучуковые герметики находят в автомобильной и авиационной промышленности.

Из *полиуретановых* герметиков применяют вывед-13-2М, из *полиэфирных* — ПН-33, герметик холодного отверждения, используемый для герметизации металлических отливок. Свойства герметика: $\sigma_{\text{сж}} = 10 \div 15$, $\sigma_{\text{дл}} = 15 \div 21$ МПа, $\alpha = 5 \div 10$ кДж/м².

Физико-механические свойства герметиков приведены в табл. 32.

Вопросы для самопроверки

1. Укажите достоинства и недостатки клеевых соединений.
2. Как классифицируются клеющие материалы?
3. Назовите основные виды клеев для склейки металлов, их разновидности и свойства.
4. Какое значение теплоустойчиве клеев, каковы их свойства?
5. Какое значение имеют требования, предъявляемые к клею?
6. Назовите основные виды герметиков, их состав, свойства и применение.

ГЛАВА XXXI. НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

К неорганическим полимерным материалам относятся минеральное стекло, керамика, керамика и др. Этим материалам присущи негорючесть, высокая стойкость к износу, 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 условиям и имеют большую плотность по сравнению с органическими полимерными материалами.

Основой неорганических материалов являются главным образом оксиды 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 оксиды алюминия,

магния, циркония и другие, обладающие более ценными техническими свойствами, чем обычные силикатные материалы.

В группу неорганических полимеров входит также графит. Неметаллические материалы подразделяют на графит, неорганическое стекло, аморфнокристаллические материалы — стекла и керамику.

1. ГРАФИТ

Графит является одной из аллотропических разновидностей углерода. Это полимерный материал кристаллического пластичного строения. Он образован параллельными слоями гексагональных сеток (плоскостей) (рис. 234). В узлах каждой ячейки располагаются атомы углерода. Межатомное расстояние равно 0,143 нм. Между атомами действуют силы прочной ковалентной связи. Отдельные плоскости расположены на расстоянии 0,335 нм и связаны между собой ван-дер-ваальсовыми силами. Слойная структура графита и слабая связь между соседними плоскостями обуславливают анизотропию всех свойств кристаллов графита во взаимно перпендикулярных направлениях. Между отдельными пластинками в решетке графита имеются свободные электроны, обеспечивающие графиту электро- и теплопроводность, металлический блеск.

Графит не плавится при атмосферном давлении, а при 2400 °С сублимирует (испаряется), минуя стадию плавления, а затратой значительной тепловой энергии на этот процесс (жидкое состояние углерода может быть достигнуто лишь при 4000 °С и давлении выше 10 МПа).

Графит встречается в природе, а также получается искусственным путем. Качества природного графита невысоки, он содержит много примесей, горит, свойства почти изотропны. Поэтому его применяли лишь как антифрикционный материал и в электротехнике.

Искусственные виды графита: технический и пирографит. Эти виды графита обладают совершенной кристаллической структурой, высокой анизотропией свойств и являются высокотемпературными конструкционными материалами.

В качестве исходных материалов при производстве технического графита применяют твердое сырье — нефтяной кокс и каменно-

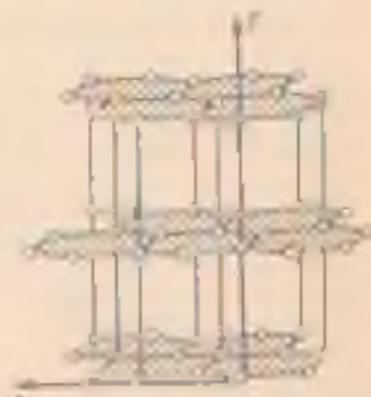


Рис. 234. Кристаллическая решетка графита:

A и C — кристаллографические оси

Таблица 53

Физико-механические свойства искусственного графита

Вид графита	Объемная доля, %	Пористость, %	Предел прочности, МПа			Модуль упругости, ГПа	Коэффициент расширения $\alpha_{\text{ср}}$, $1/^\circ\text{C}$	Коэффициент температурного расширения $\beta_{\text{ср}}$, $1/^\circ\text{C}$
			вдоль волокон	перпендикулярно	вдоль волокон			
ПРОГ	1840	24	$\frac{10,2}{5}$	$\frac{70,3}{47}$	$\frac{17}{10}$	$\frac{8,75}{6,1}$	$\frac{1,9}{-}$	
ПГ-50	1020	52	$\frac{3,8}{0,4}$	$\frac{11,8}{11,6}$	$\frac{7,5}{-}$	$\frac{1,7}{-}$	$\frac{-}{-}$	
Пирографит	1850—2700	1,5	114—133	450—485 100—150	105	Прямоугольный 112 70	$\frac{1,16-3,5}{374}$ $\frac{23,5}{0,0225}$	

Примечания: 1. Пределы прочности указаны для графита в перпендикулярном направлении. В скобках — свойства в продольном направлении.

угольный пек в качестве связующего вещества. Заготовки формируются в процессе прессования или прокатки (выдавливания). Процесс графитизации осуществляется путем нагрева заготовок (обожженных при 1200 °С) до 3000 °С. Технический графит имеет степень анизотропии физико-механических свойств 3 : 1.

Пиролитический графит получается из газообразного сырья. Он представляет собой продукт пиролиза углеводородов (метана), который осаждается на нагретых до 1000—2500 °С поверхностях форм из технического графита или керамики. Полученный окрографит можно отделить от подложки и получить деталь или нанести его в виде покрытия на различные материалы с целью защиты их от действия высоких температур. Пирографит характеризуется степенью анизотропии, равной 100 (и более) : 1.

Для повышения качества технического графита применяется рекристаллизация при сжатии под давлением до 60 МПа и температуре свыше 2500 °С. этим повышаются плотность и прочность графита. Обработка парами кремния дает окислительный графит, который можно использовать при высоких температурах в эрозионно-механических свойствах искусственного графита. Свойства графита зависят от природы исходного сырья, технологии получения, плотности, степени ориентации кристаллов и др.

Графит легко раскалывается по плоскости спайности. Твердость его небольшая. Плотность пористого графита составляет 200—1200 кг/м³, конструкционного — 1500—1850 кг/м³, пирографита

1950—2200 кг/м². (Теоретическая плотность графита 2265 кг/м³.) Пористость может составлять 80 % и более.

Промышленностью выпускаются следующие марки графита: ПРОГ на основе нефтяного кокса, ПГ-50-пористый и пирографит. Свойства этих графитов приведены в табл. 83. Графит является очень хрупким материалом. Его прочность при сжатии выше, чем при изгибе и растяжении. Для графита характерно увеличение прочности и модуля упругости при нагреве. До температуры 2200—2400 °С прочность технического графита повышается на 40—60 % и лишь при дальнейшем нагреве прочность теряется (рис. 285). При температуре выше 1700 °С проявляется эластичность, которая имеет небольшую скорость при 2300—2500 °С и деформации 30—40 МПа. Удельная прочность графита сохраняется высокой при нагреве (σ/ρ для пирографита = 11 кг).

Графит хорошо проводит тепло. В плоскости зерен пирографит имеет коэффициент теплопроводности $\lambda = 32 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, а в перпендикулярном направлении $\lambda = 1,4 \dots 9,5 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$. Поэтому его можно использовать в качестве отвода тепла, а как теплоизолятор. Коэффициент линейного расширения α малый и с повышением температур растет незначительно. Графит устойчив к воздействию температуры растекания металла. Сочетание особых свойств графита делает его незаменимым материалом высокой жаропрочности и теплозащитным материалом, работающим во вакуумной обстановке.

В условиях применения графита при высоких температурах, когда теплоотдача излучением является решающим фактором теплообмена, большое значение имеет степень черноты поверхности материала. Степень черноты графитовых материалов составляет 0,7—0,9, она возрастает при нагреве и шероховатости поверхности.

Графит обладает хорошими антифрикционными свойствами ($\mu = 0,25$), поэтому он применяется в качестве антифрикционных материалов, основным преимуществом которых является способность работать без смазки в условиях высоких или низких температур, больших скоростей, агрессивных сред и т. п.

Недостатком графита является склонность его к окислению, начиная с температур 300—400 °С, с выделением газообразных продуктов. Поэтому поверхность графитовых изделий подвергают легированию легирующими добавками (Nb, Ta, Si), которые делают структуру графита мелкозернистой, повышают его твердость и прочность, а также плоскостную защитную пленку. Применяют смазочные гра-

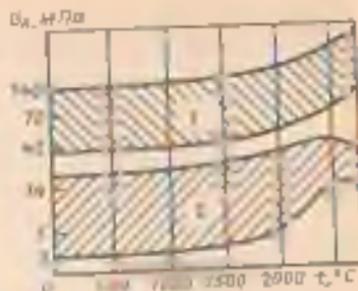


Рис. 285. Зависимость предела прочности искусственных видов графита при растяжении в продольном направлении от температуры:

1 — пирографит; 2 — технический графит

фита путем обработки его поверхности парами кремнезема (при этом на поверхности графита образуется карбид кремния, обладающий высокой твердостью и прочностью) или нанесением покрытия из керамики (чаще всего наносится Al_2O_3).

Графит применяют в высоконагреваемых конструкциях летательных аппаратов и их двигателей, в энергетических ядерных реакторах (графит обладает малым сечением захвата нейтронов и способностью замедлять их скорость), в качестве антифрикционного материала и в виде углеродистых волокнистых изделий.

2. НЕОРГАНИЧЕСКОЕ СТЕКЛО

Неорганическое стекло следует рассматривать как особого вида затвердевший раствор — сложный расплав высокой вязкости кислотных и основных оксидов.

Стеклообразное состояние является равновидностью 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.

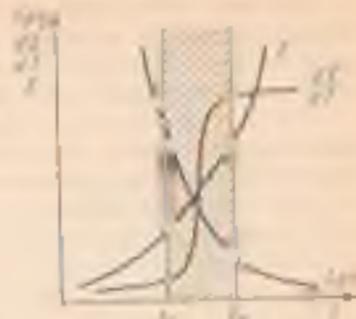
Стеклообразующий каркас стекла представляет собой неправильную пространственную сетку, образованную кремнекислородными тетраэдрами $[SiO_4]^{4-}$. При частичном изоморфном замещении кремния в тетраэдрах, например на алюминий или бор, образуется структурная сетка алюмосиликатного $[Si_xAl_{4-x}]^{4-}$ или боросиликатного $[Si_xBO_{4-x}]^{4-}$ стекла. Ионы щелочных (Na, K) и щелочноземельных (Ca, Mg, Ba) металлов называются модификаторами в структурной сетке стекла они располагаются в промежутках тетраэдрических группировок. Введение Na_2O или других модификаторов разрывает прочные связи $Si-O-Si$ и снижает прочность, терм- и химическую стойкость стекла, одновременно облегчая технологию его производства. Большинство стекол имеет рыхлую структуру с внутренней неоднородностью и поверхностными дефектами.

В состав неорганических стекол входят стеклообразующие оксиды кремния, бора, фосфора, германия, мышьяка, образующие структурную сетку и модифицирующие оксиды калия, кальция, лития, кальция, магния, бария, изменяющие физико-химические свойства стекломассы. Кроме того, в состав стекла вводят оксиды алюминия, железа, свинца, титана, бериллия и др., которые самостоятельно не образуют структурный каркас, но могут частично замещать стеклообразующие оксиды и этим сообщить 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.

Рис. 236. Зависимость вязкости стекла от температуры.

η — вязкость; T — температурный интервал, в котором происходит деформация; T_1 — температура размягчения; T_2 — температура текучести; T_3 — температура вязкоупругости; T_4 — температура вязкоупругости; T_5 — температура вязкоупругости.



В зависимости от химической природы стеклообразующего вещества стекла подразделяют на силикатные (SiO_2), алюмосиликатные (Al_2O_3 — SiO_2), боросиликатные (B_2O_3 — SiO_2), алюмоборосиликатные (Al_2O_3 — B_2O_3 — SiO_2), алюмофосфатные (Al_2O_3 — P_2O_5) и др. По содержанию модификаторов стекла бывают щелочными (содержащими оксиды Na_2O , K_2O , бесщелочными и кварцевыми. По назначению все стекла подразделяют на технические (оптические, светотехнические, электротехнические, химико-лабораторные, приборные, трубные); строительные (оконные, витражные, армированные, стеклоблоки) и бытовую (стеклотара, посудные, бытовые зеркала и т. д.).

Техническое стекло в большинстве относится к алюмоборосиликатной группе и отличается разнообразием входящих оксидов. Стекла выпускаются промышленностью в виде готовых изделий, заготовок или отдельных деталей.

Общие свойства стекла. При нагреве стекло плавится в некотором температурном интервале, который зависит от состава. На рис. 236 показана температура стеклования T_g (динамическая вязкость $\eta = 10^8$ Па·с), ниже которой стекло приобретает хрупкость. Для промышленных силикатных стекол температура стеклования $T_g = 425 \div 600^\circ\text{C}$, температура размягчения T_1 лежит в пределах $600 \div 800^\circ\text{C}$ ($\eta = 10^6$ Па·с). В интервале температур между T_g и T_1 стекла находятся в высоковязком пластическом состоянии. При температуре выше T_1 ($1000 \div 1100^\circ\text{C}$) проводятся все технологические процессы переработки стекломассы изделий. Свойства стекла, как и у всех аморфных тел, изотропны. Плотность стекла колеблется от 2200 до 6500 кг/м^3 (для стекла с оксидами свинца или бария она может достигать 8000 кг/м^3).

Механические свойства стекла характеризуются высоким сопротивлением сжатию (500—2000 МПа), низким пределом прочности при растяжении (30—90 МПа) и изгибе (50—150 МПа). Модуль упругости высокий (45—100 МПа), коэффициент Пуассона $\mu = 0,184 \div 0,26$. Твердость стекла, как и других неорганических материалов, часто определяется приближенной шкалой Мооса и равна 5—7 единицам (за 10 единиц принята твердость алмаза, за единицу — талька). Удельная вязкость стекла высокая (1,5—2,5 кДж/м^2), оно имеет более высокие механические характеристики, чем стекло бесщелочного состава и кварцевое.

Важнейшими специфическими свойствами стекол являются их оптические свойства: светопрозрачность, отражение, рассеяние, поглощение и преломление света. Обычное бесцветное оконное стекло пропускает до 90 %, отражает примерно 8 % и поглощает около 1 % видимого и частично инфракрасного света; ультрафиолетовое излучение поглощается почти полностью. Кварцевое стекло является прозрачным для ультрафиолетового излучения. Коэффициент преломления стекол составляет 1,47—1,96, коэффициент рассеяния (дисперсия) находится в интервале 20—71. Стекло с большим содержанием PbO поглощает рентгеновское излучение.

Термостойкость стекла характеризуется его долговечностью в условиях разных изменений температуры. Она определяется разностью температур, которую стекло может выдержать без разрушения при его резком охлаждении в воде ($t - t^*$). Термостойкость стекол вычисляют по формуле Г. М. Бартенева:

$$\Delta T = K \frac{E(\sigma_{\text{выл}} - \sigma)}{\alpha E},$$

где ΔT — разность температур, °C; K — коэффициент (при охлаждении всего изделия $K = 1$); $\sigma_{\text{выл}}$ — предел прочности при изгибе; σ — коэффициент Пуассона; α — температурный коэффициент линейного расширения; E — модуль упругости.

Коэффициент линейного расширения (α) стекла составляет от $5,5 \cdot 10^{-7} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (кварцевое) до $90 \cdot 10^{-7} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ (стронциевое), коэффициент теплопроводности — 0,7—15 Вт/(м К). Для большинства видов стекол термостойкость колеблется от 90 до 1200 °C, а для кварцевого стекла она составляет 800—1000 °C. Химическая стойкость стекла зависит от образующих их компонентов: оксиды SiO_2 , ZrO_2 , TiO_2 , V_2O_5 , Al_2O_3 , CaO , MgO , ZnO обеспечивают высокую химическую стойкость, а оксиды 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 термического упрочнения.

Закалка заключается в нагреве стекла до температуры выше t_g 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 3—7 раз. При закалке повышается также термостойкость стекла.

Термомеханическое упрочнение основано на глубоком изменении структуры стекла и свойств его поверхности. Стекло подвергается закалке в водных растворах кремнефтористых жидкостей, в результате чего на поверхности материала образуются полимерные пленки; этим создается защитный слой, до сравнения с результатом обычной закалки, упрочнения. Повышение прочности и термостойкости можно получить травлением закаленного стекла плавиковой кислотой, в результате чего удаляются поверхностные дефекты, снижающие его качество.

Связчатые 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 флинт — с высоким содержанием оксида свинца и большими значениями коэффициента преломления. Тяжелые флинты не пропускают рентгеновское и γ -излучение. Светорассеивающие стекла содержат в своем составе фтор.

Остекление кабин и помещений, где находятся пульта управления мартовских и дуговых печей, прокатных станов и подъемных кранов в литейных цехах, выполняется стеклами, содержащими оксиды 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 изготовления тиглей, чаш, труб, наконечников, лабораторной посуды. Близкое по свойствам к кварцевому стеклу, но более технологичное кварцоподное (кремнеземное) стекло используют для электрокалб, форм для точного литья и т. д. Электропроводящие (полупроводниковые) стекла: халькогенидные и оксидные ванадиевые, находят широкое применение в качестве термисторов, фотоспротивлений.

Теплозвукоизоляционные стекловолоконистые материалы. Эти материалы имеют рыхловолокнистую структуру с большим числом воздушных прослоек, волокна в них расположены беспорядочно. Такая структура сообщает этим материалам малую объемную массу (20—130 кг/м³), низкую теплопроводность ($\lambda = 0,030 + 0,0488 \text{ Вт/(м·К)}$).

Разновидностями стекловолоконистых материалов являются стекловата, применение которой ограничено ее хрупкостью; стекломаты — материалы АСИМ, АТИМС, АТМ-3, состоящие из стекловолокна, расположенных между двумя слоями стеклоткани или стеклосетки, простеганной стекловитками. Они применяются в интервале температур от —60 до 600 °С. Иногда стекловолокна сочетают с термореактивной смолой, придающей матам более устойчивую рыхлую структуру (материал АТИМСС), они работают при температуре до 150 °С. Материалы, вырабатываемые из короткого волокна и синтетических смол, называются плитами. Коэффициент звукопоглощения плит при частоте 200—300 Гц равен 0,5; при частоте 3000 Гц — 0,65.

Стеклоплату, маты, листы применяют для теплозащитных экранов в ядерной энергетике, кузовов автомобилей, железнодорожных вагонов, тепловозов, электровагонов, корпусов судов, в холодильной технике и изолируют различные трубопроводы, автокамы и т. д.

3. СТЕКЛЫ (СТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ)

Стекла получают на основе неорганических стекол путем их полной или частичной ускоренной кристаллизации. Термин «стекло» образован от слов «стекло» и «кристаллы». За рубежом их называют стеклокерамикой, зернокерамикой. По структуре и технологии получения стекла отличаются промежуточные положения между обычным стеклом и керамикой. От неорганических стекол они отличаются кристаллическим строением, а от керамических материалов — более мелкозернистой и однородной микрокристаллической структурой (рис. 237).

Стекла получают путем плавления стекловидной шихты специального состава с добавкой нуклеаторов (катализаторов), охлаждением расплава до пластичного состояния и формованием из него изделий методами стекловидной технологии и последующей отжигиванием (кристаллизацией). Стекловые изделия получают также пористыми методами спекания.

В состав стекла, применяемого для получения стекол, входят оксиды Li_2O , Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , CaO и др. — катализаторы кристаллизации (нуклеаторы). К числу биомедика относятся соли серебра, висмутата металлов Au , Ag , Ca , которые являются коллоидными кристаллами и находятся в стекле в виде мельчайших коллоидно-дисперсных частиц, а также фтористые и фосфатные соединения, TiO_2 и другие, представляющие собой гетерогенные, диспергированные в стекле в виде плохо растворимых частиц. Нуклеаторы имеют кристаллическую решетку, подобную выделяющимся из стекла кристаллическим фазам, и способны в определенных условиях образовывать центры кристаллизации, приводя к равномерному накристаллизовыванию всей массы стекла. Стекла подразделяют на фотооталлы, термостекла и шлокооталлы.

Фотооталлы получают из стекла активной 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.



Рис. 237. Схема кристаллизации стекла при образовании оталлов с помощью нуклеаторов

Термоситаллы получают из стекол систем $MgO-Al_2O_3-SiO_2$, $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ и других 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 10 до 95%. Размер кристаллов обычно не превышает 1—2 мкм. По внешнему виду ситаллы могут быть непрозрачными и прозрачными (количество стекловидной фазы до 40%).

Шлакоситаллы получают на основе доменных шлаков и катализаторов (сульфаты, порошки железа и др.); вводятся соединения фтора для ускорения ситаллизации.

В отличие от обычного стекла, свойства которого определяются в основном его химическим составом, для ситаллов решающее значение имеют 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 малоуязвимыми к поверхностным дефектам.

Плотность ситаллов лежит в пределах 2400—2950 кг/м³, прочность при изгибе $\sigma_{изг} = 70 \div 350$ МПа (и даже 560 МПа), $\sigma_{сж} = 112 \div 161$ МПа, $\sigma_{раст} = 700 \div 2000$ МПа, модуль упругости 84—141 ГПа. Прочность ситалла зависит от температуры: до температуры 700—780 °С прочность материала увеличивается незначительно, при более высоких температурах быстро падает. Жаропрочность ситаллов под нагрузкой сохраняется 800—1200 °С. Максимальная температура размягчения $t_{разм} = 1250 \div 1350$ °С, ударная вязкость ситаллов выше, чем ударная вязкость стекла (4,5—10 Б кДж/м²), однако они относятся к хрупким материалам. Твердость их приближается к твердости закаленной стали (микротвердость 7000—10300 МПа). Они весьма износостойки ($V_{тп} = 0,07 \div 0,19$). Коэффициент линейного расширения лежит в пределах $(7-300) \cdot 10^{-7}$ °С⁻¹. По теплопроводности ситаллы в результате повышенной плотности превосходят стекло ($\lambda = 2 \div 7$ Вт/(м·К)). Термостойкость высокая ($\Delta t = 500 \div 900$ °С). Стеклокристаллические материалы обладают высокой химической устойчивостью к кислотам и щелочам, не окисляются даже при высоких температурах. Они газонепроницаемы и обладают нулевым водопоглощением. Хорошие диэлектрики.

Применение ситаллов определяется их свойствами. Из ситаллов изготавливают подшипники, детали для двигателей внутреннего сгорания, трубы для химической промышленности, обложки вакуумных электронных приборов, детали радиоэлектроники. Ситаллы используют в качестве жаростойких покрытий для ванн

металлов от действия высоких температур. Их применяют в производстве текстильных машин, абразивов для шлифования, фильеры для вытягивания синтетических волокон. Из сталей могут быть изготовлены лопасти воздушных компрессоров, сошла реактивных двигателей, они используются для изготовления точных калибров и оснований металлорежущих станков.

4. КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Керамика — неорганический материал, получаемый из отформованных минеральных масс в процессе высокотемпературного обжига. В результате обжига (1200—2500 °С) формируется структура материала (спекание); изделие приобретает необходимые физико-механические свойства.

Техническая керамика включает искусственно синтезированные керамические материалы различного химического и фазового состава; она обладает специфическими комплексными свойствами. Такая керамика содержит минимальное количество или совсем не содержит глины. Основными компонентами технической керамики являются оксиды 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 1—10 % стеклофазы, которая снижает механическую прочность и ухудшает тепловые показатели. Однако стеклообразующие компоненты (глинистые вещества) облегчают технологию 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 снижает механическую прочность материала.

Большинство видов специальной технической керамики обладает плотной спекшейся структурой полнокристаллического строения, для ее получения применяют специфические технологические приемы.

Керамика на основе чистых оксидов. В производстве оксидной керамики используют в основном следующие оксиды: Al_2O_3 (корунд), ZrO_2 , MgO , CaO , BeO , ThO_2 , UO_2 . Структура керамики однофазная полнокристаллическая. Кроме кристаллической фазы может содержаться небольшое количество газов (поры) и стекловидной фазы, которая образуется в результате наличия примесей в исходных материалах. Температура плавления чистых оксидов

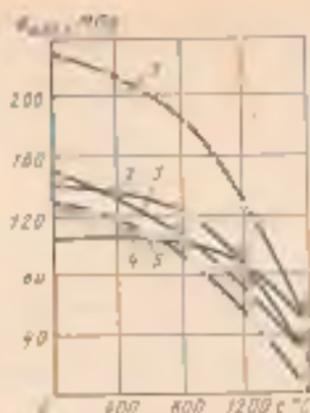


Рис. 228. Зависимость предела прочности при изгибе оксидной керамики от температуры:
1 — ZrO_2 (титанат) MgO ; 2 — шпинель $MgO \cdot Al_2O_3$; 3 — воздух Al_2O_3 ; 4 — SiO_2 и CaO

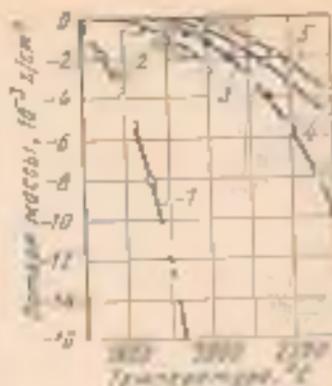


Рис. 229. Зависимость потерь массы оксидных керамик в вакууме ($p = 0,013$ Па) от температуры:
1 — Al_2O_3 ; 2 — SiO_2 (титанат); 3 — CaO ; 4 — ZrO_2 (титанат); 5 — MgO

превышает 2000 °C, поэтому их относят к классу высокотемпературов. Как и для других неорганических материалов, оксидная 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 повышается (рис. 228). При использовании материалов в области высоких температур важным свойством является окисляемость. Керамика из чистых оксидов, как правило, не подвержена процессу окисления.

Керамика на основе Al_2O_3 (корундовая) обладает высокой прочностью, которая сохраняется при высоких температурах, химически стойка, отличный диэлектрик. Термическая стойкость корунда невысокая. Изделия на него широко применяют во многих областях техники: режцы, используемые при больших скоростях резания, калибры, фильеры для протяжки стальной проволоки, детали высокотемпературных печей, подшипники плавильных конвейеров, детали насосов, свечи зажигания в двигателях внутреннего сгорания. Керамику с плотной структурой используют в качестве вакуумной, аристой — как термовысокочастотный материал. В корундовых тислах проводят плавление различных металлов, оксидов, шлаков. Корундовый материал микролот (ММ-312) по свойствам превосходит другие конструктивные материалы, его плотность до 3960 кг/м³, $\sigma_{сж}$ до 5000 МПа, твердость 92—93 HНA и красноточность до 1200 °C. Из микролота изготавливают режцовые пластинки, фильеры, насадки, сонда, матрицы и др.

Особенностью оксида циркония (ZrO_2) является слабокислотная или инертная природа, низкий коэффициент теплопроводности. Рекомендуемые температуры применения керамики из ZrO_2 , 2000—2200 °C; она используется для изготовления огнеупорных тиглей для плавки металлов и сплавов, как тепловая изоляция печей, аппаратов и реакторов, в качестве покрытия на металлах для защиты последних от действия температур.

Керамика на основе оксидов магния и кальция стойка к действию основных шлаков различных металлов, в том числе и щелочных. Термическая стойкость их низкая. Оксид магния при высоких температурах летуч, оксид кальция способен к гидратации даже на воздухе. Их применяют для изготовления тиглей, кроме того, MgO используют для футеровки печей, измерительной аппаратуры и т. д.

Керамика на основе оксида бериллия отличается высокой теплопроводностью, что сообщает ей высокую термостойкость. Прочностные свойства материала невысокие. Оксид бериллия обладает способностью рассеивать ионизирующее излучение высоких энергий, имеет высокий коэффициент замедления тепловых нейтронов, применяется для изготовления тиглей для плавки некоторых чистых металлов, в качестве вакуумной керамики в ядерных реакторах. Летучесть спеченных оксидов в вакууме показана на рис. 239.

Керамика на основе оксидов тория и урана имеет высокую температуру плавления, но обладает высокой плотностью и радиоактивна. Эти виды керамики применяют для изготовления тиглей для плавки родия, платины, иридия и других металлов, в конструкциях электронных лучей (ThO_2), для тепловыделяющих элементов в энергетических реакторах (UO_2).

Основные свойства керамики на основе чистых оксидов приведены в табл. 54.

Бескислородная керамика. К тугоплавким бескислородным соединениям относятся соединения элементов с углеродом (MeC) — карбиды, с бором (MeB) — бориды, с азотом (MeN) — нитриды, с кремнием ($MeSi$) — силициды и с серой (MeS) — сульфиды. Эти соединения отличаются высокими огнеупорностью (2500—3500 °C), твердостью (иногда как у алмаза) и износостойкостью по отношению к агрессивным средам. Материалы обладают высокой хрупкостью. Сопротивление окислению при высоких температурах (окалостойкость) карбидов и боридов составляет 900—1000 ч, несколько ниже — у нитридов. Силициды могут выдерживать температуру 1300—1700 °C (на поверхности образуется пленка кремнезема).

Карбиды. Широкое применение получил карбид кремния — карборунд (SiC). Он обладает высокой жаростойкостью (1500—1600 °C), высокой твердостью, устойчивостью к кислотам и неустойчивостью к щелочам; применяется в качестве нагревательных стержней, защитных покрытий графита и в качестве абразива.

Содержащиеся в осадочных породах окислы

Окислы	Температура плавления, град. С	Содержание в осадочных породах, %	Среднее содержание, %			Число проб	Среднее значение, %	Коэффициент вариации, %	Пределы колебания, град. С	Содержание в осадочных породах, град. С	Содержание в осадочных породах, град. С
			песч.	глин.	ил.						
SiO_2	2250	3 000	20	150	3000	362	9,4	36,2—61,08 (100—1000 °C)	Далеко	Далеко	
CaO	2750	5 000	150	230	3100	73	7,7	1,55—2,44 (100—1000 °C)	Мало	*	
Fe_2O_3	3000	3 000	100	120	800	313	10,6	25,6—151,1 (100—1000 °C)	Далеко	Далеко	
MgO	2800	3 500	100	110	3 400	214	15,6	34,4—65,7 (100—1000 °C)	Мало	*	
CaO	2750	3 200	—	50	—	—	12,8	15,8—6,27 (100—400 °C)	*	*	
TiO_2	3000	9 000	700	—	1500	140	13,2	19,4—3,24 (100—1000 °C)	Мало	Мало	
UO_2	2790	10 500	—	—	900	164,5	19,5	9,3—3,4 (100—1000 °C)	—	—	

* Содержат в осадочных породах.

* В осадочных породах отсутствуют.

Бориды. Эти соединения обладают металлическими свойствами, их электропроводность очень высокая ($\rho_{20} = (12 \div 57) \times 10^{-4}$ Ом·см). Они износостойки, тверды, стойки к окислению. В технике получили распространение дибориды тугоплавких металлов (TiB_2 , ZrB_2 и др.). Их легируют кремнием или дисилицидами, что делает их устойчивыми до температуры их плавления. Диборид циркония стоек в расплавах алюминия, меди, чугуна, стали и др. Его используют для изготовления термобар, работающих при температуре свыше $2000^\circ C$ в агрессивных средах, труб, емкостей, тиглей. Покрытия из боридов повышают твердость, химическую стойкость и износостойкость изделий.

Нитриды. Неметаллические нитриды являются высокотермостойкими материалами, имеют низкие теплопроводность и электропроводность. При обычной температуре это изоляторы, а при высоких температурах — полупроводники. С повышением температуры коэффициент линейного расширения и теплоемкость увеличиваются. Твердость и прочность этих нитридов меньше, чем твердость и прочность карбидов и боридов. В вакууме при высоких температурах они разлагаются. Они стойки к окислению, действительно металлически расплавов.

Нитрид бора α — BN — белый графит — имеет гексагональную, графитоподобную структуру. Это мягкий порошок, стойкий к нейтральной и восстановительной атмосфере, используется как огнестойкий смазочный материал, изделия из него износостойки. Спеченный нитрид бора хороший диэлектрик при $1800^\circ C$ в бескислородной среде. Наиболее чистый нитрид бора применяется в качестве материала обтекателей антенн и электронного оборудования летательных аппаратов. Другой модификацией является β -BN — алмазоподобный нитрид бора с кубической структурой, называемый эльбором. Его получают при высоких давлениях и температуре $1360^\circ C$ в присутствии катализатора. Плотность эльбора 3450 кг/м³, температура плавления $3000^\circ C$. Он является заменителем алмаза, стоек к окислению до $2000^\circ C$ (алмаз начинает окисляться при температуре $800^\circ C$).

Нитрид кремния (Si_3N_4) более других нитридов устойчив в воздухе и в окислительной атмосфере до $1600^\circ C$. По удельной прочности при высоких температурах Si_3N_4 превосходит все конструктивные материалы, а по стоимости он дешевле жаропрочных сплавов в несколько раз. Нитрид кремния прочный, износостойкий, жаропрочный материал. Он применяется в двигателях внутреннего сгорания (головки блока цилиндров, поршни и др.), стоек к коррозии и эрозии, не боится перегрева теплонагруженных деталей.

Силициды отличаются от карбидов и боридов полупроводниковыми свойствами, окислительной стойкостью, они стойки к действию кислот и щелочей. Их можно применять при температуре 1300 — $1700^\circ C$, при $1000^\circ C$ они не реагируют с расплавленным свинцом, олодом и кадмием. Дисилицид молибдена ($MoSi_2$) используется

Состав легирующей стружки

Наименование	Удельная масса стружки (г/см ³)	Удельная масса легирующей стружки (г/см ³)	Продольная стружка (г/см ³)			Удельная масса легирующей стружки (г/см ³)	Температура нагрева стружки (°C)	Удельная масса легирующей стружки (г/см ³)	Удельная масса легирующей стружки (г/см ³)
			ср. толщина	ср. высота	ср. ширина				
Металл хрома Si	6600	3200	65	—	2250	304	9,2—9,6	5,2	26,7 (100—1400)
Диборид титана TiB ₂	2930	4200	140	24,1	360	—	—	8,1	—
Диборид циркония или ZrB ₂	3040	3090	—	—	—	—	—	6,88	—
Матрица бора BN (содержит графит)	2350	2340	50—100 (25); 0,7—1 (1000)	56—110	300—400	865 (25) 1,6 (1000)	1—1	7,6	15—12,5 (300—1000)
Нитрид хрома Si ₃ N ₄	1790— 1820	3000	—	160	—	217	—	2,76	30
Дицианид молибдена Mo ₂ C ₂ N ₆	2030	6240	261 (900)	473 (900)	1300 (300); 340 (1400)	438	—	8,3	48,5 (600)

Примечание. В столбце указана температура нагрева °C.

наиболее широко в качестве стабильного электронагревателя в печах при температуре 1700 °С в течение нескольких тысяч часов. Из спеченного $MoSi_2$ изготавливают лопатки газовых турбин, соляные вкладыши двигателей; его используют как твердый смазочный материал для подшипников, для защитных покрытий тугоплавких металлов от высокотемпературного окисления.

Сульфиды. Из сульфидов нашел практическое применение только дисульфид молибдена (MoS_2), имеющий высокие антифрикционные свойства. Его применяют в качестве сухого вакуумстойкого смазочного материала. Рабочие температуры на воздухе от -150 до 435 °С, в вакууме до 1100 °С, в инертной среде до 1540 °С. Дисульфид молибдена электропроводен, неагрессионен, стоек к радиации, воде, инертным маслам и кислотам, кроме крепких HCl , HNO_3 , и царской водке. При температуре выше 400 °С начинается процесс окисления с образованием оксидной пленки, а при 592 °С образуется MoO_3 , являющийся абразивом.

Свойства бескислородной керамики приведены в табл. 55.

Вопросы для самопроверки

1. Укажите особенности строения графита и его важнейшие свойства.
2. Как изменяется проводимость графита от температуры?
3. Охарактеризуйте технический и пироэлектрический графиты, укажите области их применения.
4. Опишите неовоганическое техническое стекло, назовите его состав, разновидности, свойства и применение. Какими способами повышают качество стекла?
5. Что такое диалюлы, укажите способы их получения, разновидности, свойства и применение?
6. Что представляет собой техническая керамика, ее разновидности?
7. Назовите представители керамики на основе чистых оксидов. Дайте сравнительную оценку свойствам.
8. Какие вы знаете виды бескислородной керамики? Назовите их разновидности, свойства и применение.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Горбаченко Ю. А. Адгезионная прочность в системах полимер—высокомолекулярный материал. М.: Химия, 1987. 162 с.
- Звез Ю. С., Дегтяев Т. Г. Стойкость эластомеров в эксплуатационных условиях. М.: Химия, 1986. 284 с.
- Каменин Е. И., Миславко Г. Д., Платонов М. П. Применение пластичных масел. Ставрополь. Л.: Химия, 1985. 448 с.
- Кирпичников П. А., Аверин-Антонович Л. А., Аверин-Антонович Ю. С. Химия и технология синтетического каучука. 3-е изд. Л.: Химия, 1987. 434 с.
- Лактин Ю. М., Леонтьев В. П. Материаловедение: Учебник. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.
- Малин В. Н., Грошин А. Н., Григорьев В. П. Дефектность в эксплуатационных свойствах полимерных материалов. Л.: Химия, 1986. 184 с.
- Материаловедение/Под общ. ред. В. Н. Арзамасова. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
- Материалы для авиационного приборостроения и электротехники/Под ред. А. Ф. Белова. М.: Металлургия, 1982. 400 с. Силомериды этилена/Е. В. Рыжовская, Н. Н. Северова, Ф. И. Дунтов и др. Л.: Химия, 1980. 224 с.
- Сычев М. М. Неоплатические клеи. 2-е изд. Л.: Химия, 1988. 162 с.
- Термопластики Ю. М., Жигун И. Г., Подъяков В. А. Пространственно-замкнутые композиционные материалы. Ставрополь. М.: Машиностроение, 1987.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Абразивы 407
 Адапты 303
 Адапты 448
 Адаптация в условиях труда 311
 — условия 134
 Адинастрики свойства 16, 17
 Аудиокассеты 409
 Аэробическая 406
 Аэробика Кострица 88
 Аэробия 120

Б

Баббиты 418
 Бабуны 174, 177
 Базисы 518
 Барьеры 444
 Бразилия 417—417
 Бургеры диеты 41

В

Важности 17, 18
 Важность события 40
 Вакцинаторы, См. Вакцины вектор
 Выдающийся структура 47
 Возраст 41
 Водороды 463
 Вулканизация 188
 Выносливость 101
 Важные различия 42

Г

Гарантии карьеры 502
 — временной занятости 503
 — долговременной 504
 — учебной 504
 — образовательной 504
 — профессиональной 504
 Гетерогенность 44
 Гетерогенность 44
 Гибкая работа 21, 28
 Гипноз — Простая линия 60
 Гомогенизация 44, 198
 — 198
 — 198
 — 198
 Графические 129

Д

Давление 79
 Двигатель 88
 Двигательный 17, 19
 — 17, 19
 — 17, 19
 Деформация 68, 219
 — горючая 68
 — пластическая 69, 71

— Углерод 68
 Диатрибы пестрячьего предрадикала
 Кусачки 77
 — растительный 88
 — термостатический 103
 Дисконтакт 77
 Диффузия 77
 Дрессировочная работа 408
 Дублирование 385, 392

Ж

Жаростойкость 800
 Жаростойкость 289
 Железо 115
 Железные 164

З

Задачи 80, 96, 900
 — историческая 214
 — историческая 212
 — в промышленности 221
 — в промышленности 220
 — 212
 — 203
 Заключительная статья 106
 Зародки хозяйственного 20
 Зерно 7, 31, 101, 162

И

Иванов 10, 79
 Иллюстрации 104, 106
 Иллюстративность 104
 Иллюстрация 16
 Интерпретация 41
 Ирландия 40
 Иллюстрация 40
 — статистическая 44

К

Качество 484
 Качественный 88
 Клей синтетический 560
 — 496
 — 496
 Космический 60
 Космос 438
 Космический 44
 Космос 88
 Концентрация 69
 Коррозия 79
 — 79
 — 79
 — 79
 — 79
 Красящие вещества 133
 Кристаллическая структура 64
 — 79
 Кристаллическая структура, См. Кристаллическая

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
ЧАСТЬ I МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	6
Введение	8
Глава I. Кристаллическое строение металлов	7
1. Общая характеристика и структурные методы исследования металлов	7
2. Атомно-кристаллическая структура металлов	11
3. Дефекты кристаллической решетки металлов	17
Вопросы для самопроверки	24
Глава II. Формирование структуры металла при восстановлении	24
1. Гомогенная (самопроизвольная) кристаллизация	24
2. Гетерогенное образование зародков	32
3. Строение металлического слитка	39
4. Поллиморфные превращения	35
Вопросы для самопроверки	37
Глава III. Фазы и структура в металлических сплавах	37
1. Твердые растворы	37
2. Химические соединения	40
3. Структура сплавов	42
Вопросы для самопроверки	46
Глава IV. Формирование структуры сплавов при кристаллизации	46
1. Процесс кристаллизации и фазовые превращения в сплавах	46
2. Диаграмма фазового равновесия	48
3. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы	51
4. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы	56
5. Диаграммы состояния сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения	63
6. Поведение диаграмм состояния тройных сплавов	66
Вопросы для самопроверки	67
Глава V. Деформация и разрушение металлов	68
1. Виды напряжений	68
2. Уругуты и пластическая деформация металлов	69
3. Сверхпластичность металлов и сплавов	75
4. Разрушение металлов	77
Вопросы для самопроверки	80
Глава VI. Влияние напряжений на структуру и свойства деформированного металла	81

1. Восраст и полигонизация	82
2. Рекристаллизация	86
3. Холодная и горячая деформация	87
Вопросы для самопроверки	87
Глава VII. Механические свойства металлов	87
1. Общие характеристики механических свойств	87
2. Механические свойства, определяемые при статических испытаниях	88
3. Твердость металлов	96
4. Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях	96
5. Механические свойства при переменных (циклических) нагрузках	101
6. Изгибные испытания	104
7. Пути повышения прочности металлов	109
Вопросы для самопроверки	111
Глава VIII. Железо и сплавы на его основе	118
1. Ковалентлы и фазы в системе железо — углерод	118
2. Диаграмма состояния железо — цементит (метастабильное равновесие)	120
3. Диаграмма состояния железо — графит (стабильное равновесие)	128
4. Влияние углерода и постоянных (технологических) примесей на свойства сталей	131
5. Легирование цементит в стали	134
6. Структурные элементы легированных сталей	141
Вопросы для самопроверки	143
Глава IX. Чугун	144
1. Серый и белый чугуны	144
2. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом	150
3. Ковкий чугун	152
4. Специальные чугуны	155
Вопросы для самопроверки	160
Глава X. Фазовые превращения в сплавах железа (теория термической обработки стали)	166
1. Превращение феррито-парвильной структуры в мартенит при нагреве	166
2. Рост зерна мартенита при нагреве	169
3. Общие характеристики превращения аустенитно-железного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита)	168
4. Перемещение превращения	167
5. Многоступенчатое превращение в стали	170
6. Промежуточное (бейнитное) превращение	176
7. Историческая превращение аустенита в легированных сталях	178
8. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении	180
9. Термодинамические диаграммы превращения переохлажденного аустенита	182
10. Превращение мартенита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)	186
11. Термическое и деформационное старение углеродистых сталей	189
Вопросы для самопроверки	191

Глава	XI. Термическая обработка стали	191
	1. Отжиг I рода	192
	2. Отжиг II рода (фазава перекристаллизация)	194
	3. Закалка	200
	4. Отпуск	215
	5. Термомеханическая обработка	217
	6. Дефекты, возникающие при термической обработке стали	219
	7. Поверхностная азотка	220
	Вопросы для самопроверки	227
Глава	XII. Химико-термическая обработка стали	228
	1. Цементация	231
	2. Нитроцементация	236
	3. Азотирование	239
	4. Цианирование	244
	5. Борирование	246
	6. Селенирование	247
	7. Диффузионное насыщение металлами	247
	Вопросы для самопроверки	249
Глава	XIII. Поверхностная пластическая деформация	249
	Вопросы для самопроверки	252
Глава	XIV. Конструкционные стали и сплавы	252
	1. Углеродистые конструкционные стали	256
	2. Легированные конструкционные стали	259
	3. Строительные низколегированные стали	262
	4. Арматурные стали	266
	5. Стали для холодной штамповки	266
	6. Конструкционные (машинностроительные) цементуемые (нитроцементуемые) легированные стали	267
	7. Конструкционные (машинностроительные) цементуемые легированные стали	275
	8. Стали с повышенной обрабатываемостью резанием	281
	9. Мартенситно-старящиеся высокопрочные стали	282
	10. Высокопрочные стали с высокой пластичностью (ТРИП- или ПИП-стали)	283
	11. Режущие-ружничные стали общего назначения	285
	12. Шарикоподшипниковые стали	288
	13. Износостойкие стали	296
	14. Коррозионно-стойкие и жаростойкие стали и сплавы	291
	15. Кривошипные стали	299
	16. Жаропрочные стали и сплавы	300
	Вопросы для самопроверки	312
Глава	XV. Основы рационального выбора стали (чугуна) и методов упрочнения деталей машин	318
	1. Выбор стали для деталей машин	318
	2. Примеры термической и химико-термической обработки деталей машин	328
	3. Упрочнение поверхностным пластическим деформированием	345
	4. Износостойкие и коррозионно-стойкие покрытия	345
	Вопросы для самопроверки	348
Глава	XVI. Инструментальные стали и твердые сплавы	349
	1. Стали для режущего инструмента	350
	2. Стали для измерительного инструмента	357

	3. Стали для штампов холодного деформирования	358
	4. Стали для штампов горячего деформирования	361
	5. Твердые сплавы	364
	Вопросы для самопроверки	366
Глава	XVII. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами	367
	1. Магнитные стали и сплавы	367
	2. Мегаэластические стали (аморфные сплавы)	371
	3. Стали и сплавы с высокими электрическими сопротивлениями для нагревательных элементов	373
	4. Сплавы с заданным температурным коэффициентом линейного расширения	374
	5. Сплавы с эффектом «памяти формы»	375
	Вопросы для самопроверки	376
Глава	XVIII. Тугоплавкие металлы и их сплавы	376
	Вопросы для самопроверки	378
Глава	XIX. Титан и сплавы на его основе	378
	1. Титан	378
	2. Сплавы на основе титана	379
	Вопросы для самопроверки	384
Глава	XX. Алюминий и сплавы на его основе	384
	1. Алюминий	384
	2. Классификация алюминиевых сплавов	385
	3. Термическая обработка алюминиевых сплавов	388
	4. Деформируемые алюминиевые сплавы, употребляемые термической обработкой	392
	5. Деформируемые алюминиевые сплавы, не употребляемые термической обработкой	395
	6. Литые алюминиевые сплавы	396
	Вопросы для самопроверки	401
Глава	XXI. Магний и сплавы на его основе	401
	1. Магний	401
	2. Сплавы на основе магния	401
	Вопросы для самопроверки	408
Глава	XXII. Медь и сплавы на ее основе	406
	1. Медь	406
	2. Сплавы на основе меди	408
	Вопросы для самопроверки	417
Глава	XXIII. Аустенитицидные (аустенитные) сплавы на никелевой, кобальтовой, цинковой и алюминидной основах	418
	Вопросы для самопроверки	422
Глава	XXIV. Композитные материалы с металлической матрицей	422
	Вопросы для самопроверки	427
Глава	XXV. Конструкционные порошковые материалы	428
	Вопросы для самопроверки	431
	Список литературы	432
ЧАСТЬ II НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ		434
Глава	XXVI. Общие сведения о неметаллических материалах	434
	1. Понятие о неметаллических материалах и классификация полимеров	434

	2. Особенности состава полимерных материалов	439
	Вопросы для самопроверки	442
Глава XXVII.	Пластические массы	448
	1. Состав, классификация и свойства пластмасс	448
	2. Термопластичные пластмассы	451
	3. Термореактивные пластмассы	462
	4. Газонаполненные пластмассы	470
	5. Экономическая эффективность применения пластмасс	473
	Вопросы для самопроверки	474
Глава XXVIII.	Композиционные материалы с неметаллической матрицей	475
	1. Общие сведения, состав и классификация	475
	2. Карбоволоконистые	478
	3. Вороволоконистые	480
	4. Органоволоконистые	481
	Вопросы для самопроверки	481
Глава XXIX.	Резиновые материалы	482
	1. Общие сведения, состав и классификация резин	482
	2. Резины общего назначения	485
	3. Резины специального назначения	486
	4. Основные факторы влияния на свойства резин	491
	Вопросы для самопроверки	494
Глава XXX.	Клеящие материалы и герметики	494
	1. Общие сведения, состав и классификация конструктивных материалов	494
	2. Конструкционные смолы и резиновые клеи	495
	3. Неорганические клеи	499
	4. Свойства клеевых соединений	500
	5. Герметики	502
	Вопросы для самопроверки	504
Глава XXXI.	Неорганические материалы	504
	1. Графит	505
	2. Неорганическое стекло	508
	3. Спектры (стайкокристаллические материалы)	512
	4. Керамические материалы	514
	Вопросы для самопроверки	520
	Список литературы	520
	Предметный указатель	521