



Министерство образования и науки Самарской области
Государственное бюджетное профессиональное образовательное учреждение
Самарской области
«САМАРСКИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ КОЛЛЕДЖ»
(ГБПОУ «СЭК»)

Е.А. Морозова

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(РАЗДЕЛ «ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ»)

Курс лекций
для студентов специальностей

- 13.02.01 Тепловые электрические станции
- 13.02.02 Теплоснабжение и теплотехническое оборудование
- 13.02.03 Электрические станции, сети и системы
- 13.02.06 Релейная защита и автоматизация электроэнергетических систем
- 13.02.07 Электроснабжение (по отраслям)
- 13.02.09 Монтаж и эксплуатация линий электропередач

Самара 2017

Печатается по решению методического совета государственного бюджетного профессионального образовательного учреждения Самарской области «Самарский энергетический колледж»

Курс лекций по дисциплине *Материаловедение* для студентов специальностей 13.02.01, 13.02.02, 13.02.03, 13.02.06, 13.02.07, 13.02.09 / авт. Морозова Е.А. – Самара: ГБПОУ «СЭК», 2017 – 157 с.

Издание содержит курс лекций по дисциплине *Материаловедение*.

Замечания, предложения и пожелания направлять в ГБПОУ «СЭК» по адресу: 443001, г. Самара, ул. Самарская 205-А или по электронной почте info@sam-ek.ru

ГБПОУ «Самарский энергетический колледж» 2017 г.

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение является одной из важнейших профессиональных дисциплин, основы которой широко используются при курсовом и дипломном проектировании в образовательном процессе, а также в практической инженерной деятельности.

Цель курса лекций – помочь студентам (в основном, заочного отделения) самостоятельно изучить необходимые разделы курса и оказать помощь при выполнении домашней контрольной работы студентам-заочникам.

В курсе лекций теоретически освещены все основные достижения в области современного материаловедения. В краткой форме представлен материал по строению металлов, рассмотрена теория сплавов, уделено внимание механизму пластической деформации, ее влиянию на микро- и субмикроструктуру, установлено влияние состава сплава и степени пластической деформации на протекание рекристаллизационных процессов. Большое внимание в теоретическом курсе уделено изучению диаграммы "железо – цементит", т.к. 2-е задание (при выполнении студентами-заочниками контрольной работы) требует построения кривых охлаждения для произвольно выбранного сплава.

Теория и практика термической обработки стали – главные вопросы металловедения. При изучении технологических процессов термической обработки особое внимание обращено на разновидности режимов и их назначение.

В теоретическом разделе рассмотрены также конструкционные и инструментальные стали (углеродистые, легированные). Указаны принципы маркировки сталей, даны указания по определению состава, особенностям, назначениях разных групп сталей.

Перечень ГОСТов и литературы, необходимых для самостоятельного изучения разделов курса и выполнения контрольной работы студентами 13.02.09 – Монтаж и эксплуатация линий электропередач (заочная форма обучения) приведен в библиографическом списке.

ЧАСТЬ I. МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
(РАЗДЕЛ "ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ")
ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ КУРС

Глава 1. Материаловедение. Металлические материалы.

Атомно-кристаллическое строение металлов

1.1. Предмет и основные задачи материаловедения.

Роль российских ученых в развитии науки о материалах

Материаловедение - наука, изучающая материалы (металлы, древесину, полимерные, композиционные, порошковые) и устанавливающая связь между их составом, строением, свойствами и технологическим воздействием на материалы.

Согласно исследованиям современных ученых, если условный срок пользования изделий приравнять к одному году, то окажется, что синтетической резиной люди пользуются 14 мин 24 сек; бетоном - 21 мин; пластическими массами - 22 мин 12 сек; керамическими изделиями - менее 1 часа; железом и его сплавами - 8 час 28 мин [1].

В настоящем учебном пособии в основном рассмотрены вопросы, касающиеся черных, цветных металлов; их свойств, строения, особенностей термообработки.

Не так легко дать точный ответ на вопрос: "Что такое металл?" Первое определение металлов дал М.В. Ломоносов: "Металлы - это светлые тела, которые ковать можно". Определение, данное великим ученым двести пятьдесят лет назад, не потеряло научного значения и сейчас.

На современном уровне металлам дают следующее определение.

Металлы – простые вещества, обладающие в обычных условиях характерными свойствами: высокой электропроводностью и теплопроводностью, отрицательным температурным коэффициентом электропроводности, способностью хорошо отражать электромагнитные волны (блеск и непрозрачность), пластичностью. Металлы в твердом состоянии имеют кристаллическое строение. В парообразном состоянии металлы одноатомны.

Химические свойства металлов обусловлены слабой связью валентных электронов с ядрами атомов: они легко образуют положительные ионы, проявляют положительную степень окисления, образуют основные оксиды и гидроксиды, большинство металлов замещают водород в кислотах и т.д.

Знакомство человека с некоторыми металлами, например с золотом, серебром, медью, оловом, свинцом, железом, ртутью, сурьмой, началось еще в глубокой древности. По мере их использования и изучения была составлена классификация. В соответствии с ней металлы разделяют на:

- *черные* (железо и сплавы на его основе);
- *цветные* (медь, цинк, свинец, олово, никель и др.);
- *тяжелые с плотностью большей, чем железа* (медь, ртуть, олово и др.);
- *легкие* (алюминий, магний, бериллий, литий);
- *благородные* (золото, серебро, платина и др.);

- *редкие* (ванадий, вольфрам, молибден, тантал и др.) [2].

Некоторые металлы (например, золото) удается иногда найти в природе в чистом виде, однако большинство из них существует в естественных условиях только в виде соединений с другими элементами. Некоторые металлы настолько редки в природе, что для получения совсем небольшого количества, например, чистого радия, рения, требуется переработать иногда десятки тонн руды. В целом же, отметим, что железные руды считаются рентабельными к переработке, если они содержат 35 – 45 % железа. Руды же цветных металлов обрабатываются, при содержании металла в количестве 1-2 %.

Наша планета, по данным академика А.П. Виноградова, имеет колоссальное количество (от 2 до 9 %) алюминия, железа, кремния, кальция, натрия, калия, магния, большие количества титана (0,6 %) и углерода (0,1 %) и крайне мало или совсем не содержит франция, протетия, нептуния, плутония.

Руды цветных металлов залегают не только на суше. Колоссальные минеральные ресурсы содержит Мировой Океан. В настоящее время из морской воды добывается в промышленном масштабе:

- *поваренная соль* (натрий, хлор);

- *бром* (завод в штате Северная Каролина компании "Этил дау кемикс" мощностью 20 тыс. т в год и другие плавающие заводы);

- *магний* (завод в штате Техас компании "Этил дау кемикс", завод в Калифорнии компании "Кайзер алюминий энд кемикс"). Заводы, добывающие магний из морской воды, успешно конкурируют с заводами, использующих для производства магния магнезит. Достаточно сказать, что лишь в одном кубическом метре морской воды содержится около 4 килограммов магния. Всего же в водах океанов и морей растворено свыше $6 \cdot 10^{16}$ тонн этого элемента.

Чтобы иметь представление о колоссальных количествах металлов, содержащихся в Мировом Океане, рассмотрим для примера несколько металлов. Если принять годовой выпуск в промышленно развитых странах магния, олова, титана, висмута, кадмия за 1, то из Мирового Океана такое количество *магния* можно добывать почти *13 млрд. лет*, *титана* - *60 тыс. лет*, *олова* - *25 тыс. лет*, *висмута* - *20 тыс. лет*, *кадмия* - *около 12 тыс. лет* [2].

Некоторые металлы необходимы и для существования живых существ. К ним относятся железо, кальций, натрий, магний и калий. Даже медь, алюминий и марганец, правда, совсем в крошечных количествах, требуются для нормального развития организма.

Так, опыты, проведенные венгерскими учеными, подтвердили, что недостаток магния в организме повышает предрасположенность к инфарктам. Это объясняется тем, что в момент раздражения магний, содержащийся в организме, "сгорает". Статистика утверждает, что у жителей районов с более теплым климатом спазмы кровеносных сосудов встречаются реже, чем у северян, так как накопить в организме необходимый запас солей магния помогают фрукты и овощи (особенно богаты магнием абрикосы, персики и цветная капуста).

Долгие годы врачи не могли выяснить причину аллергических заболеваний, число которых в последнее время возросло во всем мире. Недавно молдавские

медики установили, что в крови больных бронхиальной астмой, гайморитом и насморком, содержится в несколько раз больше никеля и свинца, чем в крови здоровых людей. Это интересное открытие позволило врачам объяснить механизм возникновения аллергических заболеваний, облегчить, их диагностику и найти новые, более эффективные способы лечения.

Рассмотрим некоторые наиболее характерные металлы и их сплавы.

Никель и его сплавы

Никель был открыт в 1751 году шведским химиком А. Кронштадтом, выделившим его из минерала никелина (NiAs). Никель - серебристый, блестящий металл, который легко поддается ковке. Этот металл очень тверд и при полировке довольно красив. При комнатной температуре он обладает магнитными свойствами, но будучи нагретым до 250 °С, теряет их.

По распространенности в природе никель превосходит медь, но несколько уступает цинку. Содержание никеля в земной коре составляет 0,008 %. Не думайте, что это мало. Общее количество никеля оценивается примерно в 10^{15} тонн. Предположим, что кому-нибудь пришла в голову мысль никелировать нашу планету. Хватит ли для этого земных запасов? Несложный расчет показывает, что не только хватит, но еще и останется примерно на ... 20 тысяч (!) таких же "шариков". Вот вам и 0,008%.

Мы редко видим чистый никель, за исключением тех случаев, когда он используется для покрытия других металлов (никелевое покрытие). Он защищает металлы от ржавчины и потери блеска, увеличивает их износостойкость.

В основном же никель идет на изготовление сплавов со сталью. Еще в 1890 году на заводах Шнейдера в Крезе были организованы опыты по изучению главного свойства никеля. Испытывалась сталеникелевая броня, которую шнейдеровский завод изготовил по заказу военно-морского флота США. При этом выяснилось, что прибавка никеля к стали (в количестве 3 - 4 %) намного увеличивает способность брони сопротивляться снарядам. Присутствие никеля в стали делает ее вязкой, она перестает растрескиваться при ударах снарядов об нее.

По этой причине в период Великой Отечественной войны никель был такой же сложной проблемой для Германии, как и горючее, а может быть и более сложной. Ведь горючее из нефти можно было чем-то заменить, никель же - не заменим. Без никеля нет брони. Без брони нет танков. Без танков нет победы. Когда советские танки Т-34 появились на полях сражений, немецкие специалисты были поражены неуязвимостью их брони. Первый же захваченный советский танк был отправлен в Германию, где немецкие химики установили повышенное содержание никеля в броне русских танков.

Природа обделила Германию никелем. Крайне незначительные запасы его есть в Рейнской долине. Основную часть никеля Германия получала из Канады, а также через посредников из французской Новой Каледонии. Началась война, канадский и каледонский источники были потеряны для рейха. Союзница Германии Финляндия открыла для немцев рудники на севере, в районе Петсамо.

Но где взять столько никеля при массовом производстве танков? Хроническая нехватка никеля привела к тому, что в 1944 году имперские военные заводы вынуждены были изготавливать танковую броню повышенной толщины, до 165 мм. В этой броне вместо требовавшихся 2 - 4 % никеля содержалось 1 - 1,5 %. Такая броня была более хрупкой, и "тигры", "пантеры", "фердинанды", одетые в нее, оказались тяжелее и слабее советских танков и самоходок.

Со второй половины войны Германия потеряла преимущество в танковых силах. Советский Союз, создавший новую танковую промышленность на Урале и в Сибири и обладающий поистине неисчерпаемыми запасами никелевой руды, выставлял против немецких танковых армий все новые и новые машины с непроницаемой броней.

Таким образом, обычный металл, значащийся в таблице Менделеева под номером 28, внес значимую лепту при разгроме фашистской Германии.

Алюминий и его сплавы

Впервые предположение о существовании алюминия было высказано в 1808 г. английским ученым Дэви. Именно он дал это название новому металлу. Авторы современного способа получения чистого алюминия - американец Чарльз Холл и француз Поль Эрру. Родились оба в 1863 г. Они разработали независимо друг от друга способ получения алюминия электролизом расплавленных солей. Так ученые в 1886 г. в расплаве криолита (расплав, содержащий алюминий, натрий и фтор) растворили небольшое количество окиси алюминия. Потом они поместили смесь в сосуд из гранита и припустили через него постоянный электрический ток. Через два часа на дне сосуда обнаружены маленькие блестящие "пуговицы", состоящие из чистого алюминия. Криолит был найден только в Гренландии.

Между тем, история говорит, что алюминий был известен давно. В 1960 г. в Китае произвели спектральный анализ гробницы известного полководца Чжау-Чжу, который жил 265 - 316 г. н. э. Ученые выявили, что орнамент этой гробницы был сделан из сплава, содержащего 85 % алюминия, 10 % меди и 5 % магния. Гробница была изготовлена 1600 лет тому назад. Следовательно, можно предположить один из двух вариантов:

- возможно, что раньше был известен другой способ получения алюминия, отличный от современного;
- возможно, что ограниченная группа людей уже тогда знала о явлении электролиза.

До конца XIX столетия алюминий был очень дорогим металлом, лишь немного дешевле золота. Хроника сохранила такие факты. В описании банкета, данного Наполеоном III (французского императора, жившего в 1808 - 1873 гг., племянника Наполеона I) указывалось, что королевская семья и гости королевской крови были удостоены чести есть алюминиевыми ложками и вилками. В то время как остальные гости использовали золотые или серебряные приборы.

В 1884 году из алюминия сделали верхушку памятника Вашингтону в столице США. Пирамида весом около 25 кг перед установкой на вершине обелиска, была выставлена в витрине крупнейшего ювелирного магазина в Нью-

Йорке на удивление прохожим, никогда в жизни не видевшим такого количества драгоценного металла.

История алюминиевых сплавов начинается с открытия в 1960 г. немецким ученым Альфредом Вильмом первого термически упрочняемого сплава. Предложенный им сплав является классическим дуралюмином и содержит 4 % меди, 0,5 % магния и 0,5 % марганца, остальное - алюминий. Именно Альфред Вильм на примере вышеназванного сплава выявил, что сплавы твердеют в процессе вылеживания. Данный сплав закалили с 500 °С и приступили к измерению твердости. Результаты замеров оказались неоднородными. Альфред Вильм решил, что в неоднородности показаний виноват прибор и распорядился его исправить. Через несколько дней прибор был исправлен. Замерив твердость образцов, ученые обнаружили значительное повышение твердости по сравнению с обычно получаемой после термической обработки - закалки. Таким образом, Альфред Вильм выявил, что твердость сплавов повышается после закалки в результате вылеживания в течение 5 - 7 дней. Опытным путем, подобрав оптимальный состав и режим термообработки, Вильм запатентовал этот сплав и продал свой патент фирме "Дурнер метал веерке", которая и начала выпускать этот сплав под названием "Дуралюмин". Вскоре аналогичные сплавы были разработаны и во Франции и назывались тоже "Дуралюмин" от слова "дур" (dur) (означающего - твердый).

Область применения алюминия и его сплавов постоянно расширяется. В последние годы в США был составлен список изготавливаемых из него изделий. В списке оказалось примерно две тысячи наименований!

Алюминиевые сплавы используются и в строительстве. Из алюминия сделаны многие элементы Дворца съездов в Кремле. Современные аэровокзалы (Домодедовский, Внуковский, Шереметьевский) - это комбинации стекла, бетона и алюминия. Так, еще в 1890 году в одном из американских городов алюминий был впервые применен при постройке жилого дома. Спустя полстолетия все алюминиевые детали находились в прекрасном состоянии. Первая алюминиевая крыша, поставленная в 1897 году, стоит без ремонта и по сей день.

Алюминий так податлив, что может быть раскатан в листы фольги толщиной 0,005 - 0,008 мм. Для этого используется чистый алюминий. Алюминиевая фольга, которая используется дома, устойчива к влаге и газу, устойчива к коррозии, отражает тепло и не пропускает свет. Уже создана алюминиевая (покрытая тончайшим слоем алюминия) ткань, которая обладает замечательным свойством: она "умеет" и согревать, и охлаждать. Занавеси на окнах из этой ткани, если их повесить металлом наружу, пропустят световые лучи, но отразят тепловые - в жаркий летний день в комнате будет прохладно. Зимой же занавеси следует перевернуть: тогда они будут возвращать тепло в помещение. В плаще из такой ткани можно не бояться ни жары и не холода. Чехословацкая промышленность начала выпускать очень удобные алюминиевые одеяла, которые одинаково хороши и в теплых, и в прохладных помещениях. К тому же весят они всего лишь 55 граммов и в свернутом виде умещаются в футляре размером не более обычного портсигара.

Литий и его сплавы

Литий - мягкий серебристо - белый металл из группы щелочных, который почти вдвое легче воды. В этом отношении литий не знает конкурентов среди металлов: алюминий тяжелее его в 5 раз, железо - в 15, свинец - в 20, а осмий - в 40 раз. Основные минералы лития алюмосиликаты. Литий получают из обогащенных руд различными гидрометаллургическими методами с последующим электролизом расплавов солей. Важнейшая область применения - ядерная энергетика. Литий - материал для изготовления регулирующих стержней ядерных реакторов. Также этот металл широко используется при производстве автогонимых машин наряду с магнием благодаря достаточно легкому весу вышеназванных материалов (плотность магния - 1739 кг/м^3).

Остановимся на одной из занимательных историй, связанных с применением солей лития.

Американский физик Роберт Уильяме Вуд обычно обедал в небольшом парижском пансионате. Однажды ему подали птичье жаркое. Пообедав, Вуд вынул из кармана куртки пакетик с каким-то порошком и, к великому удивлению соседей, обсыпал порошком оставшиеся на тарелке кости.

На следующий день, после того, как было подано первое блюдо, Вуд поставил на стол миниатюрную спиртовую горелку, зажег ее и прыснул в пламя несколько капель супа. Пламя окрасилось в красный цвет, а довольный Вуд стал потирать руки.

- Я это предвидел! - воскликнул он и объяснил участникам трапезы, что вчера посыпал обглоданные кости хлоридом лития; красное пламя горелки говорит о присутствии лития и, следовательно, о том, что сегодняшнее блюдо сварено из обглоданных вчера костей. На пиротехнических способностях лития основан следующий фокус. Попробуйте поджечь кусочек сахара спичкой - у вас ничего не выйдет: сахар начнет плавиться, но не загорится. Если же перед этим сахар натереть табачным пеплом, то он легко вспыхнет красивым голубым пламенем. Объясняется это тем, что в табаке, как и во многих других растениях, в довольно больших количествах содержится литий. При сгорании табачных листьев часть его соединений остается в пепле. Они-то и позволяют провести этот несложный химический фокус.

Титан и его сплавы

Основная область применения титана – это авиационно-космическая промышленность: корпуса, крылья, каркасы самолетов изготавливают из титана.

Широко используется титан и в гражданской промышленности. Так, если грузоподъемность пассажирского самолета 150 пассажиров, то там используется примерно 3,5 тонн титана; при грузоподъемности 250 пассажиров - 11 тонн титана. В Боинге - 487 грузоподъемностью 550 пассажиров - 43, 7 тонн титана. По мнению американских специалистов, только в результате замены стальных болтов двигателя титановыми в одном из типов истребителя, вес двигателя снижается чуть ли не на сто килограммов.

Одно из применений титана - медицина. Чистый титан при контакте не разлагает кровь и не отторгается тканями живого организма, поэтому из него де-

лают фиксаторы костей и различные протезы, в том числе и искусственные клапаны сердца.

Доброй славой пользуются превосходные хирургические инструменты из сплавов титана. Русский ученый Юрий Сенкевич — участник международной экспедиции под руководством известного норвежского путешественника Тура Хейердала брал с собой в дальнее плавание на папирусном судне "Ра" титановые хирургические инструменты.

Разработанные к настоящему времени сплавы на основе титана можно отнести к уникальной группе - сплавы с "эффектом памяти формы". Сплав титан - никель (при содержании никеля примерно 55 %), известный под торговой маркой "нитинол", способен воспроизводить заданную форму изделия при определенном тепловом воздействии. Это явление ("эффект памяти формы") основано на ориентированном обратном мартенситном превращении.

Таким образом, *задачи металловедов*: знать свойства металлов, правильно выбрать металл для условий его эксплуатации, задавать рациональную термическую обработку для определённого изделия.

Создание научных основ металловедения по праву принадлежит **Чернову Д.К.**, который установил критические температуры фазовых превращений в сталях и их связь с количеством углерода в сталях. Этим были заложены основы для важнейшей в металловедении диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов.

Открытием аллотропических превращений в стали, Чернов Д.К. заложил фундамент термической обработки стали. Критические точки в стали, позволили рационально выбирать температуру ее закалки, отпуска и пластической деформации в производственных условиях.

В своих работах по кристаллизации стали, и строению слитка Чернов изложил основные положения теории литья, не утратившие своего научного и практического значения в настоящее время.

Великий русский металлург **Аносов П.П.** впервые применил микроскоп для исследования структуры металлов. Ему принадлежит приоритет в создании легированных сталей. Разработал теорию и технологию изготовления клинков из булатной стали. Из его работ стало ясно, что так называемый булатный узор на поверхности стали, непосредственно зависит от ее внутренней структуры.

Определение атомного строения фаз стало возможным после открытия Лауэ (1912 г), показавшего, что атомы в кристалле регулярно заполняют пространство, образуя пространственную дифракционную решетку, и что рентгеновские лучи имеют волновую природу. Дифракция рентгеновских лучей на такой решетке дает возможность исследовать строение кристаллов.

В последнее время для структурного анализа, кроме рентгеновских лучей, используют электроны и нейтроны. Соответствующие методы исследования называются электронографией и нейтронографией. Электронная оптика позволила усовершенствовать микроскопию. В настоящее время на электронных микроскопах полезное максимальное увеличение доведено до 100000 раз.

Особенно интенсивно развивается металлостроение в последние десятилетия. Это объясняется потребностью в новых материалах для исследования космоса, развития электроники, атомной энергетики.

Основными направлениями в развитии металлостроения является разработка способов производства чистых и сверхчистых металлов, свойства которых сильно отличаются от свойств металлов технической чистоты, с которыми преимущественно работают.

Генеральной задачей материалостроения является создание материалов с заранее рассчитанными свойствами применительно к заданным параметрам и условиям работы. Большое внимание уделяется изучению металлов в экстремальных условиях (низкие и высокие температуры и давление).

До настоящего времени основной материальной базой машиностроения служит черная металлургия, производящая стали и чугуны. Эти материалы имеют много положительных качеств и в первую очередь обеспечивают высокую конструкционную прочность деталей машин. Однако эти классические материалы имеют такие недостатки как большая плотность, низкая коррозионная стойкость. Потери от коррозии составляют 20 % годового производства стали и чугуна. Поэтому, по данным научных исследований, через 20...40 лет все развитые страны перестроятся на массовое использование металлических сплавов на базе титана, магния, алюминия. Эти легкие и прочные сплавы позволяют в 2 – 3 раза облегчить станки и машины, в 10 раз уменьшить расходы на ремонт.

По данным института имени Байкова А.Н. в нашей стране есть все условия чтобы в течение 10...15 лет машиностроение могло перейти на выпуск алюминиево-титановой подвижной техники, которая отличается легкостью, коррозионной стойкостью и большим безремонтным ресурсом.

Важное значение имеет устранение отставания нашей страны в области использования новых материалов взамен традиционных (металлических) – пластмасс, керамики, материалов порошковой металлургии, особенно композиционных материалов, что экономит дефицитные металлы, снижает затраты энергии на производство материалов, уменьшает массу изделий.

Расчетами установлено, что замена ряда металлических деталей легкового автомобиля на углепластики из эпоксидной смолы, армированной углеродными волокнами, позволит уменьшить массу машины на 40 %; она станет более прочной; уменьшится расход топлива, резко возрастет стойкость против коррозии.

1.2. Металлы, особенности атомно-кристаллического строения

В огромном ряду материалов, с незапамятных времен известных человеку и широко используемых им в своей жизни и деятельности, металлы всегда занимали особое место.

Подтверждение этому и в названиях эпох (золотой, серебряный, бронзовый, железный века), на которые греки делили историю человечества; и в археологических находках металлических изделий (кованые медные украшения, сель-

скохозяйственные орудия); и в повсеместном использовании металлов и сплавов в современной технике.

Причина этого - в особых свойствах металлов, выгодно отличающих их от других материалов и делающих во многих случаях незаменимыми.

Металлы – один из классов конструкционных материалов, характеризующийся определённым набором свойств:

- "металлический блеск" (хорошая отражательная способность);
- пластичность;
- высокая теплопроводность;
- высокая электропроводность [3].

Данные свойства обусловлены особенностями строения металлов. Согласно теории металлического состояния, металл представляет собой вещество, состоящее из положительных ядер, вокруг которых по орбитали вращаются электроны. На последнем уровне число электронов невелико и они слабо связаны с ядром. Эти электроны имеют возможность перемещаться по всему объёму металла, т.е. принадлежать целой совокупности атомов.

Таким образом, пластичность, теплопроводность и электропроводность обеспечиваются наличием "электронного газа".

Все металлы, затвердевающие в нормальных условиях, представляют собой кристаллические вещества, то есть укладка атомов в них характеризуется определённым порядком – периодичностью, как по различным направлениям, так и по различным плоскостям. Этот порядок определяется понятием **кристаллическая решётка**.

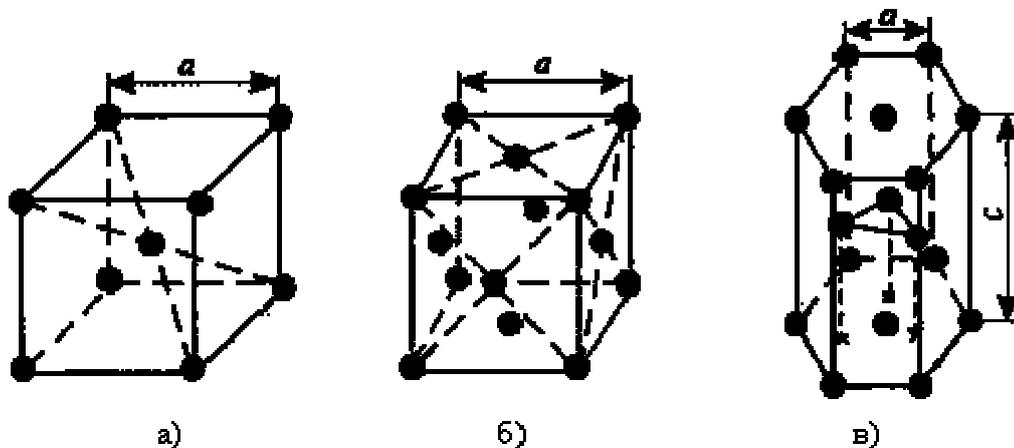
Другими словами, кристаллическая решётка это воображаемая пространственная решётка, в узлах которой располагаются частицы, образующие твердое тело.

Классификация возможных видов кристаллических решеток была проведена французским ученым О. Браве, соответственно они получили название "решетки Браве". Всего для кристаллических тел существует четырнадцать видов решеток, разбитых на четыре типа:

- примитивный - узлы решетки совпадают с вершинами элементарных ячеек;
- базоцентрированный – атомы занимают вершины ячеек и два места в противоположных гранях;
- объемно-центрированный – атомы занимают вершины ячеек и ее центр;
- гранецентрированный – атомы занимают вершины ячейки и центры всех шести граней [4].

Основными типами кристаллических решёток являются:

1. Объемно-центрированная кубическая (ОЦК) (рис.1.1,а), атомы располагаются в вершинах куба и в его центре (V, W, Ti_β, Fe-α);
2. Гранецентрированная кубическая (ГЦК) (рис. 1.1,б), атомы располагаются в вершинах куба и по центру каждой из 6 граней (Ag, Au, Fe-γ);
3. Объемно-центрированная кубическая (ОЦК) (рис.1.1,а), атомы располагаются в вершинах куба и в его центре (V, W, Ti_β, Fe-α);



Р и с. 1.1. Основные типы кристаллических решеток:
 а – объемно-центрированная кубическая;
 б– гранецентрированная кубическая;
 в – гексагональная плотноупакованная

4. Гранецентрированная кубическая (ГЦК) (рис. 1.1,б), атомы располагаются в вершинах куба и по центру каждой из 6 граней (Ag, Au, Fe- γ);

5. Гексагональная, в основании которой лежит шестиугольник:

- простая – атомы располагаются в вершинах ячейки и по центру 2 оснований (углерод в виде графита);

- плотноупакованная (ГПУ) – имеется 3 дополнительных атома в средней плоскости (Zn, Ti $_{\alpha}$, Mg).

1.3. Понятие об изотропии и анизотропии

Свойства тела зависят от природы атомов, из которых оно состоит, и от силы взаимодействия между этими атомами. Силы взаимодействия между атомами в значительной степени определяются расстояниями между ними. В аморфных телах с хаотическим расположением атомов в пространстве расстояния между атомами в различных направлениях равны, следовательно, свойства будут одинаковые, то есть аморфные тела **изотропны**.

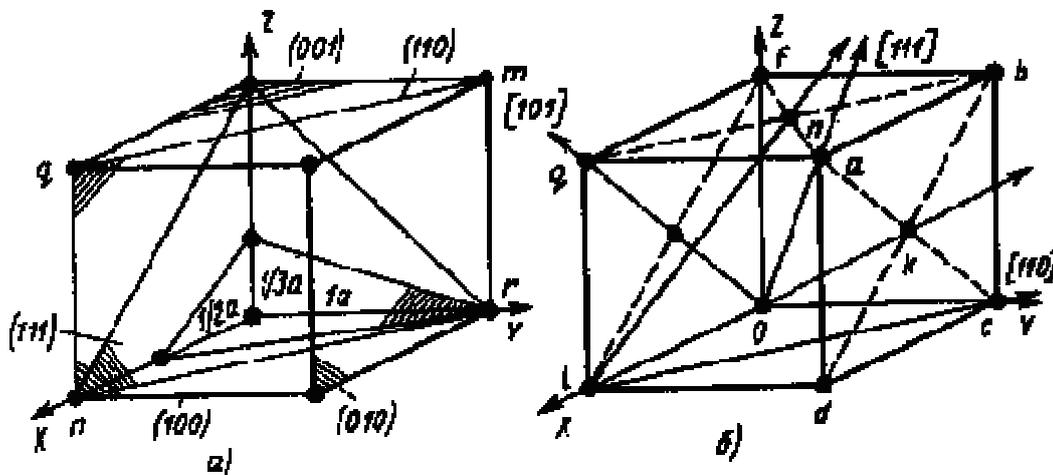
В кристаллических телах атомы правильно располагаются в пространстве, причем по разным направлениям расстояния между атомами неодинаковы, что предопределяет существенные различия в силах взаимодействия между ними и, в конечном результате, разные свойства. Зависимость свойств от направления называется **анизотропией**.

Чтобы понять явление анизотропии необходимо выделить кристаллографические плоскости и кристаллографические направления в кристалле.

Плоскость, проходящая через узлы кристаллической решетки, называется **кристаллографической плоскостью**.

Прямая, проходящая через узлы кристаллической решетки, называется **кристаллографическим направлением**.

Для обозначения кристаллографических плоскостей и направлений пользуются **индексами Миллера**. Чтобы установить индексы Миллера, элементарную ячейку вписывают в пространственную систему координат (оси X, Y, Z – кристаллографические оси). За единицу измерения принимается период решетки.



Р и с.1.2. Примеры обозначения кристаллографических плоскостей (а) и кристаллографических направлений (б)

Для определения индексов кристаллографической плоскости необходимо:

- установить координаты точек пересечения плоскости с осями координат в единицах периода решетки;
- взять обратные значения этих величин;
- привести их к наименьшему целому кратному, каждому из полученных чисел.

Полученные значения простых целых чисел, не имеющие общего множителя, являются индексами Миллера для плоскости, указываются в круглых скобках. Примеры обозначения кристаллографических плоскостей на рис. 1.2,а.

Другими словами, индекс по оси показывает, на сколько частей плоскость делит осевую единицу по данной оси. Плоскости, параллельные оси, имеют по ней индекс 0 (110).

Ориентация прямой определяется координатами двух точек. Для определения индексов кристаллографического направления необходимо:

- одну точку направления совместить с началом координат;
- установить координаты любой другой точки, лежащей на прямой, в единицах периода решетки;
- привести отношение этих координат к отношению трех наименьших целых чисел.

Индексы кристаллографических направлений указываются в квадратных скобках [111].

В кубической решетке индексы направления, перпендикулярного плоскости (hkl) имеют те же индексы [hkl].

1.4. Аллотропия или полиморфные превращения

Способность некоторых металлов существовать в различных кристаллических формах в зависимости от внешних условий (давление, температура) называется **аллотропией или полиморфизмом**.

Каждый вид решетки представляет собой **аллотропическое видоизменение или модификацию**.

Примером аллотропического видоизменения в зависимости от температуры является железо (Fe).

Fe: $t < 911 \text{ }^\circ\text{C}$ – ОЦК – Fe- α ;

$911 < t < 1392 \text{ }^\circ\text{C}$ – ГЦК – Fe- γ ;

$1392 < t < 1539 \text{ }^\circ\text{C}$ – ОЦК – Fe- δ (высокотемпературное Fe- α).

Превращение одной модификации в другую протекает при постоянной температуре и сопровождается тепловым эффектом. Видоизменения элемента обозначается буквами греческого алфавита в виде индекса у основного обозначения металла или через дефис.

Примером аллотропического видоизменения, обусловленного изменением давления, является углерод: при низких давлениях образуется графит, а при высоких – алмаз. Используя явление полиморфизма, можно упрочнять и разупрочнять сплавы при помощи термической обработки.

1.5. Магнитные превращения

Некоторые металлы намагничиваются под действием магнитного поля. После удаления магнитного поля они обладают остаточным магнетизмом. Это явление впервые обнаружено на железе и получило название ферромагнетизма. К ферромагнетикам относятся железо, кобальт, никель и некоторые другие металлы.

При нагреве ферромагнитные свойства металла уменьшаются постепенно: вначале слабо, затем резко, и при определённой температуре (точка Кюри) исчезают (точка Кюри для железа – $768 \text{ }^\circ\text{C}$). Выше этой температуры металлы становятся парамагнетиками. Магнитные превращения не связаны с изменением кристаллической решетки или микроструктуры, они обусловлены изменениями в характере межэлектронного взаимодействия.

1.6. Дефекты кристаллического строения реальных металлов

Из жидкого расплава можно вырастить монокристалл. Их обычно используют в лабораториях для изучения свойств того или иного вещества.

Металлы и сплавы, полученные в обычных условиях, состоят из большого количества кристаллов, то есть, имеют поликристаллическое строение. Эти кристаллы называются зёрнами. Они имеют неправильную форму и различно ориентированы в пространстве. Каждое зёрно имеет свою ориентировку кристаллической решетки, отличную от ориентировки соседних зёрен, вследствие чего свойства реальных металлов усредняются, и явления анизотропии не наблюдается.

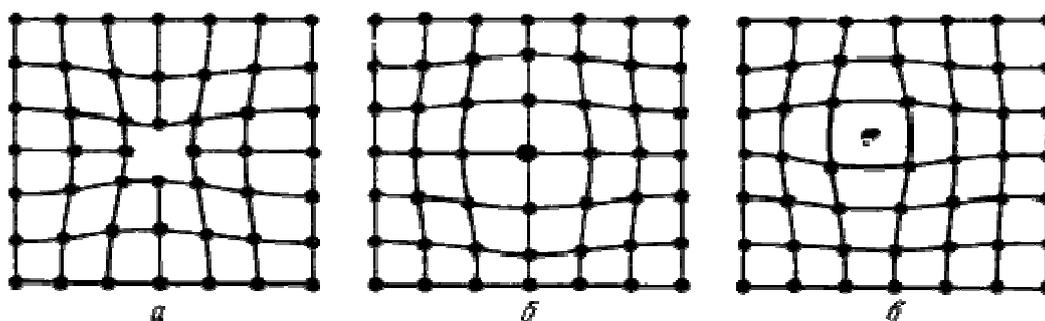
В кристаллической решетке реальных металлов имеются различные дефекты (несовершенства), которые нарушают связи между атомами и оказывают влияние на свойства металлов. Различают следующие структурные несовершенства:

- точечные – малые во всех трех измерениях;
- линейные – малые в двух измерениях и сколь угодно протяженные в третьем;
- поверхностные – малые в одном измерении [5].

1.6.1. Точечные дефекты

Одними из распространенных несовершенств кристаллического строения

являются точечные дефекты: вакансии, дислоцированные атомы и примеси (рис. 1.3).



Р и с.1.3. Точечные дефекты

Вакансия – отсутствие атомов в узлах кристаллической решетки (рис. 1.3,а), "дырки", которые образовались в результате различных причин. Образуется при переходе атомов с поверхности в окружающую среду или из узлов решетки на поверхность (границы зерен, пустоты, трещины и т. д.), в результате пластической деформации, при бомбардировке тела атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или нейтронное облучение в ядерном реакторе). Концентрация вакансий в значительной степени определяется температурой тела. Перемещаясь по кристаллу, одиночные вакансии могут встречаться и объединяться в дивакансии. Скопление многих вакансий может привести к образованию пор и пустот.

Дислоцированный атом – это атом, вышедший из узла решетки и занявший место в междоузлии (рис. 1.3,в). Концентрация дислоцированных атомов значительно меньше, чем вакансий, так как для их образования требуются существенные затраты энергии. При этом на месте переместившегося атома образуется вакансия.

Примесные атомы всегда присутствуют в металле, так как практически невозможно выплавить химически чистый металл. Они могут иметь размеры больше или меньше размеров основных атомов и располагаются в узлах решетки (рис. 1.3,б) или междоузлиях.

Точечные дефекты вызывают незначительные искажения решетки, что может привести к изменению свойств тела (электропроводность, магнитные свойства), их наличие способствует процессам диффузии и протеканию фазовых превращений в твердом состоянии. При перемещении по материалу дефекты могут взаимодействовать.

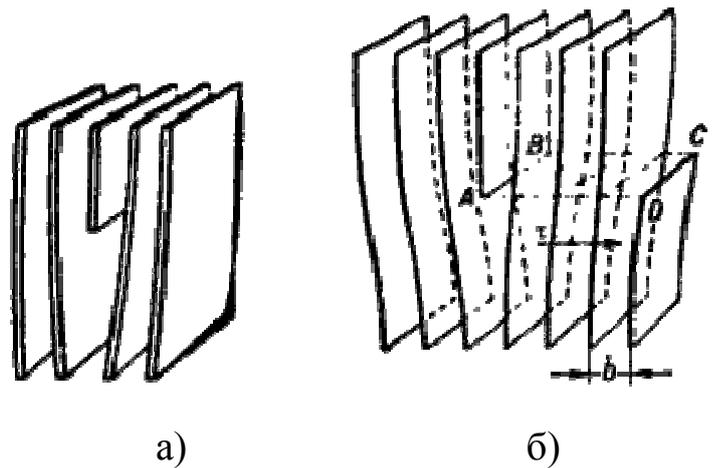
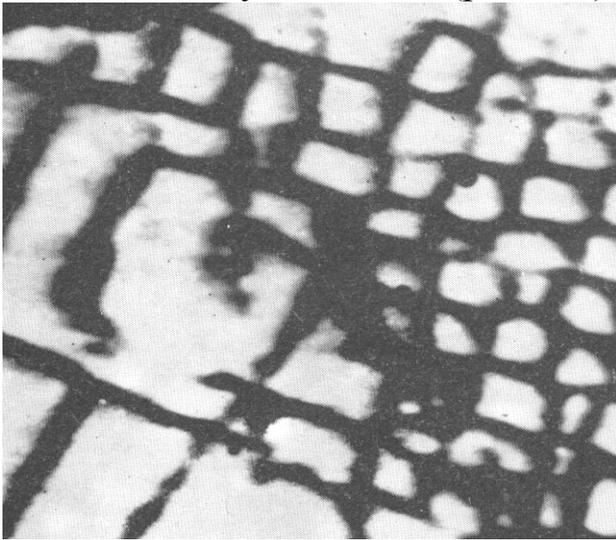
1.6.2. Линейные дефекты

Основными линейными дефектами являются дислокации. Априорное представление о дислокациях впервые использовано в 1934 году Орованам и Тейлером при исследовании пластической деформации кристаллических материалов, для объяснения большой разницы между практической и теоретической прочностью металла.

Дислокация – это дефекты кристаллического строения, представляющие собой линии, вдоль и вблизи которых нарушено характерное для кристалла правильное расположение атомных плоскостей.

Простейшие виды дислокаций – краевые и винтовые.

Краевая дислокация, фотография которой при $\times 89000$ показана на рис. 1.4, представляет собой линию, вдоль которой обрывается внутри кристалла край “лишней” полуплоскости (рис. 1.5).



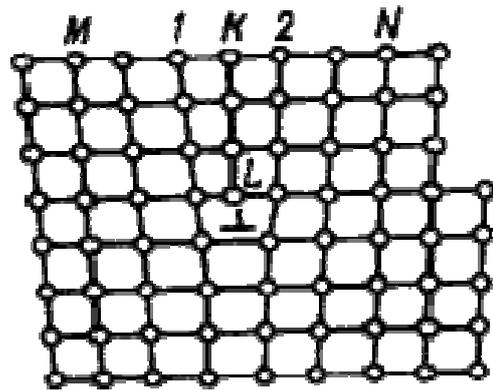
Р и с.1.4. Дислокационная сетка внутри зерна. $\times 89000$

Р и с. 1.5. Краевая дислокация (а) и механизм ее образования (б)

Неполная плоскость называется **экстраплоскостью**.

Большинство дислокаций образуются путем сдвигового механизма. Ее образование можно описать при помощи следующей операции. Надрезать кристалл по плоскости ABCD, сдвинуть нижнюю часть относительно верхней на один период решетки в направлении, перпендикулярном АВ, а затем вновь сблизить атомы на краях разреза внизу.

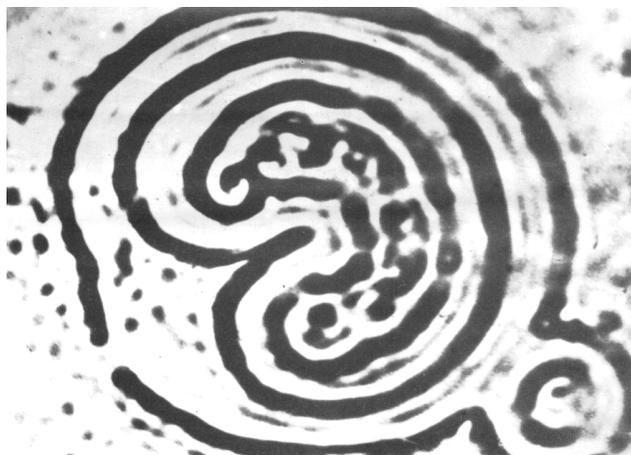
Наибольшие искажения в расположении атомов в кристалле имеют место вблизи нижнего края экстраплоскости. Вправо (К1М) и влево (К2М) от края экстраплоскости (ей соответствует линия KL) эти искажения малы (несколько периодов решетки), а вдоль края экстраплоскости искажения простираются через весь кристалл и могут быть очень велики (тысячи периодов решетки) (рис. 1.6).



Р и с. 1.6. Искажения в кристаллической решетке при наличии краевой дислокации

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то краевая дислокация – положительная (\perp), если в нижней, то – отрицательная (\top). Различие между положительной и отрицательной дислокацией чисто условное.

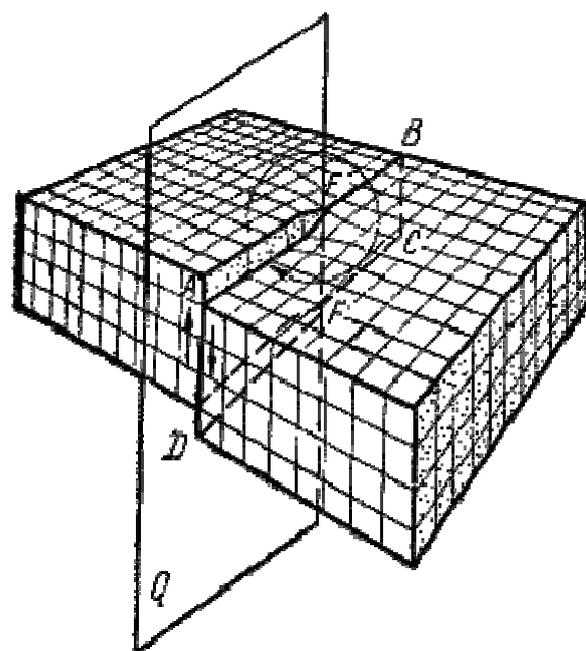
Переворачивая кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную. Знак дислокации важен при анализе их взаимодействия. Дислокации одного знака отталкиваются, а противоположных притягиваются.



Р и с. 1.7. Источники Франка-Рида в монокристаллах железа $\times 800 \times 1,5$

Винтовая дислокация получена при помощи частичного сдвига по плоскости Q вокруг линии EF (рис. 1.8).

На поверхности кристалла образуется ступенька, проходящая от точки E до края кристалла. Такой частичный сдвиг нарушает параллельность атомных слоев, кристалл превращается в одну атомную плоскость, закрученную по винту в виде полого геликоида вокруг линии EF , которая представляет границу, отделяющую часть плоскости скольжения, где сдвиг уже произошел, от части, где сдвиг не начинался. Вдоль линии EF наблюдается макроскопический характер области несовершенства, в других направлениях ее размеры составляют несколько периодов.



Р и с. 1.8. Механизм образования винтовой дислокации

Если переход от верхних горизонтов к нижним осуществляется поворотом по часовой стрелке, то дислокация **правая**, а если поворотом против часовой стрелки – **левая**.

Винтовая дислокация не связана с какой-либо плоскостью скольжения, она может перемещаться по любой плоскости, проходящей через линию дислокации. Вакансии и дислоцированные атомы к винтовой дислокации не стекают.

В процессе кристаллизации атомы вещества, выпадающие из пара или раствора, легко присоединяются к ступеньке, что приводит к спиральному механизму роста кристалла.

Линии дислокаций не могут обрываться внутри кристалла, они должны либо быть замкнутыми, образуя петлю, либо разветвляться на несколько дислокаций, либо выходить на поверхность кристалла. Дислокационная структура материала характеризуется **плотностью дислокаций**.

Плотность дислокаций в кристалле определяется как среднее число линий дислокаций, пересекающих внутри тела площадку площадью 1 см^2 (м^2), или как суммарная длина линий ($\Sigma \ell$) дислокаций в объеме 1 см^3 (м^3)

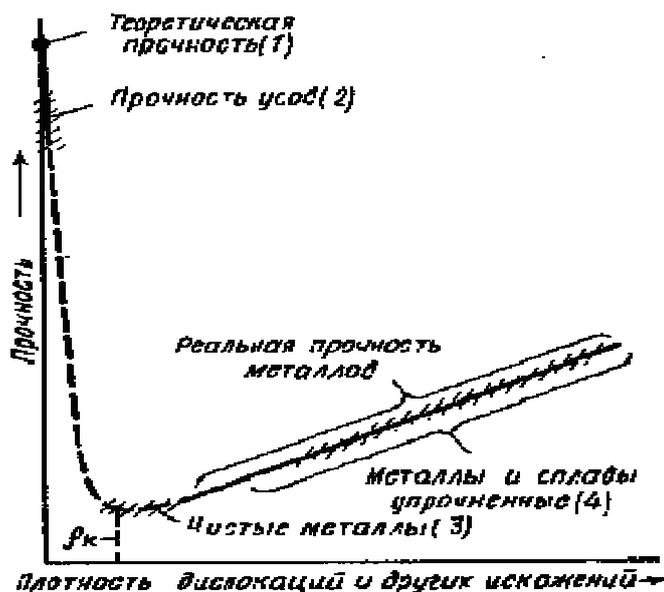
$$\rho = \frac{\Sigma \square}{V} (\text{см}^{-2}; \text{м}^{-2}).$$

Плотность дислокаций изменяется в широких пределах и зависит от состояния материала. После тщательного отжига плотность дислокаций составляет $10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$, в кристаллах с сильно деформированной кристаллической решеткой плотность дислокаций достигает $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$.

Плотность дислокации в значительной мере определяет пластичность и прочность материала (рис. 1.9).

Минимальная прочность определяется критической плотностью дислокаций $\rho_k = 10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$ (область 3 на рис. 1.9).

Если плотность меньше значения ρ_k , то сопротивление деформированию резко возрастает, а прочность приближается к теоретической (точка 1 на рис. 1.9). Повышение прочности достигается созданием металла с бездефектной структурой, а также повышением плотности дислокаций, затрудняющим их движение. В настоящее время созданы кристаллы без дефектов – нитевидные кристаллы длиной до 2 мм, толщиной $0,5 \dots 20 \text{ мкм}$ – “усы” с прочностью (область 2), близкой к теоретической: для железа $\sigma_B = 13000 \text{ МПа}$, для меди $\sigma_B = 30000 \text{ МПа}$. При упрочнении металлов увеличением плотности дислокаций, (область 4) она не должна превышать значений $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$. В противном случае образуются трещины.



Р и с. 1.9. Влияние плотности дислокаций на прочность

Дислокации влияют не только на прочность и пластичность, но и на другие свойства кристаллов. С увеличением плотности дислокаций возрастает внутреннее напряжение, изменяются оптические свойства, повышается электросопротивление металла. Дислокации увеличивают среднюю скорость диффузии в кристалле, ускоряют старение и другие процессы, уменьшают химическую стойкость, поэтому в результате обработки поверхности кристалла специальными веществами в местах выхода дислокаций образуются ямки [5]

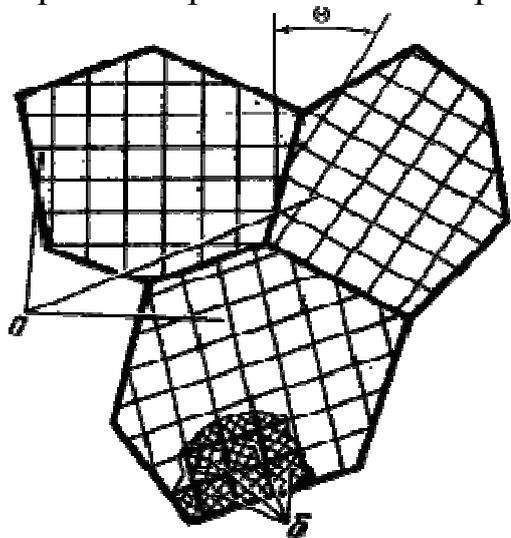
1.6.3. Поверхностные дефекты

Поверхностные дефекты – границы зерен, фрагментов и блоков (рис. 1.10).

Размеры зерен составляют до 1000 мкм. Углы разориентации между областями a на рис. 1.10 составляют до нескольких десятков градусов (θ).

Граница между зернами представляет собой тонкую в 5 – 10 атомных диаметров поверхностную зону с максимальным нарушением порядка в расположении атомов.

Строение переходного слоя способствует скоплению в нем дислокаций. На границах зерен повышена концентрация примесей, которые понижают поверхностную энергию. Однако и внутри зерна никогда не наблюдается идеального строения кристаллической решетки.



Р и с. 1.10. Разориентация зерен и блоков в металле

Имеются участки (область b на рис. 1.10), разориентированные один относительно другого на несколько градусов (θ_1). Эти участки называются **фрагментами**. Процесс деления зерен на фрагменты называется **фрагментацией** или **полигонизацией**.

В свою очередь каждый фрагмент состоит из блоков, размерами менее 10 мкм, разориентированных на угол менее одного градуса (θ_2). Такую структуру называют **блочной** или **мозаичной** [1].

Глава 2. Кристаллизация металлов. Исследование затвердевшего металла

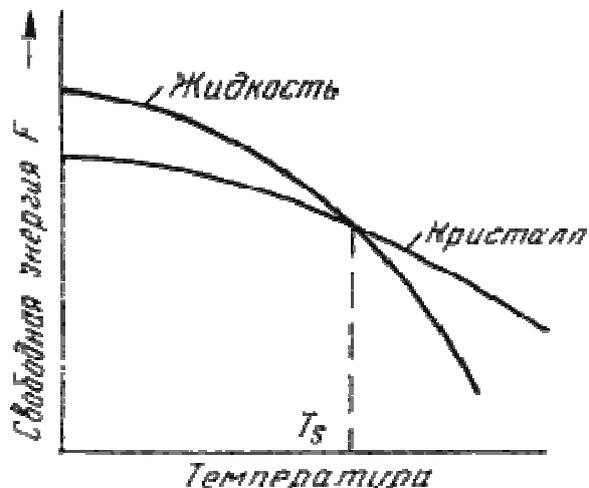
Любое вещество может находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком, газообразном. Возможен переход из одного состояния в другое, если новое состояние в новых условиях является более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

С изменением внешних условий свободная энергия изменяется по сложному закону различно для жидкого и кристаллического состояний. Характер изменения свободной энергии жидкого и твердого состояний с изменением температуры показан на рис. 2.1.

В соответствии с этой схемой выше температуры T_S вещество должно находиться в жидком состоянии, а ниже T_S – в твердом.

При температуре равной T_S жидкая и твердая фаза обладают одинаковой энергией, металл в обоих состояниях находится в равновесии, поэтому две фазы могут существовать одновременно бесконечно долго. Температура T_S – **равновесная** или **теоретическая температура кристаллизации**.

Для начала процесса кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы. Это возможно при охлаждении жидкости ниже температуры T_s . Температура, при которой практически начинается кристаллизация, называется **фактической температурой кристаллизации**.



Р и с.2.1. Изменение свободной энергии в зависимости от температуры

Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется **переохлаждением**, которое характеризуется **степенью переохлаждения (ΔT)**:

$$\Delta T = T_{\text{теор}} - T_{\text{кр}}$$

$T_{\text{теор}}$ – теоретическая температура кристаллизации;

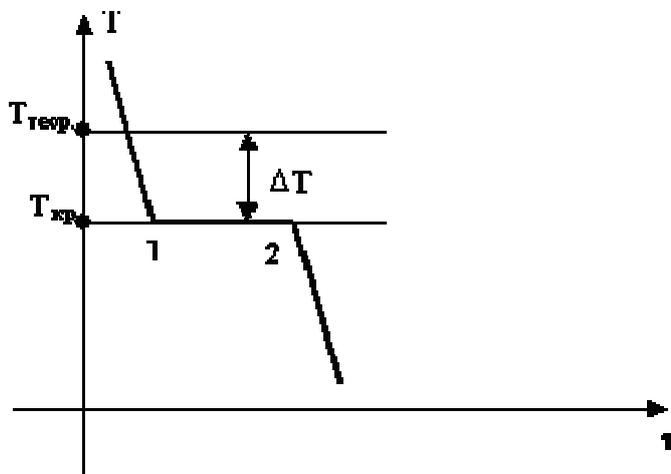
$T_{\text{кр}}$ – фактическая температура кристаллизации.

Степень переохлаждения зависит от природы металла, от степени его загрязненности (чем чище металл, тем больше степень переохлаждения), от скорости охлаждения (чем выше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения).

Рассмотрим переход металла из жидкого состояния в твердое.

При нагреве всех кристаллических тел наблюдается четкая граница перехода из твердого состояния в жидкое. Такая же граница существует при переходе из жидкого состояния в твердое.

Кристаллизация – это процесс образования участков кристаллической решетки в жидкой фазе и рост кристаллов из образовавшихся центров.



Р и с.2.2. Кривая охлаждения чистого металла

Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с минимумом свободной энергии.

Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах время – температура. Кривая охлаждения чистого металла представлена на рис. 2.2.

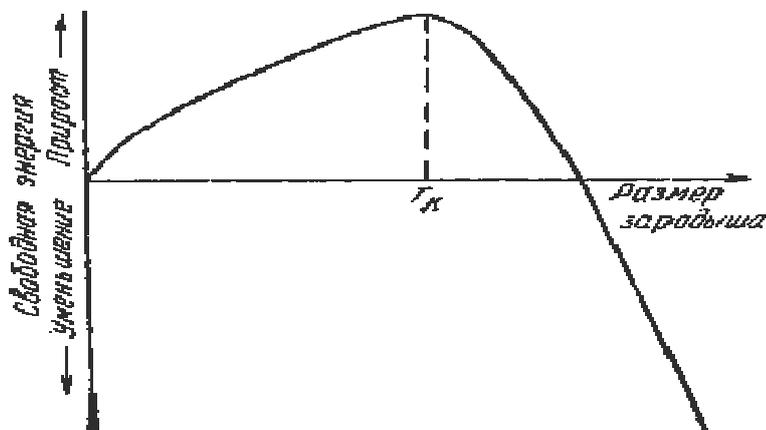
Процесс кристаллизации чистого металла:

До точки 1 охлаждается металл в жидком состоянии, процесс сопровождается плавным понижением температуры. На участке 1 - 2 идет процесс кри-

сталлизации, сопровождающийся выделением тепла, которое называется *скрытой теплотой кристаллизации*. Оно компенсирует рассеивание теплоты в пространство, и поэтому температура остается постоянной. После окончания кристаллизации в точке 2 температура снова начинает снижаться, металл охлаждается в твердом состоянии [3].

2.1. Механизм и закономерности кристаллизации металлов

При соответствующем понижении температуры в жидком металле начинают образовываться кристаллики – *центры кристаллизации* или *зародыши*. Для начала их роста необходимо уменьшение свободной энергии металла, в противном случае зародыш растворяется.



Минимальный размер способного к росту зародыша называется *критическим размером*, а зародыш – устойчивым.

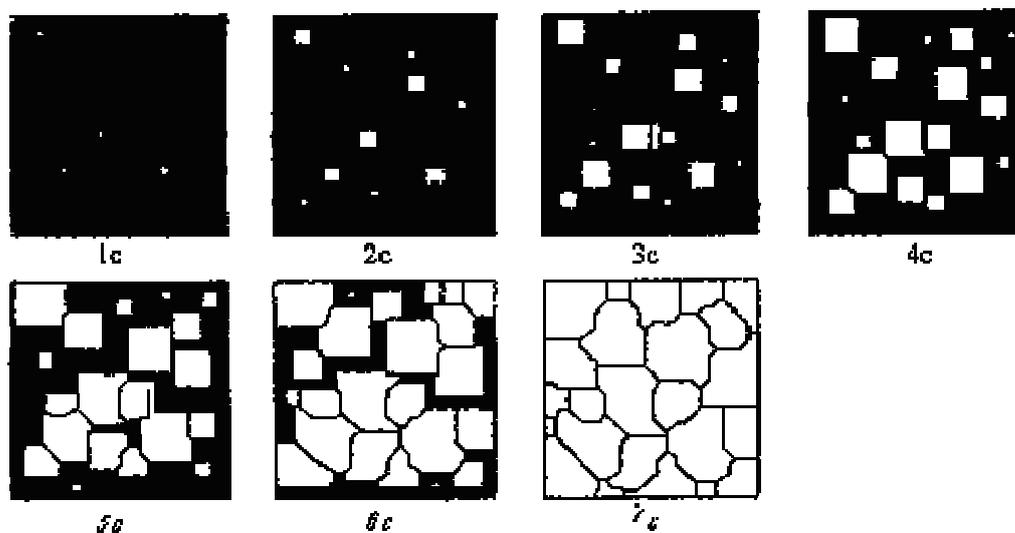
Переход из жидкого состояния в кристаллическое требует затраты энергии на образование поверхности раздела жидкость – кристалл. Процесс кристаллизации будет осуществляться, когда

Р и с.2.3. Зависимость энергии системы от размера зародыша твердой фазы

выигрыш от перехода в твердое состояние больше потери энергии на образование поверхности раздела. Зависимость энергии системы от размера зародыша твердой фазы представлена на рис. 2.3.

Зародыши с размерами равными и большими критического (r_k на рис. 2.3) растут с уменьшением энергии и поэтому способны к существованию.

Механизм кристаллизации представлен на рис. 2.4.

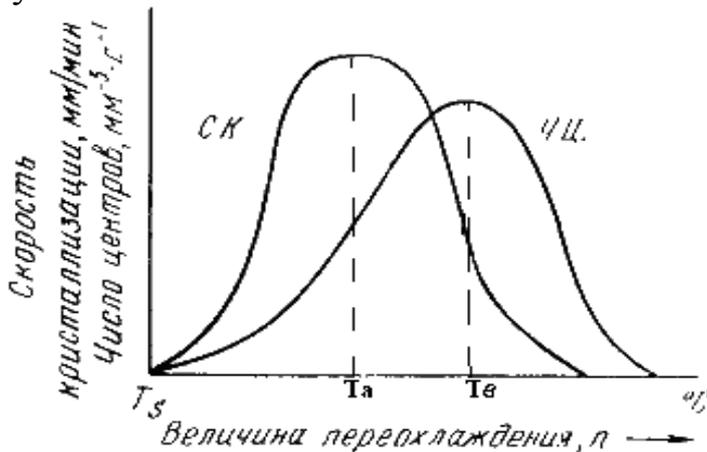


Р и с. 2.4. Модель процесса кристаллизации

Центры кристаллизации образуются в исходной фазе независимо друг от друга в случайных местах. Сначала кристаллы имеют правильную форму, но по мере столкновения и срастания с другими кристаллами форма нарушается. Рост

продолжается в направлениях, где есть свободный доступ питающей среды. После окончания кристаллизации имеем поликристаллическое тело.

Процесс вначале ускоряется, пока столкновение кристаллов не начинает препятствовать их росту. Объем жидкой фазы, в которой образуются кристаллы, уменьшается.



Р и с. 2.5. Зависимость числа центров кристаллизации и скорости роста кристаллов от степени переохлаждения

После кристаллизации 50 % объема металла, скорость кристаллизации будет замедляться.

Таким образом, процесс кристаллизации состоит из образования центров кристаллизации и роста кристаллов из этих центров. В свою очередь, число центров кристаллизации (ч.ц.) и скорость роста кристаллов (с.р.) зависят от степени переохлаждения (рис. 2.5).

Размеры образовавшихся кристаллов зависят от соотношения числа образовавшихся центров кристаллизации и скорости роста кристаллов при температуре кристаллизации.

При равновесной температуре кристаллизации T_s число образовавшихся центров кристаллизации и скорость их роста равняются нулю, поэтому процесса кристаллизации не происходит.

Если жидкость переохладить до температуры, соответствующей T_a , то образуются крупные зерна (число образовавшихся центров небольшое, а скорость роста – большая).

При переохлаждении до температуры соответствующей T_e – мелкое зерно (образуется большое число центров кристаллизации, а скорость их роста небольшая).

Если металл очень сильно переохладить, то число центров и скорость роста кристаллов равны нулю, жидкость не кристаллизуется, образуется аморфное тело. Для металлов, обладающих малой склонностью к переохлаждению, экспериментально обнаруживаются только восходящие ветви кривых.

2. 2. Условия получения мелкозернистой структуры

Оптимальными условиями для получения мелкозернистой структуры являются: максимальное число центров кристаллизации и малая скорость роста кристаллов.

Размер зерен при кристаллизации зависит и от числа частичек нерастворимых примесей, которые играют роль готовых центров кристаллизации – оксиды, нитриды, сульфиды.

Чем больше частичек, тем мельче зерна закристаллизовавшегося металла.

Стенки изложниц имеют неровности, шероховатости, которые увеличивают скорость кристаллизации.

Мелкозернистую структуру можно получить в результате *модифицирования*, когда в жидкие металлы добавляются посторонние вещества – *модификаторы*.

По механизму воздействия различают:

1. Вещества не растворяющиеся в жидком металле – выступают в качестве
2. дополнительных центров кристаллизации.
3. Поверхностно - активные вещества, которые растворяются в металле, и, осажаясь на поверхности растущих кристаллов, препятствуют их росту [5].

2.3. Строение металлического слитка

Схема стального слитка, данная Черновым Д.К., представлена на рис.2.6.

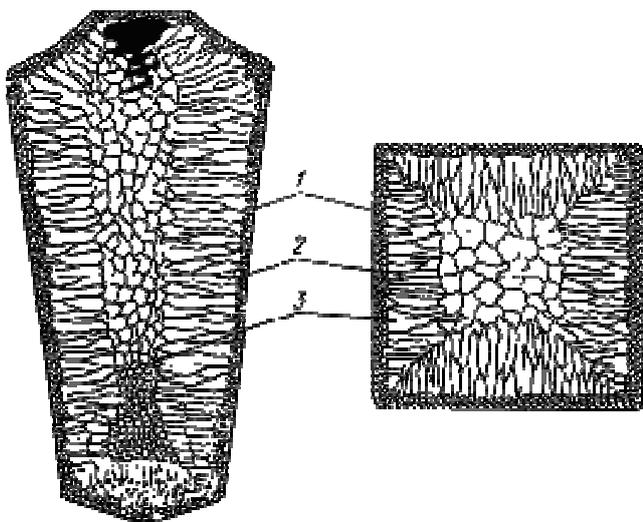
Слиток состоит из трех зон:

- 1) мелкокристаллическая корковая зона;
- 2) зона столбчатых кристаллов;
- 3) внутренняя зона крупных равноосных кристаллов.

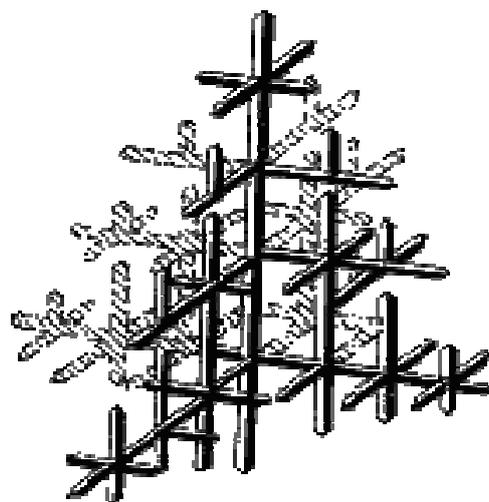
Кристаллизация корковой зоны идет в условиях максимального переохлаждения. Скорость кристаллизации определяется большим числом центров кристаллизации. Образуется мелкозернистая структура.

Жидкий металл под корковой зоной находится в условиях меньшего переохлаждения. Число центров ограничено и процесс кристаллизации реализуется за счет их интенсивного роста до большого размера.

Рост кристаллов во второй зоне имеет направленный характер. Они растут перпендикулярно стенкам изложницы, образуются древовидные кристаллы – дендриты (рис. 2.7). Растут дендриты с направлением, близким к направлению теплоотвода.



Р и с. 2.6. Схема стального слитка



Р и с. 2.7. Схема дендрита по Чернову Д.К.

Так как теплоотвод от незакристаллизовавшегося металла в середине слитка в разные стороны выравнивается, то в центральной зоне образуются крупные дендриты со случайной ориентацией.

Когда зоны столбчатых кристаллов в процессе кристаллизации стыкуются, это явление называется *транскристаллизацией*.

Для малопластичных металлов и для сталей это явление нежелательное, так как при последующей прокатке, ковке могут образовываться трещины в зоне стыка.

В верхней части слитка образуется усадочная раковина, которая подлежит отрезке и переплавке, так как металл более рыхлый (около 15...20 % от длины слитка).

Металлы и сплавы обладают разнообразными свойствами. Используя один метод исследования металлов, невозможно получить информацию о всех свойствах, поэтому находят применение несколько методов анализа.

Способы определения механических свойств сплавов подробно изложены в разделе 5.

2.4. Определение химического состава

Используются методы количественного анализа.

1. Если не требуется большой точности, то используют **спектральный анализ**.

Спектральный анализ основан на разложении и исследовании спектра электрической дуги или искры, искусственно возбуждаемой между медным электродом и исследуемым металлом.

Зажигается дуга, луч света через призмы попадает в окуляр для анализа спектра. Цвет и концентрация линий спектра позволяют определить содержание химических элементов.

Используются стационарные и переносные стилоскопы.

2. Более точные сведения о составе дает **рентгеноспектральный анализ**.

Проводится на микроанализаторах. Позволяет определить состав фаз сплава, характеристики диффузионной подвижности атомов.

2.5. Изучение структуры

Различают макроструктуру, микроструктуру и тонкую структуру.

1. **Макроструктурный анализ** – изучение строения металлов и сплавов невооруженным глазом или при небольшом увеличении, с помощью лупы.

Осуществляется без или после предварительной подготовки исследуемой поверхности (травление специальными реактивами).

Позволяет выявить и определить дефекты, возникшие на различных этапах производства литых, кованных, штампованных и катаных заготовок, а также причины разрушения деталей.

Устанавливают: вид излома (вязкий, хрупкий, усталостный); величину, форму и расположение зерен и дендритов литого металла; дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную пористость, газовые пузыри, раковины, трещины); химическую неоднородность металла, вызванную процессами кристаллизации или созданную термической и химико-термической обработкой; волокна в деформированном металле.

2. **Микроструктурный анализ** – изучение поверхности при помощи световых микроскопов. Увеличение – 50...2000 раз. Позволяет обнаружить элементы структуры размером до 0,2 мкм.

Образцы – микрошлифы с блестящей полированной поверхностью, так как структура рассматривается в отраженном свете. Для выявления микроструктуры поверхность травят реактивами, зависящими от состава сплава. Различные фазы протравливаются неодинаково и окрашиваются по-разному. Можно выявить форму, размеры и ориентировку зерен, отдельные фазы и структурные составляющие.

В ряде случаев (изучение неметаллических включений, выделений графита) могут использоваться и микрошлифы без травления.

Кроме световых микроскопов используют электронные микроскопы с большой разрешающей способностью.

Изображение формируется при помощи потока быстро летящих электронов. Электронные лучи с длиной волны $(0,04...0,12) \cdot 10^{-8}$ см дают возможность различать детали объекта, по своим размерам соответствующие межатомным расстояниям.

Просвечивающие микроскопы. Поток электронов проходит через изучаемый объект. Изображение является результатом неодинакового рассеяния электронов на объекте. Различают *косвенные* и *прямые* методы исследования.

При косвенном методе изучают не сам объект, а его отпечаток – кварцевый или угольный слепок (реплику), отображающую рельеф микрошлифа, для предупреждения вторичного излучения, искажающего картину.

При прямом методе изучают тонкие металлические фольги, толщиной до 300 нм, на просвет. Фольги получают непосредственно из изучаемого металла.

Растровые микроскопы. Изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов. Изучается непосредственно поверхность металла. Разрешающая способность несколько ниже, чем у просвечивающих микроскопов.

3. Для изучения атомно-кристаллического строения твердых тел (тонкое строение) используются *рентгенографические* и *электронографические методы*, позволяющие устанавливать тип твердых растворов, микронапряжения, концентрацию дефектов, плотность дислокаций [4].

2.6. Физические методы исследования

1. **Термический анализ** основан на явлении теплового эффекта. Фазовые превращения в сплавах сопровождаются тепловым эффектом, в результате на кривых охлаждения сплавов при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба или температурные остановки. Данный метод позволяет определить критические точки.

2. Дилатометрический метод

При нагреве металлов и сплавов происходит изменение объема и линейных размеров – тепловое расширение. Если изменения обусловлены только увеличением энергии колебаний атомов, то при охлаждении размеры восстанавливаются. При фазовых превращениях изменения размеров – необратимы.

Метод позволяет определить критические точки сплавов, температурные интервалы существования фаз, а также изучать процессы распада твердых растворов.

3. *Магнитный анализ*

Используется для исследования процессов, связанных с переходом из парамагнитного состояния в ферромагнитное (или наоборот), причем возможна количественная оценка этих процессов.

Глава 3. Общая теория сплавов. Строение, кристаллизация и свойства сплавов. Диаграмма состояния

3.1. Понятие о сплавах и методах их получения

Под сплавом понимают вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Возможны другие способы приготовления сплавов: спекания, электролиз, возгонка. В этом случае вещества называются псевдосплавами.

Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется металлическим сплавом. Сплавы обладают более разнообразным комплексом свойств, которые изменяются в зависимости от состава и метода обработки.

В теории сплавов используются следующие понятия.

Система – группа тел выделяемых для наблюдения и изучения.

В металловедении системами являются металлы и металлические сплавы. Чистый металл является простой однокомпонентной системой, сплав – сложной системой, состоящей из двух и более компонентов.

Компоненты – вещества, образующие систему. В качестве компонентов выступают чистые вещества и химические соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемом интервале температур.

Фаза – однородная часть системы, имеющая одинаковый химический состав, свойства, строение, одно и то же агрегатное состояние, отделенная от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую структура и свойства резко меняются.

Вариантность (С) (число степеней свободы) – это число внутренних и внешних факторов (температура, давление, концентрация), которые можно изменять без изменения количества фаз в системе.

Если вариантность $C = 2$, то можно в определенных пределах менять два фактора без изменения фазового состояния.

Если вариантность $C = 1$ (моновариантная система), то возможно изменение одного из факторов в некоторых пределах, без изменения числа фаз.

Если вариантность $C = 0$ (нонвариантная система), то внешние факторы изменять нельзя без изменения числа фаз в системе

Существует математическая связь между числом компонентов (К), числом фаз (Ф) и вариантностью системы (С). Это **правило фаз** или **закон Гиббса**

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

Если принять, что все превращения происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится

$$C = K - \Phi + 1.$$

где: C – число степеней свободы, K – число компонентов, Φ – число фаз, 1 – учитывает возможность изменения температуры [2].

3.2. Особенности строения, кристаллизации и свойств сплавов: смесей, твердых растворов, химических соединений

Строение металлического сплава зависит от того, в какие взаимодействия вступают компоненты, составляющие сплав. Почти все металлы в жидком состоянии растворяются друг в друге в любых соотношениях. При образовании сплавов в процессе их затвердевания возможно различное взаимодействие компонентов.

В зависимости от характера взаимодействия компонентов различают сплавы:

- 1) смеси;
- 2) химические соединения;
- 3) твердые растворы.

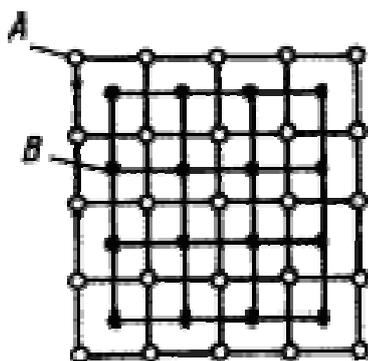
Сплавы *смеси* образуются, когда компоненты не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения. Образуются между элементами значительно различающимися по строению и свойствам, когда сила взаимодействия между однородными атомами больше чем между разнородными.

Сплав состоит из кристаллов входящих в него компонентов (рис. 3.1). В сплавах сохраняются кристаллические решетки компонентов.

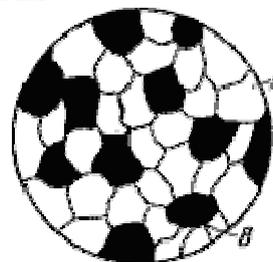
Сплавы *химические соединения* образуются между элементами, значительно различающимися по строению и свойствам, если сила взаимодействия между разнородными атомами больше, чем между однородными.

Особенности этих сплавов:

1) Постоянство состава, то есть сплав образуется при определенном соотношении компонентов, химическое соединение обозначается A_nB_m .



Р и с. 3.2. Кристаллическая решетка химического соединения



Р и с. 3.1. Схема микроструктуры механической смеси

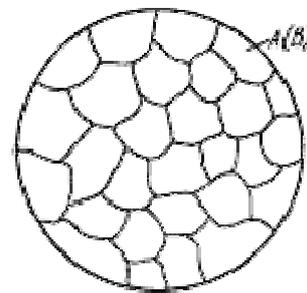
2) Образуется специфическая, отличающаяся от решеток элементов, составляющих химическое соединение, кристаллическая решетка либо с неупорядоченным, либо с правильным упорядоченным расположением атомов (рис. 3.2).

3) Ярко выраженные индивидуальные свойства

4) Постоянство температуры кристаллизации, как у чистых компонентов

Сплавы *твердые растворы* – это твердые фазы, в которых соотношения между компонентами могут изменяться. Являются кристаллическими веществами.

Характерной особенностью твердых растворов является: наличие в их кристаллической решетке разнородных атомов, при сохранении типа решетки растворителя.



Р и с. 3.3. Схема микроструктуры твердого раствора

Твердый раствор состоит из однородных зерен (рис. 3.3).

3.3. Классификация твердых растворов

По степеням растворимости компонентов различают твердые растворы:

- с неограниченной растворимостью компонентов;
- с ограниченной растворимостью компонентов.

При неограниченной растворимости компонентов кристаллическая решетка компонента растворителя по мере увеличения концентрации растворенного компонента плавно переходит в кристаллическую решетку растворенного компонента.

Для образования растворов с неограниченной растворимостью необходимы:

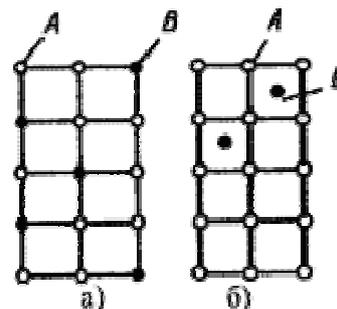
- изоморфность (однотипность) кристаллических решеток компонентов;
- близость атомных радиусов компонентов, которые не должны отличаться более чем на 8...13 %.
- близость физико-химических свойств подобных по строению валентных оболочек атомов.

При ограниченной растворимости компонентов возможна концентрация растворенного вещества в твердом растворе до определенного предела. При дальнейшем увеличении концентрации однородный твердый раствор распадается с образованием двухфазной смеси.

По характеру распределения атомов растворенного вещества в кристаллической решетке растворителя различают твердые растворы:

- замещения;
- внедрения;
- вычитания.

В растворах замещения в кристаллической решетке растворителя часть его атомов замещена атомами растворенного элемента (рис. 3.4 а). Замещение осуществляется в случайных местах, поэтому такие растворы называют неупорядоченными твердыми растворами. При образовании растворов замещения периоды решетки изменяются в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя.



Р и с.3.4. Кристаллическая решетка твердых растворов замещения (а), внедрения (б)

Если атом растворенного элемента больше атома растворителя, то элементарные ячейки увеличиваются, если меньше – сокращаются. В первом приближении это изменение пропорционально концентрации растворенного компонента.

Изменение параметров решетки при образовании твердых растворов – важный момент, определяющий изменение свойств. Уменьшение параметра ведет к большему упрочнению, чем его увеличение.

Твердые растворы внедрения образуются внедрением атомов растворенного компонента в поры кристаллической решетки растворителя (рис. 3.4,б).

Образование таких растворов, возможно, если атомы растворенного элемента имеют малые размеры. Такими являются элементы, находящиеся в начале периодической системы Менделеева: углерод, водород, азот, бор. Размеры атомов превышают размеры межатомных промежутков в кристаллической решетке металла, это вызывает искажение решетки и в ней возникают напряжения. Концентрация таких растворов не превышает 2 – 2,5 %.

Твердые растворы вычитания или растворы с дефектной решеткой образуются на базе химических соединений, при этом возможна не только замена одних атомов в узлах кристаллической решетки другими, но и образование пустых, не занятых атомами, узлов в решетке.

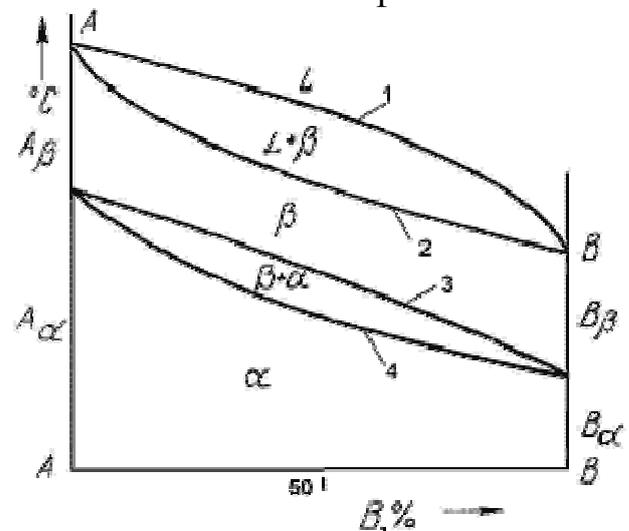
К химическому соединению добавляют, один из входящих в формулу элементов, его атомы занимают нормальное положение в решетке соединения, а места атомов другого элемента остаются, незанятыми.

3.4. Диаграмма состояния

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от концентрации и температуры (рис. 3.5). Под состоянием сплава понимается его фазовый состав.

Диаграммы состояния показывают устойчивые состояния, т.е. состояния, которые при данных условиях обладают минимумом свободной энергии, и поэтому ее также называют диаграммой равновесия, так как она показывает, какие при данных условиях существуют равновесные фазы.

Построение диаграмм состояния наиболее часто осуществляется при помощи термического анализа.



Р и с. 3.5. Диаграмма состояния

В результате получают серию кривых охлаждения, на которых при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба и температурные остановки.

Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называют критическими точками. Некоторые критические точки имеют названия, например,

точки отвечающие началу кристаллизации называют точками *ликвидус*, а концу кристаллизации – точками *солидус*.

По кривым охлаждения строят диаграмму состава в координатах: по оси абсцисс – концентрация компонентов, по оси ординат – температура.

Шкала концентраций показывает содержание компонента *В*. Основными линиями являются линии ликвидус (1) и солидус (2), а также линии соответствующие фазовым превращениям в твердом состоянии (3, 4).

По диаграмме состояния можно определить температуры фазовых превращений, изменение фазового состава.

Глава 4. Диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов

4.1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (сплавы твердые растворы с неограниченной растворимостью)

Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов системы представлены на рис. 4.1.

Сначала получают термические кривые. Полученные точки переносят на диаграмму, соединив точки начала кристаллизации сплавов и точки конца кристаллизации, получают диаграмму состояния.

Проведем анализ полученной диаграммы.

1. Количество компонентов: $K = 2$ (компоненты А и В).

2. Число фаз: $f = 2$ (жидкая фаза L, кристаллы твердого раствора α)

3. Основные линии диаграммы:

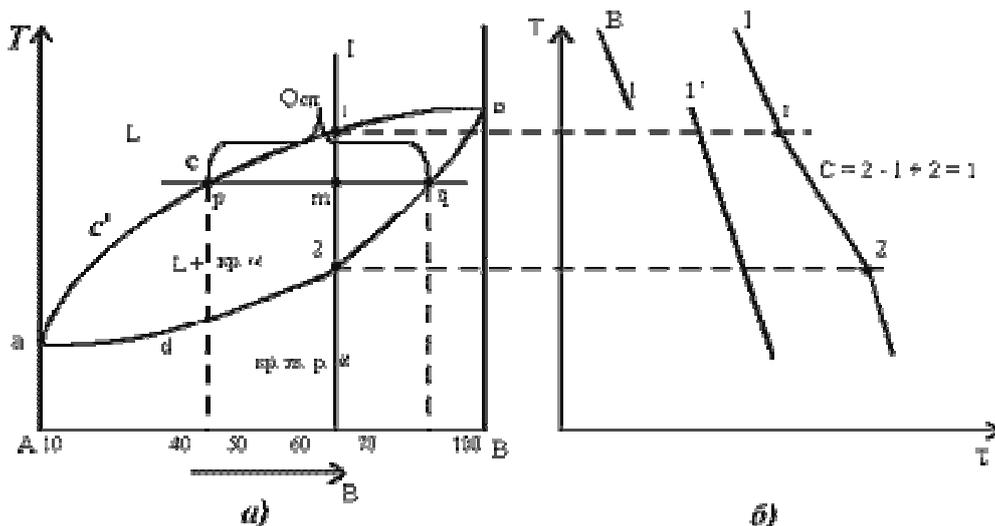
- *асб* – линия ликвидус, выше этой линии сплавы находятся в жидком состоянии;

- *adb* – линия солидус, ниже этой линии сплавы находятся в твердом состоянии.

4. Характерные сплавы системы:

Чистые компоненты А и В кристаллизуются при постоянной температуре, кривая охлаждения компонента В представлена на рис. 4.1,б.

Остальные сплавы кристаллизуются аналогично сплаву I, кривая охлаждения которого представлена на рис. 4.1, б.

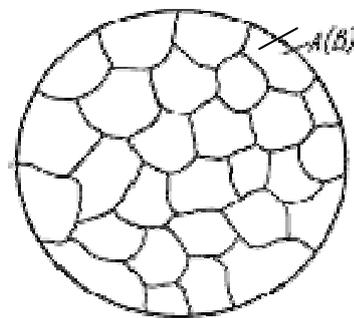


Р и с.4.1 Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (а); кривые охлаждения типичных сплавов (б)

Процесс кристаллизации сплава I: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации твердого раствора α . На кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. На участке 1 – 2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов твердого раствора α) число степеней свободы будет равно единице ($C = 2 - 2 + 1 = 1$).

При достижении температуры соответствующей точке 2, сплав затвердевает, при дальнейшем понижении температуры охлаждается сплав в твердом состоянии, состоящий из однородных кристаллов твердого раствора α .

Схема микроструктуры сплава представлена на рис. 4.2.



Р и с. 4.2. Схема микроструктуры сплава – однородного твердого раствора

5. Количественный структурно-фазовый анализ сплава.

Пользуясь диаграммой состояния можно для любого сплава при любой температуре определить не только число фаз, но и их состав и количественное соотношение. Для этого используется **правило отрезков**. Для проведения количественного структурно-фазового анализа через заданную точку проводят горизонталь (коноду) до пересечения с ближайшими линиями диаграммы (ликвидус, солидус и др.).

а). Определение состава фаз в точке m :

Для его определения через точку m проводят горизонталь до пересечения с ближайшими линиями диаграммы: ликвидус и солидус.

Состав жидкой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией ликвидус p на ось концентрации.

Состав твердой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией солидус q на ось концентрации.

Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса, а состав твердой фазы – по линии солидуса.

С понижением температуры состав фаз изменяется в сторону уменьшения содержания компонента В.

б). Определение количественного соотношения жидкой и твердой фазы при заданной температуре (в точке m):

Количественная масса фаз обратно пропорциональна отрезкам проведенной коноды. Рассмотрим проведенную через точку m коноду и ее отрезки.

Количество всего сплава (Q_{cn}) определяется отрезком pq .

Отрезок, прилегающий к линии ликвидус pm , определяет количество твердой фазы.

$$Q_{\text{ТВ}} = \frac{pm}{pq} 100\%.$$

Отрезок, прилегающий к линии солидус mq , определяет количество жидкой фазы.

$$Q_{\text{ж}} = \frac{mq}{pq} 100\%.$$

4.2. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (механические смеси)

Диаграмма состояния и кривые охлаждения типичных сплавов системы представлены на рис. 4.3.

Проведем анализ диаграммы состояния.

1. Количество компонентов: $K = 2$ (компоненты А и В);
2. Число фаз: $f = 3$ (кристаллы компонента А, кристаллы компонента В, жидкая фаза).
3. Основные линии диаграммы:
 - линия ликвидус $асб$, состоит из двух ветвей, сходящихся в одной точке;
 - линия солидус $есf$, параллельна оси концентраций.

4. Типовые сплавы системы.

а) Чистые компоненты, кристаллизуются при постоянной температуре, на рис. 4.3,б показана кривая охлаждения компонента А.

б) **Эвтектический сплав** – сплав, соответствующий концентрации компонентов в точке с (сплав I). Кривая охлаждения этого сплава, аналогична кривым охлаждения чистых металлов (рис. 4.3,б).

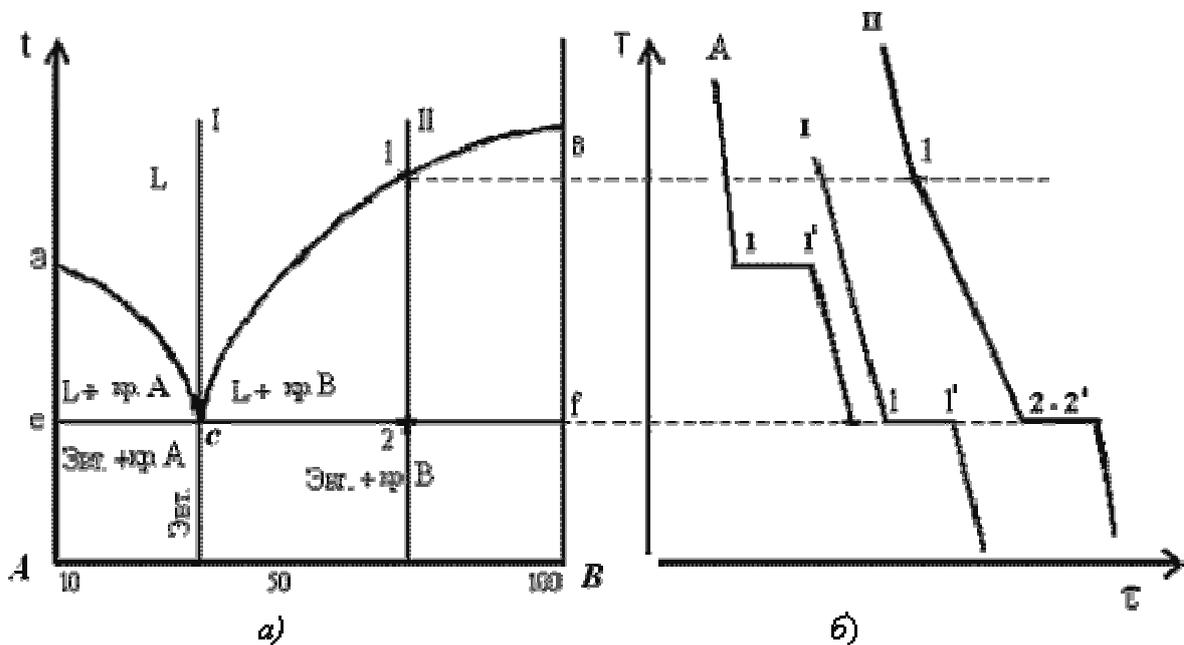
Эвтектика – мелкодисперсная смесь разнородных кристаллов, кристаллизующихся одновременно при постоянной, самой низкой для рассматриваемой системы, температуре.

При образовании сплавов типа смесей эвтектика состоит из кристаллов компонентов А и В: Эвт. (кр. А + кр. В).

Процесс кристаллизации эвтектического сплава: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинается одновременная кристаллизация двух разнородных компонентов. На кривой охлаждения отмечается температурная остановка, т.е. процесс идет при постоянной температуре,

так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии трех фаз (жидкой и кристаллов компонентов А и В) число степеней свободы будет равно нулю ($C = 2 - 3 + 1 = 0$). В точке 1' процесс кристаллизации завершается. Ниже точки 1' охлаждается сплав, состоящий из дисперсных разнородных кристаллов компонентов А и В.

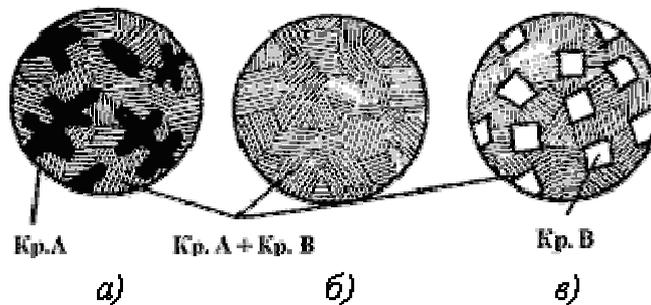
в) Заэвтектический сплав (сплав II): кривую охлаждения сплава см на рис. 4.3,б.



Р и с. 4.3. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (а) и кривые охлаждения сплавов (б)

Процесс кристаллизации сплава II: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации избыточного компонента В. На кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. На участке 1 – 2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов компонента В) число степеней свободы будет равно единице ($C = 2 - 2 + 1 = 1$). При охлаждении состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус до эвтектического. На участке 2 – 2' кристаллизуется эвтектика (см. кристаллизацию эвтектического сплава). Ниже точки 2' охлаждается сплав, состоящий из кристаллов первоначально закристаллизовавшегося избыточного компонента В и эвтектики.

Схема микроструктуры сплавов представлена на рис. 4.4.



Р и с. 4.4. Схема микроструктур сплавов: а – доэвтектического, б – эвтектического, в – заэвтектического

5. При проведении количественного структурно-фазового анализа, конода, проведенная через заданную точку, пересекает линию ликвидус и оси компонентов, поэтому состав твердой фазы или 100 % компонента А, или 100 % компонента В.

г) Доэвтектический сплав (располагается на диаграмме левее точки С) кристаллизуется по схеме аналогичной заэвтектическим сплавам, только при кристаллизации первоначально выделяются кристаллы компонента А.

4.3. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

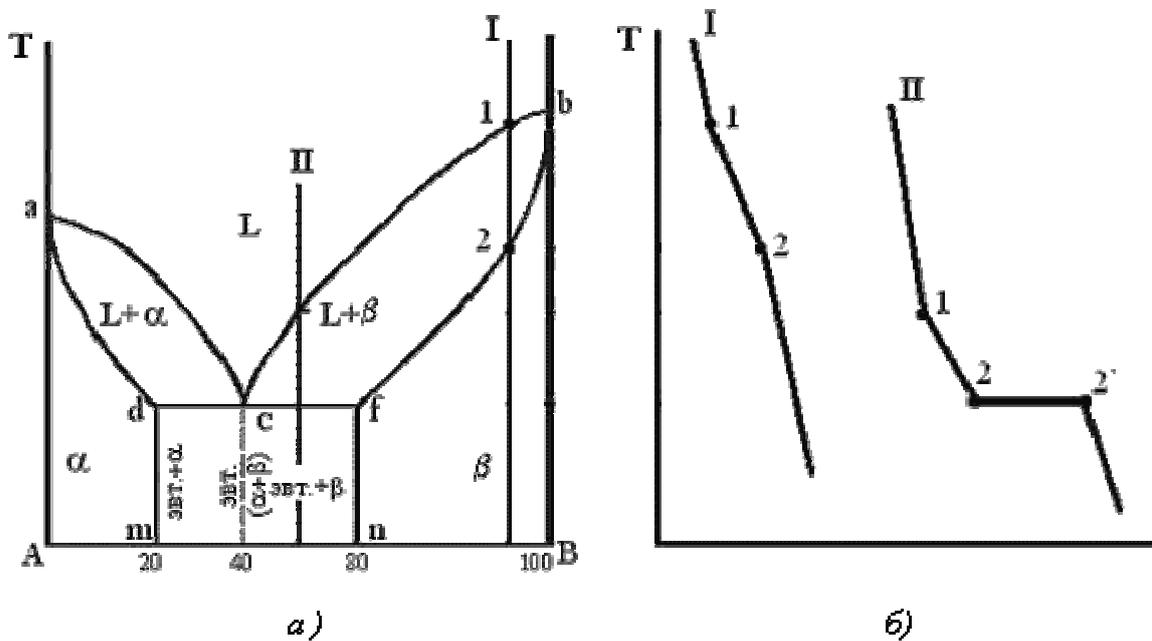
Диаграмма состояния и кривые охлаждения типичных сплавов системы представлены на рис. 4.5.

1. Количество компонентов: $K = 2$ (компоненты А и В);
2. Число фаз: $f = 3$ (жидкая фаза и кристаллы твердых растворов α (раствор компонента В в компоненте А) и β (раствор компонента А в компоненте В));
3. Основные линии диаграммы:
 - линия ликвидус acb , состоит из двух ветвей, сходящихся в одной точке;
 - линия солидус $adcfb$, состоит из трех участков;
 - dm – линия предельной концентрации компонента В в компоненте А;
 - fn – линия предельной концентрации компонента А в компоненте В.
4. Типовые сплавы системы.

При концентрации компонентов, не превышающей предельных значений (на участках Am и nB), сплавы кристаллизуются аналогично сплавам - твердым растворам с неограниченной растворимостью, см кривую охлаждения сплава I на рис. 4.5,б. При концентрации компонентов, превышающей предельные значения (на участке dcf), сплавы кристаллизуются аналогично сплавам - смесям, см. кривую охлаждения сплава II на рис. 4.5,б.

Сплав с концентрацией компонентов, соответствующей точке c , является эвтектическим сплавом. Сплав состоит из мелкодисперсных кристаллов твердых растворов α и β , эвт. (кр. тв. р-ра $\alpha +$ кр. тв. р-ра β).

Кристаллы компонентов в чистом виде ни в одном из сплавов не присутствуют.

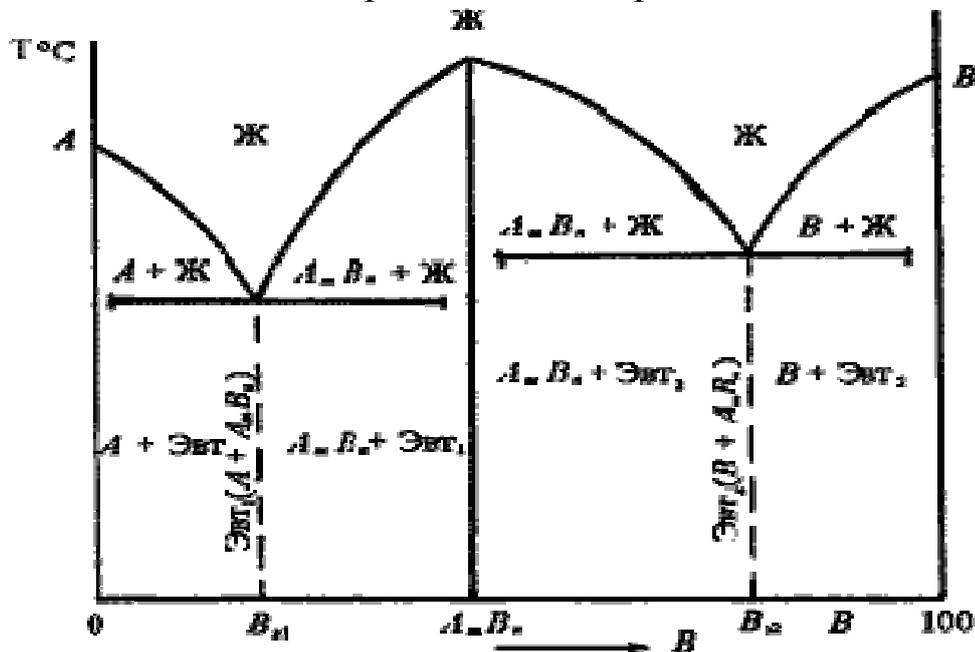


Р и с. 4.5 Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (а) и кривые охлаждения типичных сплавов (б)

Структуры сплавов из участка dcf аналогичны структурам, приведенным на рис. 4.4, только вместо кристаллов А и В присутствуют кристаллы твердых растворов α и β . Структуры сплавов из участков Am и nB аналогичны структуре на рис. 4.2., где вместо твердого раствора В(А) будут кристаллы твердого раствора α (участок Am) или β (участок nB).

4.4. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют химические соединения

Диаграмма состояния сплавов представлена на рис. 4.6.



Р и с. 4.6. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют химические соединения

Диаграмма состояния сложная, состоит из нескольких простых диаграмм. Количество диаграмм зависит от того, сколько химических соединений образуют основные компоненты системы.

Число фаз и вид простых диаграмм определяются характером взаимодействия между компонентами. Эвтектики имеют состав:

Эвт₁ (кр. А + кр. $A_m B_n$);

Эвт₂ (кр. В + кр. $A_m B_n$).

4.5. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (переменная растворимость)

Диаграмма состояния представлена на рис. 4.7.

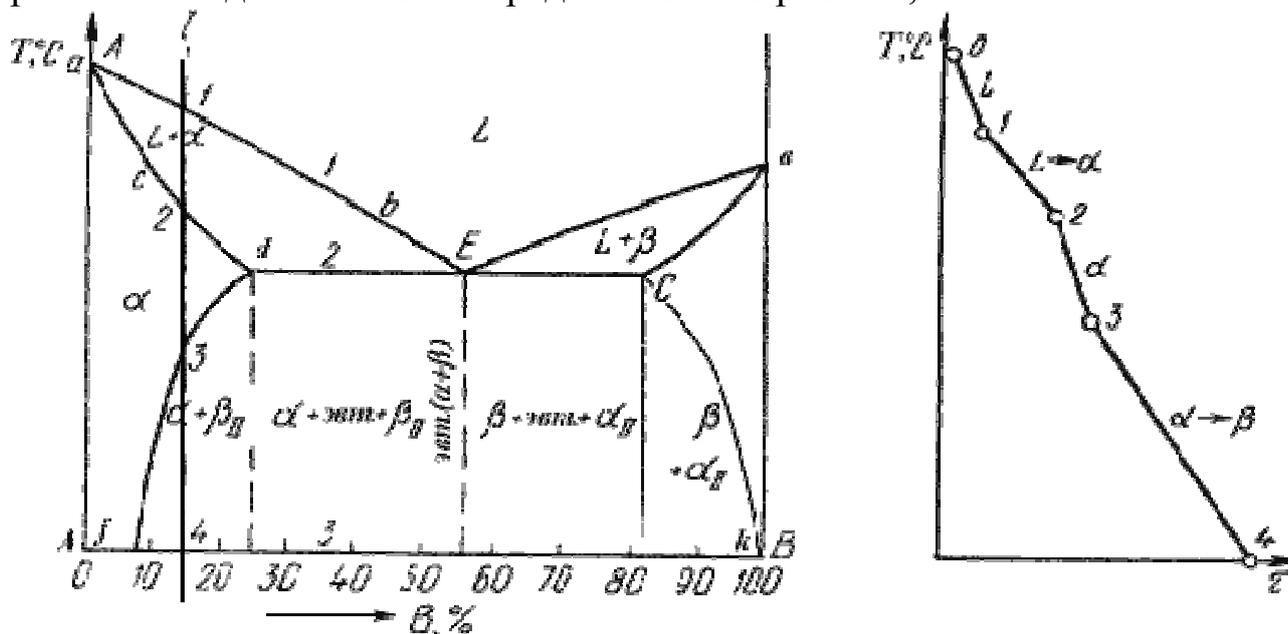
По внешнему виду диаграмма похожа на диаграмму состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Отличие в том, что линии предельной растворимости компонентов не перпендикулярны оси концентрации. Появляются области, в которых из однородных твердых растворов при понижении температуры выделяются вторичные фазы.

На диаграмме:

- df – линия переменной предельной растворимости компонента В в компоненте А;

- ек – линия переменной предельной растворимости компонента А в компоненте В.

Кривая охлаждения сплава I представлена на рис. 4.7,б.



Р и с. 4.7. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (а) и кривая охлаждения сплава (б)

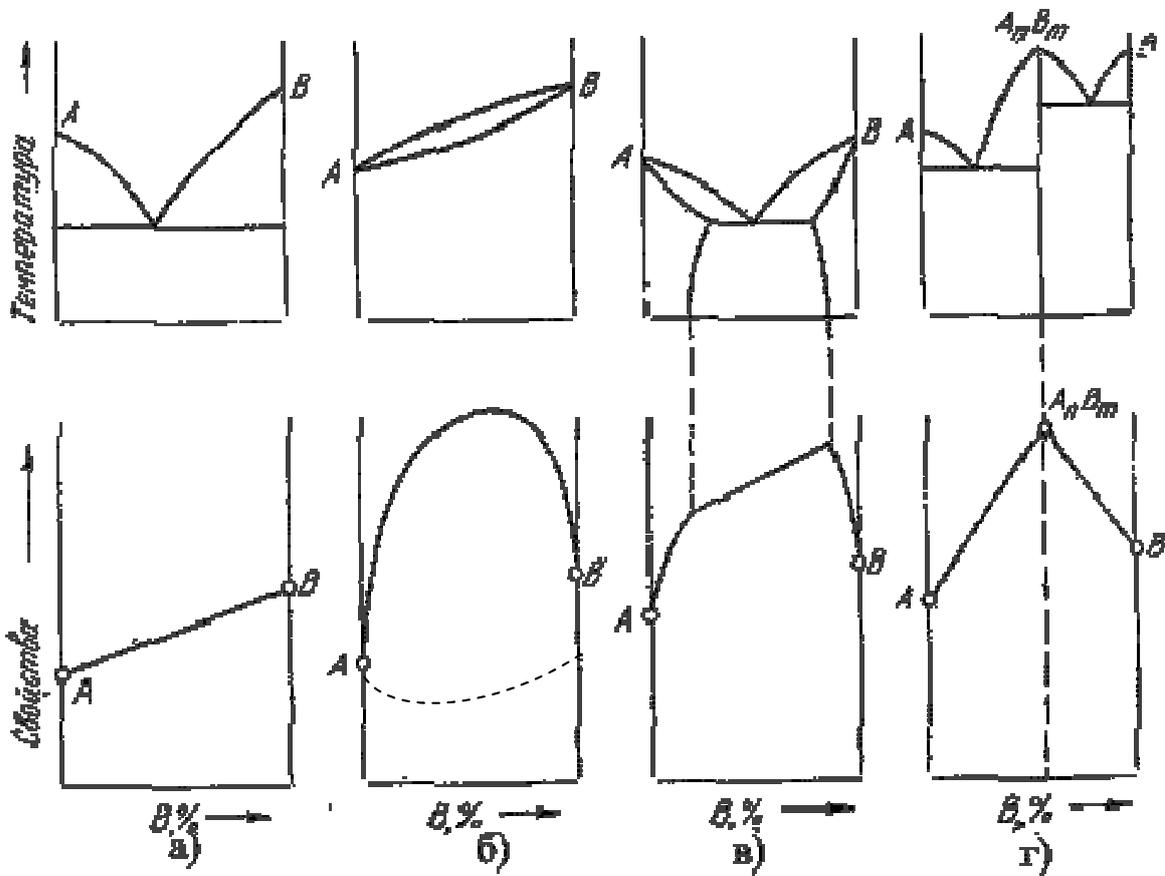
Процесс кристаллизации сплава I: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации твердого раствора α . На участке 1 – 2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре. При достижении температуры соответствующей точке 2, сплав затвердевает, при дальнейшем понижении температуры охлаждается сплав в твердом состоянии, состоящий из однородных кристаллов твердого раствора α . При достижении температуры, соответствующей точке 3, твердый раствор α оказывается насыщенным компонентом В, при более низких температурах растворимость второго компонента уменьшается, поэтому из α -раствора начинает выделяться избыточный компонент в виде кристаллов β_{II} . За точкой 3 сплав состоит из двух фаз: кристаллов твердого раствора α и вторичных кристаллов твердого раствора β_{II} .

Вторичные кристаллы твердого раствора выделяются в виде дисперсных частиц по границам зерен первичного твердого раствора.

4.6. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

Так как вид диаграммы, также как и свойства сплава, зависит от того, какие фазы образовали компоненты сплава, то между ними должна существовать определенная связь. Эта зависимость установлена академиком Н.С. Курнаковым, (см. рис. 4.8).

1. При образовании смесей свойства изменяются по линейному закону. Значения характеристик свойств сплава находятся в интервале между характеристиками чистых компонентов.



Р и с.4.8. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

2. При образовании твердых растворов с неограниченной растворимостью свойства сплавов изменяются по криволинейной зависимости, причем некоторые свойства, например, электросопротивление, могут значительно отличаться от свойств компонентов.
3. При образовании твердых растворов с ограниченной растворимостью свойства в интервале концентраций, отвечающих однофазным твердым растворам, изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области – по линейному закону. Причем крайние точки на прямой являются свойствами чистых фаз, предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь.
4. При образовании химических соединений концентрация химического соединения отвечает максимуму или минимуму на кривой. Эта точка перелома, соответствующая химическому соединению, называется сингулярной точкой.

Глава 5. Нагрузки, напряжения и деформации. Механические свойства

5.1. Физическая природа деформации металлов

Деформацией называется изменение формы и размеров тела под действием напряжений.

Напряжение – сила, действующая на единицу площади сечения детали.

Напряжения и вызываемые ими деформации могут возникать при действии на тело внешних сил растяжения, сжатия и т.д., а также в результате фазовых (структурных) превращений, усадки и других физико-химических процессов, протекающих в металлах, и связанных с изменением объема.

Металл, находящийся в напряженном состоянии, при любом виде нагружения всегда испытывает напряжения нормальные и касательные (рис. 5.1).

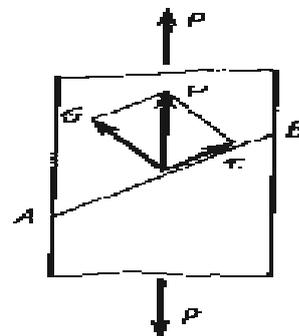
Рост нормальных и касательных напряжений приводит к разным последствиям. Рост нормальных напряжений приводит к хрупкому разрушению. Пластическую деформацию вызывают касательные напряжения.

Деформация металла под действием напряжений может быть упругой и пластической.

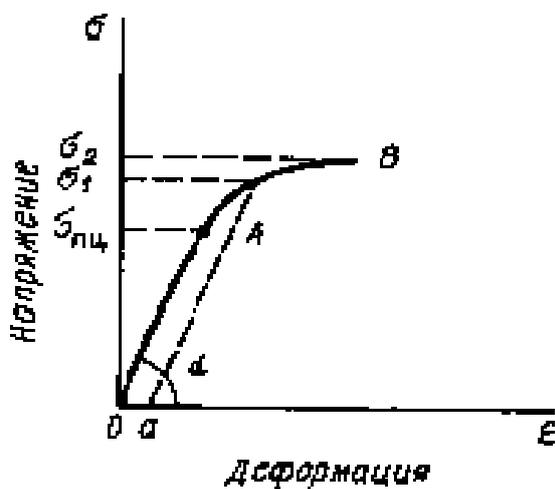
Деформация металла под действием напряжений может быть упругой и пластической.

Упругой называется деформация, полностью исчезающая после снятия вызывающих ее напряжений.

При упругом деформировании изменяются расстояния между атомами металла в кристаллической решетке, но не нарушаются межатомные связи. Снятие нагрузки устраняет причину, вызвавшую изменение межатомного расстояния, атомы становятся на прежние места, и деформация исчезает.



Р и с. 5.1. Схема возникновения нормальных и касательных напряжений в металле при его нагружении



Р и с. 5.2. Диаграмма зависимости деформации металла ϵ от действующих напряжений σ

Если нормальные напряжения достигают значения сил межатомных связей, то наблюдается хрупкое разрушение путем отрыва (рис. 5.3).

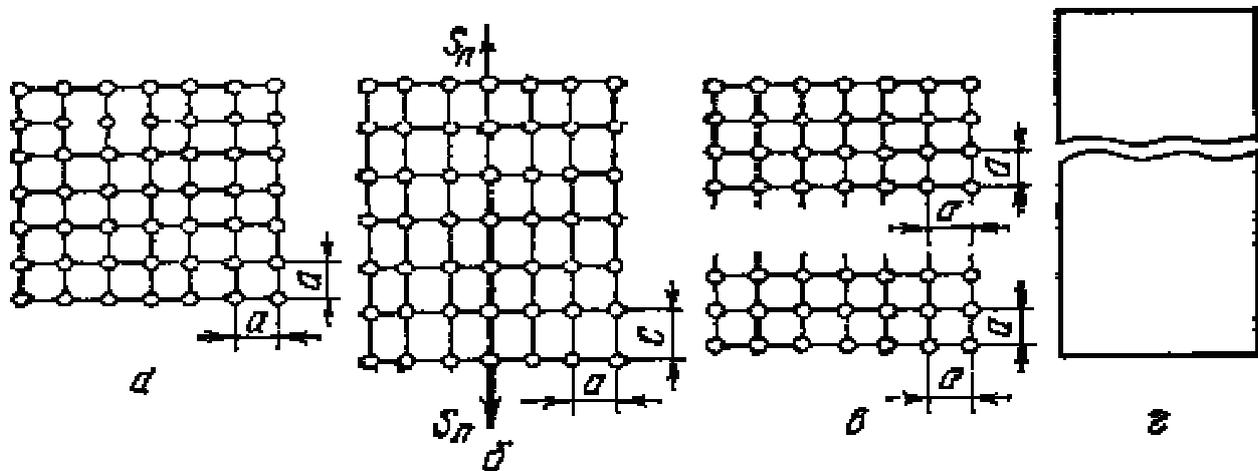
Зависимость между упругой деформацией ϵ и напряжением σ выражается **законом Гука**.

$$\sigma = E \cdot \epsilon,$$

где: E - модуль упругости.

Диаграмма деформации (наиболее часто строится при испытаниях на растяжение) показывает зависимость деформации образца от действующих напряжений.

Упругая деформация на диаграмме деформации характеризуется линией ОА (рис. 5.2).



Р и с. 5.3. Схема упругой деформации и хрупкого разрушения под действием упругих напряжений: а – ненапряженная решетка металла; б – упругая деформация; в, г – хрупкое разрушение в результате отрыва

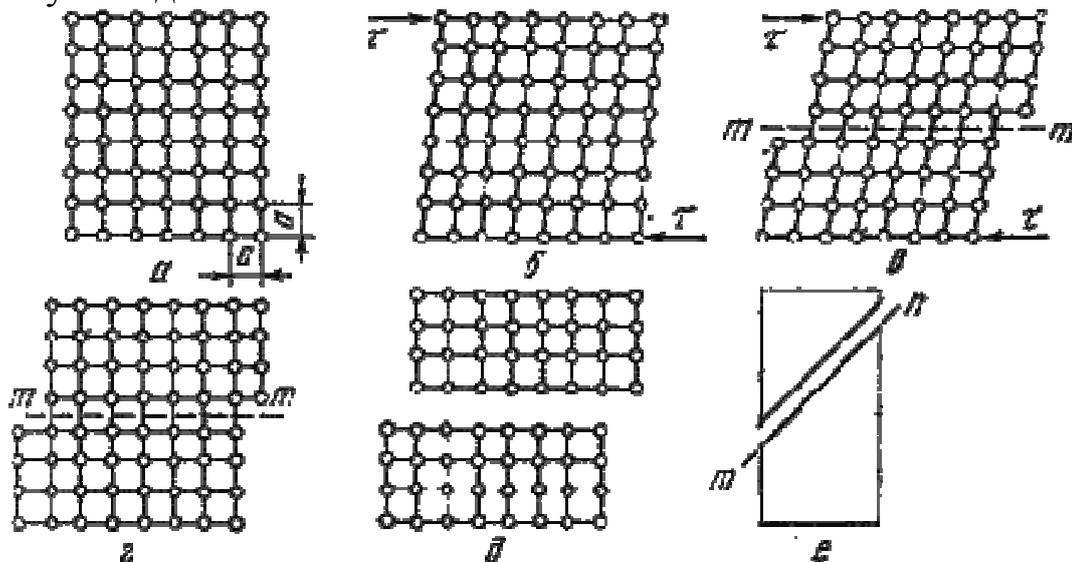
Модуль упругости является важнейшей характеристикой упругих свойств металла. По физической природе величина модуля упругости рассматривается как мера прочности связей между атомами в твердом теле.

Напряжение, отвечающее началу отклонения от пропорциональной зависимости между деформацией и напряжением, называется **пределом пропорциональности** ($\sigma_{\text{пл}}$ на рис. 5.2).

Пластической или **остаточной** называется деформация, сохраняющаяся после прекращения действия вызвавших ее напряжений.

При пластическом деформировании одна часть кристалла перемещается по отношению к другой под действием касательных напряжений. При снятии нагрузок сдвиг остается, т.е. происходит пластическая деформация (рис. 5.4).

В результате развития пластической деформации может произойти вязкое разрушение путем сдвига.



Р и с. 5.4. Схема пластической деформации и вязкого разрушения под действием касательных напряжений: а – ненапряженная решетка; б – упругая деформация; в – упругая и пластическая деформация; г – пластическая деформация; д, е – пластичное (вязкое) разрушение в результате сдвига

Напряжение, при котором начинается пластическая деформация образца, обозначено на рис. 5.2 σ_1 , а разрушение – σ_2 .

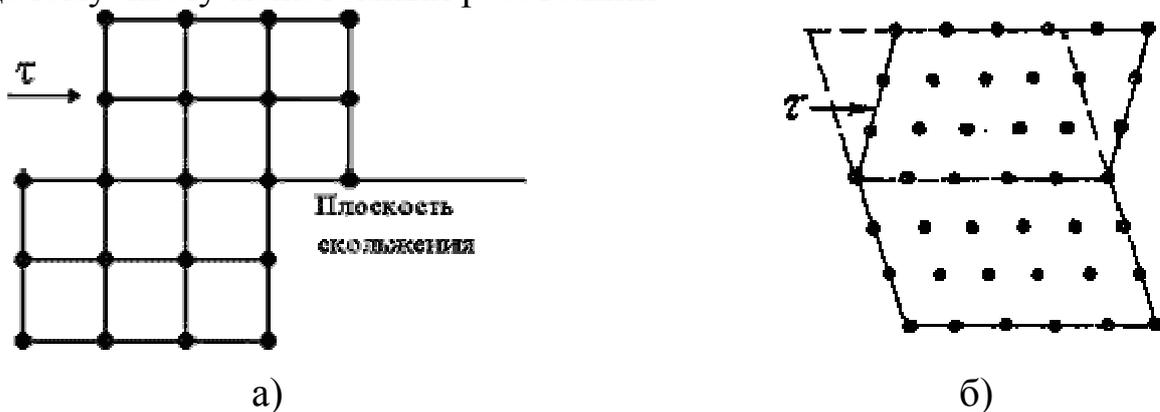
5.2. Природа пластической деформации

Металлы и сплавы в твердом состоянии имеют кристаллическое строение, и характер их деформации зависит от типа кристаллической структуры и от наличия несовершенств в этой структуре.

Рассмотрим пластическую деформацию в монокристалле.

Пластическая деформация может протекать под действием касательных напряжений и может осуществляться двумя способами.

1. **Скольжение по плоскостям** (рис. 5.5,а). Одни слои атомов кристалла скользят по другим слоям, причем они перемещаются на дискретную величину, равную целому числу межатомных расстояний.



Р и с. 5.5. Схемы пластической деформации различными способами:
а – скольжением; б – двойникованием

В промежутках между полосами скольжения деформация не происходит. Твердое тело не изменяет своего кристаллического строения во время пластической деформации и расположение атомов в элементарных ячейках сохраняется.

Плоскостями скольжения являются кристаллографические плоскости с наиболее плотной упаковкой атомов.

Это наиболее характерный вид деформации при обработке давлением.

2. **Двойникование** – поворот одной части кристалла в положение симметричное другой его части. Плоскостью симметрии является плоскость двойникования (рис. 5.5,б).

Двойникование чаще возникает при пластической деформации кристаллов с объемно-центрированной и гексагональной решеткой, причем с повышением скорости деформации и понижением температуры склонность к двойникованию возрастает.

Двойникование может возникать не только в результате действия внешних сил, но и в результате отжига пластически деформированного тела. Это характерно для металлов с гранецентрированной кубической решеткой (медь, латунь). Двойникованием можно достичь незначительной степени деформации.

5.3. Дислокационный механизм пластической деформации

Ранее предполагали, что при скольжении одна часть кристалла сдвигается относительно другой части на целое число периодов как единое целое. Необходимое для этого напряжение получается на несколько порядков выше действительного сдвигового напряжения.

Для железа теоретическое значение сдвигового напряжения $\tau_{\text{теор}} = 13300$ МПа, $\tau_{\text{реал}} = 150$ МПа.

В основу современной теории пластической деформации взяты следующие положения:

- скольжение распространяется по плоскости сдвига последовательно, а не одновременно;
- скольжение начинается от мест нарушений кристаллической решетки, которые возникают в кристалле при его нагружении.

Схема механизма деформации представлена на рис. 5.6,а.

В равновесном состоянии дислокация неподвижна. Под действием напряжения экстраплоскость смещается справа налево при незначительном перемещении атомов. Нижняя часть плоскости $P'S$ (SR) сместится вправо и совместится с нижним краем экстра-плоскости PQ.

QR- остаточная деформация.

При дальнейшем движении дислокация пройдет всю плоскость скольжения и выйдет на поверхность зерна. При этом верхняя часть зерна сдвинута относительно нижней на один межатомный период решетки (рис. 5.6,б).

При каждом перемещении дислокации на один шаг необходимо разорвать связь только между двумя рядами атомов в плоскости $P'S$, а не между всеми атомами, расположенными выше и ниже плоскости скольжения. Необходимое сдвиговое напряжение при этом мало, равно практически действительному.

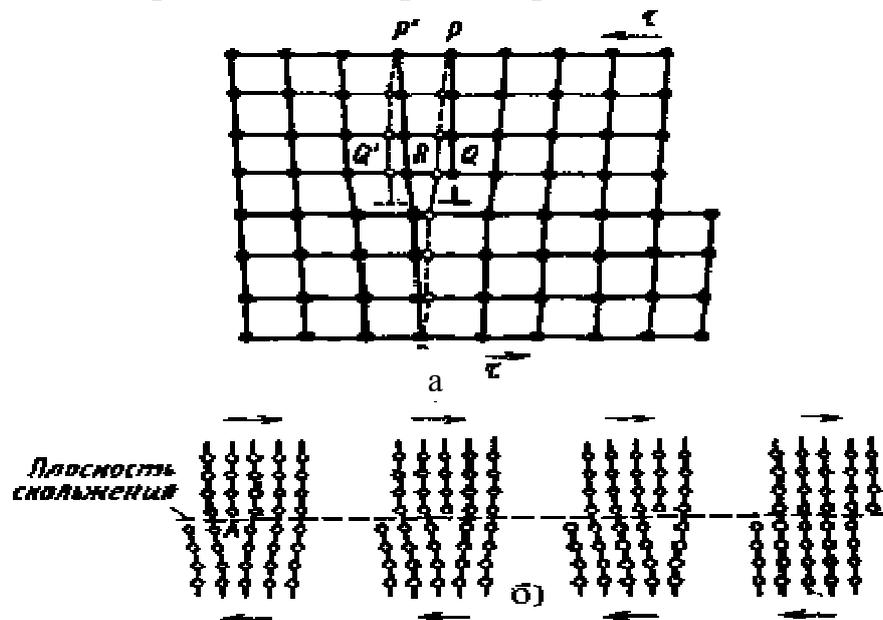


Рис. 5.6. Схема дислокационного механизма пластической деформации:
а – перемещение атомов при движении краевой дислокации на одно межатомное расстояние; б – перемещение дислокации через весь кристалл

5.4. Разрушение металлов

Процесс деформации при достижении высоких напряжений завершается разрушением. Тела разрушаются по сечению не одновременно, а вследствие развития трещин в течение определенного времени. Разрушение включает три стадии: зарождение трещины, ее распространение через сечение, окончательное разрушение.

Различают *хрупкое разрушение* – отрыв одних слоев атомов от других под действием нормальных растягивающих напряжений. Отрыв не сопровождается предварительной деформацией. Один из механизмов зарождения трещины следующий: благодаря скоплению движущихся дислокаций перед препятствием (границы субзерен, фазовые границы), что приводит к концентрации напряжений, достаточной для образования трещины. Когда напряжения достигают определенного значения, размер трещины становится критическим и дальнейший рост осуществляется произвольно.

Для хрупкого разрушения характерна острая, часто ветвящаяся трещина. Величина зоны пластической деформации в устье трещины мала. Скорость распространения хрупкой трещины велика – близка к скорости звука (внезапное, катастрофическое разрушение). Энергоемкость хрупкого разрушения мала, а работа распространения трещины близка к нулю.

Различают *транскристаллитное разрушение* – трещина распространяется по телу зерна, интеркристаллитное – по границам зерен (всегда хрупкое).

Результатом хрупкого разрушения является блестящий светлый кристаллический излом с ручьистым строением. Хрупкая трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям. Плоскость излома перпендикулярна нормальным напряжениям.

Вязкое разрушение происходит путем среза под действием касательных напряжений. Ему всегда предшествует значительная пластическая деформация.

При вязком разрушении трещина тупая, раскрывающаяся. Величина пластической зоны впереди трещины велика. Малая скорость распространения трещины. Энергоемкость значительная, энергия расходуется на образование поверхностей раздела и на пластическую деформацию. Большая работа затрачивается на распространение трещины. Поверхность излома негладкая, рассеивает световые лучи, матовая (волокнустый) излом. Плоскость излома располагается под углом.

По излому можно определить характер разрушения.

5.5. Механические свойства и способы определения их количественных характеристик

Основными механическими свойствами являются *прочность, упругость, вязкость, твердость*. Зная механические свойства, конструктор обоснованно выбирает соответствующий материал, обеспечивающий надежность и долговечность конструкций при их минимальной массе.

Механические свойства определяют поведение материала при деформации и разрушении от действия внешних нагрузок.

В зависимости от условий нагружения механические свойства могут определяться при:

- статическом нагружении – нагрузка на образец возрастает медленно и плавно;
- динамическом нагружении – нагрузка возрастает с большой скоростью, имеет ударный характер;
- повторном, переменном или циклическом нагружении – нагрузка в процессе испытания многократно изменяется по величине или по величине и направлению.

Для получения сопоставимых результатов образцы и методика проведения механических испытаний регламентированы ГОСТами.

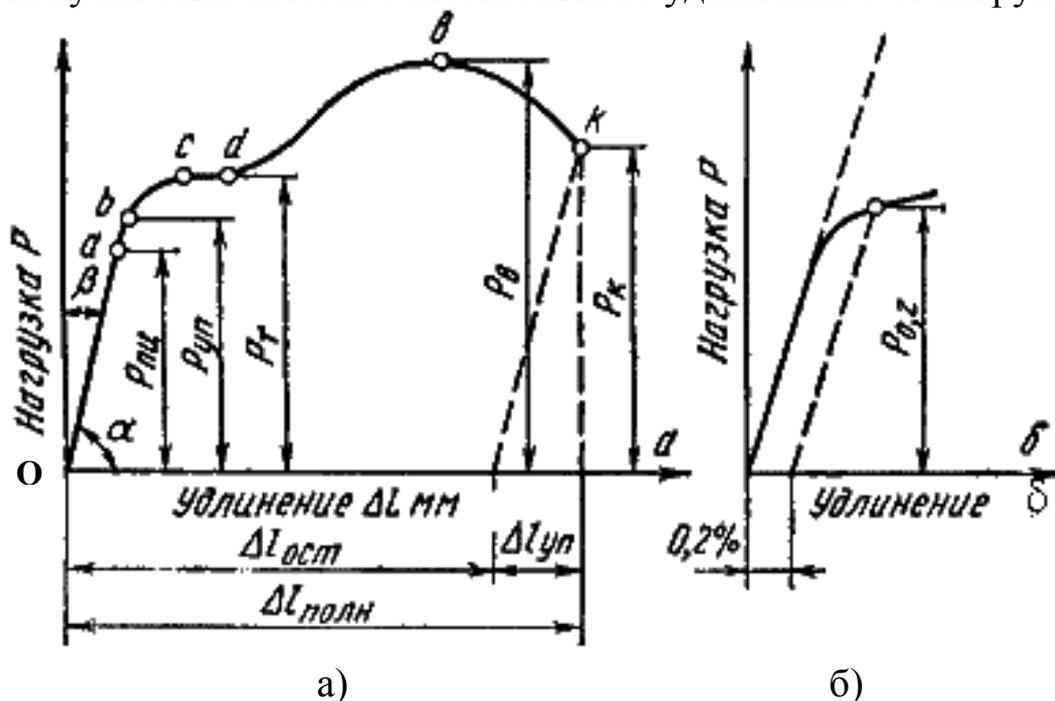
5.5.1. Испытания на растяжение

При статическом испытании на растяжение: ГОСТ 1497 получают характеристики прочности и пластичности.

Прочность – способность материала сопротивляться деформациям и разрушению.

Испытания проводятся на специальных машинах, которые записывают диаграмму растяжения, выражающую зависимость удлинения образца Δl (мм) от действующей нагрузки P , т.е. $\Delta l = f(p)$ (рис. 5.7,а).

Но для получения данных по механическим свойствам диаграмму пере-страивают: получая зависимость относительного удлинения δ от нагрузки P .



Р и с. 5.7. Диаграмма растяжения: а – абсолютная, б – относительная.

Проанализируем процессы, которые происходят в материале образца при увеличении нагрузки.

Участок *oa* на диаграмме соответствует упругой деформации материала, когда соблюдается закон Гука. Напряжение, соответствующее упругой предельной деформации в точке *a*, называется **пределом пропорциональности**.

Предел пропорциональности ($\sigma_{пц}$) – максимальное напряжение, до которого сохраняется линейная зависимость между деформацией и напряжением.

$$\sigma_{\text{пл}} = \frac{P_{\text{пл}}}{F_0}.$$

При напряжениях выше предела пропорциональности происходит равномерная пластическая деформация (удлинение или сужение сечения).

Каждому напряжению соответствует остаточное удлинение, которое получаем проведением из соответствующей точки диаграммы растяжения линии параллельной *oa*.

Так как практически невозможно установить точку перехода в неупругое состояние, то устанавливают **условный предел упругости**, – максимальное напряжение, до которого образец получает только упругую деформацию. Считают напряжение, при котором остаточная деформация очень мала (0,005...0,05%).

В обозначении указывается значение остаточной деформации ($\sigma_{0,05}$).

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}.$$

Предел текучести характеризует сопротивление материала небольшим пластическим деформациям.

В зависимости от природы материала используют физический или условный предел текучести.

Физический предел текучести (σ_T) – это напряжение, при котором происходит увеличение деформации при постоянной нагрузке (наличие горизонтальной площадки на диаграмме растяжения). Используется для очень пластичных материалов.

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0}.$$

Но основная часть металлов и сплавов не имеет площадки текучести.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – это напряжение вызывающее остаточную деформацию $\delta = 0,2 \%$. (рис. 5.7,б)

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}.$$

Физический или условный предел текучести являются важными расчетными характеристиками материала. Действующие в детали напряжения должны быть ниже предела текучести.

Равномерная по всему объему пластическая деформация продолжается до значения предела прочности.

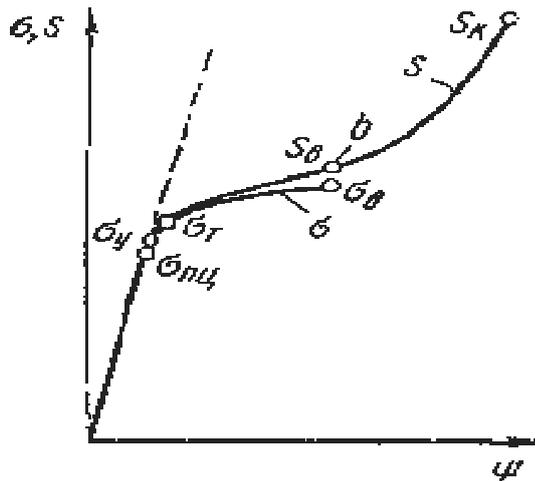
В точке **в** в наиболее слабом месте начинает образовываться шейка – сильное местное утонение образца.

Предел прочности (σ_B) – напряжение, соответствующее максимальной нагрузке, которую выдерживает образец до разрушения (временное сопротивление разрыву).

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0}.$$

Образование шейки характерно для пластичных материалов, которые имеют диаграмму растяжения с максимумом.

Предел прочности характеризует прочность как сопротивление значительной равномерной пластичной деформации. За точкой В, вследствие развития шейки, нагрузка падает и в точке К происходит разрушение.



Истинное сопротивление разрушению – это максимальное напряжение, которое выдерживает материал в момент, предшествующий разрушению образца (рис. 5.8).

$$S_k = \frac{P_k}{F_k}$$

F_k - конечная площадь поперечного сечения образца.

Р и с. 5.8. Истинная диаграмма растяжения

Истинное сопротивление разрушению значительно больше предела прочности, так как оно определяется относительно конечной площади поперечного сечения образца.

Истинные напряжения S_i определяют как отношение нагрузки к площади поперечного сечения в данный момент времени.

$$S_i = \frac{P_i}{F_i}$$

При испытании на растяжение определяются и характеристики пластичности.

Пластичность – способность материала к пластической деформации, т.е. способность получать остаточное изменение формы и размеров без нарушения сплошности.

Это свойство используют при обработке металлов давлением.

Характеристики:

- относительное удлинение (δ)

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} 100\% = \frac{\Delta l_{ост}}{l_0} 100\%$$

l_0 и l_k – начальная и конечная длина образца.

$\Delta l_{ост}$ – абсолютное удлинение образца, определяется измерением образца после разрыва.

- относительное сужение (ψ)

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} 100\%$$

F_0 - начальная площадь поперечного сечения;

F_k - площадь поперечного сечения в шейке после разрыва.

Относительное сужение более точно характеризует пластичность и служит технологической характеристикой при листовой штамповке.

Пластичные материалы более надежны в работе, т.к. для них меньше вероятность опасного хрупкого разрушения.

5.5.2. Механические свойства и способы определения их количественных характеристик: твердость, вязкость, усталостная прочность

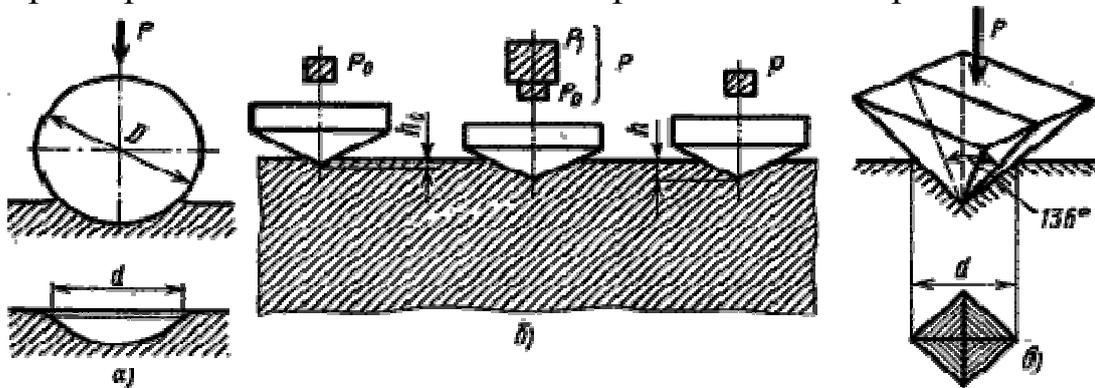
Твердость – это сопротивление материала проникновению в его поверхность стандартного тела (индентора), не деформирующегося при испытании.

Широкое распространение объясняется тем, что не требуются специальные образцы.

Это неразрушающий метод контроля. О твердости судят либо по глубине проникновения индентора (метод Роквелла), либо по величине отпечатка от вдавливания (методы Бринелля, Виккерса, микротвердости).

Во всех случаях происходит пластическая деформация материала. Чем больше сопротивление материала пластической деформации, тем выше твердость.

Наибольшее распространение получили методы Бринелля, Роквелла, Виккерса и микротвердости. Схемы испытаний представлены на рис. 5.9.



Р и с. 5.9. Схемы определения твердости: а – по Бринеллю; б – по Роквеллу; в – по Виккерсу

5.5.2.1. Твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012)

Испытание проводят на твердомере Бринелля (схема на рис. 5.9,а)

В качестве индентора используется стальной закаленный шарик диаметром D 2,5; 5; 10 мм, в зависимости от толщины изделия.

Нагрузка P, в зависимости от диаметра шарика и измеряемой твердости: для термически обработанной стали и чугуна – $P = 30D^2$, литой бронзы и латуни – $P = 10D^2$, алюминия и других очень мягких металлов – $P = 2,5D^2$.

Продолжительность выдержки τ : для стали и чугуна – 10 с, для латуни и бронзы – 30 с.

Полученный отпечаток измеряется в двух направлениях при помощи лупы Бринелля.

Твердость определяется как отношение приложенной нагрузки P к сферической поверхности отпечатка F:

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

Стандартными условиями являются $D = 10$ мм; $P = 3000$ кгс; $\tau = 10$ с. В этом случае твердость по Бринеллю обозначается HB, в других случаях указываются условия: HB D / P / τ , HB 5/ 250 /30 – 80.

5.5.2.2. Метод Роквелла (ГОСТ 9013)

Основан на вдавливании в поверхность наконечника под определенной нагрузкой (схема на рис. 5.9,б).

Индентор для мягких материалов (до HB 230) – стальной шарик диаметром 1/16" ($\varnothing 1,6$ мм), для более твердых материалов – конус алмазный.

Нагружение осуществляется в два этапа. Сначала прикладывается предварительная нагрузка P_0 (10 кгс) для плотного соприкосновения наконечника с образцом. Затем прикладывается основная нагрузка P_1 , в течение некоторого времени действует общая рабочая нагрузка P . После снятия основной нагрузки определяют значение твердости по глубине остаточного вдавливания наконечника h под нагрузкой P_0 .

В зависимости от природы материала используют три шкалы твердости (табл. 5.1).

Таблица 5.1

Шкалы для определения твердости по Роквеллу

Шкала	Обозначение	Индентор	Нагрузка, кг			Область применения
			P_0	P_1	P	
A	HRA	Алмазный конус $<120^\circ$	10	50	60	Для особо твердых материалов
B	HRB	Стальной закаленный шарик $\varnothing 1/16"$	10	90	100	Для относительно мягких материалов
C	HRC	Алмазный конус $< 120^\circ$	10	140	150	Для относительно твердых материалов

5.5.2.3. Метод Виккерса

Твердость определяется по величине отпечатка (схема на рис. 5.9,в).

В качестве индентора используется алмазная четырехгранная пирамида с углом при вершине 136° .

Твердость рассчитывается как отношение приложенной нагрузки P к площади поверхности отпечатка F :

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

Нагрузка P составляет 5...100 кгс. Диагональ отпечатка d измеряется при помощи микроскопа, установленного на приборе.

Преимущество данного способа в том, что можно измерять твердость любых материалов, тонких изделий, поверхностных слоев. Методу присущи высокая точность и чувствительность.

Способ микротвердости – для определения твердости отдельных структурных составляющих и фаз сплава, очень тонких поверхностных слоев (сотые доли миллиметра).

Аналогичен способу Виккерса. Индентор – пирамида меньших размеров, нагрузки при вдавлении P составляют 5...500 гс.

$$H_{200} = 1,854 \frac{P}{d^2}.$$

5.6. Оценка вязкости

В результате проведения динамических испытаний на ударный изгиб специальных образцов с надрезом (ГОСТ 9454) оценивается вязкость материалов и устанавливается их склонность к переходу из вязкого состояния в хрупкое.

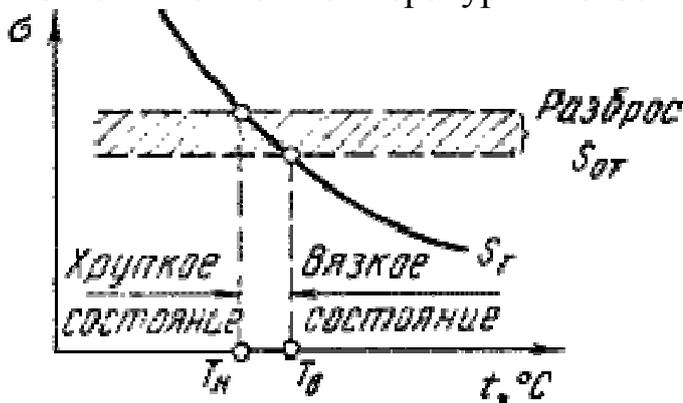
Вязкость – способность материала поглощать механическую энергию внешних сил за счет пластической деформации.

Является энергетической характеристикой материала, выражается в единицах работы. Вязкость металлов и сплавов определяется их химическим составом, термической обработкой и другими внутренними факторами.

Также вязкость зависит от условий, в которых работает металл (температуры, скорости нагружения, наличия концентраторов напряжения).

5.6.1. Влияние температуры

С повышением температуры вязкость увеличивается (см. рис. 5.10)



Предел текучести S_T существенно изменяется с изменением температуры, а сопротивление отрыву S_{0T} не зависит от температуры. При температуре выше T_0 предел текучести меньше сопротивления отрыву. При нагружении сначала имеет место пластическое деформирование, а потом – разрушение. Металл находится в вязком состоянии.

Р и с. 5.10. Влияние температуры на пластичное и хрупкое состояние

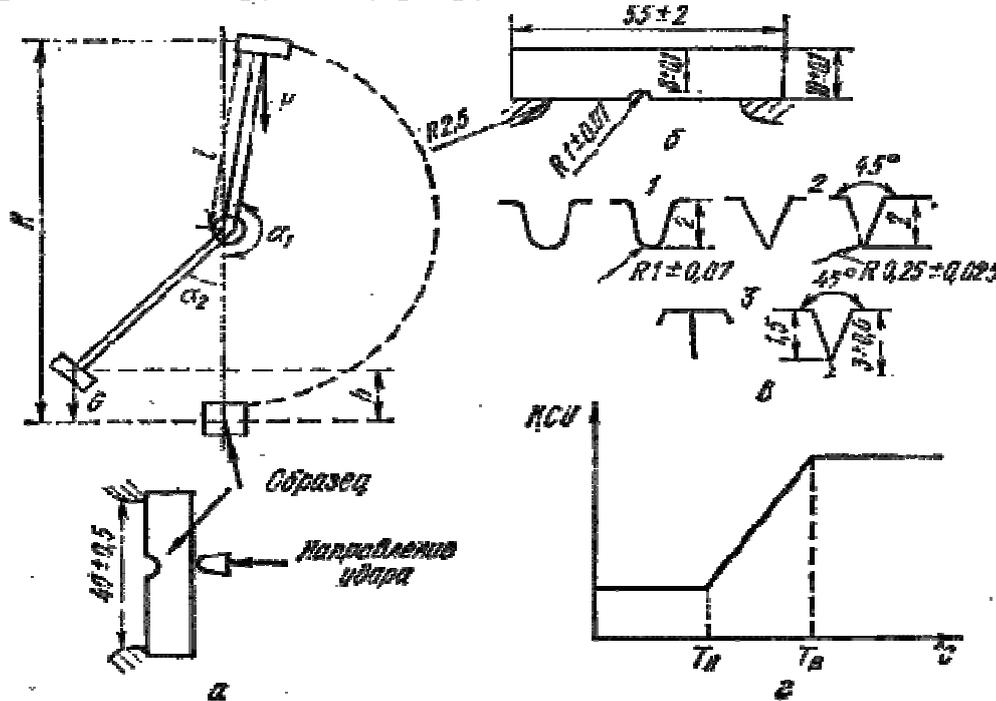
При температуре ниже T_H сопротивление отрыву меньше предела текучести. В этом случае металл разрушается без предварительной деформации, то есть находится в хрупком состоянии. Переход из вязкого состояния в хрупкое осуществляется в интервале температур $T_H - T_0$.

Хладноломкостью называется склонность металла к переходу в хрупкое состояние с понижением температуры.

Хладноломкими являются железо, вольфрам, цинк и другие металлы, имеющие объемно-центрированную кубическую и гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку [5].

5.6.2. Способы оценки вязкости

Ударная вязкость характеризует надежность материала, его способность сопротивляться хрупкому разрушению



Испытание проводят на образцах с надрезами определенной формы и размеров. Образец устанавливают на опорах копра надрезом в сторону, противоположную удару ножа маятника, который поднимают на определенную высоту (рис. 5.11).

Р и с. 5.11. Схема испытания на ударную вязкость: а – схема маятникового копра; б – стандартный образец с надрезом; в – виды концентраторов напряжений; г – зависимость вязкости от температуры

На разрушение образца затрачивается работа:

$$A = P(H - h),$$

где: P – вес маятника, H – высота подъема маятника до удара, h – высота подъема маятника после удара.

Характеристикой вязкости является **ударная вязкость (КС)**, - удельная работа разрушения.

$$КС = \frac{A}{F_0}.$$

где: F_0 - площадь поперечного сечения в месте надреза.

ГОСТ 9454 – 78 ударную вязкость обозначает КСV, КСУ, КСТ, КС – символ ударной вязкости, третий символ показывает вид надреза: острый (V), с радиусом закругления (U), трещина (Т) (рис. 5.11,в). Трещина создается на специальном приборе при приложении к образцу циклической нагрузки и носит усталостный характер.

Серийные испытания для оценки склонности металла к хладноломкости и определения критических порогов хладноломкости предусматривают испытания серии образцов при различных температурах и построение кривых ударная

вязкость – температура ($KC - T$) (рис. 5.11,г), по которым определяют пороги хладноломкости.

Порог хладноломкости - температурный интервал изменения характера разрушения, является важным параметром конструкционной прочности. Чем ниже порог хладноломкости, тем менее чувствителен металл к концентраторам напряжений (резкие переходы, отверстия, риски), к скорости деформации.

5.6.3. Оценка вязкости по виду излома

При вязком состоянии металла в изломе более 90 % волокон, за верхний порог хладноломкости T_v принимается температура, обеспечивающая такое состояние. При хрупком состоянии металла в изломе 10 % волокон, за нижний порог хладноломкости T_n принимается температура, обеспечивающая такое состояние. В технике за порог хладноломкости принимают температуру, при которой в изломе 50 % вязкой составляющей. Причем эта температура должна быть ниже температуры эксплуатации изделий не менее чем на 40 °С.

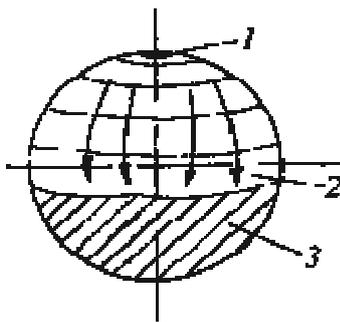
5.7. Усталостная прочность

Испытания на выносливость (ГОСТ 2860) дают характеристики усталостной прочности.

Усталость - разрушение материала при повторных знакопеременных напряжениях, величина которых не превышает предела текучести.

Усталостная прочность – способность материала сопротивляться усталости.

Процесс усталости состоит из трех этапов, соответствующие этим этапам зоны в изломе показаны на рис. 5.12.



Р и с 5.12. Схема зарождения и развития трещины при переменном изгибе круглого образца

1 – образование трещины в наиболее нагруженной части сечения, которая подвергалась микродеформациям и получила максимальное упрочнение;

2 – постепенное распространение трещины, гладкая притертая поверхность;

3 – окончательное разрушение, зона "долома", живое сечение уменьшается, а истинное напряжение увеличивается, пока не происходит разрушение хрупкое или вязкое

Характеристики усталостной прочности определяются при циклических испытаниях "изгиб при вращении". Схема представлена на рис. 5.13.

Основными характеристиками усталостной прочности являются:

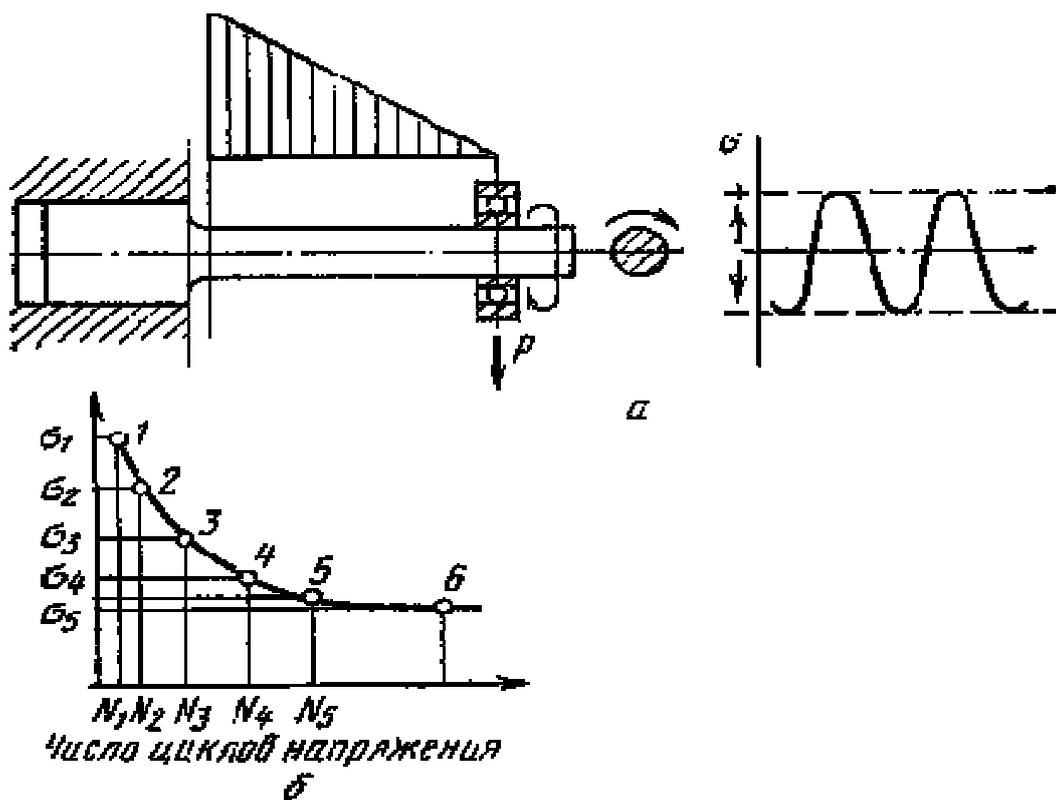
Предел выносливости (σ_{-1} – при симметричном изменении нагрузки, σ_R – при несимметричном изменении нагрузки) – максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за произвольно большое число циклов нагружения N .

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}},$$

Где σ_{\min} и σ_{\max} – минимальное и максимальное напряжение в цикле.

Ограниченный предел выносливости – максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за определенное число циклов нагружения или время.

Живучесть – разность между числом циклов до полного разрушения и числом циклов до появления усталостной трещины.



Р и с. 5.13. Испытания на усталость (а), кривая усталости (б)

5.8. Технологические и эксплуатационные свойства

Технологические свойства характеризуют способность материала подвергаться различным способам холодной и горячей обработки.

1. Литейные свойства.

Характеризуют способность материала к получению из него качественных отливок.

Жидкотекучесть – характеризует способность расплавленного металла заполнять литейную форму.

Усадка (линейная и объемная) – характеризует способность материала изменять свои линейные размеры и объем в процессе затвердевания и охлаждения.

Ликвация – неоднородность химического состава по объему.

2. Способность материала к обработке давлением.

Это способность материала изменять размеры и форму под влиянием внешних нагрузок не разрушаясь.

Она контролируется в результате технологических испытаний, проводимых в условиях, максимально приближенных к производственным.

Листовой материал испытывают на перегиб и вытяжку сферической лунки. Проволоку испытывают на перегиб, скручивание, на навивание. Трубы испытывают на раздачу, сплющивание до определенной высоты и изгиб.

Критерием годности материала является отсутствие дефектов после испытания.

3. Свариваемость.

Это способность материала образовывать неразъемные соединения требуемого качества. Оценивается по качеству сварного шва.

4. Способность к обработке резанием.

Характеризует способность материала поддаваться обработке различным режущим инструментом. Оценивается по стойкости инструмента и по качеству поверхностного слоя.

Эксплуатационные свойства характеризуют способность материала работать в конкретных условиях.

1. **Износостойкость** – способность материала сопротивляться поверхностному разрушению под действием внешнего трения.

2. **Коррозионная стойкость** – способность материала сопротивляться действию агрессивных кислотных, щелочных сред.

3. **Жаростойкость** – это способность материала сопротивляться окислению в газовой среде при высокой температуре.

4. **Жаропрочность** – это способность материала сохранять свои свойства при высоких температурах, работать без заметной деформации и разрушения.

5. **Хладостойкость** – способность материала сохранять пластические свойства при отрицательных температурах.

6. **Антифрикционность** – способность материала прирабатываться к другому материалу.

Эти свойства определяются специальными испытаниями в зависимости от условий работы изделий.

При выборе материала для создания конструкции необходимо полностью учитывать механические, технологические и эксплуатационные свойства.

5.9. Конструкционная прочность материалов

В результате механических испытаний получают характеристики:

- силовые (предел пропорциональности, предел упругости, предел текучести, предел прочности, предел выносливости, твердость);
- деформационные (относительное удлинение, относительное сужение);
- энергетические (ударная вязкость).

Все они характеризуют общую прочность материала независимо от назначения, конструкции и условий эксплуатации. Высокое качество детали может быть достигнуто только при учете всех особенностей, которые имеют место в процессе работы детали, и которые определяют ее **конструкционную прочность**.

Конструкционная прочность – комплекс прочностных свойств, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия, обеспечивают длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации.

На конструкционную прочность влияют следующие факторы:

- конструкционные особенности детали (форма и размеры);
- механизмы различных видов разрушения детали;
- состояние материала в поверхностном слое детали;
- процессы, происходящие в поверхностном слое детали, приводящие к отказам при работе.

Необходимым условием создания качественных конструкций при экономном использовании материала является учет дополнительных критериев, влияющих на конструкционную прочность. Этими критериями являются **надежность** и **долговечность**.

Надежность – свойство изделий, выполнять заданные функции, сохраняя эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого времени или сопротивление материала хрупкому разрушению.

Развитие хрупкого разрушения происходит при низких температурах, при наличии трещин, при повышенных остаточных напряжениях, а также при развитии усталостных процессов и коррозии.

Критериями, определяющими надежность, являются температурные пороги хладноломкости, сопротивление распространению трещин, ударная вязкость, характеристики пластичности, живучесть.

Долговечность – способность детали сохранять работоспособность до определенного состояния.

Долговечность определяется усталостью металла, процессами износа, коррозии и другими, которые вызывают постепенное разрушение и не влекут аварийных последствий, то есть условиями работы.

Критериями, определяющими долговечность, являются усталостная прочность, износостойкость, сопротивление коррозии, контактная прочность.

Общими принципами выбора критериев для оценки конструкционной прочности являются:

- аналогия вида напряженного состояния в испытываемых образцах и изделиях;
- аналогия условий испытания образцов и условий эксплуатации (температура, среда, порядок нагружения);
- аналогия характера разрушения и вида излома в образце и изделии.

Глава 6. Процессы наклепа, возврата и рекристаллизации

6.1. Особенности деформации поликристаллических тел

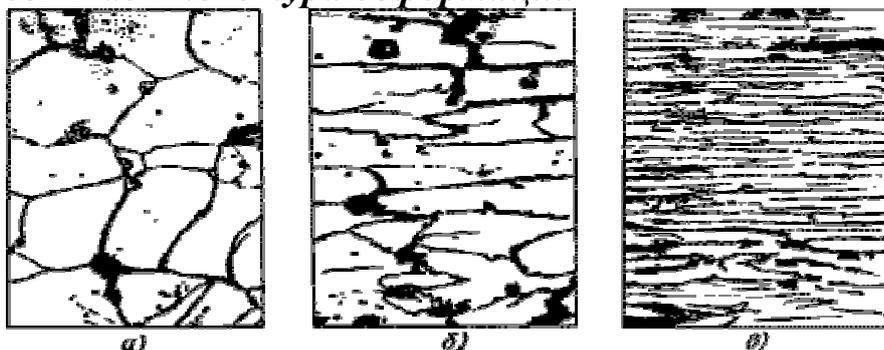
Рассмотрим холодную пластическую деформацию поликристалла. Пластическая деформация металлов и сплавов как тел поликристаллических имеет некоторые особенности по сравнению с пластической деформацией монокристалла.

Деформация поликристаллического тела складывается из деформации отдельных зерен и деформации в приграничных объемах. Отдельные зерна деформируются скольжением и двойникованием, однако взаимная связь зерен и их множественность в поликристалле вносят свои особенности в механизм деформации.

Плоскости скольжения зерен произвольно ориентированны в пространстве, поэтому под влиянием внешних сил напряжения в плоскостях скольжения отдельных зерен будут различны. Деформация начинается в отдельных зернах, в плоскостях скольжения которых возникают максимальные касательные напряжения. Соседние зерна будут разворачиваться и постепенно вовлекаться в процесс деформации. Деформация приводит к изменению формы зерен: зерна получают форму, вытянутую в направлении наиболее интенсивного течения металла (поворачиваются осями наибольшей прочности вдоль направления деформации). Изменение структуры при деформации показано на рис. 6.1.

Металл приобретает волокнистое строение. Волокна с вытянутыми вдоль них неметаллическими включениями являются причиной неодинаковости свойств вдоль и поперек волокон. Одновременно с изменением формы зерен в процессе пластической деформации происходит изменение ориентировки в пространстве их кристаллической решетки.

Когда кристаллические решетки большинства зерен получают одинаковую ориентировку, возникает *текстура деформации*.

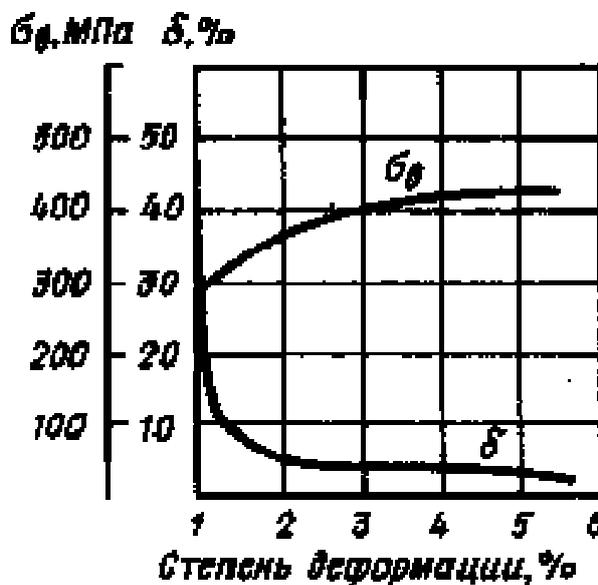


Р и с. 6.1. Изменение структуры при деформации: а - до деформации; б - после обжатия на 35%; в - после обжатия на 90%

6.2. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металла: наклеп

Текстура деформации создает кристаллическую анизотропию, при которой наибольшая разница свойств проявляется для направлений, расположенных под углом 45° друг к другу.

С увеличением степени деформации характеристики пластичности (относительное удлинение, относительное сужение) и вязкости (ударная вязкость) уменьшаются, а прочностные характеристики (предел упругости, предел текучести, предел прочности) и твердость увеличиваются (рис. 6.2).



Р и с.6.2. Влияние холодной пластической деформации на механические свойства металла

Также повышается электросопротивление, снижаются сопротивление коррозии, теплопроводность, магнитная проницаемость.

Совокупность явлений, связанных с изменением механических, физических и других свойств металлов в процессе пластической деформации называют **деформационным упрочнением**, или **наклепом**.

Упрочнение при наклепе объясняется возрастанием на несколько порядков плотности дислокаций:

$$\rho = 10^6 \dots 10^8 \rightarrow 10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}.$$

Их свободное перемещение затрудняется взаимным влиянием, также торможением дислокаций в связи с измельчением блоков и зерен, искажениями решетки металлов, возникновением напряжений.

6.3. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла: возврат и рекристаллизация

Деформированный металл находится в неравновесном состоянии. Переход к равновесному состоянию связан с уменьшением искажений в кристаллической решетке, снятием напряжений, что определяется возможностью перемещения атомов.

При низких температурах подвижность атомов мала, поэтому состояние наклепа может сохраняться неограниченно долго.

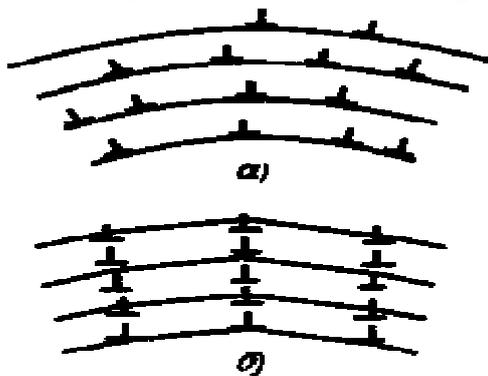
При повышении температуры металла в процессе нагрева после пластической деформации диффузия атомов увеличивается и начинают действовать процессы, приводящие металл в более равновесное состояние – **возврат** и **рекристаллизация**.

Возврат. Небольшой нагрев вызывает ускорение движения атомов, снижение концентрации вакансий и плотности дислокаций, устранение внутренних напряжений и восстановление кристаллической решетки.

Если указанные процессы протекают без образования и миграции субграниц внутри деформированных зерен, то они объединяются термином **отдых** (возврат первого рода). Отдых имеет место при температуре по абсолютной шкале

$$T = 0,25 \dots 0,3 T_{\text{пл.}}$$

При отдыхе уменьшается электросопротивление сплавов.



Р и с. 6.3. Схема полигонизации: а – хаотическое расположение краевых дислокаций в деформированном металле; б – дислокационные стенки после полигонизации

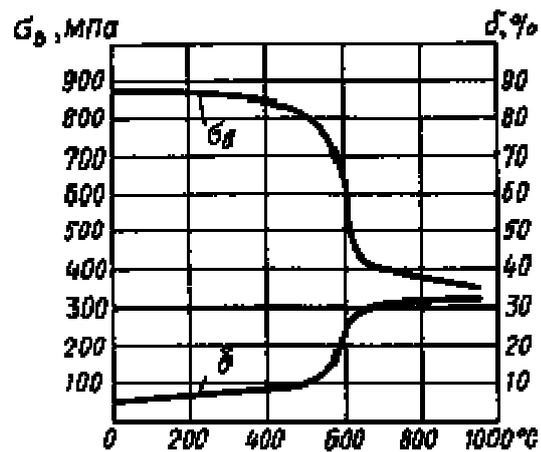
Возврат уменьшает искажение кристаллической решетки, но не влияет на размеры и форму зерен и не изменяет текстуру деформации.

Полигонизация (возврат второго рода) – процесс деления зерен на части фрагменты (блоки, полигоны) в результате переползания дислокаций.

При температурах возврата возможна группировка дислокаций одинаковых знаков в стенки, деление зерна малоугловыми границами (рис. 6.3).

В полигонизированном состоянии кристалл обладает меньшей энергией, поэтому образование полигонов — процесс энергетически выгодный.

Процесс может протекать и при небольших степенях пластической деформации. В результате понижается прочность на (10...15) % и повышается пластичность (рис. 6.4). Границы полигонов мигрируют в сторону большей объемной плотности дислокаций, присоединяя новые дислокации, благодаря чему углы разориентировки зерен увеличиваются (зерна аналогичны зернам, образующимся при рекристаллизации).



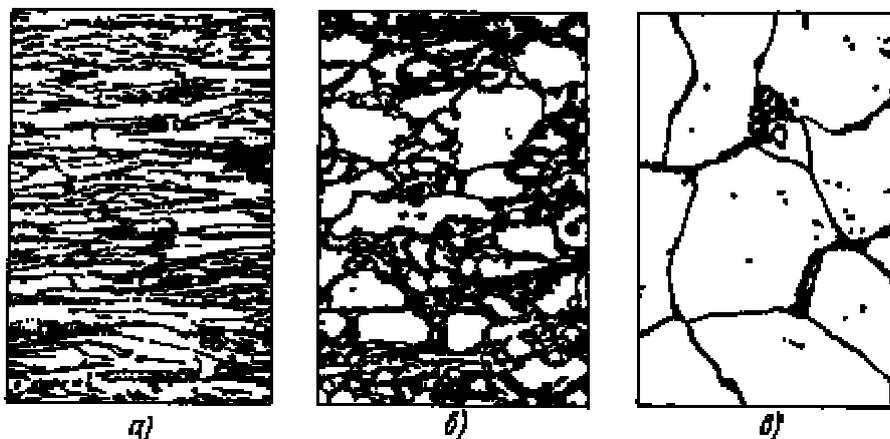
Р и с.6.4. Влияние нагрева деформированного металла на механические свойства

Изменений в микроструктуре не наблюдается (рис. 6.5,а). Температура начала полигонизации не является постоянной. Скорость процесса зависит от природы металла, содержания примесей, степени предшествующей деформации.

При нагреве до достаточно высоких температур подвижность атомов возрастает и происходит **рекристаллизация**.

Рекристаллизация — процесс зарождения и роста новых недеформированных зерен при нагреве наклепанного металла до определенной температуры.

Нагрев металла до температур рекристаллизации сопровождается резким изменением микроструктуры и свойств. Нагрев приводит к резкому снижению прочности при одновременном возрастании пластичности. Также снижается электросопротивление и повышается теплопроводность.



Р и с. 6.5. Изменение структуры деформированного металла при нагреве

1 стадия — первичная рекристаллизация (обработки) заключается в образовании центров кристаллизации и росте новых равновесных зерен с неискаженной кристаллической решеткой (рис. 6.5,б). Новые зерна возникают у границ

старых зерен и блоков, где решетка была наиболее искажена. Количество новых зерен постепенно увеличивается и в структуре не остается старых деформированных зерен.

Движущей силой первичной рекристаллизации является энергия, аккумулированная в наклепанном металле. Система стремится перейти в устойчивое состояние с неискаженной кристаллической решеткой.

2 стадия – собирательная рекристаллизация заключается в росте образовавшихся новых зерен (рис. 6.5,в).

Движущей силой является поверхностная энергия зерен. При мелких зернах поверхность раздела большая, поэтому имеется большой запас поверхностной энергии. При укрупнении зерен общая протяженность границ уменьшается, и система переходит в более равновесное состояние.

В ряде случаев наступает 3 стадия - вторичная рекристаллизация, когда имеет место аномально быстрый рост отдельных зерен и формирование разноструктурной структуры.

Температура начала рекристаллизации связана с абсолютной температурой плавления

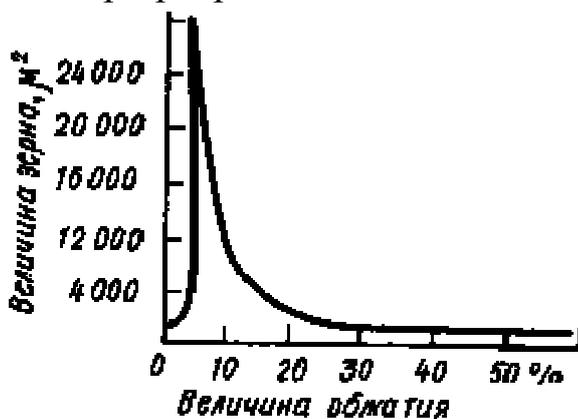
$$T_{рек} = aT_{пл}, K,$$

для металлов высокой чистоты $a = 0,1 - 0,2$;

для металлов $a = 0,4$;

для твердых растворов $a = 0,5 - 0,8$.

На свойства металла большое влияние оказывает размер зерен, получившихся при рекристаллизации.



Р и с. 6.6. Влияние предварительной степени деформации металла на величину зерна после рекристаллизации

В результате образования крупных зерен при нагреве до повышенной температуры начинает понижаться прочность и, особенно значительно, пластичность металла.

Основными факторами, определяющими величину зерен металла при рекристаллизации, являются температура, продолжительность выдержки при нагреве и степень предварительной деформации (рис. 6.6).

С повышением температуры происходит укрупнение зерен, с увеличением времени выдержки зерна также укрупняются. Наиболее крупные зерна образуются после незначительной предварительной деформации 3...10 %. Такую деформацию называют **критической**. И такая деформация нежелательна перед проведением рекристаллизационного отжига.

Практически рекристаллизационный отжиг проводят для малоуглеродистых сталей при температуре 600...700 °С, для латуней и бронз – 560...700 °С, для алюминиевых сплавов – 350...450 °С, для титановых сплавов – 550...750 °С [5].

Глава 7. Железоуглеродистые сплавы. Диаграмма состояния железо–углерод

7.1. Диаграмма состояния железо-углерод

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – важнейшие металлические сплавы современной техники. Производство чугуна и стали по объему превосходит производство всех других металлов вместе взятых более чем в десять раз.

Диаграмма состояния железо – углерод дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Начало изучению диаграммы железо – углерод положил Чернов Д.К. в 1868 году. Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода.

Диаграмма железо – углерод должна распространяться от железа до углерода. Железо образует с углеродом химическое соединение: цементит – Fe_3C . Каждое устойчивое химическое соединение можно рассматривать как компонент, а диаграмму – по частям. Так как на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода до 5 %, то рассматриваем часть диаграммы состояния от железа до химического соединения цементита, содержащего 6,67 % углерода.

Диаграмма состояния железо – цементит представлена на рис.7.1.

7.2. Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо и углерод.

1. Железо – переходный металл серебристо-светлого цвета. Имеет высокую температуру плавления – $1539^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$.

В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях. Полиморфные превращения происходят при температурах 911°C и 1392°C . При температуре ниже 911°C существует Fe- α с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур $911 \dots 1392^\circ\text{C}$ устойчивым является Fe- γ с гранецентрированной кубической решеткой. Выше 1392°C железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку и называется Fe- δ или высокотемпературное Fe- α . Высокотемпературная модификация Fe- α не представляет собой новой аллотропической формы. Критическую температуру 911°C превращения Fe- $\alpha \leftrightarrow \text{Fe-}\gamma$ обозначают точкой A_3 , а температуру 1392°C превращения Fe- $\alpha \leftrightarrow \text{Fe-}\gamma$ - точкой A_4 .

При температуре ниже 768°C железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точка Кюри железа 768°C обозначается A_2 .

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочностью (предел прочности – $\sigma_b = 250$ МПа, предел текучести – $\sigma_T = 120$ МПа) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение $\delta = 50\%$, а относительное сужение $\delta = 80\%$). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна.

Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

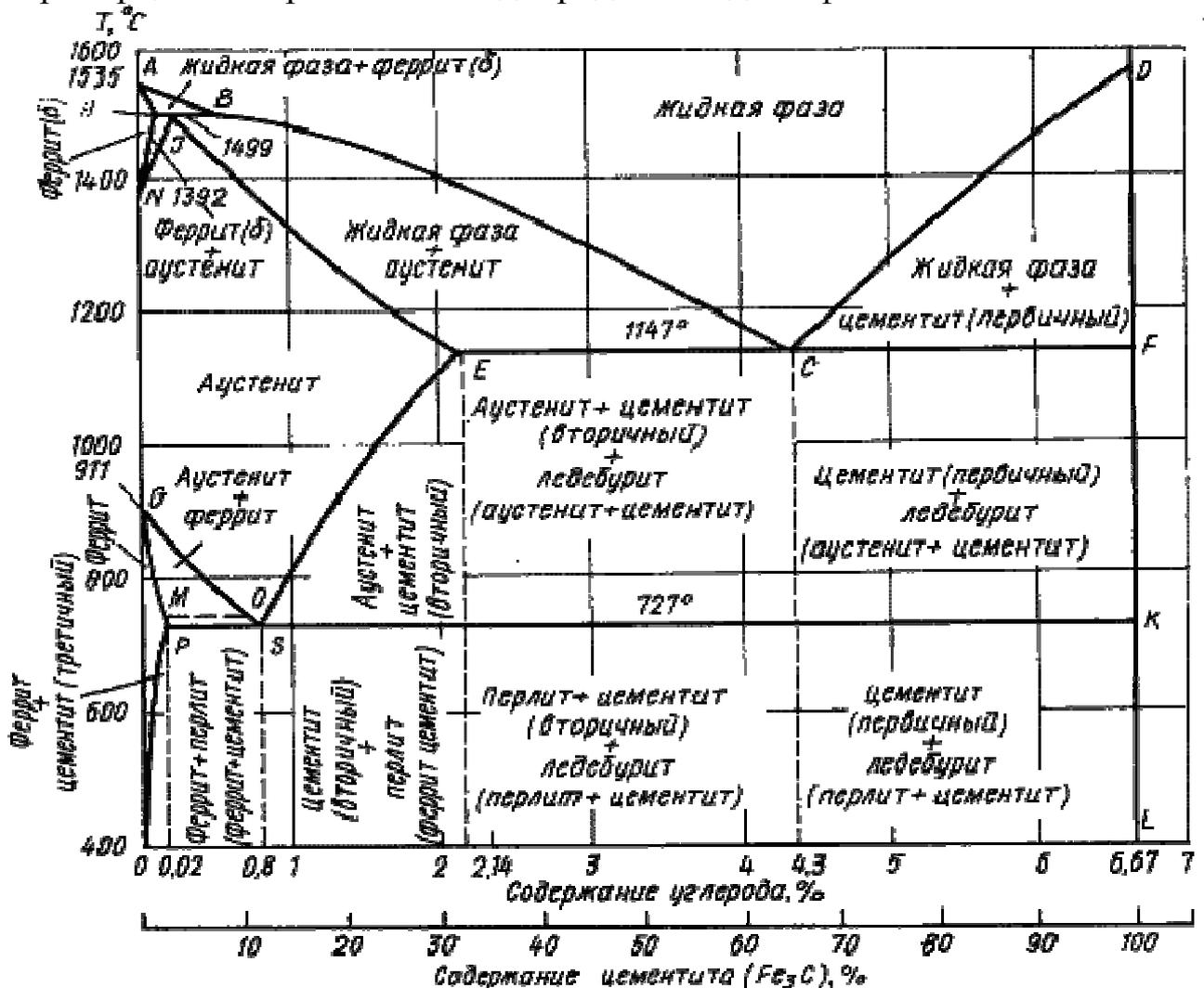
Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

2. **Углерод** относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления – 3500 °С, плотность – 2,5 г/см³) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом равным четырем (температура плавления – 5000 °С).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения – цементита (Fe₃C), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

В системе железо – углерод существуют следующие **фазы: жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит.**

1. **Жидкая фаза.** В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод в любых пропорциях с образованием однородной жидкой фазы.



Р и с. 7.1. Диаграмма состояния железо – цементит

2. **Феррит (Ф) (Fe-α)** – твердый раствор внедрения углерода в α-железе.

Феррит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную – 0,006 % при комнатной температуре (точка Q), максимальную – 0,02 % при температуре 727 °С (точка P). Углерод располагается в дефектах решетки.

При температуре выше 1392 °С существует высокотемпературный феррит (δ) ($\text{Fe}-\delta(\text{C})$), с предельной растворимостью углерода 0,1 % при температуре 1499 °С (точка H).

Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твердость – 130 HB , предел прочности σ_b 300 = МПа) и пластичен (относительное удлинение $\delta = 30\%$), магнитен до 768 °С. Схематическое изображение микроструктуры феррита показано на рис. 7.2,а.

3. **Аустенит (А) ($\text{Fe}-\gamma$)** – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе.

Углерод занимает место в центре гранцентрированной кубической ячейки.

Аустенит имеет переменную предельную растворимость углерода: 0,8 % при температуре 727 °С (точка S), 2,14 % при температуре 1147 °С (точка E).

Аустенит имеет твердость 200...250 HB , пластичен (относительное удлинение $\delta = 40...50\%$), парамагнитен.

При растворении в аустените других элементов могут изменяться свойства и температурные границы существования.

4. **Цементит (Fe_3C)** – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит 6,67 % углерода.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу.

Температура плавления цементита точно не установлена (1250 - 1550 °С). При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около 217 °С (A_0).

Цементит имеет высокую твердость (более 800 HB , легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Такие свойства являются следствием сложного строения кристаллической решетки.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом; атомы железа – металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется **легированным цементитом**.

Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов.

В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы: цементит первичный ($Ц_I$), цементит вторичный ($Ц_{II}$), цементит третичный ($Ц_{III}$). Химические и физические свойства этих фаз одинаковы. Влияние на механические свойства сплавов оказывает различие в размерах, количестве и расположении этих выделений. Цементит первичный выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит вторичный выделяется из аустенита и располагается в виде сетки вокруг зерен аустенита (при охлаждении – вокруг зерен

перлита). Цементит третичный выделяется из феррита и в виде мелких включений располагается у границ ферритных зерен.

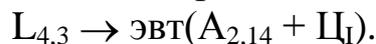
7.3. Процессы структурообразования железоуглеродистых сплавов при охлаждении

Линия ABCD – ликвидус системы. На участке *AB* начинается кристаллизация феррита (δ), на участке *BC* начинается кристаллизация аустенита, на участке *CD* – кристаллизация цементита первичного.

Линия AHJECF – линия солидус. На участке *AH* заканчивается кристаллизация феррита (δ). На линии *HJB* при постоянной температуре 1499 °С идет перитектическое превращение, заключающееся в том, что жидкая фаза реагирует с ранее образовавшимися кристаллами феррита (δ), в результате чего образуется аустенит:

$$L_{0,5} + \Phi(\delta)_{0,1} \rightarrow A_{0,16}.$$

На участке *JE* заканчивается кристаллизация аустенита. На участке *ECF* при постоянной температуре 1147 °С идет эвтектическое превращение, заключающееся в том, что жидкость, содержащая 4,3 % углерода превращается в эвтектическую смесь аустенита и цементита первичного:



Эвтектика системы железо – цементит называется *ледебуритом (Л)* по имени немецкого ученого Ледебура, содержит 4,3 % углерода.

При температуре ниже 727 °С в состав ледебурита входят цементит первичный и перлит.

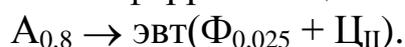
По линии *HN* начинается превращение феррита (δ) в аустенит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии *NJ* превращение феррита (δ) в аустенит заканчивается.

По линии *GS* начинается превращение аустенита в феррит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии *PG* превращение аустенита в феррит заканчивается.

По линии *ES* начинается выделение цементита вторичного из аустенита, обусловленное снижением растворимости углерода в аустените при понижении температуры.

По линии *MO* при постоянной температуре 768 °С имеют место магнитные превращения.

По линии *PSK* при постоянной температуре 727 °С идет эвтектоидное превращение, заключающееся в том, что аустенит, содержащий 0,8 % углерода, превращается в эвтектоидную смесь феррита и цементита вторичного:



По механизму данное превращение похоже на эвтектическое, но протекает в твердом состоянии.

Эвтектоид системы железо – цементит называется *перлитом (П)*, содержит 0,8 % углерода.

Название получил за то, что на полированном и протравленном шлифе наблюдается перламутровый блеск.

Перлит может существовать в зернистой и пластинчатой форме, в зависимости от условий образования. Схематическое изображение пластинчатого и зернистого перлита показано на рис. 7.3б, в.

По линии PQ начинается выделение цементита третичного из феррита, обусловленное снижением растворимости углерода в феррите при понижении температуры.

Температуры, при которых происходят фазовые и структурные превращения в сплавах системы железо – цементит, т.е. критические точки, имеют условные обозначения.

Обозначаются буквой А (от французского *arret* – остановка):

A_1 – линия PSK (727 °С) – превращение $\Pi \leftrightarrow A$;

A_2 – линия MO (768 °С, т. Кюри) – магнитные превращения;

A_3 – линия GOS (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение $\Phi \leftrightarrow A$;

A_4 – линия NJ (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение $A \leftrightarrow \Phi(\delta)$;

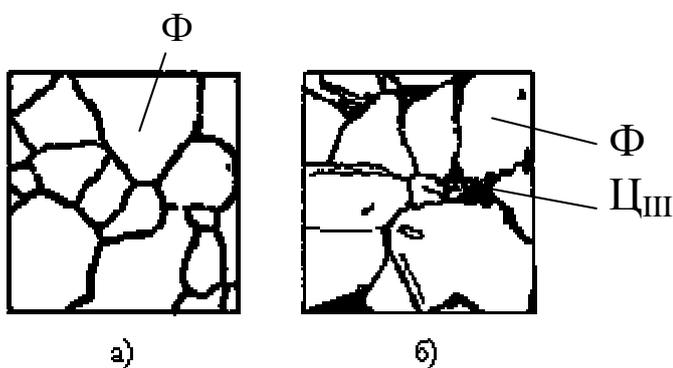
A_m – линия SE (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – начало выделения цементита вторичного.

Так как при нагреве и охлаждении превращения совершаются при различных температурах, чтобы отличить эти процессы вводятся дополнительные обозначения. При нагреве добавляют букву с, т.е. A_{c1} , при охлаждении – букву r, т.е. A_{r1} .

7.4. Структуры железоуглеродистых сплавов

Все сплавы системы железо – цементит по содержанию углерода и структурному признаку делят на две большие группы: стали и чугуны.

Особую группу составляют сплавы с содержанием углерода менее 0,02% (точка P), их называют *техническое железо*.

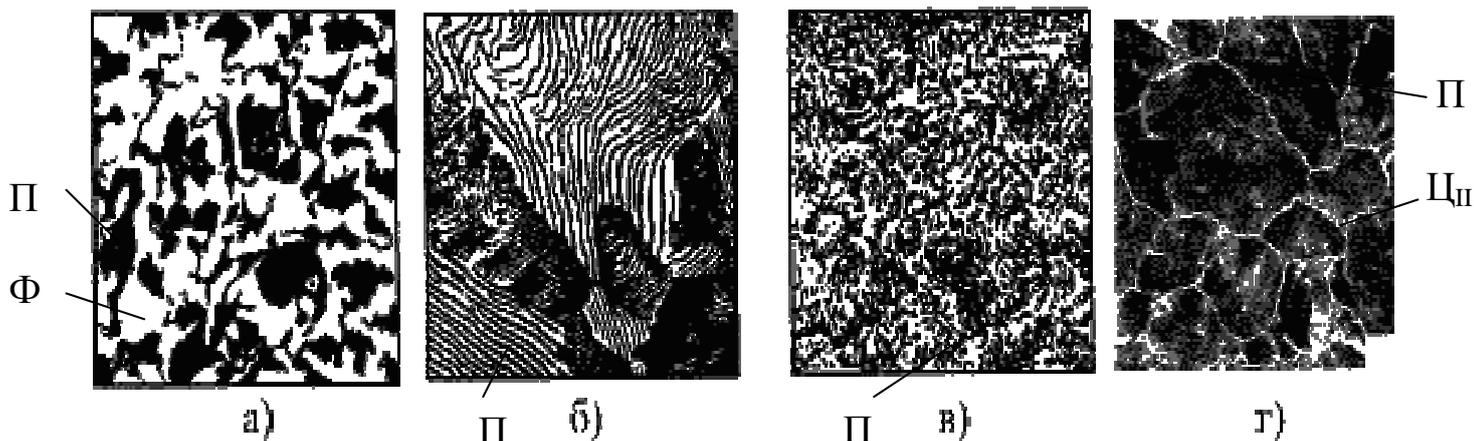


Микроструктуры сплавов представлены на рис. 7.2. Структура таких сплавов после окончания кристаллизации состоит или из зерен феррита (рис. 7.2,а), при содержании углерода менее 0,006 %, или из зерен феррита и кристаллов цементита третичного, расположенных по границам зерен феррита (рис. 7.2,б), если содержание углерода от 0,006 до 0,02 %.

Р и с. 7.2. Микроструктуры технического железа: а – содержание углерода менее 0,006%; б – содержание углерода 0,006...0,02 %

Углеродистыми сталями называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02...2,14 % углерода, заканчивающие кристаллизацию образованием аустенита.

Они обладают высокой пластичностью, особенно в аустенитном состоянии. Структура сталей формируется в результате перекристаллизации аустенита. Микроструктуры сталей представлены на рис. 7.3.



Р и с. 7.3. Микроструктуры сталей: а – доэвтектоидная сталь (Ф + П); б – эвтектоидная сталь (пластинчатый перлит); в – эвтектоидная сталь (зернистый перлит); г – заэвтектоидная сталь (П + Ц_{II})

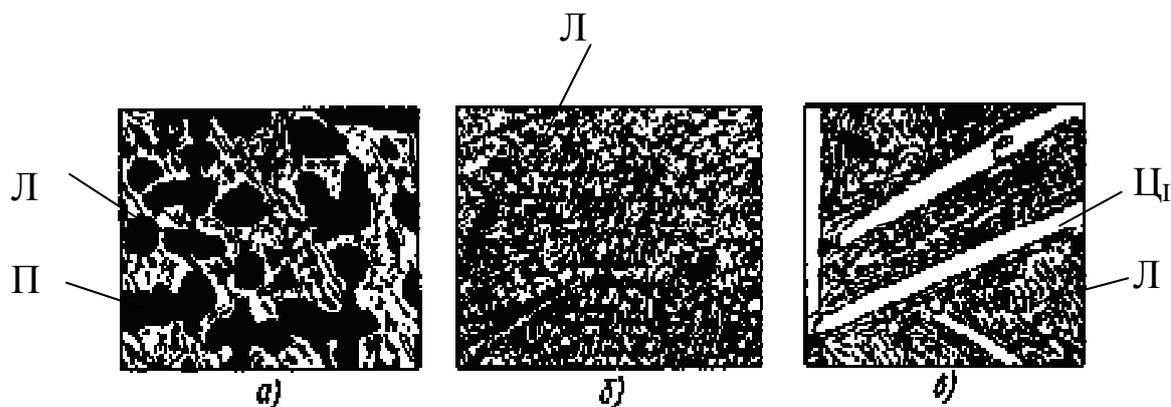
По содержанию углерода и по структуре стали подразделяются на **доэвтектоидные** ($0,02\% < C < 0,8\%$), структура феррит + перлит (Ф + П) (рис. 7.3 а); **эвтектоидные** ($C = 0,8\%$), структура перлит (П), перлит может быть пластинчатый или зернистый (рис. 7.3,б и 7.3,в); **заэвтектоидные** ($0,8\% < C < 2,14\%$), структура перлит + цементит вторичный (П + Ц_{II}), цементитная сетка располагается вокруг зерен перлита.

Сплавы железа с углеродом, содержащие углерода более 2,14 % (до 6,67 %), заканчивающие кристаллизацию образованием эвтектики (ледебурита), называют **чугунами**.

Наличие легкоплавкого ледебурита в структуре чугунов повышает их литейные свойства.

Чугуны, кристаллизующиеся в соответствии с диаграммой состояния железо – цементит, отличаются высокой хрупкостью. Цвет их излома – серебристо-белый. Такие чугуны называются белыми чугунами.

Микроструктуры белых чугунов представлены на рис. 7.4.



Р и с. 7.4. Микроструктуры белых чугунов: а – доэвтектический белый чугун (П + Л + Ц_{II}); б – эвтектический белый чугун (Л); в – заэвтектический белый чугун (Л + Ц_I)

По количеству углерода и по структуре белые чугуны подразделяются на: *доэвтектические* ($2,14\% < C < 4,3\%$), структура перлит + ледебурит + цементит вторичный (П + Л + Ц_{II}) (рис. 7.4,а); *эвтектические* ($C = 4,3\%$), структура ледебурит (Л) (рис. 7.4,б); *заэвтектические* ($4,3\% < C < 6,67\%$), структура ледебурит + цементит первичный (Л + Ц_I) (рис. 7.4,в).

В структуре доэвтектических белых чугунов присутствует цементит вторичный, который образуется в результате изменения состава аустенита при охлаждении (по линии ES). В структуре цементит вторичный сливается с цементитом, входящим в состав ледебурита.

Фазовый состав сталей и чугунов при нормальных температурах один и тот же, они состоят из феррита и цементита. Однако свойства сталей и белых чугунов значительно различаются. Таким образом, основным фактором, определяющим свойства сплавов системы железо – цементит является их структура.

Глава 8. Стали. Классификация и маркировка сталей

Стали являются наиболее распространенными материалами. Обладают хорошими технологическими свойствами. Изделия получают, чаще всего, в результате обработки давлением и резанием.

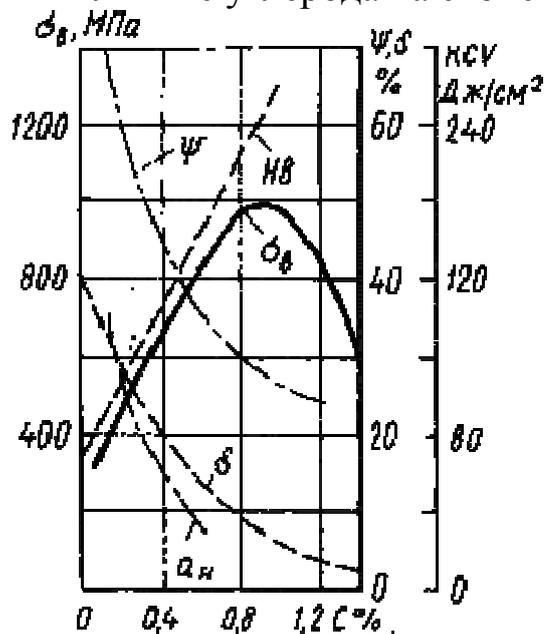
Достоинством является возможность получать нужный комплекс свойств, изменяя состав и вид обработки. Стали, подразделяют на углеродистые и легированные.

8.1. Влияние углерода и примесей на свойства сталей

Углеродистые стали находят широкое применение. Их свойства определяются количеством углерода и содержанием примесей, которые взаимодействуют с железом и углеродом.

8.1.1 Влияние углерода

Влияние углерода на свойства сталей показано на рис. 8.1.



Р и с. 8.1. Влияние углерода на свойства сталей

С ростом содержания углерода в структуре стали увеличивается количество цементита, при одновременном снижении доли феррита. Изменение соотношения между составляющими приводит к уменьшению пластичности, а также к повышению прочности и твердости. Прочность повышается до содержания углерода около 1%, а затем она уменьшается, так как образуется грубая сетка цементита вторичного.

Углерод влияет на вязкие свойства. Увеличение содержания углерода повышает порог хладноломкости и снижает ударную вязкость.

Повышаются электросопротивление и коэрцитивная сила, снижаются магнитная проницаемость и плотность магнитной индукции.

Углерод оказывает влияние и на технологические свойства. Повышение содержания углерода ухудшает литейные свойства стали (используются стали с содержанием углерода до 0,4 %), обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость. Следует учитывать, что стали с низким содержанием углерода также плохо обрабатываются резанием.

8.1.2 Влияние примесей

В сталях всегда присутствуют примеси, которые делятся на четыре группы.

1. **Постоянные примеси:** кремний, марганец, сера, фосфор.

Марганец и кремний вводятся в процессе выплавки стали для раскисления, они являются технологическими примесями.

Содержание марганца не превышает 0,5...0,8 %. Марганец повышает прочность, не снижая пластичности, и резко снижает красноломкость стали, вызванную влиянием серы. Он способствует уменьшению содержания сульфида железа FeS , так как образует с серой соединение сульфид марганца MnS . Частицы сульфида марганца располагаются в виде отдельных включений, которые деформируются и оказываются вытянутыми вдоль направления прокатки.

Содержание кремния не превышает 0,35...0,4 %. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка. Кремний растворяется в феррите и повышает прочность стали, особенно повышается предел текучести $\sigma_{0,2}$. Но наблюдается некоторое снижение пластичности, что снижает способность стали к вытяжке

Содержание фосфора в стали 0,025...0,045 %. Фосфор, растворяясь в феррите, искажает кристаллическую решетку и увеличивает предел прочности и предел текучести $\sigma_{0,2}$, но снижает пластичность и вязкость.

Располагаясь вблизи зерен, увеличивает температуру перехода в хрупкое состояние, вызывает хладноломкость, уменьшает работу распространения трещин, Повышение содержания фосфора на каждую 0,01 % повышает порог хладноломкости на 20...25 °С.

Фосфор обладает склонностью к ликвации, поэтому в центре слитка отдельные участки имеют резко пониженную вязкость.

Для некоторых сталей возможно увеличение содержания фосфора до 0,10...0,15 %, для улучшения обрабатываемости резанием.

Содержание серы в сталях составляет 0,025...0,06 %. Сера – вредная примесь, попадает в сталь из чугуна. Сера уменьшает пластичность, свариваемость и коррозионную стойкость. При взаимодействии с железом образует химическое соединение – сульфид серы FeS , которое, в свою очередь, образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988°С. При нагреве под прокатку или ковку эвтектика плавится, нарушаются связи между зернами. При деформации в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины, заготовка разрушается – явление **красноломкости**.

Красноломкость – повышение хрупкости при высоких температурах

Сера снижает механические свойства, особенно ударную вязкость КС, пластичность (δ и ψ), а так же предел выносливости. Она ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость.

2. **Скрытые примеси** - газы (азот, кислород, водород) – попадают в сталь при выплавке.

Азот и кислород находятся в стали в виде хрупких неметаллических включений: окислов (FeO , SiO_2 , Al_2O_3) нитридов (Fe_2N), в виде твердого раствора или в свободном состоянии, располагаясь в дефектах (раковинах, трещинах).

Примеси внедрения (азот N , кислород O) повышают порог хладноломкости и снижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить предел выносливости и вязкость.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который значительно охрупчивает сталь. Он приводит к образованию в катаных заготовках и поковках **флокенов**.

Флокены – тонкие трещины овальной или округлой формы, имеющие в изломе вид пятен – хлопьев серебристого цвета.

Металл с флокенами нельзя использовать в промышленности, при сварке образуются холодные трещины в наплавленном и основном металле.

Если водород находится в поверхностном слое, то он удаляется в результате нагрева при $150...180^\circ$, лучше в вакууме $\sim 10^{-2} \dots 10^{-3}$ мм рт. ст.

Для удаления скрытых примесей используют вакуумирование.

3. **Случайные примеси**. К этой группе относятся примеси, попадающие в сталь из шихтовых материалов или случайно.

Так, уральские руды содержат наибольшее количество меди, и она попадает в сталь, выплавленную из этих руд. Сталь, выплавленная из керченских руд, имеет мышьяк, так как эти руды содержат мышьяк

4. **Специальные примеси** – специально вводятся в сталь для получения заданных свойств. Примеси называются легирующими элементами, а стали - легированными сталями.

8.2. Назначение легирующих элементов (конструкционные стали)

Легирующими элементами называют химические элементы, специально введенные в сталь для получения требуемых строения, структуры, физико-химических и механических свойств.

Основными легирующими элементами в сталях являются Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W, Co, Cu, Ti, V, Zr, Nb, Al, B. В некоторых сталях легирующими элементами могут быть также P, S, N, Se, Te, Pb, Ce, La и др. Перечисленные элементы, а также H, O, Sn, Sb, As, Bi могут быть также примесями в стали. Содержание легирующих элементов в стали может колебаться от тысячных долей процента до десятков процентов.

Часто встречающимся легирующим элементом является хром ($0,8...1,2\%$). Он повышает прокаливаемость, способствует получению высокой и равномерной твердости стали. Порог хладоломкости хромистых сталей - ($0...-100$) $^\circ$ C.

Перечислим другие легирующие элементы.

Бор – 0,003%. Увеличивает прокаливаемость, а также повышает порог хладноломкости (+20...-60 °С).

Марганец – увеличивает прокаливаемость, однако содействует росту зерна, и повышает порог хладноломкости до (+40...-60) °С.

Титан (~ 0,1 %) вводят для измельчения зерна в хромомарганцевой стали.

Введение **молибдена** (0,15...0,46%) в хромистые стали увеличивает прокаливаемость, снижает порог хладноломкости до -20...-120°С. Молибден увеличивает статическую, динамическую и усталостную прочность стали, устраняет склонность к внутреннему окислению. Кроме того, молибден снижает склонность к отпускной хрупкости сталей, содержащих никель.

Ванадий в количестве (0,1...0,3) % в хромистых сталях измельчает зерно и повышает прочность и вязкость.

Введение в хромистые стали никеля, значительно повышает вязкость, прочность и прокаливаемость, понижает порог хладноломкости, но при этом повышает склонность к отпускной хрупкости (этот недостаток компенсируется введением в сталь молибдена). Хромоникелевые стали, обладают наилучшим комплексом свойств. Однако никель является дефицитным, и применение таких сталей ограничено.

Значительное количество никеля можно заменить медью, это не приводит к снижению вязкости.

При легировании хромомарганцевых сталей кремнием получают стали – хромансиль (20ХГС, 30ХГСА). Эти стали обладают хорошим сочетанием прочности и вязкости, хорошо свариваются, штампуются и обрабатываются резанием. Кремний повышает ударную вязкость и температурный запас вязкости.

Добавка **свинца, кальция** – улучшает обрабатываемость резанием. Применение упрочнения термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

8.3. Распределение легирующих элементов в стали

Легирующие элементы растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов (феррит, аустенит, цементит), или образуют специальные карбиды.

Растворение легирующих элементов в Fe- α происходит в результате замещения атомов железа атомами этих элементов. Эти атомы создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода.

Изменение размеров решетки вызывает изменение свойств феррита – прочность повышается, пластичность уменьшается. Хром, молибден и вольфрам упрочняют меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден и вольфрам, а также кремний и марганец в определенных количествах, снижают вязкость.

В сталях карбиды образуются металлами, расположенными в таблице Менделеева левее железа (хром, ванадий, титан), которые имеют менее достроенную d – электронную полосу.

В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение d – электронной полосы атома металла, тогда как у металла ва-

лентные электроны образуют металлическую связь, обуславливающую металлические свойства карбидов.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла более 0,59 образуются типичные химические соединения: Fe_3C , Mn_3C , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Fe_3W_3C , которые имеют сложную кристаллическую решетку и при нагреве растворяются в аустените.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла менее 0,59 образуются фазы внедрения: Mo_2C , WC , VC , TiC , TaC , W_2C , которые имеют простую кристаллическую решетку и трудно растворяются в аустените.

Все карбиды обладают высокой твердостью и температурой плавления.

8.4. Классификация и маркировка сталей

8.4.1. Классификация сталей

Стали классифицируются по множеству признаков.

1. По химическому составу: углеродистые и легированные.
2. По содержанию углерода:
 - низкоуглеродистые, с содержанием углерода до 0,25 %;
 - среднеуглеродистые, с содержанием углерода 0,3...0,6 %;
 - высокоуглеродистые, с содержанием углерода выше 0,7 %
3. По равновесной структуре: доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные.
4. По качеству. Количественным показателем качества является содержания вредных примесей: серы и фосфора:
 - $S \leq 0,05$; $P \leq 0,04$ – углеродистые стали обыкновенного качества;
 - $S < 0,04$; $P < 0,035$ – качественные стали;
 - $S < 0,018$; $P < 0,025$ – высококачественные стали.
5. По способу выплавки:
 - в мартеновских печах;
 - в кислородных конверторах;
 - в электрических печах: электродуговых, индукционных и др.
6. По назначению:
 - конструкционные – применяются для изготовления деталей машин и механизмов;
 - инструментальные – применяются для изготовления различных инструментов;
 - специальные – стали с особыми свойствами: электротехнические, с особыми магнитными свойствами и др.

8.4.2. Маркировка сталей

Принято буквенно-цифровое обозначение сталей. Маркировка углеродистых сталей представлена на рис. 8.2.

Классификация и маркировка углеродистых сталей



Р и с. 8.2. Маркировка углеродистых сталей

В доэвтектоидных углеродистых сталях в отожженном состоянии можно с достаточной для практических целей точностью определить процентное содержание углерода и соответственно марку стали по структуре.

Например, пусть 40% всей площади микроструктуры занято перлитом (темные зерна). Тогда, полагая, что углерод в феррите не растворяется и, следовательно, весь находится в перлите, определяем содержание углерода:

$$100\%П - 0,8\%С$$

$$40\%П - x \%С$$

$$x = 0,8 \cdot 40 / 100 = 0,32$$

Марка - сталь 30.

8.4.2.1. Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380)

Стали содержат повышенное количество серы и фосфора

Маркируются Ст2кп., Ст3Гпс., Ст3Гсп., Ст0, Ст1кп., Ст1пс., Ст1сп ...Ст6сп.

Ст – индекс данной группы стали. Цифры от 0 до 6 - это условный номер марки стали. С увеличением номера марки возрастает прочность и снижается пластичность стали.

Индексы кп, пс, сп указывают степень раскисленности стали: кп - кипящая, пс - полуспокойная, сп - спокойная.

Данная группа сталей называется строительная сталь, которая предназначена для изготовления строительных конструкций - мостов, ферм, арматуры зданий.

8.4.2.2. Качественные углеродистые стали

Качественные стали поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. Степень раскисленности, в основном, спокойная.

Конструкционные качественные углеродистые стали. Маркируются двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента. Указывается степень раскисленности, если она отличается от спокойной.

Сталь 08 кп, сталь 10 пс, сталь 45.

Среднее содержание углерода, соответственно, 0,08 %, 0,10 %, 0,45 %.

Инструментальные качественные углеродистые стали маркируются буквой У (углеродистая инструментальная сталь) и числом, указывающим содержание углерода в десятых долях процента.

Сталь У8, сталь У13.

Содержание углерода, соответственно, 0,8 % и 1,3 % .

Инструментальные высококачественные углеродистые стали. Маркируются аналогично качественным инструментальным углеродистым сталям, только в конце марки ставят букву А, для обозначения высокого качества стали (пониженное содержание S и P). Например, сталь У10А.

8.4.2.3. Качественные и высококачественные легированные стали

Обозначение буквенно-цифровое. Легирующие элементы имеют условные обозначения, Обозначаются буквами русского алфавита.

Обозначения легирующих элементов:

Х – хром, Н – никель, М – молибден, В – вольфрам,

К – кобальт, Т – титан, А – азот (указывается в середине марки),

Г – марганец, Д – медь, Ф – ванадий, С – кремний,

П – фосфор, Р – бор, Б – ниобий, Ц – цирконий,

Ю – алюминий

8.4.2.4. Легированные конструкционные стали

Сталь 15Х25Н19ВС2.

В начале марки указывается двухзначное число, показывающее среднее содержание углерода в сотых долях процента. Далее перечисляются легирующие элементы. Число, следующее за условным обозначением элемента, показывает его содержание в процентах.

Если число не стоит, то содержание элемента не превышает 1% - 1,5 %.

В указанной марке стали содержится 0,15 % углерода, 25 % хрома, 19 % никеля, до 1,5% вольфрама, 2 % кремния.

Для обозначения высококачественных легированных сталей в конце марки указывается символ А.

8.4.2.5. Легированные инструментальные стали

Сталь 9ХС, сталь ХВГ.

В начале марки указывается однозначное число, показывающее содержание углерода в десятых долях процента. При содержании углерода более 1 %, число не указывается,

Далее перечисляются легирующие элементы, с указанием их содержания.

В указанных марках сталей:

1) 0,9 % С, хром, кремний - в пределах 1%.

2) примерно по 1%С, хрома, вольфрама, марганца.

В последние годы для улучшения качества стали применяются новые методы ее выплавки, которые находят отражение в обозначениях марок стали:

- ВД – вакуумно-дуговой;

- ВИ – вакуумно-индукционный;

- Ш – шлаковый;

- ПВ – прямого восстановления;

ЭШП – электрошлаковый переплав;

- ШД – вакуумно-дуговой после шлакового переплава;

- ЭЛП – электронно-лучевой переплав;

- ПДП – плазменно-дуговой переплав;

- ИШ – вакуумно-индукционный плюс электрошлаковый переплав;

- ИП – вакуумно-индукционный плюс плазменно-дуговой переплав.

Например, 30ХГС-Ш или 30ХГСА-Ш является особовысококачественной сталью, полученной шлаковым переплавом, содержащей примерно 0,3 % углерода, хрома, марганца, кремния – в пределах 1 %.

25Х2ГНТА-ВД – сталь, полученная вакуумно-дуговым переплавом и содержащая примерно 0,25 % углерода, хрома - в пределах 2 %, марганца, никеля, титана – в пределах 1 %.

8.4.2.6. Быстрорежущие стали

Сталь Р18.

Р – индекс данной группы сталей (от rapid – скорость). Содержание углерода около 1%. Число показывает содержание основного легирующего элемента – вольфрама. В указанной стали содержание вольфрама – 18 %.

Если стали содержат легирующие элемент, то их содержание указывается после обозначения соответствующего элемента. Например, Р6М5: содержит 6% W и 5% Мо. Кроме того, стали содержат хром, ванадий.

8.4.2.7. Шарикоподшипниковые стали

Сталь ШХ6, сталь ШХ15ГС.

Ш – индекс данной группы сталей. Х – указывает на наличие в стали хрома. Последующее число показывает содержание хрома в десятых долях процента, в указанных сталях, соответственно, 0,6 % и 1,5 %. Также указываются входящие в состав стали легирующие элементы Mn и Si. Содержание углерода более 1 %.

Глава 9. Чугуны. Диаграмма состояния железо – графит. Строение, свойства, классификация и маркировка графитных чугунов

9.1. Классификация чугунов

Чугун отличается от стали: по составу – более высокое содержание углерода и примесей; по технологическим свойствам – более высокие литейные свойства, малая способность к пластической деформации, почти не используется в сварных конструкциях.

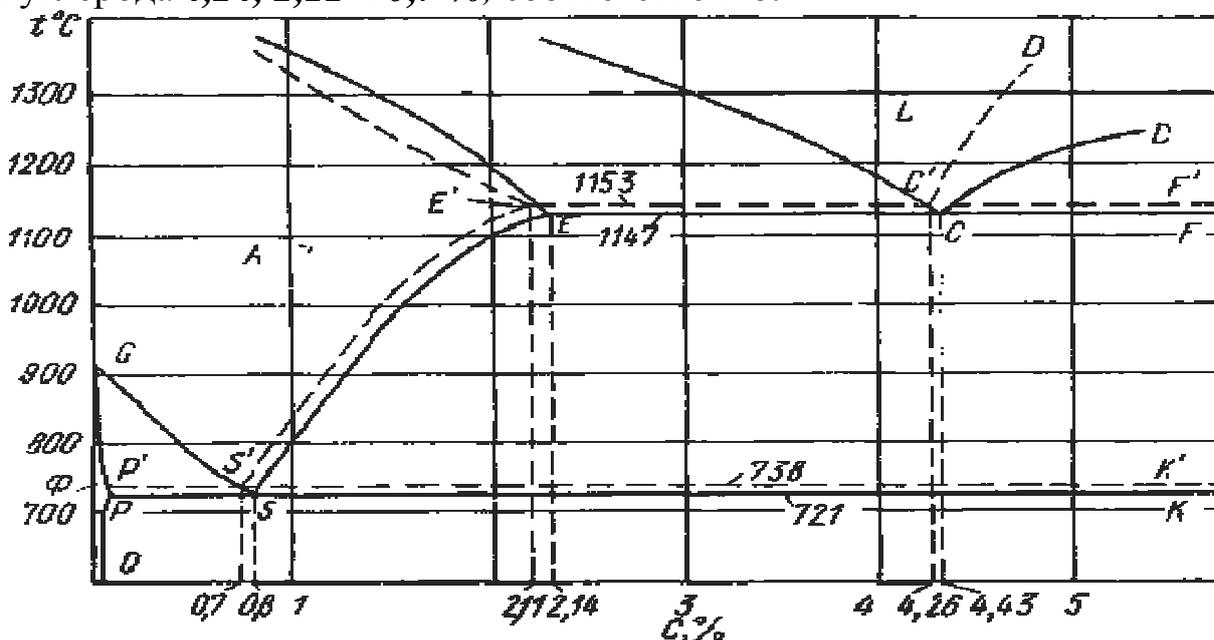
В зависимости от состояния углерода в чугуне различают:

- белый чугун – углерод в связанном состоянии в виде цементита, в изломе имеет белый цвет и металлический блеск;
- графитизированный чугун – весь углерод или большая часть находится в свободном состоянии в виде графита, а в связанном состоянии находится не более 0,8 % углерода. Из-за большого количества графита его излом имеет серый цвет;
- половинчатый – часть углерода находится в свободном состоянии в форме графита, но не менее 2 % углерода находится в форме цементита. Мало используется в технике.

9.2. Диаграмма состояния железо – графит

В результате превращения углерод может не только химически взаимодействовать с железом, но и выделяться в элементарном состоянии в форме графита. Жидкая фаза, аустенит и феррит могут находиться в равновесии и с графитом.

Диаграмма состояния железо – графит показана штриховыми линиями на рис. 9.1. Линии диаграммы находятся выше линий диаграммы железо – цементит. Температуры эвтектического и эвтектоидного превращений, соответственно, 1153°C и 738°C . Точки C , E , S – сдвинуты влево, и находятся при концентрации углерода 4,24, 2,11 и 0,7 %, соответственно.



Р и с.9.1. Диаграмма состояния железо – углерод:
сплошные линии – цементитная система; пунктирные – графитная

При высоких температурах цементит разлагается с выделением графита, поэтому диаграмма состояния железо – цементит является метастабильной, а диаграмма железо – графит – стабильной. Процесс образования графита в сплавах железа с углеродом называется *графитизацией*.

9.3. Процесс графитизации

Графит – это полиморфная модификация углерода. Так как графит содержит **100%** углерода, а цементит – **6,67 %**, то жидкая фаза и аустенит по составу более близки к цементиту, чем к графиту. Следовательно, образование цементита из жидкой фазы и аустенита должно протекать легче, чем графита.

С другой стороны, при нагреве цементит разлагается на железо и углерод. Следовательно, графит является более стабильной фазой, чем цементит.

Возможны два пути образования графита в чугунах.

1. При благоприятных условиях (наличие в жидкой фазе готовых центров кристаллизации графита и очень медленное охлаждение) происходит непосредственное образование графита из жидкой фазы.

2. При разложении ранее образовавшегося цементита. При температурах выше **738 °С** цементит разлагается на смесь аустенита и графита по схеме



При температурах ниже **738 °С** разложение цементита осуществляется по схеме:



При малых скоростях охлаждения степень разложения цементита больше.

Графитизацию из жидкой фазы, а также от распада цементита первичного и цементита, входящего в состав эвтектики, называют *первичной стадией графитизации*.

9.4. Строение, свойства, классификация и маркировка графитных чугунов

Из рассмотрения структур чугунов можно заключить, что их металлическая основа похожа на структуру эвтектоидной или доэвтектоидной стали или технического железа. Отличаются от стали только наличием графитовых включений, определяющих специальные свойства чугунов.

В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: **серый** – с пластинчатым графитом; **высокопрочный** – с шаровидным графитом; **ковкий** – с хлопьевидным графитом.

Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений представлены на рис. 9.2.

Наиболее широкое распространение получили чугуны с содержанием углерода 2,4...3,8 %. Чем выше содержание углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства, следовательно, количество углерода не должно превышать 3,8 %. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не менее 2,4 % [2].

Металлическая основа	Класс чугуна		
	Серый А	Ковкий Б	Высоко-прочный В
Феррит			
Феррит + Перлит			
Перлит			

Р и с. 9.2. Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений

9.5. Влияние состава чугуна на процесс графитизации

Углерод и кремний способствуют графитизации, марганец затрудняет графитизацию и способствует отбеливанию чугуна. Сера способствует отбеливанию чугуна и ухудшает литейные свойства, ее содержание ограничено – $0,08...0,12\%$. Фосфор на процесс графитизации не влияет, но улучшает жидкотекучесть, Фосфор является в чугунах полезной примесью, его содержание – $0,3...0,8\%$.

9.6. Влияние графита на механические свойства отливок

Графитовые включения можно рассматривать как соответствующей формы пустоты в структуре чугуна. Около таких дефектов при нагружении концентрируются напряжения, значение которых тем больше, чем острее дефект. Отсюда следует, что графитовые включения пластинчатой формы в максимальной мере разупрочняют металл. Более благоприятна хлопьевидная форма, а оптимальной является шаровидная форма графита. Пластичность зависит от формы таким же образом. Относительное удлинение (δ) для серых чугунов составляет $0,5\%$, для ковких – до 10% , для высокопрочных – до 15% .

Наличие графита наиболее резко снижает сопротивление при жестких способах нагружения: удар; разрыв. Сопротивление сжатию снижается мало.

9.7. Положительные стороны наличия графита

- Графит улучшает обрабатываемость резанием, так как образуется ломкая стружка;

- Чугун имеет лучшие антифрикционные свойства, по сравнению со сталью, так как наличие графита обеспечивает дополнительную смазку поверхностей трения;
- Из-за микропустот, заполненных графитом, чугун хорошо гасит вибрации и имеет повышенную циклическую вязкость;
- Детали из чугуна не чувствительны к внешним концентраторам напряжений (выточки, отверстия, переходы в сечениях);
- Чугун значительно дешевле стали;
- производство изделий из чугуна литьем дешевле изготовления изделий из стальных заготовок обработкой резанием, а также литьем и обработкой давлением с последующей механической обработкой.

9.8. Серый чугун

Структура не оказывает влияние на пластичность, она остается чрезвычайно низкой. Но оказывает влияние на твердость. Механическая прочность в основном определяется количеством, формой и размерами включений графита. Мелкие, завихренной формы чешуйки графита меньше снижают прочность. Такая форма достигается путем модифицирования. В качестве модификаторов применяют алюминий, силикокальций, ферросилиций.

Серый чугун широко применяется в машиностроении, так как легко обрабатывается и обладает хорошими свойствами.

В зависимости от прочности серый чугун подразделяют на 10 марок (ГОСТ 1412).

Серые чугуны при малом сопротивлении растяжению имеют достаточно высокое сопротивление сжатию.

Серые чугуны содержат углерода – 3,2...3,5 %; кремния – 1,9...2,5 %; марганца – 0,5...0,8 %; фосфора – 0,1...0,3 %; серы – < 0,12 %.

Структура металлической основы зависит от количества углерода и кремния. С увеличением содержания углерода и кремния увеличивается степень графитизации и склонность к образованию ферритной структуры металлической основы. Это ведет к разупрочнению чугуна без повышения пластичности. Лучшими прочностными свойствами и износостойкостью обладают перлитные серые чугуны.

Учитывая малое сопротивление отливок из серого чугуна растягивающим и ударным нагрузкам, следует использовать этот материал для деталей, которые подвергаются сжимающим или изгибающим нагрузкам. В станкостроении это – базовые, корпусные детали, кронштейны, зубчатые колеса, направляющие; в автостроении - блоки цилиндров, поршневые кольца, распределительные валы, диски сцепления. Отливки из серого чугуна также используются в электромашиностроении, для изготовления товаров народного потребления.

Обозначаются аббревиатура СЧ (серый чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности в МПа, умноженное на 10^{-1} . Так СЧ15 имеет предел прочности $\sigma_B = 150$ МПа.

9.9. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом

Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293) могут иметь ферритную (ВЧ 35), феррито-перлитную (ВЧ45) и перлитную (ВЧ 80) металлическую основу. Получают эти чугуны из серых, в результате модифицирования магнием или церием (добавляется 0,03...0,07% от массы отливки). По сравнению с серыми чугунами, механические свойства повышаются, это вызвано отсутствием неравномерности в распределении напряжений из-за шаровидной формы графита.

Чугуны с перлитной металлической основой имеют высокие показатели прочности при меньшем значении пластичности. Соотношение пластичности и прочности ферритных чугунов - обратное.

Высокопрочные чугуны обладают высоким пределом текучести,

$$\sigma_{0,2} = 300...420 \text{ МПа},$$

что выше предела текучести стальных отливок. Также характерна достаточно высокая ударная вязкость и усталостная прочность,

$$\sigma_{-1} = 230...250 \text{ МПа},$$

при перлитной основе.

Высокопрочные чугуны содержат: углерода – 3,2...3,8 %, кремния – 1,9...2,6 %, марганца – 0,6...0,8 %, фосфора – до 0,12 %, серы – до 0,3 %.

Эти чугуны обладают высокой жидкотекучестью, линейная усадка – около 1%. Литейные напряжения в отливках несколько выше, чем для серого чугуна. Из-за высокого модуля упругости достаточно высокая обрабатываемость резанием. Обладают удовлетворительной свариваемостью.

Из высокопрочного чугуна изготавливают тонкостенные отливки (поршневые кольца), шаботы ковочных молотов, станины и рамы прессов и прокатных станов, изложницы, резцедержатели, планшайбы.

Отливки коленчатых валов массой до 2...3 т, взамен кованных валов из стали, обладают более высокой циклической вязкостью, малочувствительны к внешним концентраторам напряжения, обладают лучшими антифрикционными свойствами и значительно дешевле.

Обозначаются буквами ВЧ (высокопрочный чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности в МПа, умноженное на 10^{-1} . Так ВЧ10 имеет предел прочности $\sigma_b = 100 \text{ МПа}$.

9.10. Ковкий чугун

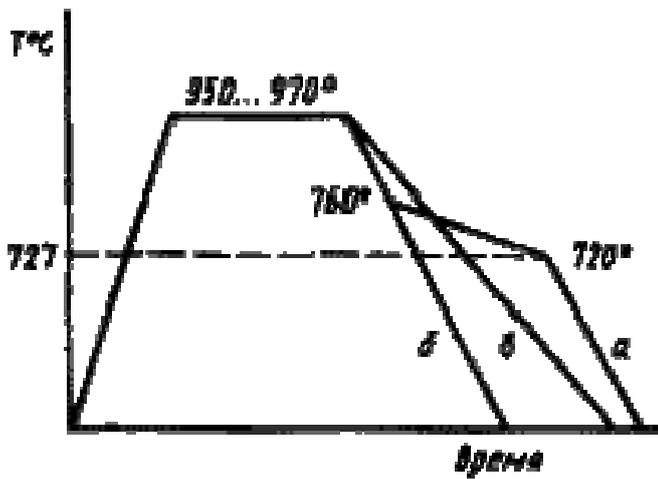
Получают отжигом белого доэвтектического чугуна.

Хорошие свойства у отливок обеспечиваются, если в процессе кристаллизации и охлаждения отливок в форме не происходит процесс графитизации. Чтобы предотвратить графитизацию, чугуны должны иметь пониженное содержание углерода и кремния.

Ковкие чугуны содержат: углерода – 2,4...3,0 %, кремния – 0,8...1,4 %, марганца – 0,3...1,0 %, фосфора – до 0,2 %, серы – до 0,1 %.

Формирование окончательной структуры и свойств отливок происходит в процессе отжига, схема которого представлена на рис. 9.3.

Отливки выдерживаются в печи при температуре $950...1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении $15...20$ часов. Происходит разложение цементита: $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_7(\text{C}) + \text{C}$.



Р и с. 9.3. Отжиг ковкого чугуна

Структура после выдержки состоит из аустенита и графита (углерод отжига). При медленном охлаждении в интервале $760...720\text{ }^{\circ}\text{C}$, происходит разложение цементита, входящего в состав перлита, и структура после отжига состоит из феррита и углерода отжига (получается ферритный ковкий чугун) (режим а, рис. 9.3).

При относительно быстром охлаждении (режим б, рис. 9.3) вторая стадия полностью устраняется, и получается перлитный ковкий чугун.

Структура чугуна, отожженного по режиму в, состоит из перлита, феррита и графита отжига (получается феррито-перлитный ковкий чугун)

Отжиг является длительной $70...80$ часов и дорогостоящей операцией. В последнее время, в результате усовершенствований, длительность сократилась до 40 часов.

Различают 7 марок ковкого чугуна: три с ферритной (КЧ 30–6) и четыре с перлитной (КЧ 65–3) основой (ГОСТ 1215).

По механическим и технологическим свойствам ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым чугуном и сталью. Недостатком ковкого чугуна по сравнению с высокопрочным является ограничение толщины стенок для отливки и необходимость отжига.

Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках.

Из ферритных чугунов изготавливают картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы, хомутики, муфты, фланцы.

Из перлитных чугунов, характеризующихся высокой прочностью, достаточной пластичностью, изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, тормозные колодки.

Обозначаются буквами КЧ (ковкий чугун) и двумя числами, первое из которых показывает значение предела прочности в МПа, умноженное на 10^{-1} , а второе – относительное удлинение, в %. КЧ 30 - 6 имеет предел прочности $\sigma_{\text{в}} = 300$ МПа и относительное удлинение $\delta = 6\%$.

Одним из типов графитизированных чугунов является чугун с вермикулярным (червеобразным) графитом. Его механические свойства (ГОСТ 28394) ближе к свойствам чугуна с шаровидным графитом, чем с пластинчатым.

Способы получения чугуна с вермикулярным графитом принципиально не отличаются от рассмотренных выше чугунов с шаровидным графитом, за исключением меньшего количества глобуляризирующих элементов, вводимых в расплав при модифицировании.

Обозначаются буквами ЧВГ и цифрами, обозначающими минимальное значение предела прочности при растяжении в МПа · 10⁻¹.

9.11. Отбеленные и другие чугуны

Отбеленные – отливки, поверхность которых имеет структуру белого чугуна, а внутри - серого или высокопрочного чугуна.

В составе чугуна **2,8...3,6 %** углерода, и пониженное содержание кремния – **0,5...0,8 %**.

Имеют высокую поверхностную твердость (**950...1000 НВ**) и очень высокую износостойкость. Используются для изготовления прокатных валов, вагонных колес с отбеленным ободом, шаров для шаровых мельниц.

Для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного износа, используются белые чугуны, легированные хромом, хромом и марганцем, хромом и никелем. Отливки из такого чугуна отличаются высокой твердостью и износостойкостью.

Для деталей, работающих в условиях износа при высоких температурах, используют высокохромистые и хромоникелевые чугуны. Жаростойкость достигается легированием чугунов кремнием (**5...6 %**) и алюминием (**1...2 %**). Коррозионная стойкость увеличивается легированием хромом, никелем, кремнием.

Для чугунов можно применять термическую обработку.

Глава 10. Виды термической обработки металлов. Основы теории и технологии термической обработки стали

10.1. Виды термической обработки металлов

Свойства сплава зависят от его структуры. Основным способом, позволяющим изменять структуру, а, следовательно, и свойства является термическая обработка.

Основы термической обработки разработал Чернов Д.К.. В дальнейшем они развивались в работах Бочвара А.А., Курдюмова Г.В., Гуляева А.П. и др.

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств (представляется в виде графика в осях температура – время, рис. 10.1).

Различают следующие виды термической обработки:

1. **Отжиг 1 рода** – возможен для любых металлов и сплавов.

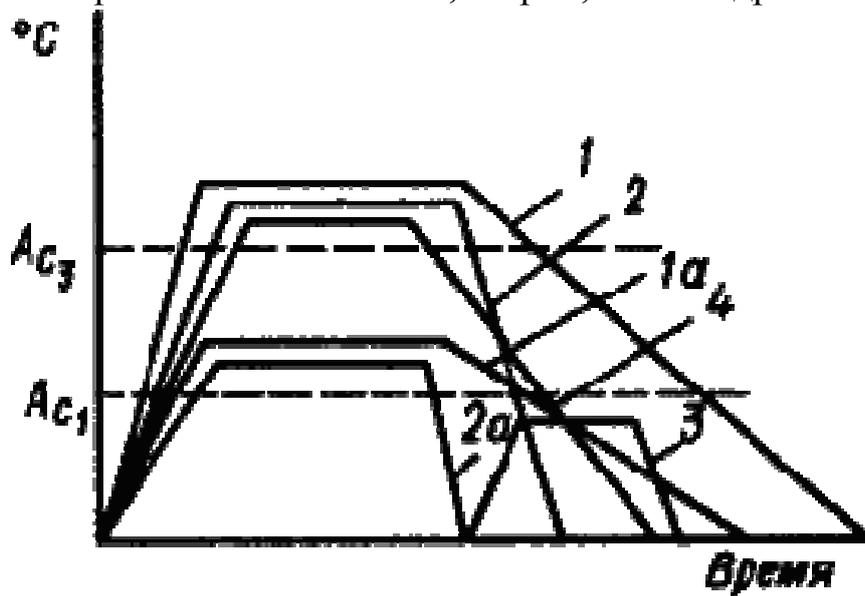
Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии.

Нагрев, при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутренние напряжения.

Основное значение имеет температура нагрева и время выдержки. Характерным является медленное охлаждение

Разновидностями отжига первого рода являются:

- диффузионный;
- рекристаллизационный;
- отжиг для снятия напряжения послековки, сварки, литья и др.



Р и с.10.1. Графики различных видов термообработки: отжига (1, 1а), закалки (2, 2а), отпуска (3), нормализации (4)

2. **Отжиг II рода** – отжиг металлов и сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении.

Проводится для сплавов, в которых имеются полиморфные или эвтектоидные превращения, а также переменная растворимость компонентов в твердом состоянии.

Проводят отжиг второго рода с целью получения более равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием.

Характеризуется нагревом до температур выше критических и очень медленным охлаждением, как правило, вместе с печью (рис. 10.1 (1, 1а)).

3. **Нормализация** - характеризуется нагревом до температур выше критических и охлаждением на воздухе (рис.10.1(4)). Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига, а для среднеуглеродистой стали - вместо закалки (см.п.4).

4. **Закалка** – проводится для сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении, с целью повышения твердости и прочности путем образования неравновесных структур (сорбит, троостит, мартенсит).

Характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения (рис. 10.1 (2, 2а)).

5. **Отпуск** – проводится с целью снятия внутренних напряжений, снижения твердости и увеличения пластичности и вязкости закаленных сталей.

Характеризуется нагревом до температуры ниже критической A_1 (рис. 10.1 (3)). Скорость охлаждения роли не играет. Происходят превращения, уменьшающие степень неравновесности структуры закаленной стали.

Термическую обработку подразделяют на *предварительную* и *окончательную*.

Предварительная – применяется для подготовки структуры и свойств материала для последующих технологических операций (для обработки давлением, улучшения обрабатываемости резанием).

Окончательная – формирует свойство готового изделия.

10.2. Превращения, протекающие в структуре стали при нагреве и охлаждении

Любая разновидность термической обработки состоит из комбинации четырех основных превращений, в основе которых лежат стремления системы к минимуму свободной энергии (рис 10.2).

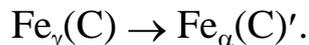
1. Превращение перлита в аустенит ($\text{П} \rightarrow \text{А}$), происходит при нагреве выше критической температуры A_1 , минимальной свободной энергией обладает аустенит.



2. Превращение аустенита в перлит ($\text{А} \rightarrow \text{П}$), происходит при охлаждении ниже A_1 , минимальной свободной энергией обладает перлит:



3. Превращение аустенита в мартенсит ($\text{А} \rightarrow \text{М}$), происходит при быстром охлаждении ниже температуры неустойчивого равновесия



4. Превращение мартенсита в перлит ($\text{М} \rightarrow \text{П}$); – происходит при любых температурах, т.к. свободная энергия мартенсита больше, чем свободная энергия перлита.



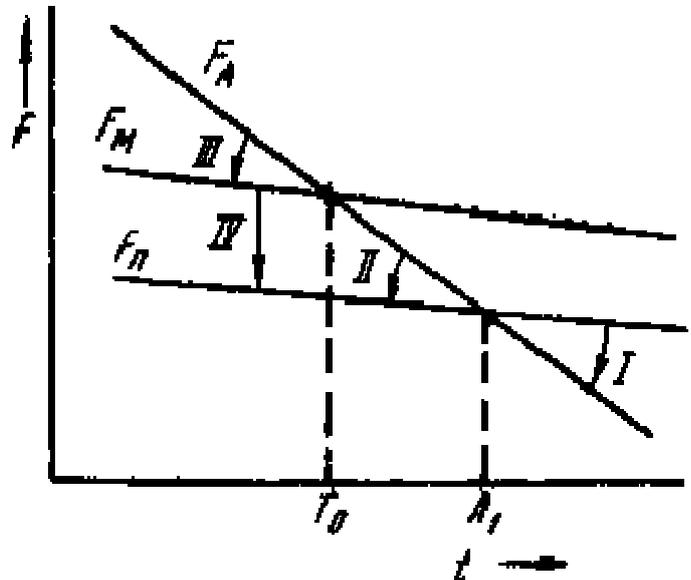
10.3. Механизм основных превращений

10.3.1. Превращение перлита в аустенит

Превращение основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением $\text{Fe}_\alpha \rightarrow \text{Fe}_\gamma$, а так же растворением цементита в аустените.

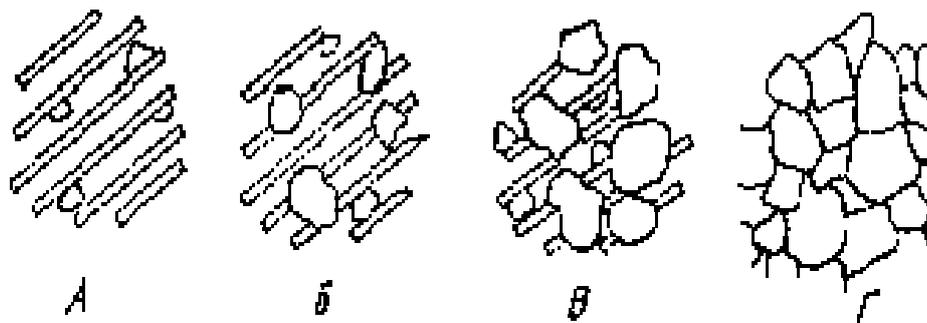
С увеличением перегрева и скорости нагрева продолжительность превращения сокращается.

Механизм превращения представлен на рис.10.3.



Р и с. 10.2. Зависимость свободной энергии структурных составляющих сталей от температуры: аустенита (F_A), мартенсита (F_M), перлита ($F_{\text{П}}$)

Преобразование начинается с зарождения центров аустенитных зерен на поверхности раздела феррит – цементит, кристаллическая решетка Fe_{α} перестраивается в решетку Fe_{γ} .



Р и с. 10.3. Механизм превращения перлита в аустенит

Время превращения зависит от температуры, так как с увеличением степени перегрева уменьшается размер критического зародыша аустенита, увеличиваются скорость возникновения зародышей и скорость их роста

Образующиеся зерна аустенита имеют вначале такую же концентрацию углерода, как и феррит. Затем в аустените начинает растворяться вторая фаза перлита – цементит, следовательно, концентрация углерода увеличивается. Превращение Fe_{α} в Fe_{γ} идет быстрее. После того, как весь цементит растворится, аустенит неоднороден по химическому составу: там, где находились пластинки цементита концентрация углерода более высокая. Для завершения процесса перераспределения углерода в аустените требуется дополнительный нагрев или выдержка.

Величина образовавшегося зерна аустенита оказывает влияние на свойства стали.

Рост зерна аустенита. Образующиеся зерна аустенита получают мелкими (начальное зерно). При повышении температуры или выдержке происходит рост зерна аустенита. Движущей силой роста является разность свободных энергий мелкозернистой (большая энергия) и крупнозернистой (малая энергия) структуры аустенита.

Стали различают по склонности к росту зерна аустенита. Если зерно аустенита начинает быстро расти даже при незначительном нагреве выше температуры A_1 , то сталь наследственно крупнозернистая. Если зерно растёт только при большом перегреве, то сталь наследственно мелкозернистая.

Склонность к росту аустенитного зерна является плавочной характеристикой. Стали одной марки, но разных плавов могут различаться, так как содержат неодинаковое количество неметаллических включений, которые затрудняют рост аустенитного зерна.

Ванадий, титан, молибден, вольфрам, алюминий – уменьшают склонность к росту зерна аустенита, а марганец и фосфор – увеличивают ее.

Заэвтектоидные стали менее склонны к росту зерна.

При последующем охлаждении зерна аустенита не измельчаются. Это следует учитывать при назначении режимов термической обработки, так как от размера зерна зависят механические свойства. Крупное зерно снижает сопротивление отрыву, ударную вязкость, повышает порог хладоломкости.

Различают величину *зерна наследственного* и *действительного*.

Для определения величины *наследственного зерна*, образцы нагревают до $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ и затем определяют размер зерна.

Действительная величина зерна – размер зерна при обычных температурах, полученный после той или иной термической обработки.

Неправильный режим нагрева может привести либо к *перегреву*, либо к *пережогу* стали.

Перегрев. Нагрев доэвтектоидной стали значительно выше температуры A_3 приводит к интенсивному росту зерна аустенита. При охлаждении феррит выделяется в виде пластинчатых или игольчатых кристаллов. Такая структура называется *видманитеттовой структурой* и характеризуется пониженными механическими свойствами. Перегрев можно исправить повторным нагревом до оптимальных температур с последующим медленным охлаждением.

Пережог имеет место, когда температура нагрева приближается к температуре плавления. При этом наблюдается окисление границ зерен, что резко снижает прочность стали. Излом такой стали камневидный. Пережог – неисправимый брак.

10.3.2. Превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении



Превращение связано с диффузией углерода, сопровождается полиморфным превращением $\text{Fe}_{\gamma} \rightarrow \text{Fe}_{\alpha}$, выделением углерода из аустенита в виде цементита, разрастанием образовавшегося цементита.

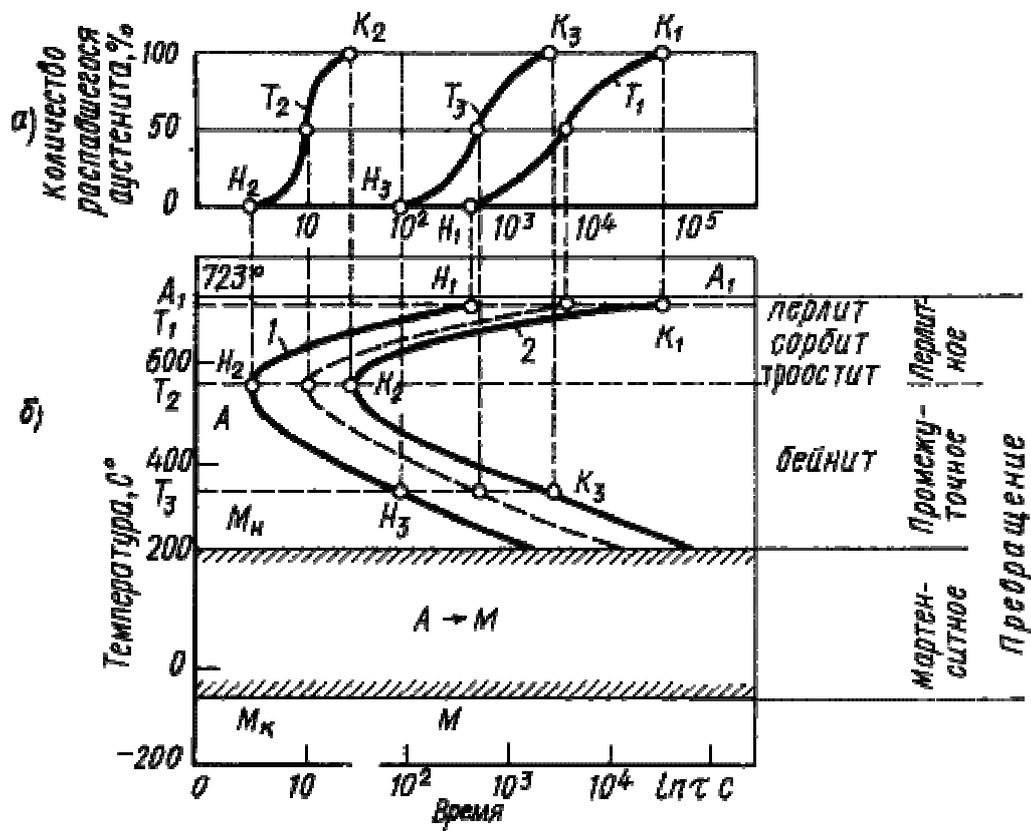
В зависимости от степени переохлаждения различают три области превращения. Вначале, с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, а затем убывает. При температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ скорость равна нулю. При температуре $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ равна нулю скорость диффузии углерода.

10.4. Закономерности превращения

Образцы (рассмотрена сталь У8) нагревают до температуры, при которой структура состоит из однородного аустенита ($770\text{ }^{\circ}\text{C}$). Затем переносят в термостаты с заданной температурой (интервал $25 - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$). Превращение аустенита можно легко обнаружить с помощью наблюдений за изменением магнитных характеристик, так как аустенит парамагнитен, а феррит и цементит обладают магнитными свойствами.

Получают серию кинетических кривых (рис. 10.4,а), которые показывают количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения.

В начале наблюдается инкубационный подготовительный период, время, в течение которого сохраняется переохлажденный аустенит. Превращение протекает с различной скоростью и достигает максимума при образовании 50% продуктов распада.



Р и с. 10.4. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (а); диаграмма изотермического превращения аустенита (б)

Затем скорость начинает уменьшаться и постепенно затухает. С увеличением степени переохлаждения устойчивость аустенита уменьшается, а затем увеличивается.

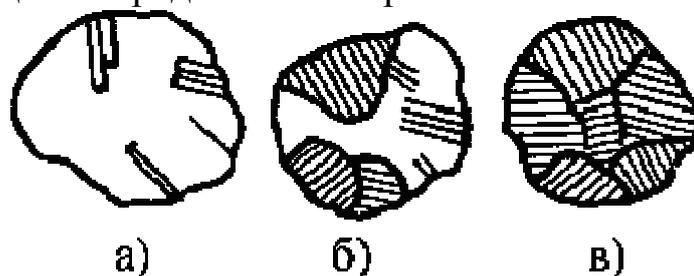
Горизонтальная линия M_n показывает температуру начала бездиффузного мартенситного превращения. Такие диаграммы называются **диаграммами изотермического превращения аустенита** (рис. 10.4,б).

При малых степенях переохлаждения, в области температур $727...550\text{ }^\circ\text{C}$, сущность превращения заключается в том, что в результате превращения аустенита образуется эвтектоидная смесь феррита и цементита, состав которой отличается от состава исходного аустенита. Аустенит содержит $0,8\%$ углерода, а образующиеся фазы: феррит – $0,02\%$, цементит – $6,67\%$ углерода.

Время устойчивости аустенита и скорость его превращения зависят от степени переохлаждения.

Максимальная скорость превращения соответствует переохлаждению ниже температуры A_1 на $150...200\text{ }^\circ\text{C}$, то есть соответствует минимальной устойчивости аустенита.

Механизм превращения представлен на рис. 10.5.



Р и с. 10.5. Механизм превращения аустенита в перлит

При образовании перлита из аустенита ведущей фазой является цементит. Зарождение центров кристаллизации цементита облегчено на границе аустенитных зерен. Образовавшаяся пластинка цементита растет, удлиняется и обедняет соседние области углеродом. Рядом с ней образуются пластинки феррита. Эти пластинки растут как по толщине, так и по длине. Рост образовавшихся колоний перлита продолжается до столкновения с кристаллами перлита, растущими из других центров.

Свойства и строение продуктов превращения аустенита зависят от температуры, при которой происходит процесс его распада.

Толщина соседних пластинок феррита и цементита определяет дисперсность структуры и обозначается Δ_0 . Она зависит от температуры превращения. В зависимости от дисперсности продукты распада имеют различное название.

$\Delta_0 \approx (0,5 \dots 0,7) 10^{-3}$ мм – перлит.

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 650 \dots 700$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 30 \dots 60$ °С/с. Твердость составляет $180 \dots 250$ НВ.

$\Delta_0 \approx 0,25 \cdot 10^{-3}$ мм – сорбит

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 600 \dots 650$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 60$ °С/с. Твердость составляет $250 \dots 350$ НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, достаточной вязкостью и прочностью.

$\Delta_0 \approx 0,1 \cdot 10^{-3}$ мм – троостит.

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 550 \dots 600$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 150$ °С/с. Твердость составляет $350 \dots 450$ НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, малой вязкостью и пластичностью.

Твердость ферритно-цементитной смеси прямо пропорциональна площади поверхности раздела между ферритом и цементитом.

Если температура нагрева незначительно превышала температуру A_1 и полученный аустенит неоднороден по составу, то при малой степени переохлаждения образуется зернистый перлит [5].

10.5. Промежуточное превращение

При температуре ниже 550 °С самодиффузия атомов железа практически не происходит, а атомы углерода обладают достаточной подвижностью.

Механизм превращения состоит в том, что внутри аустенита происходит перераспределение атомов углерода и участки аустенита, обогащенные углеродом превращаются в цементит.

Превращение обедненного углеродом аустенита в феррит происходит по сдвиговому механизму, путем возникновения и роста зародышей феррита. Образующиеся при этом кристаллы имеют игольчатую форму.

Такая структура, состоящая из цементита и феррита, называется *бейнитом*. Особенностью является повышенное содержание углерода в феррите ($0,1 \dots 0,2\%$).

Так как процесс диффузии не происходит, то весь углерод аустенита остается в решетке Fe_α и располагается либо в центрах тетраэдров, либо в середине длинных ребер (рис. 13.2,а).

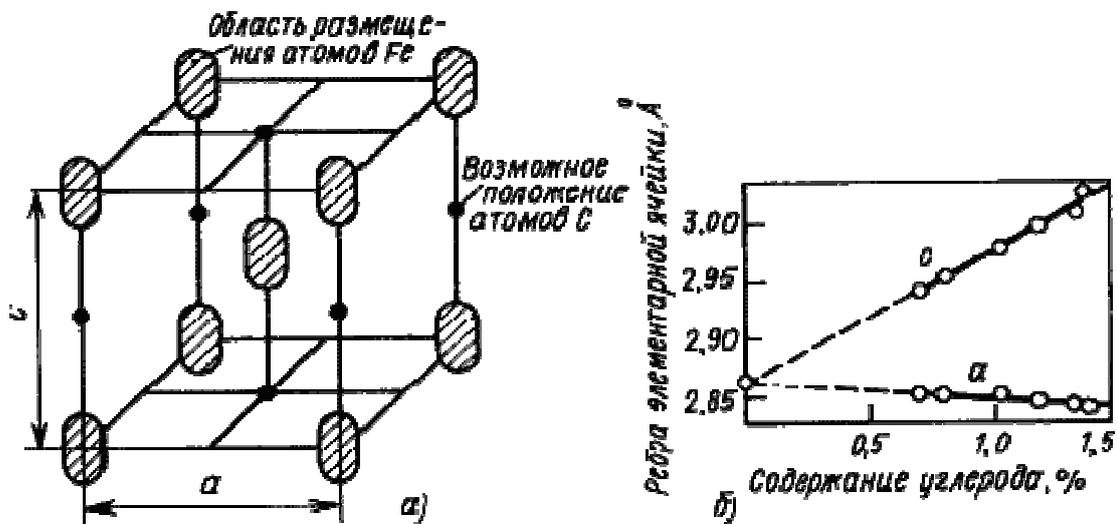
Мартенсит – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в Fe_α .

При образовании мартенсита кубическая решетка Fe_α сильно искажается, превращаясь в тетрагональную (рис. 10.7,а). Искажение решетки характеризуется **степенью тетрагональности**: $c/a > 1$. Степень тетрагональности прямо пропорциональна содержанию углерода в стали (рис. 10.7,б).

Механизм мартенситного превращения имеет ряд особенностей.

1. Бездиффузионный характер.

Превращение осуществляется по сдвиговому механизму. В начале превращения имеется непрерывный переход от решетки аустенита к решетке мартенсита (когерентная связь). При превращении гранецентрированной кубической решетки в объемно-центрированную кубическую атомы смещаются на расстояния меньше межатомных, т.е. нет необходимости в самодиффузии атомов железа.



Р и с. 10.7. Кристаллическая решетка мартенсита (а); влияние содержания углерода на параметры a и c решетки мартенсита (б)

2. Ориентированность кристаллов мартенсита.

Кристаллы имеют форму пластин, сужающихся к концу, под микроскопом такая структура выглядит как игольчатая. Образуюсь мгновенно пластины растут либо до границы зерна аустенита, либо до дефекта. Следующие пластины расположены к первым под углами 60° или 120° , их размеры ограничены участками между первыми пластинами (рис. 10.8).



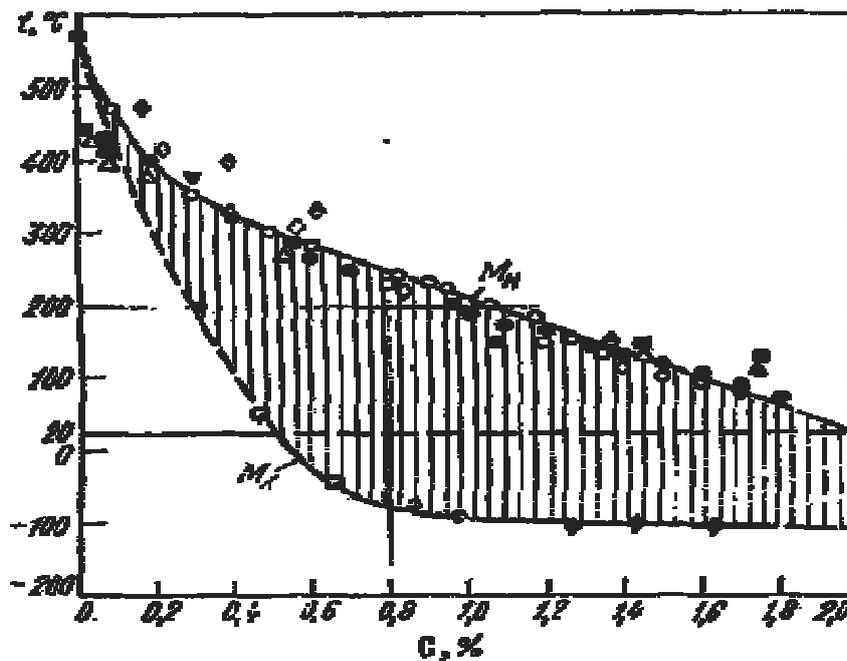
Р и с. 10.8. Ориентированность кристаллов мартенсита

Ориентированный (когерентный) рост кристаллов мартенсита обеспечивает минимальную поверхностную энергию. При когерентном росте, из-за различия объемов аустенита и мартенсита, возникают большие напряжения. При достижении определенной величины кристаллов мартенсита, эти напряжения становятся равными пределу текучести аустенита. В результате этого нарушается когерентность и происходит отрыв решетки мартенсита от решетки аустенита. Рост кристаллов прекращается.

3. Очень высокая скорость роста кристалла, до 1000 м/с .

4. Мартенситное превращение происходит только при непрерывном охлаждении. Для каждой стали начинается и заканчивается при определенной температуре, независимо от скорости охлаждения. Температуру начала мартенситного превращения называют мартенситной точкой M_H , а температуру окончания превращения – M_K . Температуры M_H и M_K зависят от содержания углерода и не зависят от скорости охлаждения. Для сталей с содержанием углерода выше $0,6 - 0,7\%$ M_K уходит в область отрицательных температур (рис. 10.9).

Мартенситное превращение чувствительно к напряжениям, и деформация аустенита может вызвать превращение даже при температурах выше M_H .



Р и с. 10.9. Зависимость температур начала (M_H) и конца (M_K) мартенситного превращения от содержания углерода в стали

В сталях с M_K ниже 20°C присутствует аустенит остаточный, его количество тем больше, чем ниже M_H и M_K (при содержании углерода $0,6...1,0\%$ количе-

ство аустенита остаточного – **10 %**, при содержании углерода **1,5 %** - до **50 %**). В микроструктуре наблюдается в виде светлых полей между иглами мартенсита.

Свойства мартенсита обусловлены особенностями его образования. Он характеризуется высокой твердостью и низкой пластичностью, что обуславливает хрупкость.

Твердость составляет до **65 HRC** для высокоуглеродистой стали. Высокая твердость вызвана влиянием внедренных атомов углерода в решетку α -фазы, что вызывает ее искажение и возникновение напряжений. С повышением содержания углерода в стали возрастает склонность к хрупкому разрушению.

10.7. Превращение мартенсита в ферритно-цементитные смеси

Имеет место при нагреве закаленных сталей. Превращение связано с диффузией углерода.

Мартенсит закалки неравновесная структура, сохраняющаяся при низких температурах. Для получения равновесной структуры изделия подвергают отпуску.

При нагреве закаленной стали происходят следующие процессы.

При нагреве до **200 °C** происходит перераспределение углерода в мартенсите. Образуются пластинки ϵ -карбидов толщиной несколько атомных диаметров. На образование карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода на этих участках резко падает, тогда как, удаленные участки сохраняют концентрацию углерода. В стали присутствуют карбиды и два α -твердых раствора мартенсита (с высокой и низкой концентрацией углерода). Такой тип распада мартенсита называется прерывистым. Скорость диффузии мала, карбиды не увеличиваются, распад мартенсита сопровождается зарождением новых карбидных частиц. Таким образом, имеем структуру с неравномерным распределением углерода – **это мартенсит отпуска**. При этом несколько снижается тетрагональность решетки.

При нагреве до **300 °C** идет рост образовавшихся карбидов. Карбиды выделяются из мартенсита и он обедняется углеродом. Диффузия углерода увеличивается и карбиды растут в результате притока углерода из областей твердого раствора с высокой его концентрацией. Кристаллическая решетка карбидов когерентно связана с решеткой мартенсита.

В высокоуглеродистых сталях аустенит остаточный превращается в мартенсит отпуска. Наблюдается снижение тетрагональности решетки и внутренних напряжений. Структура – **мартенсит отпуска**.

При нагреве до **400 °C** весь избыточный углерод выделяется из Fe_α . Карбидные частицы полностью обособляются, приобретают строение цементита, и начинают расти. Форма карбидных частиц приближается к сферической.

Высокодисперсная смесь феррита и цементита называется **троостит отпуска**;

При нагреве выше $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ изменение фазового состава не происходит, изменяется только микроструктура. Имеет место рост и сфероидизация цементита. Наблюдается растворение мелких и рост крупных карбидных частиц.

При температуре $550\text{...}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ имеем *сорбит отпуска*. Карбиды имеют зернистое строение. Улучшаются свойства стали.

При температуре $650\text{...}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ получают более грубую ферритно-цементитную смесь – *перлит отпуска (зернистый перлит)*.

10.8. Технологические возможности и особенности отжига, нормализации, закалки и отпуска

При разработке технологии необходимо установить:

- режим нагрева деталей (температуру и время нагрева);
- характер среды, где осуществляется нагрев и ее влияние на материал стали;
- условия охлаждения.

Режимы термической обработки назначают в соответствии с диаграммами состояния и диаграммой изотермического распада аустенита.

Нагрев может осуществляться в нагревательных печах, топливных или электрических, в соляных ваннах или в ваннах с расплавленным металлом, пропусканием через изделие электрического тока или в результате индукционного нагрева.

С точки зрения производительности, нагрев с максимальной скоростью уменьшает окалинообразование, обезуглероживание и рост аустенитного зерна. Однако необходимо учитывать перепад температур по сечению, что ведет к возникновению термических напряжений. Если растягивающие напряжения превысят предел прочности или предел текучести, то возможно коробление или образование трещин.

Скорость нагрева тем выше, чем менее легирована сталь, однороднее ее структура, проще конфигурация.

Скорость нагрева принимается $0,8\text{...}1$ мин на 1 мм сечения. Время выдержки принимается около 20% от времени нагрева.

Среда нагрева при нагреве в печи с газовой средой.

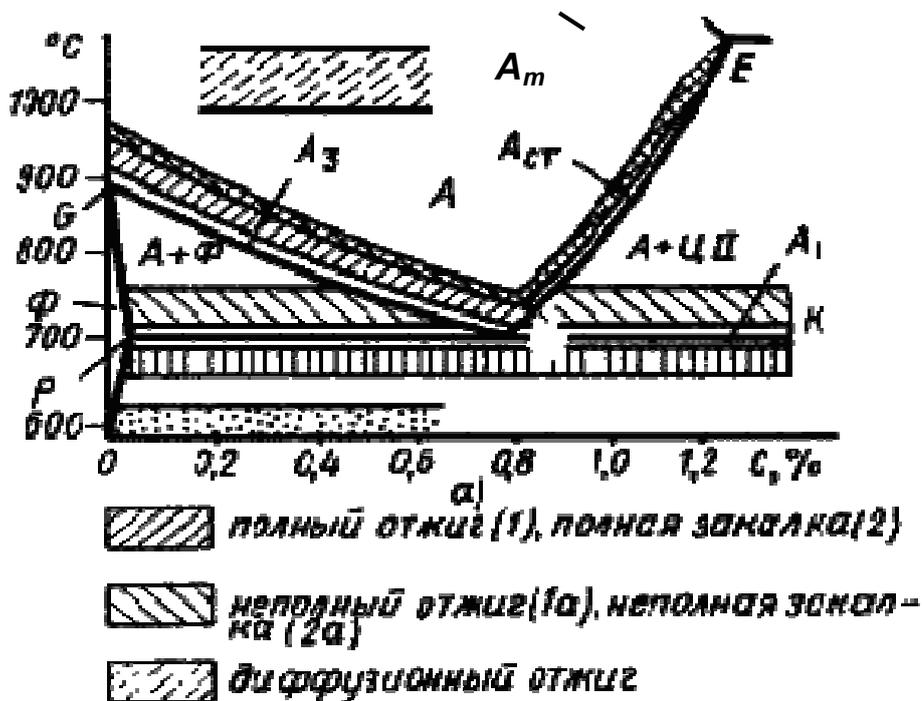
Составляющие могут оказывать на сталь различное действие:

- окисляющее (O_2 , CO_2 , H_2O);
- восстанавливающее (CO , CH_4);
- обезуглероживающее (O_2 , H_2);
- науглероживающее (CO , CH_4);
- нейтральное (N_2 , инертные газы).

Окисление с образованием окалины Fe_2O_3 , препятствует получению высокой и равномерной твердости при закалке, приводит к изменению размеров, требует увеличения припусков на механическую обработку.

Обезуглероживание (выгорание углерода в поверхностном слое металла) способствует появлению мягких пятен при закалке и возникновению растягивающих напряжений в поверхностном слое, снижающих усталостную прочность.

На рис. 10.10 показаны температурные области нагрева при термической обработке сталей.



Р и с. 10.10. Левый угол диаграммы состояния железо – цементит и температурные области нагрева при термической обработке сталей

10.8.1. Отжиг. Назначение и режимы

Отжиг, снижая твердость и повышая пластичность и вязкость за счет получения равновесной мелкозернистой структуры, позволяет:

- улучшить обрабатываемость заготовок давлением и резанием;
- исправить структуру сварных швов, перегретой при обработке давлением и литые стали;
- подготовить структуру к последующей термической обработке.

Характерно медленное охлаждение со скоростью $30 \dots 100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{ч}$.

10.8.1.1. Отжиг первого рода

1. **Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг**. Применяется для устранения ликвации, выравнивания химического состава сплава.

В его основе – диффузия. В результате нагрева выравнивается состав, растворяются избыточные карбиды. Применяется, в основном, для легированных сталей.

Температура нагрева зависит от температуры плавления:

$$T_H = 0,8T_{пл}$$

Продолжительность выдержки: $\tau = 8 \dots 20$ часов.

2. **Рекристаллизационный отжиг** проводится для снятия напряжений после холодной пластической деформации.

Температура нагрева связана с температурой плавления:

$$T_H = 0,4T_{пл}$$

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

3. **Отжиг для снятия напряжений после горячей обработки** (литья, сварки, обработки резанием, когда требуется высокая точность размеров).

Температура нагрева выбирается в зависимости от назначения, находится в широком диапазоне: $T_H = 160 \dots 700 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

Детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконагруженные зубчатые колеса, червяки) отжигают после основной механической обработки при температуре $570 \dots 600 \text{ } ^\circ\text{C}$ в течение $2 \dots 3$ часов, а после окончательной механической обработки, для снятия шлифовочных напряжений – при температуре $160 \dots 180 \text{ } ^\circ\text{C}$ в течение $2 \dots 2,5$ часов.

10.8.1.2. Отжиг второго рода

Отжиг второго рода предназначен для изменения фазового состава.

Температура нагрева и время выдержки обеспечивают нужные структурные превращения. Скорость охлаждения должна быть такой, чтобы успели произойти обратные диффузионные фазовые превращения.

Является подготовительной операцией, которой подвергают отливки,ковки, прокат. Отжиг снижает твердость и прочность, улучшает обрабатываемость резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Измельчая зерно, снижая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность способствует повышению пластичности и вязкости.

В зависимости от температуры нагрева различают отжиг:

1. **полный**, с температурой нагрева на $30 \dots 50 \text{ } ^\circ\text{C}$ выше критической температуры A_3

$$T_H = A_3 + (30 \dots 50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Проводится для доэвтектоидных сталей для исправления структуры.

При такой температуре нагрева аустенит получается мелкозернистый, и после охлаждения сталь имеет также мелкозернистую структуру.

2. **неполный**, с температурой нагрева на $30 \dots 50 \text{ } ^\circ\text{C}$ выше критической температуры A_1

$$T_H = A_1 + (30 \dots 50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

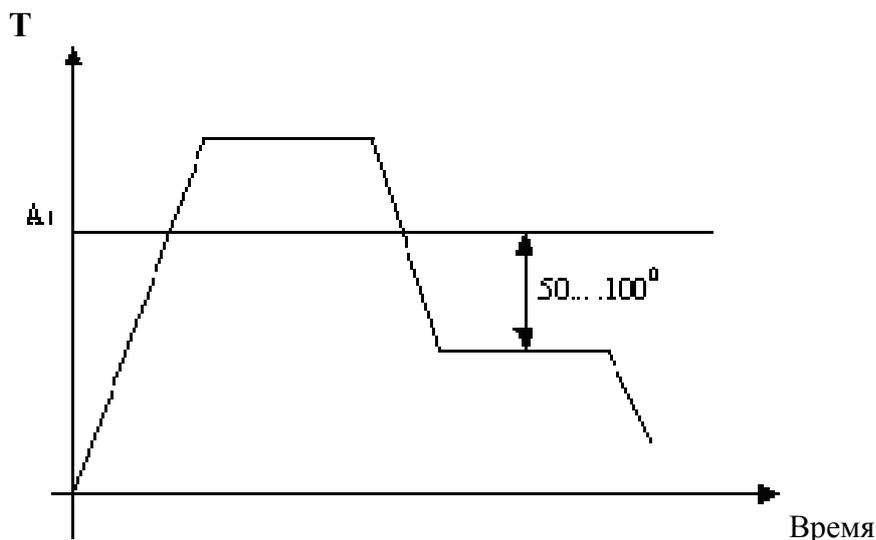
Применяется для заэвтектоидных сталей. При таком нагреве в структуре сохраняется цементит вторичный, в результате отжига цементит приобретает сферическую форму (сфероидизация). Получению зернистого цементита способствует предшествующая отжигу горячая пластическая деформация, при которой дробится цементитная сетка. Структура с зернистым цементитом лучше обрабатывается и имеет лучшие свойства после закалки. Неполный отжиг является обязательным для инструментальных сталей.

Иногда неполный отжиг применяют для доэвтектоидных сталей, если не требуется исправление структуры (сталь мелкозернистая), а необходимо только понизить твердость для улучшения обрабатываемости резанием.

3. **циклический или маятниковый отжиг** применяют, если после проведения неполного отжига цементит остается пластинчатым. В этом случае после нагрева выше температуры A_1 следует охлаждение до $680 \text{ } ^\circ\text{C}$, затем снова нагрев до температуры $750 \dots 760 \text{ } ^\circ\text{C}$ и охлаждение. В результате получают зернистый цементит.

4. **изотермический отжиг** – после нагрева до требуемой температуры, изделие быстро охлаждают до температуры на $50...100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ниже критической температуры A_1 и выдерживают до полного превращения аустенита в перлит, затем охлаждают на спокойном воздухе (рис. 10.11). Температура изотермической выдержки ниже точки A_1 .

В результате получают более однородную структуру, так как превращение происходит при одинаковой степени переохлаждения. Значительно сокращается длительность процесса. Применяют для легированных сталей.



Р и с. 10.11. Режимы изотермического отжига

10.8.2. Нормализация. Назначение и режимы

Нормализация – это термическая обработка, при которой изделие нагревают до аустенитного состояния, на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше A_{C3} или A_{cm} с последующим охлаждением на воздухе.

$$T_n = A_{C3} + (30...50)\text{ }^{\circ}\text{C}.$$

или

$$T_n = A_{cm} + (30...50)\text{ }^{\circ}\text{C}.$$

В результате нормализации получают более тонкое строение эвтектоида (тонкий перлит или сорбит), уменьшаются внутренние напряжения, устраняются пороки, полученные в процессе предшествующей обработки. Твердость и прочность несколько выше, чем после отжига.

В заэвтектоидных сталях нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита.

Нормализацию чаще применяют как промежуточную операцию, улучшающую структуру. Иногда проводят как окончательную обработку, например, при изготовлении сортового проката.

Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига.

Для среднеуглеродистых сталей нормализацию или нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки с высоким отпуском. В этом случае механические свойства несколько ниже, но изделие подвергается меньшей деформации, исключаются трещины.

10.8.3. Закалка

Конструкционные стали подвергают закалке и отпуску для повышения прочности и твердости, получения высокой пластичности, вязкости и высокой

износостойкости, а инструментальные – для повышения твердости и износостойкости.

Верхний предел температур нагрева для заэвтектоидных сталей ограничивается, так как приводит к росту зерна, что снижает прочность и сопротивление хрупкому разрушению.

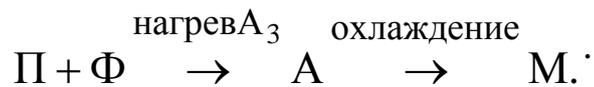
Основными параметрами являются температура нагрева и скорость охлаждения. Продолжительность нагрева зависит от нагревательного устройства, по опытным данным на 1 мм сечения затрачивается: в электрической печи – 1,5...2 мин.; в пламенной печи – 1 мин.; в соляной ванне – 0,5 мин.; в свинцовой ванне – 0,1...0,15 мин.

По температуре нагрева различают виды закалки:

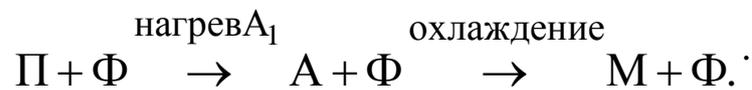
– **полная**, с температурой нагрева на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше критической температуры A_3

$$T_n = A_3 + (30...50)\text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Применяют ее для доэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



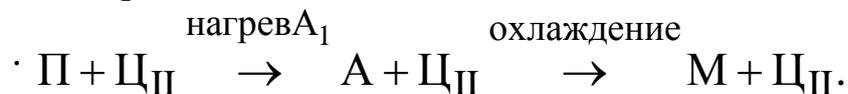
Неполная закалка доэвтектоидных сталей недопустима, так как в структуре остается мягкий феррит. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



– **неполная** с температурой нагрева на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше критической температуры A_1

$$T_n = A_1 + (30...50)\text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



После охлаждения в структуре остается вторичный цементит, который повышает твердость и износостойкость режущего инструмента.

После полной закалки заэвтектоидных сталей получают дефектную структуру грубоиглочатого мартенсита.

Заэвтектоидные стали перед закалкой обязательно подвергают отжигу – сфероидизации, чтобы цементит имел зернистую форму [3].

Охлаждение при закалке

Для получения требуемой структуры изделия охлаждают с различной скоростью, которая в большой степени определяется охлаждающей средой, формой изделия и теплопроводностью стали.

Режим охлаждения должен исключить возникновение больших закалочных напряжений. При высоких скоростях охлаждения при закалке возникают внутренние напряжения, которые могут привести к короблению и растрескиванию.

Внутренние напряжения, уравниваемые в пределах макроскопических частей тела, называются напряжениями I рода. Они ответственны за искажение формы (коробление) и образование трещин при термообработке. Причинами возникновения напряжений являются:

- различие температуры по сечению изделия при охлаждении;
- разновременное протекание фазовых превращений в разных участках изделия.

Для предупреждения образования трещин необходимо избегать растягивающих напряжений в поверхностных слоях изделия. На характер распределения напряжений при закалке, помимо режима охлаждения, оказывает влияние и температура нагрева под закалку. Перегрев содействует образованию закалочных трещин, увеличивает деформации.

Режим охлаждения должен также обеспечить необходимую глубину закаленного слоя.

Оптимальный режим охлаждения: максимальная скорость охлаждения в интервале температур $A_1 - M_H$, для предотвращения распада переохлажденного аустенита в области перлитного превращения, и минимальная скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения $M_H - M_K$, с целью снижения остаточных напряжений и возможности образования трещин. Очень медленное охлаждение может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества аустенита остаточного, а следовательно к снижению твердости.

В качестве охлаждающих сред при закалке используют воду при различных температурах, технические масла, растворы солей и щелочей, расплавленные металлы.

Вода имеет существенный недостаток: высокая скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения приводит к образованию закалочных дефектов. С повышением температуры воды ухудшается ее закалочная способность.

Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8...12 %-ные водные растворы NaCl и NaOH. Они мгновенно разрушают паровую рубашку и охлаждение происходит более равномерно и на стадии пузырькового кипения.

Увеличения охлаждающей способности достигают при использовании струйного или душевого охлаждения, например, при поверхностной закалке.

Для легированных сталей с высокой устойчивостью аустенита используют минеральное масло (нефтяное). Обеспечивающее небольшую скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и постоянство закалывающей способности. Недостатками минеральных масел являются повышенная воспламеняемость, низкая охлаждающая способность в интервале температур перлитного превращения, высокая стоимость.

При выборе охлаждающей среды необходимо учитывать **закаливаемость** и **прокаливаемость** стали.

Закаливаемость – способность стали приобретать высокую твердость при закалке.

Закаливаемость определяется содержанием углерода. Стали с содержанием углерода менее **0,20 %** не закаливаются.

Прокаливаемость – способность получать закаленный слой с мартенситной и троосто-мартенситной структурой, обладающей высокой твердостью, на определенную глубину.

За глубину закаленной зоны принимают расстояние от поверхности до середины слоя, где в структуре одинаковые объемы мартенсита и троостита.

Чем меньше критическая скорость заковки, тем выше прокаливаемость. Укрупнение зерен повышает прокаливаемость.

Если скорость охлаждения в сердцевине изделия превышает критическую, то сталь имеет сквозную прокаливаемость.

Нерастворимые частицы и неоднородность аустенита уменьшают прокаливаемость.

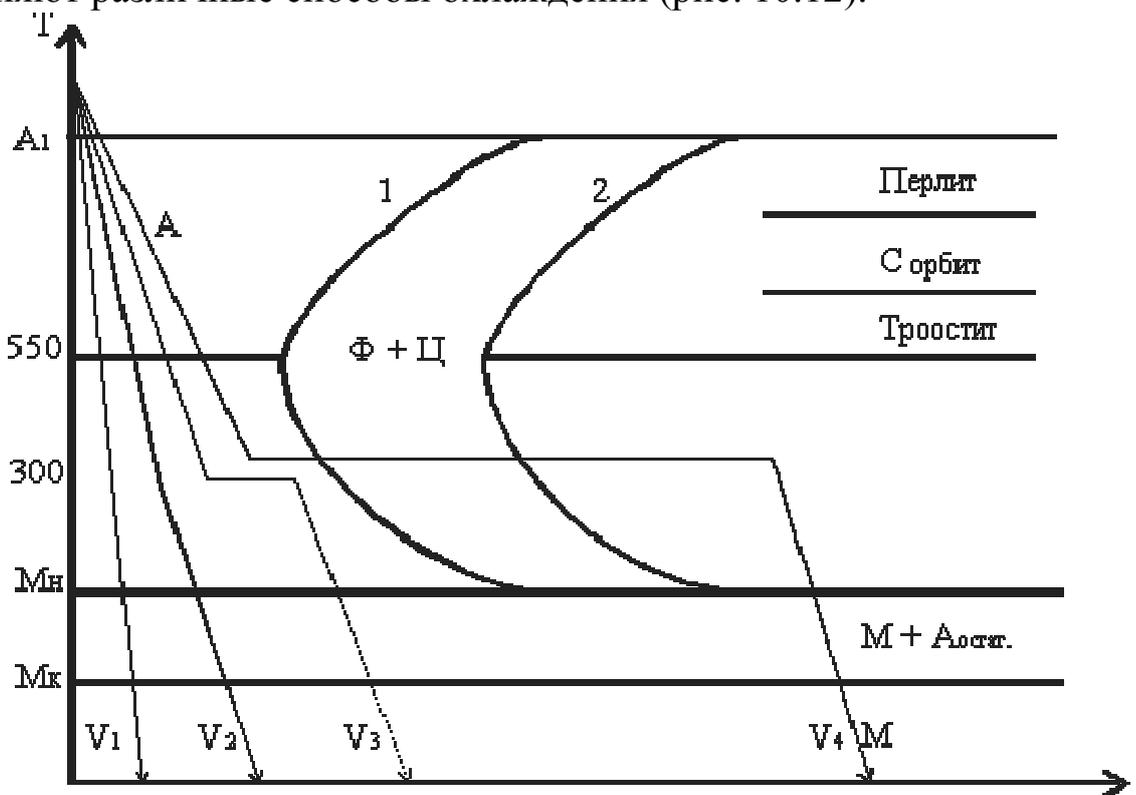
Характеристикой прокаливаемости является **критический диаметр**.

Критический диаметр – максимальное сечение, прокаливающееся в данном охладителе на глубину, равную радиусу изделия.

С введением в сталь большинства легирующих элементов прокаливаемость увеличивается (особенно этому способствуют молибден и бор), а кобальт – наоборот, уменьшает прокаливаемость.

10.8.4. Способы заковки

В зависимости от формы изделия, марки стали и нужного комплекса свойств применяют различные способы охлаждения (рис. 10.12).



Р и с.10.12. Режимы заковки

1. Заковка в одном охладителе (V₁).

Нагретую до нужной температуры деталь переносят в охладитель и полностью охлаждают. В качестве охлаждающей среды используют:

- воду – для крупных изделий из углеродистых сталей;
- масло – для небольших деталей простой формы из углеродистых сталей и изделий из легированных сталей.

Основной недостаток – значительные закалочные напряжения.

2. Закалка в двух средах или прерывистая (V_2).

Нагретое изделие предварительно охлаждают в более резком охладителе (вода) до температуры ~ 300 °С и затем переносят в более мягкий охладитель (масло).

Прерывистая закалка обеспечивает максимальное приближение к оптимальному режиму охлаждения.

Применяется в основном для закалки инструментов.

Недостаток: сложность определения момента переноса изделия из одной среды в другую.

3. Ступенчатая закалка (V_3).

Нагретое до требуемой температуры изделие помещают в охлаждающую среду, температура которой на $30 - 50$ °С выше точки M_H и выдерживают в течение времени, необходимого для выравнивания температуры по всему сечению. Время изотермической выдержки не превышает периода устойчивости аустенита при заданной температуре.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли или металлы. После изотермической выдержки деталь охлаждают с невысокой скоростью.

Способ используется для мелких и средних изделий.

4. Изотермическая закалка (V_4).

Отличается от ступенчатой закалки продолжительностью выдержки при температуре выше M_H , в области промежуточного превращения. Изотермическая выдержка обеспечивает полное превращение переохлажденного аустенита в бейнит. При промежуточном превращении легированных сталей кроме бейнита в структуре сохраняется аустенит остаточный. Образовавшаяся структура характеризуется сочетанием высокой прочности, пластичности и вязкости. Вместе с этим снижается деформация из-за закалочных напряжений, уменьшаются и фазовые напряжения.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли и щелочи.

Применяются для легированных сталей.

5. Закалка с самоотпуском.

Нагретые изделия помещают в охлаждающую среду и выдерживают до неполного охлаждения. После извлечения изделия, его поверхностные слои повторно нагреваются за счет внутренней теплоты до требуемой температуры, то есть осуществляется самоотпуск. Применяется для изделий, которые должны сочетать высокую твердость на поверхности и высокую вязкость в сердцевине (инструменты ударного действия: молотки, зубила).

10.8.5. Отпуск

Отпуск является окончательной термической обработкой.

Целью отпуска является повышение вязкости и пластичности, снижение твердости и уменьшение внутренних напряжений закаленных сталей.

С повышением температуры нагрева прочность обычно снижается, а пластичность и вязкость растут. Температуру отпуска выбирают, исходя из требуемой прочности конкретной детали.

Различают три вида отпуска:

1. **Низкий отпуск** с температурой нагрева $T_n = 150...300\text{ }^\circ\text{C}$.

В результате его проведения частично снимаются закалочные напряжения. Получают структуру – **мартенсит отпуска**.

Проводят для инструментальных сталей; после закалки токами высокой частоты; после цементации.

2. **Средний отпуск** с температурой нагрева $T_n = 300...450\text{ }^\circ\text{C}$.

Получают структуру – **троостит отпуска**, сочетающую высокую твердость 40...45HRC с хорошей упругостью и вязкостью.

Используется для изделий типа пружин, рессор.

3. **Высокий отпуск** с температурой нагрева $T_n = 450...650\text{ }^\circ\text{C}$.

Получают структуру, сочетающую достаточно высокую твердость и повышенную ударную вязкость (оптимальное сочетание свойств) – **сорбит отпуска**.

Используется для деталей машин, испытывающих ударные нагрузки.

Комплекс термической обработки, включающий закалку и высокий отпуск, называется **улучшением**.

10.8.6. Отпускная хрупкость

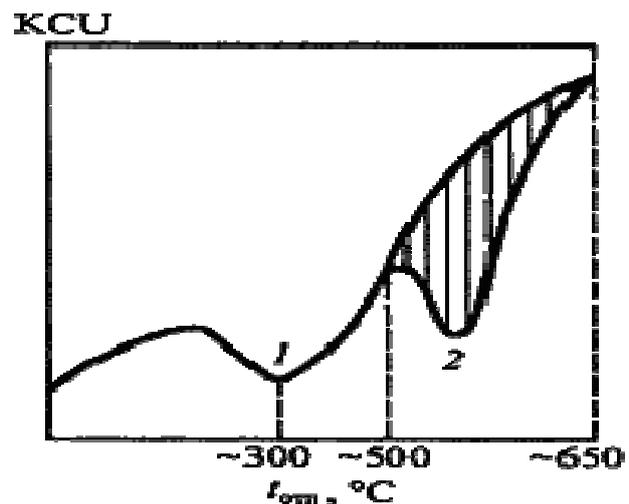
Обычно с повышением температуры отпуска ударная вязкость увеличивается, а скорость охлаждения не влияет на свойства. Но для некоторых сталей наблюдается снижение ударной вязкости. Этот дефект называется **отпускной хрупкостью** (рис. 10.13).

Отпускная хрупкость I рода наблюдается при отпуске в области температур около $300\text{ }^\circ\text{C}$. Она не зависит от скорости охлаждения.

Это явление связано с неравномерностью превращения отпущенного мартенсита.

Процесс протекает быстрее вблизи границ зерен по сравнению с объемами внутри зерна. У границ наблюдается концентрация напряжений, поэтому границы хрупкие.

Отпускная хрупкость I рода "необратима", то есть при повторных нагревах тех же деталей не наблюдается.



Р и с.10.13. Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска:

- 1 – быстрое охлаждение;
- 2 – медленное охлаждение

Отпускная хрупкость II рода наблюдается у легированных сталей при медленном охлаждении после отпуска в области $450...650\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При высоком отпуске по границам зерен происходит образование и выделение дисперсных включений карбидов. Приграничная зона обедняется легирующими элементами. При последующем медленном охлаждении происходит диффузия фосфора к границам зерна. Приграничные зоны обогащаются фосфором, снижаются прочность и ударная вязкость. Этому дефекту способствуют хром, марганец и фосфор. Уменьшают склонность к отпускной хрупкости II рода молибден и вольфрам, а также быстрое охлаждение после отпуска.

Отпускная хрупкость II рода "обратима", то есть при повторных нагревах и медленном охлаждении тех же сталей в опасном интервале температур дефект может повториться.

Стали, склонные к отпускной хрупкости II рода, нельзя использовать для работы с нагревом до $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ без последующего быстрого охлаждения.

Глава 11 Химико-термическая обработка стали: цементация, азотирование, нитроцементация и диффузионная металлизация

11.1. Химико-термическая обработка стали

Химико-термическая обработка (ХТО) – процесс изменения химического состава, микроструктуры и свойств поверхностного слоя детали.

Изменение химического состава поверхностных слоев достигается в результате их взаимодействия с окружающей средой (твердой, жидкой, газообразной, плазменной), в которой осуществляется нагрев.

В результате изменения химического состава поверхностного слоя изменяются его фазовый состав и микроструктура.

Основными параметрами химико-термической обработки являются температура нагрева и продолжительность выдержки.

В основе любой разновидности химико-термической обработки лежат процессы **диссоциации, адсорбции, диффузии**.

Диссоциация – получение насыщающего элемента в активированном атомарном состоянии в результате химических реакций, а также испарения.

Например,



Адсорбция – захват поверхностью детали атомов насыщающего элемента.

Адсорбция – всегда экзотермический процесс, приводящий к уменьшению свободной энергии.

Диффузия – перемещение адсорбированных атомов вглубь изделия.

Для осуществления процессов адсорбции и диффузии необходимо, чтобы насыщающий элемент взаимодействовал с основным металлом, образуя твердые растворы или химические соединения.

Химико-термическая обработка является основным способом поверхностного упрочнения деталей.

Основными разновидностями химико-термической обработки являются:
- цементация (насыщение поверхностного слоя углеродом);

- азотирование (насыщение поверхностного слоя азотом);
- нитроцементация или цианирование (насыщение поверхностного слоя одновременно углеродом и азотом);
- диффузионная металлизация (насыщение поверхностного слоя различными металлами).

11.2. Назначение и технология видов химико-термической обработки: цементации, азотирования нитроцементации и диффузионной металлизации

11.2.1. Цементация

Цементация – химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя атомами углерода при нагреве до температуры **900...950 °С**.

Цементации подвергают стали с низким содержанием углерода (до **0,25 %**).

Нагрев изделий осуществляют в среде, легко отдающей углерод. Подобрав режимы обработки, поверхностный слой насыщают углеродом до требуемой глубины.

Глубина цементации (h) – расстояние от поверхности изделия до середины зоны, где в структуре имеются одинаковые объемы феррита и перлита (**$h = 1...2$ мм**).

Степень цементации – среднее содержание углерода в поверхностном слое (обычно, не более **1,2 %**).

Более высокое содержание углерода приводит к образованию значительных количеств цементита вторичного, сообщающего слою повышенную хрупкость.

На практике применяют цементацию в твердом и газовом карбюризаторе (науглероживающей среде).

Участки деталей, которые не подвергаются цементации, предварительно покрываются медью (электролитическим способом) или глиняной смесью.

11.2.1.1. Цементация в твердом карбюризаторе

Почти готовые изделия, с припуском под шлифование, укладывают в металлические ящики и пересыпают твердым карбюризатором. Используется древесный уголь с добавками углекислых солей **$BaCO_3$, Na_2CO_3** в количестве **10...40 %**. Закрытые ящики укладывают в печь и выдерживают при температуре **930...950 °С**.

За счет кислорода воздуха происходит неполное сгорание угля с образованием окиси углерода (СО), которая разлагается с образованием атомарного углерода по реакции:



Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла.

Недостатками данного способа являются:

- значительные затраты времени (для цементации на глубину 0,1 мм затрачивается 1 час);

- низкая производительность процесса;
- громоздкое оборудование;
- сложность автоматизации процесса.

Способ применяется в мелкосерийном производстве.

11.2.1.2. Газовая цементация

Процесс осуществляется в печах с герметической камерой, наполненной газовым карбюризатором.

Атмосфера углеродосодержащих газов включает азот, водород, водяные пары, которые образуют газ-носитель, а также окись углерода, метан и другие углеводороды, которые являются активными газами.

Глубина цементации определяется температурой нагрева и временем выдержки.

Преимущества способа:

- возможность получения заданной концентрации углерода в слое (можно регулировать содержание углерода, изменяя соотношение составляющих атмосферу газов);
- сокращение длительности процесса за счет упрощения последующей термической обработки;
- возможность полной механизации и автоматизации процесса.

Способ применяется в серийном и массовом производстве.

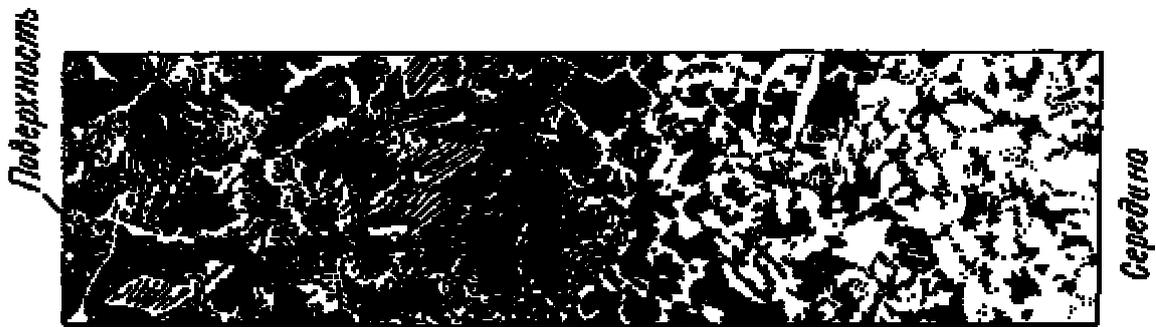
В последнее время получил распространение процесс вакуумной цементации. Печи для вакуумной цементации состоят из нагревательной камеры, снабженной вентилятором для обеспечения интенсивной циркуляции атмосферы, закалочного бака и транспортных устройств. Подготовленные детали помещают в нагревательную печь, вакуумируют и нагревают до 1000 – 1100 °С, затем в печь подается газообразный карбюризатор – очищенный природный газ, пропан или бутан. На первой стадии процесса давление газа составляет 150...400 ГПа. Этот метод позволяет ускорить процесс цементации, повысить качество получаемого слоя.

Известен также двух стадийный режим цементации. В первой зоне печи поддерживают высокий (1,1 – 1,3 %) углеродный потенциал, во второй зоне его снижают до 0,8 %. В этом случае концентрационные кривые углерода приобретают характерную горизонтальную площадку [4].

11.2.1.3. Структура цементованного слоя

Структура цементованного слоя представлена на рис. 11.1.

На поверхности изделия образуется слой заэвтектоидной стали, состоящий из перлита и цементита. По мере удаления от поверхности, содержание углерода снижается и следующая зона состоит только из перлита. Затем появляются зерна феррита, их количество по мере удаления от поверхности увеличивается. И, наконец, структура становится отвечающей исходному составу.



Р и с. 11.1. Структура цементованного слоя

11.2.1.4. Термическая обработка после цементации

В результате цементации достигается только заданное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая термообработка. Все изделия подвергают закалке с низким отпуском. После закалки цементованное изделие приобретает высокую твердость и износостойкость, повышается предел контактной выносливости и предел выносливости при изгибе, при сохранении вязкой сердцевины.

Комплекс термической обработки зависит от материала и назначения изделия.

Графики различных комплексов термической обработки представлены на рис. 11.2.

При газовой цементации изделия по окончании процесса подстуживают до температур закалки, а затем проводят закалку (не требуется повторный нагрев под закалку) (рис. 11.2,а). Назначение указанной на рисунке обработки холодом описано в разделе 12.6.

Если сталь наследственно мелкозернистая или изделия неответственного назначения, то проводят однократную закалку с температуры $820...850^{\circ}\text{C}$ (рис. 11.2,б). При этом обеспечивается получение высокоуглеродистого мартенсита в цементованном слое, а также частичная перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.

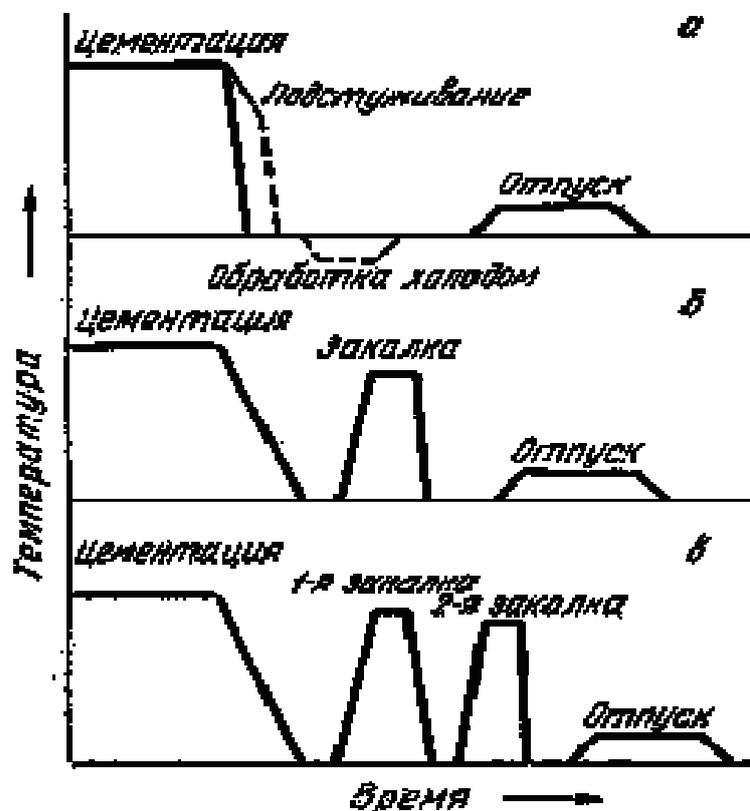
Для удовлетворения особо высоких требований, предъявляемых к механическим свойствам цементованных деталей, применяют двойную закалку (рис. 11.2,в).

Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры $880...900^{\circ}\text{C}$ для исправления структуры сердцевины.

Вторая закалка проводится с температуры $760...780^{\circ}\text{C}$ для получения мелкоигльчатого мартенсита в поверхностном слое.

Завершающей операцией термической обработки всегда является низкий отпуск, проводимый при температуре $150...180^{\circ}\text{C}$. В результате отпуска в поверхностном слое получают структуру мартенсита отпуска, частично снимаются напряжения.

Цементации подвергают зубчатые колеса, поршневые кольца, червяки, оси, ролики и др.



Р и с. 11.2. Режимы термической обработки цементованных изделий

11.2.2. Азотирование

Азотирование – химико-термическая обработка, при которой поверхностные слои насыщаются азотом.

Впервые азотирование осуществил Чижевский И.П., промышленное применение – в двадцатые годы.

При азотировании увеличиваются не только твердость и износостойкость, но также повышается коррозионная стойкость.

При азотировании изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак NH_3 с определенной скоростью. При нагреве аммиак диссоциирует по реакции: $2NH_3 \rightarrow 2N+3H_2$. Атомарный азот поглощается поверхностью и диффундирует вглубь изделия.

Фазы, получающиеся в азотированном слое углеродистых сталей, не обеспечивают высокой твердость, и образующийся слой хрупкий.

Для азотирования используют стали, содержащие алюминий, молибден, хром, титан. Нитриды этих элементов дисперсны и обладают высокой твердостью и термической устойчивостью.

Типовые азотируемые стали: *38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2НЗЮ.*

Глубина и поверхностная твердость азотированного слоя зависят от ряда факторов, из которых основные: температура азотирования, продолжительность азотирования и состав азотируемой стали.

В зависимости от условий работы деталей различают азотирование:

- для повышения поверхностной твердости и износостойкости;
- для улучшения коррозионной стойкости (антикоррозионное азотирование).

В первом случае процесс проводят при температуре $500...560\text{ }^\circ\text{C}$ в течение $24...90$ часов, так как скорость азотирования составляет $0,01\text{ мм/ч}$. Содержание

азота в поверхностном слое составляет $10...12\%$, толщина слоя (h) – $0,3...0,6$ мм. На поверхности получают твердость около 1000 HV. Охлаждение проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Значительное сокращение времени азотирования достигается при ионном азотировании, когда между катодом (деталью) и анодом (контейнерной установкой) возбуждается тлеющий разряд. Происходит ионизация азотосодержащего газа, и ионы, бомбардируя поверхность катода, нагревают его до температуры насыщения. Катодное распыление осуществляется в течение $5...60$ мин при напряжении $1100...1400$ В и давлении $0,1...0,2$ мм рт. ст., рабочее напряжение $400...1100$ В, продолжительность процесса до 24 часов.

Антикоррозионное азотирование проводят и для легированных, и для углеродистых сталей. Температура проведения азотирования – $650...700$ °С, продолжительность процесса – 10 часов. На поверхности образуется слой ϵ -фазы толщиной $0,01...0,03$ мм, который обладает высокой стойкостью против коррозии (ϵ -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа Fe_3N , имеющий гексагональную решетку).

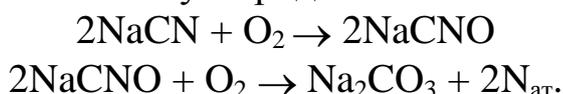
Азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную механическую и термическую обработку (закалка с высоким отпуском).

После азотирования в сердцевине изделия сохраняется структура сорбита, которая обеспечивает повышенную прочность и вязкость.

11.2.3. Цианирование и нитроцементация

Цианирование – химико-термическая обработка, при которой поверхность насыщается одновременно углеродом и азотом.

Осуществляется в ваннах с расплавленными цианистыми солями, например, $NaCN$ с добавками солей $NaCl$, $BaCl$ и др. При окислении цианистого натрия образуется атомарный азот и окись углерода:



Глубина слоя и концентрация в нем углерода и азота зависят от температуры процесса и его продолжительности.

Цианированный слой обладает высокой твердостью $58...62$ HRC и хорошо сопротивляется износу. Повышаются усталостная прочность и коррозионная стойкость.

Продолжительности процесса $0,5...2$ часа.

Высокотемпературное цианирование – проводится при температуре $800...950$ °С, сопровождается преимущественным насыщением стали углеродом до $0,6...1,2\%$, (жидкостная цементация). Содержание азота в цианированном слое $0,2...0,6\%$, толщина слоя $0,15...2$ мм. После цианирования изделия подвергаются закалке и низкому отпуску. Окончательная структура цианированного слоя состоит из тонкого слоя карбонитридов $Fe_2(C, N)$, а затем азотистый мартенсит.

По сравнению с цементацией высокотемпературное цианирование происходит с большей скоростью, приводит к меньшей деформации деталей, обеспечивает большую твердость и сопротивление износу.

Низкотемпературное цианирование – проводится при температуре $540...600\text{ }^{\circ}\text{C}$, сопровождается преимущественным насыщением стали азотом.

Проводится для инструментов из быстрорежущих, высокохромистых сталей. Является окончательной обработкой.

Основным недостатком цианирования является ядовитость цианистых солей.

Нитроцементация – газовое цианирование, осуществляется в газовых смесях из цементующего газа и диссоциированного аммиака.

Состав газа и температура процесса определяют соотношение углерода и азота в цианированном слое. Глубина слоя зависит от температуры и продолжительности выдержки.

Высокотемпературная нитроцементация проводится при температуре $830...950\text{ }^{\circ}\text{C}$, для машиностроительных деталей из углеродистых и малолегированных сталей при повышенном содержании аммиака. Завершающей термической обработкой является закалка с низким отпуском. Твердость достигает $56...62\text{ HRC}$.

На ОАО "АвтоВАЗ" 95 % деталей подвергаются нитроцементации.

Низкотемпературной нитроцементации подвергают инструмент из быстрорежущей стали после термической обработки (заковки и отпуска). Процесс проводят при температуре $530...570\text{ }^{\circ}\text{C}$, в течение $1,5...3$ часов. Образуется поверхностный слой толщиной $0,02...0,004$ мм с твердостью $900...1200\text{ HV}$.

Нитроцементация характеризуется безопасностью в работе, низкой стоимостью.

11.2.4. Диффузионная металлизация

Диффузионная металлизация – химико-термическая обработка, при которой поверхность стальных изделий насыщается различными элементами: алюминием, хромом, кремнием, бором и др.

При насыщении хромом процесс называют **хромированием**, алюминием – **алитированием**, кремнием – **силицированием**, бором – **борированием**.

Диффузионную металлизацию можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах.

При **твердой диффузионной металлизации** металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония (NH_4Cl). В результате реакции металлизатора с HCl или Cl_2 образуется соединение хлора с металлом (AlCl_3 , CrCl_2 , SiCl_4), которые при контакте с поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

Жидкая диффузионная металлизация проводится погружением детали в расплавленный металл (например, алюминий).

Газовая диффузионная металлизация проводится в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов.

Диффузия металлов протекает очень медленно, так как образуются растворы замещения, поэтому при одинаковых температурах диффузионные слои в десятки и сотни раз тоньше, чем при цементации.

Диффузионная металлизация – процесс дорогостоящий, осуществляется при высоких температурах ($1000...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) в течение длительного времени.

Одним из основных свойств металлизированных поверхностей является жаростойкость, поэтому жаростойкие детали для рабочих температур $1000...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием или силицированием.

Исключительно высокой твердостью (2000 HV) и высоким сопротивлением износу из-за образования боридов железа (FeB , FeB_2) характеризуются борированные слои, но эти слои очень хрупкие.

Глава 12. Методы упрочнения металла

12.1. Термомеханическая обработка стали

Одним из технологических процессов упрочняющей обработки является **термомеханическая обработка (ТМО)**.

Термомеханическая обработка относится к комбинированным способам изменения строения и свойств материалов.

При термомеханической обработке совмещаются пластическая деформация и термическая обработка.

Преимуществом термомеханической обработки является то, что при существенном увеличении прочности характеристики пластичности снижаются незначительно, а ударная вязкость выше в $1,5...2$ раза по сравнению с ударной вязкостью для той же стали после закалки с низким отпуском.

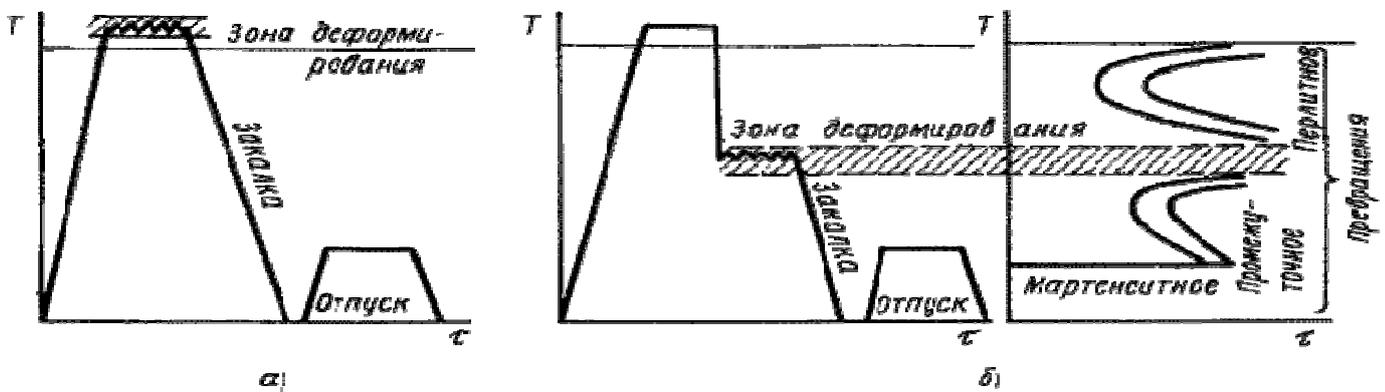
В зависимости от температуры, при которой проводят деформацию, различают высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Сущность **высокотемпературной термомеханической обработки** заключается в нагреве стали до температуры аустенитного состояния (выше A_3). При этой температуре осуществляют деформацию стали, что ведет к наклепу аустенита. Сталь с таким состоянием аустенита подвергают закалке (рис. 12.1,а).

Высокотемпературная термомеханическая обработка практически устраняет развитие отпускной хрупкости в опасном интервале температур, ослабляет необратимую отпускную хрупкость и резко повышает ударную вязкость при комнатной температуре. Понижается температурный порог хладноломкости. Высокотемпературная термомеханическая обработка повышает сопротивление хрупкому разрушению, уменьшает чувствительность к трещинообразованию при термической обработке.

Высокотемпературную термомеханическую обработку эффективно использовать для углеродистых, легированных, конструкционных, пружинных и инструментальных сталей.

Последующий отпуск при температуре $100...200\text{ }^{\circ}\text{C}$ проводится для сохранения высоких значений прочности.



Р и с. 12.1. Схема режимов термомеханической обработки стали:
 а – высокотемпературная термомеханическая обработка (VTMO);
 б – низкотемпературная термомеханическая обработка (NTMO)

Низкотемпературная термомеханическая обработка (аусформинг).

Сталь нагревают до аустенитного состояния. Затем выдерживают при высокой температуре, производят охлаждение до температуры, выше температуры начала мартенситного превращения (400...600 °С), но ниже температуры рекристаллизации, и при этой температуре осуществляют обработку давлением и закалку (рис. 12.1,б).

Низкотемпературная термомеханическая обработка, хотя и дает более высокое упрочнение, но не снижает склонности стали к отпускной хрупкости. Кроме того, она требует высоких степеней деформации (75...95 %), поэтому требуется мощное оборудование.

Низкотемпературную термомеханическую обработку применяют к среднеуглеродистым легированным сталям, закаливаемым на мартенсит, которые имеют достаточную стабильность переохлажденного аустенита.

Повышение прочности при термомеханической обработке объясняют тем, что в результате деформации аустенита происходит дробление его зерен (блоков). Размеры блоков уменьшаются в два – четыре раза по сравнению с обычной закалкой. Также увеличивается плотность дислокаций. При последующей закалке такого аустенита образуются более мелкие пластинки мартенсита, снижаются напряжения.

Механические свойства после разных видов ТМО для машиностроительных сталей в среднем имеют следующие характеристики (см. табл. 12.1).

Таблица 12.1

Механические свойства сталей после ТМО

	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %
НТМО	2400...2900	2000...2400	5...8	15...30
ВТМО	2100...2700	1900...2200	7...9	25... 40
ТО	1400	1100	2	3 (сталь 40 после обычной закалки)

Термомеханическую обработку применяют и для других сплавов.

12.2. Поверхностное упрочнение стальных деталей

Конструкционная прочность часто зависит от состояния материала в поверхностных слоях детали. Одним из способов поверхностного упрочнения стальных деталей является *поверхностная закалка*.

В результате поверхностной закалки увеличивается твердость поверхностных слоев изделия с одновременным повышением сопротивления истиранию и предела выносливости.

Общим для всех видов поверхностной закалки является нагрев поверхностного слоя детали до температуры закалки с последующим быстрым охлаждением. Эти способы различаются методами нагрева деталей. Толщина закаленного слоя при поверхностной закалке определяется глубиной нагрева.

Наибольшее распространение имеют электротермическая закалка с нагревом изделий токами высокой частоты (ТВЧ) и газопламенная закалка с нагревом газовой-кислородным или кислородно-керосиновым пламенем.

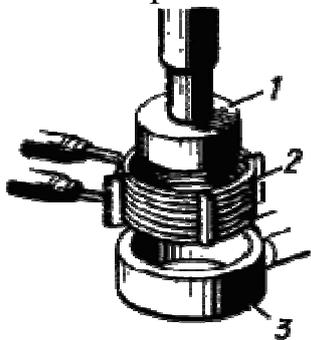
12.3. Закалка токами высокой частоты

Метод разработан советским ученым Вологдиным В.П.

Основан на том, что если в переменное магнитное поле, создаваемое проводником-индуктором, поместить металлическую деталь, то в ней будут индуцироваться вихревые токи, вызывающие нагрев металла. Чем больше частота тока, тем тоньше получается закаленный слой.

Обычно используются машинные генераторы с частотой 50...15000 Гц и ламповые генераторы с частотой больше 10^6 Гц. Глубина закаленного слоя – до 2 мм.

Индукторы изготавливаются из медных трубок, внутри которых циркулирует вода, благодаря чему они не нагреваются. Форма индуктора соответствует внешней форме изделия, при этом необходимо постоянство зазора между индуктором и поверхностью изделия.



Р и с. 12.2. Схема технологического процесса закалки ТВЧ

Одна из схем технологического процесса закалки ТВЧ представлена на рис. 12.2.

После нагрева в течение 3...5 с индуктором 2 деталь 1 быстро перемещается в специальное охлаждающее устройство – спрейер 3, через отверстия которого на нагретую поверхность разбрызгивается закалочная жидкость.

Высокая скорость нагрева смещает фазовые превращения в область более высоких температур. Температура закалки при нагреве токами высокой частоты должна быть выше, чем при обычном нагреве.

При правильных режимах нагрева после охлаждения получается структура мелкоигльчатого мартенсита. Твердость повышается на 2...4 HRC по сравнению с обычной закалкой, возрастает износостойкость и предел выносливости.

Перед закалкой ТВЧ изделие подвергают нормализации, а после закалки низкому отпуску при температуре 150...200 °С (самоотпуск).

Наиболее целесообразно использовать этот метод для изделий из сталей с содержанием углерода более 0,4 %.

Преимущества метода:

- большая экономичность, нет необходимости нагревать все изделие;
- более высокие механические свойства;
- отсутствие обезуглероживания и окисления поверхности детали;
- снижение брака по короблению и образованию закалочных трещин;
- возможность автоматизации процесса;
- использование закалки ТВЧ позволяет заменить легированные стали на более дешевые углеродистые;
- позволяет проводить закалку отдельных участков детали.

Основной недостаток метода – высокая стоимость индукционных установок и индукторов.

Целесообразно использовать в серийном и массовом производстве.

12.4. Газопламенная закалка

Нагрев осуществляется ацетиленокислородным, газокислородным или керосинокислородным пламенем с температурой 3000...3200 °С.

Структура поверхностного слоя после закалки состоит из мартенсита, мартенсита и феррита. Толщина закаленного слоя 2...4 мм, твердость 50...56 HRC.

Метод применяется для закалки крупных изделий, имеющих сложную поверхность (косозубые шестерни, червяки), для закалки стальных и чугунных прокатных валков. Используется в массовом и индивидуальном производстве, а также при ремонтных работах.

При нагреве крупных изделий горелки и охлаждающие устройства перемещаются вдоль изделия, или – наоборот.

Недостатки метода:

- невысокая производительность;
- сложность регулирования глубины закаленного слоя и температуры нагрева (возможность перегрева).

12.5. Старение

Отпуск применяется к сплавам, которые подвергнуты закалке с полиморфным превращением.

К материалам, подвергнутым закалке без полиморфного превращения, применяется **старение**.

Закалка без полиморфного превращения – термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние, свойственное сплаву при более высоких температурах (пересыщенный твердый раствор).

Старение – термическая обработка, при которой главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

В результате старения происходит изменение свойств закаленных сплавов.

В отличие от отпуска, после старения увеличиваются прочность и твердость, и уменьшается пластичность.

Старение сплавов связано с переменной растворимостью избыточной фазы, а упрочнение при старении происходит в результате дисперсных предвыделений и выделений при распаде пересыщенного твердого раствора и возникающих при этом внутренних напряжений.

Основное назначение старения – повышение прочности и стабилизация свойств.

Различают старение естественное, искусственное, зонное и фазовое, и после пластической деформации.

Естественным старением называется самопроизвольное повышение прочности и уменьшение пластичности закаленного сплава, происходящее в процессе его выдержки при нормальной температуре.

Нагрев сплава увеличивает подвижность атомов, что ускоряет процесс.

Повышение прочности в процессе выдержки при повышенных температурах называется **искусственным старением**.

Структурные изменения при старении протекают стадийно по мере повышения температуры и увеличения длительности. На первой стадии распада пересыщенного твердого раствора образуются предвыделения (их называют зоны Гинье – Престона), представляющие собой области твердого раствора с повышенным содержанием легирующих элементов. Размеры таких областей достигают в диаметре 150 нм, толщина – 10 нм (на начальной стадии образования – диаметр 4 – 10 нм, толщина 0,5 – 1,0 нм). Зоны не имеют собственной кристаллической решетки. Искажая кристаллическую решетку металла основы они упрочняют сплав. Данную стадию старения называют **зонным старением**.

На следующей стадии старения идет образование частиц промежуточных и/или стабильных фаз, имеющих собственную кристаллическую решетку. Данную стадию старения называют **фазовым старением**.

Если воздействие температуры продолжается, то частицы фаз коагулируют (укрупняются), что приводит к снижению прочности сплава. Данную стадию старения называют **коагуляционным старением** или **перестариванием**.

Таким образом, предел прочности, предел текучести и твердость сплава с увеличением продолжительности старения возрастают, достигают максимума и затем снижаются (явление перестаривания)

При естественном старении перестаривания не происходит. С повышением температуры стадия перестаривания достигается раньше.

Если закаленный сплав, имеющий структуру пересыщенного твердого раствора, подвергнуть пластической деформации, то также ускоряются процессы, протекающие при старении – это **деформационное старение**. Старение охватывает все процессы, происходящие в пересыщенном твердом растворе: процессы, подготавливающие выделение, и сами процессы выделения.

Для практики большое значение имеет инкубационный период – время, в течение которого в закаленном сплаве совершаются подготовительные процессы, когда сохраняется высокая пластичность. Это позволяет проводить холодную деформацию после закалки.

Если при старении происходят только процессы выделения, то явление называется *дисперсионным твердением*.

После старения повышается прочность и снижается пластичность низкоуглеродистых сталей в результате дисперсных выделений в феррите цементита третичного и нитридов.

Старение является основным способом упрочнения алюминиевых и медных сплавов, а также многих жаропрочных сплавов.

12.6. Обработка стали холодом

Высокоуглеродистые и многие легированные стали имеют температуру конца мартенситного превращения (M_K) ниже $0\text{ }^\circ\text{C}$. Поэтому в структуре стали после закалки наблюдается значительное количество остаточного аустенита, который снижает твердость изделия, а также ухудшает магнитные характеристики. Для устранения аустенита остаточного проводят дополнительное охлаждение детали в области отрицательных температур, до температуры ниже т. M_K ($-80\text{ }^\circ\text{C}$). Обычно для этого используют сухой лед, фреон, жидкий азот.

Такая обработка называется *обработкой стали холодом*.

Обработку холодом необходимо проводить сразу после закалки, чтобы не допустить стабилизации аустенита. Увеличение твердости после обработки холодом обычно составляет $1\text{...}4\text{ HRC}$.

После обработки холодом сталь подвергают низкому отпуску, так как обработка холодом не снижает внутренних напряжений.

Обработке холодом подвергают детали шарикоподшипников, точных механизмов, измерительные инструменты и др. [4].

12.7. Упрочнение методом пластической деформации

Основное назначение методов механического упрочнения поверхности – повышение усталостной прочности.

Методы механического упрочнения – наклепывание поверхностного слоя на глубину $0,2\text{...}0,4\text{ мм}$.

Разновидностями являются дробеструйная обработка и обработка роликами.

Дробеструйная обработка – обработка дробью поверхности готовых деталей.

Осуществляется с помощью специальных дробеструйных установок, выбрасывающих стальную или чугунную дробь на поверхность обрабатываемых деталей. Диаметр дроби – $0,2\text{...}4\text{ мм}$. Удары дроби вызывают пластическую деформацию на глубину $0,2\text{...}0,4\text{ мм}$.

Применяют для упрочнения деталей в канавках, на выступах. Подвергают изделия типа пружин, рессор, звенья цепей, гусениц, гильзы, поршни, зубчатые колеса.

При **обработке роликами** деформация осуществляется давлением ролика из твердого металла на поверхность обрабатываемого изделия.

При усилиях на ролик, превышающих предел текучести обрабатываемого материала, происходит наклеп на нужную глубину. Обработка улучшает микрогеометрию. Создание остаточных напряжений сжатия повышает предел усталости и долговечность изделия.

Обкатка роликами применяется при обработке шеек валов, проволоки, при калибровке труб, прутков.

Не требуется специальное оборудование, можно использовать токарные или строгальные станки.

Глава 13. Конструкционные легированные стали

13.1. Конструкционные стали

К конструкционным сталям, применяемым для изготовления разнообразных деталей машин, предъявляют следующие требования:

- сочетание высокой прочности и достаточной вязкости;
- хорошие технологические свойства;
- экономичность;
- недефицитность.

Высокая конструкционная прочность стали достигается путем рационального выбора химического состава, режимов термической обработки, методов поверхностного упрочнения, улучшением металлургического качества.

Решающая роль в составе конструкционных сталей отводится углероду. Он увеличивает прочность стали, но снижает пластичность и вязкость, повышает порог хладноломкости. Поэтому его содержание регламентировано и редко превышает 0,6 %.

Влияние на конструкционную прочность оказывают легирующие элементы. Повышение конструкционной прочности при легировании связано с обеспечением высокой прокаливаемости, уменьшением критической скорости закалки, измельчением зерна.

Применение упрочняющей термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

Металлургическое качество влияет на конструкционную прочность. Чистая сталь при одних и тех же прочностных свойствах имеет повышенные характеристики надежности.

13.2. Легированные стали

Элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях с целью изменения ее строения и свойств, называются **легирующими элементами**, а стали – **легированными**.

Содержание легирующих элементов может изменяться в очень широких пределах: от тысячных долей процента до десятков процентов. В конструкционных сталях легирование осуществляется с целью улучшения механических

свойств (прочности, пластичности). Кроме того меняются физические, химические, эксплуатационные свойства.

Легирующие элементы повышают стоимость стали, поэтому их использование должно быть строго обоснованно.

Достоинства легированных сталей (обнаруживаются в термически обработанном состоянии, поэтому из легированных сталей изготавливаются детали, подвергаемые термической обработке):

- улучшенные легированные стали обнаруживают более высокие показатели сопротивления пластическим деформациям (σ_T);
- легирующие элементы стабилизируют аустенит, поэтому прокаливаемость легированных сталей выше;
- возможно использование более "мягких" охладителей (снижается брак по закалочным трещинам и короблению), так как тормозится распад аустенита;
- повышаются запас вязкости и сопротивление хладноломкости, что приводит к повышению надежности деталей машин.

Недостатки:

- подвержены обратной отпускной хрупкости II рода;
- в высоколегированных сталях после закалки остается аустенит остаточный, который снижает твердость и сопротивляемость усталости, поэтому требуется дополнительная обработка;
- более склонны к дендритной ликвации, так как скорость диффузии легирующих элементов в железе мала. Дендриты обедняются, а междендритные области – обогащаются легирующим элементом;
- образуется **строчечная структура** послековки и прокатки, неоднородность свойств вдоль и поперек деформирования, поэтому необходим диффузионный отжиг;
- склонны к образованию флокенов.

Флокены – светлые пятна в изломе в поперечном сечении – мелкие трещины с различной ориентацией. Причина их появления – выделение водорода, растворенного в стали.

При быстром охлаждении водород остается в стали, выделяясь из твердого раствора, создает большое внутреннее давление, приводящее к образованию флокенов.

Меры борьбы: уменьшение содержания водорода при выплавке и снижение скорости охлаждения в интервале флокенообразования.

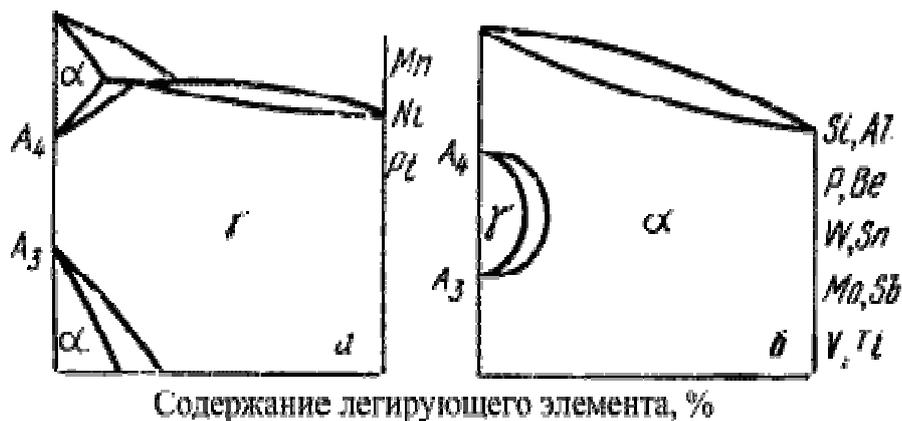
13.3. Влияние элементов на полиморфизм железа

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его аллотропических модификаций ($A_3 = 911\text{ }^\circ\text{C}$, $A_4 = 1392\text{ }^\circ\text{C}$). В зависимости от расположения элементов в периодической системе и строения кристаллической решетки легирующего элемента возможны варианты взаимодействия легирующего элемента с железом. Им соответствуют и типы диаграмм состояния сплавов системы железо – легирующий элемент (рис. 13.1).

Большинство элементов или повышают A_4 и снижают A_3 , расширяя существовавшие γ -модификации (рис.13.1,а), или снижают A_4 и повышают A_3 , сужая область существования γ -модификации (рис.13.1,б).

Свыше определённого содержания марганца, никеля и других элементов, имеющих гранецентрированную кубическую решетку, γ -состояние существует как стабильное от комнатной температуры до температуры плавления. Такие сплавы на основе железа называются аустенитными. При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов, имеющих объемно-центрированную кубическую решетку выше определённого предела устойчивым при всех температурах является α -состояние. Такие сплавы на основе железа называются ферритными.

Аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений при нагреве и охлаждении.



Р и с. 13.1. Схематические диаграммы состояния Fe – легирующий элемент: а – для элементов, расширяющих область существования γ -модификации; б – для элементов, сужающих область существования γ -модификации

13.4. Влияние легирующих элементов на превращения в стали

13.4.1. Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит

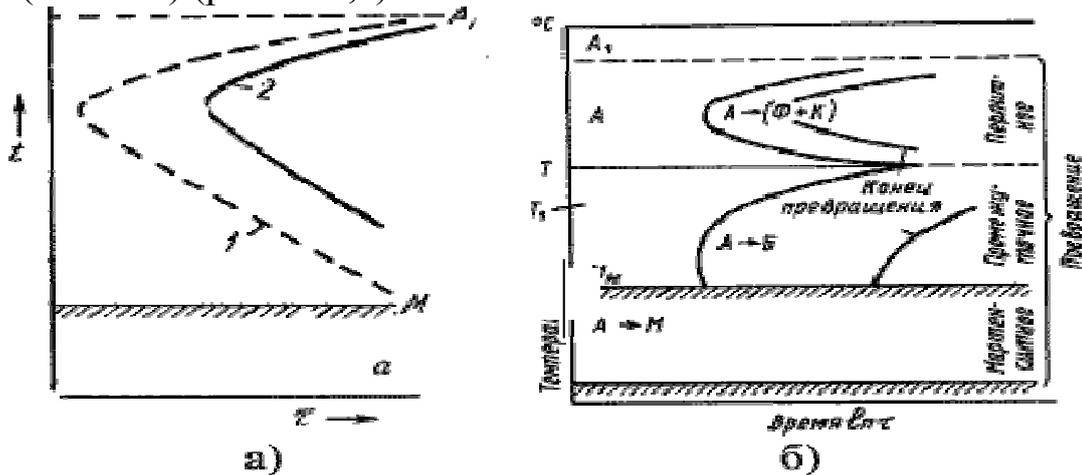
Легирующие элементы в большинстве случаев растворяются в аустените, образуя твердые растворы замещения. Легированные стали требуют более высоких температур нагрева и более длительной выдержки для получения однородного аустенита, в котором растворяются карбиды легирующих элементов.

Малая склонность к росту аустенитного зерна – технологическое преимущество большинства легированных сталей. Все легирующие элементы снижают склонность аустенитного зерна к росту, кроме марганца и бора. Элементы, не образующие карбидов (кремний, кобальт, медь, никель), слабо влияют на рост зерна. Карбидообразующие элементы – элементы, образующие карбиды (химические соединения с углеродом) (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) сильно измельчают зерно.

13.4.2. Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита

По влиянию на устойчивость аустенита и на форму С-образных кривых легирующие элементы разделяются на две группы.

Элементы, которые растворяются в феррите и цементите (кобальт, кремний, алюминий, медь, никель), оказывают только количественное влияние на процессы превращения. Замедляют превращение (большинство элементов) или ускоряют его (кобальт) (рис. 13.2,а).



Р и с 13.2. Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита: а – некарбидообразующие элементы; 1- углеродистая сталь; б — карбидообразующие элементы; 2- легированная сталь

Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) вносят и качественные изменения в кинетику изотермического превращения. При разных температурах они по-разному влияют на скорость распада аустенита: при температуре 700...500 °С — замедляют превращение в перлитной области, при температуре 500...400 °С (образование троостита) — очень сильно замедляют превращение, при температуре 400...300 °С (промежуточное превращение) — замедляет превращение аустенита в бейнит, но меньше, чем образование троостита. Это отражается на форме С-образных кривых: наблюдаются два максимума скорости изотермического распада, разделенных областью высокой устойчивости переохлажденного аустенита (рис. 13.2,б).

Температура максимальной устойчивости аустенита зависит от карбидообразующего элемента: хром — 400...500 °С, вольфрам — 500...550 °С, молибден — 550...575 °С, ванадий — 575...600 °С. Время максимальной устойчивости при заданной температуре возрастает с увеличением степени легированности (очень велико для высоколегированных сталей).

Важным является замедление скорости распада. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении (масло, воздух). Наиболее значительно увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, особенно при совместном легировании. Снижает прокаливаемость один элемент — кобальт.

13.4.3. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение

При нагреве большинство легирующих элементов растворяются в аустените. Карбиды титана и ниобия не растворяются. Эти карбиды тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и обеспечивают получение мелкоиглочатого мартенсита при закалке. Остальные карбидообразующие элементы, а также не-

карбидообразующие, при нагреве растворяются в аустените и при закалке образуют *легированный мартенсит*.

Некоторые легирующие элементы (алюминий, кобальт) повышают мартенситную точку (M_H) и уменьшают количество остаточного аустенита, другие не влияют на эту точку (кремний). Большинство элементов снижают мартенситную точку (M_H) и увеличивают количество остаточного аустенита (Cu, Ni, Cr, Mo, Mn).

13.4.4. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита: никель, марганец – незначительно; хром, молибден, кремний – заметно. Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер, а большинство элементов замедляют карбидное превращение. Легированные стали сохраняют структуру мартенсита отпуска до температуры 400...500 °С. Так как в легированных сталях сохраняется значительное количество остаточного аустенита, то превращение его в мартенсит отпуска способствует сохранению твердости до высоких температур.

Таким образом, легированные стали при отпуске нагревают до более высоких температур или увеличивают выдержку.

13.5. Классификация легированных сталей

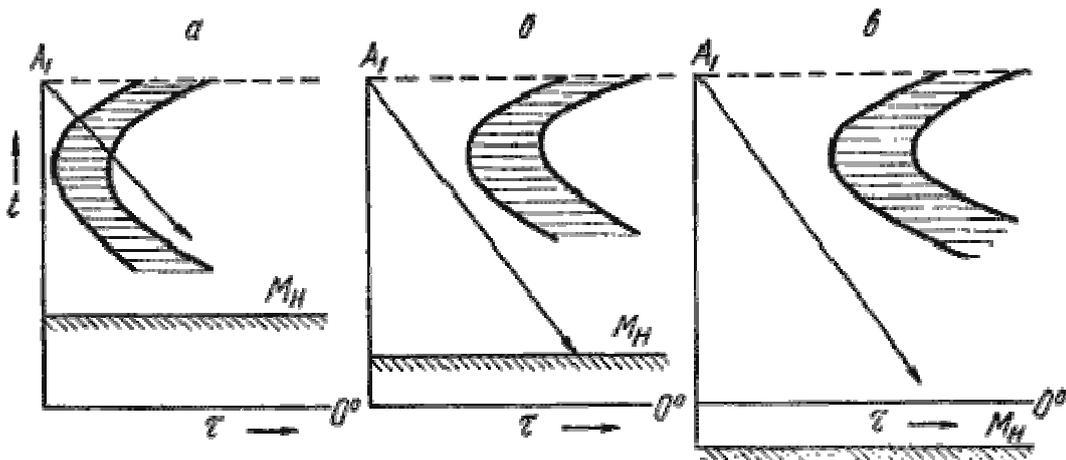
Стали классифицируются по нескольким признакам.

1. По структуре после охлаждения на воздухе выделяются три основных класса сталей:

- перлитный;
- мартенситный;
- аустенитный.

Стали перлитного класса, например 40Х, характеризуются малым содержанием легирующих элементов; мартенситного (18Х2Н4ВА) – более значительным содержанием; аустенитного (12Х18Н9Т) – высоким содержанием легирующих элементов.

Классификация связана с кинетикой распада аустенита. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей различных классов представлены на рис. 13.3.



Р и с. 13.3. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов

По мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения снижается.

Для сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада (рис. 13.3,а), поэтому образуются структуры перлита, сорбита или троостита.

Для сталей мартенситного класса за счет влияния легирующих элементов, область перлитного распада сдвинута вправо (рис.13.3,б). Охлаждение на воздухе не приводит к превращению в перлитной области. Аустенит переохлаждается до температуры мартенситного превращения и происходит образование мартенсита.

Для сталей аустенитного класса увеличение содержания углерода и легирующих элементов сдвигает вправо область перлитного распада, а также снижает мартенситную точку (влияние Ni), переводя ее в область отрицательных температур (рис. 13.3,в). Сталь охлаждается на воздухе до комнатной температуры, сохраняя аустенитное состояние.

2. По степени легирования (по суммарному содержанию легирующих элементов):

- низколегированные – 2,5...5 %;
- среднелегированные – до 10 %;
- высоколегированные – более 10%.

3. По числу легирующих элементов:

- трехкомпонентные (железо, углерод, легирующий элемент);
- четырехкомпонентные (железо, углерод, два легирующих элемента) и так далее.

4. По составу:

- никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и так далее (признак – наличие тех или иных легирующих элементов).

5. По назначению:

- конструкционные;
- инструментальные (режущие, мерительные, штамповые);
- стали и сплавы с особыми свойствами (резко выраженные свойства - коррозионностойкие, жаропрочные и термоустойчивые, износостойчивые, с особыми магнитными и электрическими свойствами).

13.6. Специальные стали

13.6.1. Цементуемые стали

Специальные стали – это сплавы на основе железа, отличающиеся от обычных сталей особыми свойствами, обусловленными либо их химическим составом, либо особым способом производства, либо способом их обработки (Э. Гудремон).

В большинстве случаев специальные стали содержат легирующие элементы.

Используются для изготовления деталей, работающих на износ и подвергающихся действию переменных и ударных нагрузок. Детали должны сочетать высокую поверхностную прочность, твердость и достаточную вязкость сердцевины.

Цементации подвергаются низкоуглеродистые стали с содержанием углерода до 0,25%, что позволяет получить вязкую сердцевину. Для деталей, работающих с большими нагрузками, применяются стали с повышенным содержанием углерода (до 0,35 %).

С повышением содержания углерода прочность сердцевины увеличивается, а вязкость снижается. Детали подвергаются цианированию и нитроцементации.

Цементуемые углеродистые стали 15, 20, 25 используются для изготовления деталей небольшого размера, работающих в условиях изнашивания при малых нагрузках (втулки, валики, оси, шпильки и др.). Твердость на поверхности составляет 60...64 HRC, сердцевина остается мягкой.

Цементуемые легированные стали применяют для более крупных и тяжело нагруженных деталей, в которых необходимо иметь, кроме высокой твердости поверхности, достаточно прочную сердцевину (кулачковые муфты, поршни, пальцы, втулки).

Хромистые стали 15X, 20X используются для изготовления небольших изделий простой формы, цементуемых на глубину $h = 1...1,5$ мм. При закалке с охлаждением в масле, выполняемой после цементации, сердцевина имеет бейнитное строение. Вследствие этого хромистые стали обладают более высокими прочностными свойствами при несколько меньшей пластичности в сердцевине и большей прочностью в цементованном слое.

Дополнительное легирование хромистых сталей ванадием (сталь 15XФ), способствует получению более мелкого зерна, что улучшает пластичность и вязкость.

Никель увеличивает глубину цементованного слоя, препятствует росту зерна и образованию грубой цементитной сетки, оказывает положительное влияние на свойства сердцевины. Хромоникелевые стали 20ХН, 12ХН3А применяют для изготовления деталей средних и больших размеров, работающих на износ при больших нагрузках (зубчатые колеса, шлицевые валы). Одновременное легирование хромом и никелем, который растворяется в феррите, увеличивает прочность, пластичность и вязкость сердцевины и цементованного слоя. Стали мало чувствительны к перегреву. Большая устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений обеспечивает высокую прокаливаемость хромоникелевых сталей и позволяет проводить закалку крупных деталей с охлаждением в масле и на воздухе.

Стали, дополнительно легированные вольфрамом или молибденом (18X2H4BA, 18X2H4MA), применяют для изготовления крупных тяжело нагруженных деталей. Эти стали являются лучшими конструкционными сталями, но дефицитность никеля ограничивает их применение.

Хромомарганцевые стали применяют вместо дорогих хромоникелевых, однако эти стали менее устойчивы к перегреву и имеют меньшую вязкость. Вве-

дение небольшого количества титана (0,06...0,12 %) уменьшает склонность стали к перегреву (стали 18ХГТ, 30ХГТ). С целью повышения прочности применяют легирование бором (0,001...0,005 %) (сталь 20ХГР), но бор способствует росту зерна при нагреве [2].

13.6.2. Улучшаемые стали

Стали, подверженные термическому улучшению, широко применяют для изготовления различных деталей, работающих в сложных напряженных условиях (при действии разнообразных нагрузок, в том числе переменных и динамических). Стали приобретают структуру сорбита, хорошо воспринимающую ударные нагрузки. Важное значение имеет сопротивление хрупкому разрушению.

Улучшению подвергаются среднеуглеродистые стали с содержанием углерода 0,30...0,50 %.

Улучшаемые легированные стали применяют для более крупных и более нагруженных ответственных деталей, чем улучшаемые углеродистые (сталь 35, 40, 45). Стали обладают лучшим комплексом механических свойств: выше прочность при сохранении достаточной вязкости и пластичности, ниже порог хладноломкости.

Хромистые стали 30Х, 40Х, 50Х используются для изготовления небольших средненагруженных деталей. Эти стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому после высокого отпуска охлаждение должно быть быстрым.

Повышение прокаливаемости достигается микролегированием бором (35ХР). Введение в сталь ванадия значительно увеличивает вязкость (40ХФА).

Хромокремнистые (33ХС) и **хромокремниймарганцевые (хромансил)** (25ХГСА) стали обладают высокой прочностью и умеренной вязкостью. Стали хромансили обладают высокой свариваемостью, из них изготавливают стыковые сварные узлы, кронштейны, крепежные и другие детали. Широко применяются в автомобилестроении и авиации.

Хромоникелевые стали 45ХН, 30ХНЗА отличаются хорошей прокаливаемостью, прочностью и вязкостью, но чувствительны к обратимой отпускной хрупкости. Для уменьшения чувствительности вводят молибден или вольфрам. Ванадий способствует измельчению зерна.

Стали 36Х2Н2МФА, 38ХН3ВА др. обладают лучшими свойствами, относятся к мартенситному классу, слабо разупрочняются при нагреве до 300...400 °С. Из них изготавливаются валы и роторы турбин, тяжело нагруженные детали редукторов и компрессоров.

13.6.3. Высокопрочные стали

Высокопрочными называют стали, имеющие предел прочности более 1500 МПа, который достигается подбором химического состава и оптимальной термической обработки.

Такой уровень прочности можно получить в **среднеуглеродистых легированных сталях**, (30ХГСН2А, 40ХН2МА), применяя закалку с низким отпуском (при температуре 200...250 °С) или изотермическую закалку с получением структуры нижнего бейнита.

После изотермической закалки среднеуглеродистые легированные стали имеют несколько меньшую прочность, но большую пластичность и вязкость. Поэтому они более надежны в работе, чем закаленные и низкоотпущенные.

При высоком уровне прочности закаленные и низкоотпущенные среднеуглеродистые стали обладают повышенной чувствительностью к концентраторам напряжения, склонностью к хрупкому разрушению, поэтому их рекомендуется использовать для работы в условиях плавного нагружения.

Легирование вольфрамом, молибденом, ванадием затрудняет разупрочняющие процессы при температуре 200...300 °С, способствует получению мелкого зерна, понижает порог хладноломкости, повышает сопротивление хрупкому разрушению.

Высокая прочность может быть получена и за счет термомеханической обработки.

Стали 30ХГСА, 38ХНЗМА после низкотемпературной термомеханической обработки имеют предел прочности 2800 МПа, относительное удлинение и ударная вязкость увеличиваются в два раза по сравнению с обычной термической обработкой. Это связано с тем, что частичное выделение углерода из аустенита при деформации облегчает подвижность дислокаций внутри кристаллов мартенсита, что способствует увеличению пластичности.

Мартенситно-стареющие стали (03Н18К9М5Т, 04Х11Н9М2Д2ТЮ) превосходят по конструкционной прочности и технологичности среднеуглеродистые легированные стали. Они обладают малой чувствительностью к надрезам, высоким сопротивлением хрупкому разрушению и низким порогом хладноломкости при прочности около 2000 МПа.

Мартенситно-стареющие стали представляют собой безуглеродистые сплавы железа с никелем (8..25 %), дополнительно легированные кобальтом, молибденом, титаном, алюминием, хромом и другими элементами. Благодаря высокому содержанию никеля, кобальта и малой концентрации углерода в результате закалки в воде или на воздухе фиксируется высокопластичный, но низкопрочный железоникелевый мартенсит, пересыщенный легирующими элементами. Основное упрочнение происходит в процессе старения при температуре 450...550 °С за счет выделения из мартенситной матрицы когерентно с ней связанных мелкодисперсных фаз. Мартенситно-стареющие стали обладают высокой конструкционной прочностью в интервале температур от криогенных до 500 °С и рекомендуются для изготовления корпусов ракетных двигателей, стволов артиллерийского и стрелкового оружия, корпусов подводных лодок, батискафов, высоконагруженных дисков турбомашин, зубчатых колес, шпинделей, червяков и т.д.

13.6.4. Пружинные стали

Пружины, рессоры и другие упругие элементы являются важнейшими деталями различных машин и механизмов. В работе они испытывают многократные переменные нагрузки. Под действием нагрузки пружины и рессоры упруго деформируются, а после прекращения действия нагрузки восстанавливают свою

первоначальную форму и размеры. Особенностью работы является то, что при значительных статических и ударных нагрузках они должны испытывать только упругую деформацию, остаточная деформация не допускается. Основные требования к пружинным сталям – обеспечение высоких значений пределов упругости, текучести, выносливости, а также необходимой пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, стойкости к релаксации напряжений.

Пружины работают в области упругих деформаций, когда между действующим напряжением и деформацией наблюдается пропорциональность. При длительной работе пропорциональность нарушается из-за перехода части энергии упругой деформации в энергию пластической деформации. Напряжения при этом снижаются.

Самопроизвольное снижение напряжений при постоянной суммарной деформации называется *релаксацией напряжений*.

Релаксация приводит к снижению упругости и надежности работы пружин.

Пружины изготавливаются из высокоуглеродистых и легированных (60С2, 50ХГС, 60С2ХФА, 55ХГР) конструкционных сталей.

Для упрочнения пружинных углеродистых сталей применяют холодную пластическую деформацию посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок, в процессе которых в поверхностном слое деталей наводятся остаточные напряжения сжатия.

Повышенные значения предела упругости получают после закалки со средним отпуском при температуре 400...480 °С.

Для сталей, используемых для пружин, необходимо обеспечить сквозную прокаливаемость, чтобы получить структуру троостита по всему сечению.

Упругие и прочностные свойства пружинных сталей достигаются при изотермической закалке.

Пружинные стали легируют элементами, которые повышают предел упругости – кремнием, марганцем, хромом, вольфрамом, ванадием, бором.

В целях повышения усталостной прочности не допускается обезуглероживание при нагреве под закалку и требуется высокое качество поверхности.

Пружины и другие элементы специального назначения изготавливают из высокохромистых мартенситных (30Х13), мартенситно-старееющих (03Х12Н10Д2Т), аустенитных нержавеющей (12Х18Н10Т), аустенито-мартенситных (09Х15Н8Ю), быстрорежущих (Р18) и других сталей и сплавов.

13.6.5. Шарикоподшипниковые стали

Подвергаются воздействию высоких нагрузок переменного характера. Основными требованиями являются высокая прочность и износостойкость, высокий предел выносливости, отсутствие концентраторов напряжений, неметаллических включений, полостей, ликваций.

Шарикоподшипниковые стали характеризуются высоким содержанием углерода (около 1 %) и наличием хрома (ШХ9, ШХ15) - 0,9% и 1,5 % соответственно. Высокое содержание углерода и хрома после закалки обеспечивает структуру мартенсит плюс карбиды, обладающей высокой твердостью, износостойкостью.

Дальнейшее увеличение прокаливаемости достигается дополнительным легированием марганцем, кремнием (ШХ15СГ).

Повышены требования в отношении чистоты и равномерности распределения карбидов, в противном случае может произойти выкрашивание. Стали подвергаются строгому металлургическому контролю на наличие пористости, неметаллических включений, карбидной сетки, карбидной ликвации.

Термическая обработка включает отжиг, закалку и отпуск. Отжиг проводят послековки для снижения твердости и подготовки структуры к закалке. Температура закалки составляет 790...880 °С в зависимости от массивности деталей. Охлаждение – в масле (кольца, ролики), в водном растворе соды или соли (шарики). Отпуск стали проводят при температуре 150...170 °С в течение 1...2 часов. Обеспечивается твердость 62...66 HRC.

Из стали ШХ9 изготавливают шарики и ролики небольших размеров, из стали ШХ15 – более крупные.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки (подшипники прокатных станков), изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей глубокой цементацией на глубину 5...10 мм. Для деталей подшипников, работающих в азотной кислоте и других агрессивных средах, используется сталь 95Х18.

Для работы в условиях повышенных температур используются стали 8Х4В9Ф2, 8Х4М4ВФ1.

13.6.6. Стали для изделий, работающих при низких температурах

Для изделий, работающих при низких температурах, необходимо применять стали с пониженным порогом хладноломкости. Особенно сильно понижены температурные пороги хладноломкости в никельсодержащих сталях. Эффективными материалами являются низколегированные малоуглеродистые стали, которые обладают хорошей свариваемостью.

В строительных металлоконструкциях наибольший эффект достигается при использовании термомеханически упрочненного проката.

Для обеспечения высокого комплекса механических свойств деталей машин используются малоуглеродистые стали, легированные элементами способствующими дисперсионному упрочнению и образованию мелкозернистой структуры после термической обработки, 10ХСНД, 15Г2СФ, 12ГН2МФАЮ.

Для работы при сверх низких температурах применяют криогенные стали и сплавы, например, для изготовления емкостей для хранения и перевозки сжиженных газов, имеющих очень низкую температуру кипения (кислород – –183 °С, водород – –253 °С). Основными материалами для работы в подобных условиях являются аустенитные стали с повышенным содержанием никеля 10Х14Г14Н4Т, 10Х18Н10Т, 03Х20Н16АГ6.

13.6.7. Износостойкие стали

Для работы в условиях изнашивания, сопровождаемого большими удельными нагрузками используется высокомарганцевая сталь 110Г13Л, имеющая в своем составе 1...1,4 % углерода, 12...14 % марганца. Сталь имеет аустенитную

структуру и относительно низкую твердость (200...250 НВ). В процессе работы, когда на деталь действуют высокие нагрузки, которые вызывают в материале напряжения, превосходящие предел текучести, происходит интенсивное наклепывание стали и рост ее твердости и износостойкости. При этом сталь сохраняет высокую вязкость. Благодаря этим свойствам сталь широко используется для изготовления корпусов шаровых мельниц, щек камнедробилок, крестовин рельсов, гусеничных траков, козырьков землечерпалок и т.д.

Склонность к интенсивному наклепу является характерной особенностью сталей аустенитного класса.

13.6.8. Автоматные стали

Автоматными называют стали, обладающие повышенной обрабатываемостью резанием.

Эффективным металлургическим приемом повышения обрабатываемости резанием является введение в сталь серы, селена, теллура, кальция, которые изменяют состав неметаллических включений, а также свинца, который образует собственные включения.

Автоматные стали А12, А20 с повышенным содержанием серы и фосфора используются для изготовления малонагруженных деталей на станках автоматах (болты, винты, гайки, мелкие детали швейных, текстильных, счетных и других машин). Эти стали обладают улучшенной обрабатываемостью резанием, поверхность деталей получается чистой и ровной. Износостойкость может быть повышена цементацией и закалкой.

Стали А30 и А40Г предназначены для деталей, испытывающих более высокие нагрузки.

У автоматных сталей, содержащих свинец, (АС11, АС40), повышается стойкость инструмента в 1...3 раза и скорость резания на 25...50 %.

Легированные хромистые и хромоникелевые стали с присадкой свинца и кальция (АЦ45Г2, АСЦ30ХМ, АС20ХГНМ) используются для изготовления нагруженных деталей в автомобильной и тракторной промышленности.

Автоматные стали подвергают диффузионному отжигу при температуре 1100...1150 °С, для устранения ликвации серы.

Глава 14. Инструментальные стали

14.1. Стали для режущего инструмента

Инструментальная сталь должна обладать высокой твердостью, износостойкостью, достаточной прочностью и вязкостью (для инструментов ударного действия).

Режущие кромки могут нагреваться до температуры 500...900 °С, поэтому важным свойством является *теплостойкость*, т. е., способность сохранять высокую твердость и режущую способность при продолжительном нагреве (красностойкость).

14.1.1. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435)

Содержат 0,65...1,35 % углерода.

Стали У7...У13 – обладают высокой твердостью, хорошо шлифуются, дешевы и недефицитны.

Из сталей марок У7, У8 изготавливают инструмент для работы по дереву и инструмент ударного действия, когда требуется повышенная вязкость – пуансоны, зубила, штампы, молотки.

Стали марок У9...У12 обладают более высокой твердостью и износостойкостью – используются для изготовления сверл, метчиков, фрез.

Сталь У13 обладает максимальной твердостью, используется для изготовления напильников, граверного инструмента.

Для снижения твердости и создания благоприятной структуры, все инструментальные стали до изготовления инструмента подвергают отжигу.

Для заэвтектоидных сталей проводят сфероидизирующий отжиг, в результате которого цементит вторичный приобретает зернистую форму. Регулируя скорость охлаждения можно получить любой размер зерен.

Окончательная термическая обработка – закалка с последующим отпуском.

Закалку для доэвтектоидных сталей проводят полную, а для заэвтектоидных – неполную. Структура закаленных сталей или мартенсит, или мартенсит и цементит.

Температура отпуска выбирается в зависимости от твердости, необходимой для инструмента.

Для инструментов ударного действия, требующих повышенной вязкости, из сталей У7, У8 отпуск проводят при температуре 280...300 °С, что обеспечивает твердость HRC 56...58.

Для напильников, метчиков, плашек отпуск проводят при температуре 150...200 °С, при этом обеспечивается получение максимальной твердости – HRC 62...64.

Основными недостатками углеродистых инструментальных сталей является их невысокая прокаливаемость (5...10 мм), низкая теплостойкость (до 200 °С), то есть инструменты могут работать только при невысоких скоростях резания.

14.1.2. Легированные инструментальные стали

Содержат 0,9...1,4 % углерода. В качестве легирующих элементов содержат хром, вольфрам, ванадий, марганец, кремний и другие. Общее содержание легирующих элементов до 5%.

Высокая твердость и износостойкость в основном определяются высоким содержанием углерода. Легирование используется в основном для повышения прокаливаемости, сохранения мелкого зерна, повышения прочности и вязкости.

Термическая обработка включает закалку и отпуск.

Проводят закалку с температуры 800...850 °С в масло или ступенчатую закалку, что уменьшает возможность коробления и образования закалочных трещин.

Отпуск проводят низкотемпературный, при температуре 150...200 °С, что обеспечивает твердость HRC 61...66. Иногда, для увеличения вязкости, температуру отпуска увеличивают до 300 °С, но при этом наблюдается снижение твердости HRC 55...60.

Для деревообрабатывающего инструмента из сталей 6ХС и 9ХФ рекомендуется изотермическая закалка, значительно улучшающая вязкость.

Повышенное содержание кремния (сталь 9ХС) способствует увеличению прокаливаемости до 40 мм и повышению устойчивости мартенсита при отпуске. Недостатками сталей, содержащих кремний, являются чувствительность их к обезуглероживанию при термообработке, плохая обрабатываемость резанием и деформированием из-за упрочнения феррита кремнием.

Повышенное содержание марганца (стали ХВГ, 9ХВСГ) способствует увеличению количества остаточного аустенита, что уменьшает деформацию инструмента при закалке. Это особенно важно для инструмента, имеющего большую длину при малом диаметре, например, протяжек.

Хром увеличивает прокаливаемость и твердость после закалки.

Стали используются для изготовления инструмента и ударного, и режущего.

"Алмазная" сталь ХВ5 содержит 5% вольфрама. Благодаря присутствию вольфрама, в термически обработанном состоянии имеет избыточную мелкодисперсную карбидную фазу. Твердость составляет HRC 65...67. Сталь используется для изготовления инструмента, сохраняющего длительное время острую режущую кромку и высокую размерную точность (развертки, фасонные резцы, гравёрный инструмент).

14.1.3. Быстрорежущие стали

Стали получили свое название за свойства. Вследствие высокой теплостойкости (550...650 °С), изготовленные из них инструменты могут работать с достаточно высокими скоростями резания.

Стали содержат 0,7...1,5 % углерода, до 18 % основного легирующего элемента – вольфрама, до 5 % хрома и молибдена, до 10 % кобальта

Добавление ванадия повышает износостойкость инструмента, но ухудшает шлифуемость. Кобальт повышает теплостойкость до 650 °С и вторичную твердость HRC 67...70.

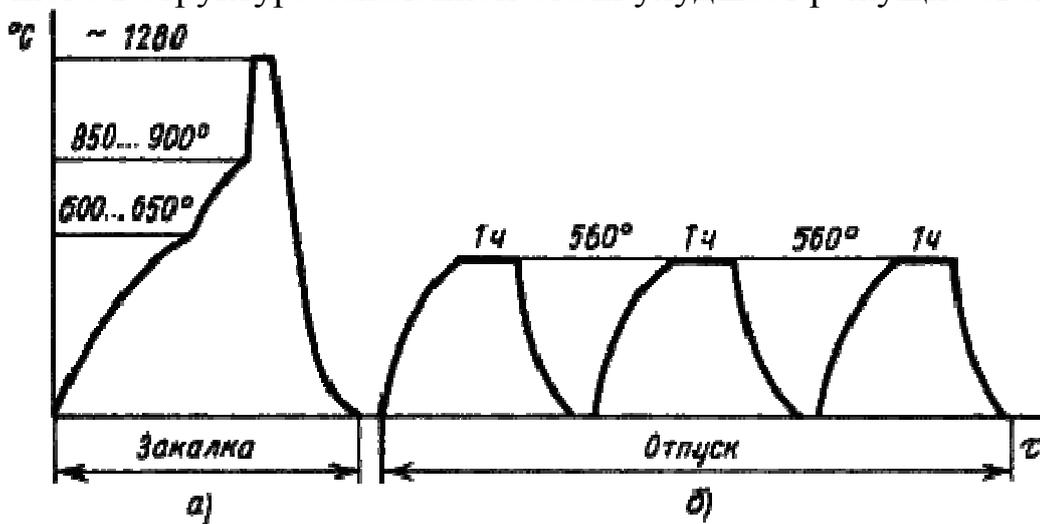
В сталях с добавками Ti, Mo, V или W при повышении температуры отпуска после обычного разупрочнения, вызванного распадом мартенсита и коагуляцией частиц цементита, твердость возрастает. Это явление, обнаруживаемое после отпуска при температурах 500 – 600 °С, называется **вторичным твердением**. Причина вторичного твердения – выделение дисперсных частиц специальных карбидов TiC, V₄C₃, Mo₂C, W₂C.

Микроструктура быстрорежущей стали в литом состоянии имеет эвтектическую структурную составляющую. Для получения оптимальных свойств инструментов из быстрорежущей стали необходимо по возможности устранить структурную неоднородность стали – карбидную ликвацию. Для этого слитки из быстрорежущей стали подвергаются интенсивной пластической деформации

(ковке). При этом происходит дробление карбидов эвтектики и достигается более однородное распределение карбидов по сечению заготовки.

Затем проводят отжиг стали при температуре 860...900 °С. Структура отожженной быстрорежущей стали – мелкозернистый (сорбитообразный) перлит и карбиды, мелкие эвтектоидные и более крупные первичные. Количество карбидов около 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Подавляющее количество легирующих элементов находятся в карбидной фазе. Для получения оптимальных свойств стали в готовом инструменте необходимо при термической обработке обеспечить максимальное насыщение мартенсита легирующими элементами. При закалке быстрорежущие стали требуют нагрева до очень высоких температур, 1210 - 1280 °С. Нагрев осуществляют в хорошо раскисленных соляных ваннах $BaCl_2$, что улучшает равномерность прогрева и снижает возможность обезуглероживания поверхности. Для снижения термических фазовых напряжений нагрев осуществляют ступенчато: замедляют нагрев при температурах 600...650 °С и при 850...900 °С. График режима термической обработки быстрорежущей стали представлен на рис. 14.1.

Охлаждение от закалочной температуры производится в масле. Структура стали после закалки состоит из легированного, очень тонкодисперсного мартенсита, значительного количества (30...40 %) остаточного аустенита и карбидов легирующих элементов. Твердость составляет 60...62 HRC. Наличие аустенита остаточного в структуре закаленной стали ухудшает режущие свойства.



Р и с. 14.1. График режима термической обработки быстрорежущей стали P18

Для максимального удаления аустенита остаточного проводят трехкратный отпуск при температуре 560 °С. При нагреве под отпуск выше 400 °С наблюдается увеличение твердости. Это объясняется тем, что из легированного остаточного аустенита выделяются легированные карбиды. Аустенит при охлаждении от температуры отпуска превращается в мартенсит отпуска, что вызывает прирост твердости. Увеличению твердости содействуют и выделившиеся при температуре отпуска мелкодисперсные карбиды легирующих элементов. Максимальная твердость достигается при температуре отпуска 560 °С.

После однократного отпуска количество аустенита остаточного снижается до 10 %. Чтобы уменьшить его количество до минимума, необходим трехкратный отпуск.

Твердость стали после отпуска составляет 64...65 HRC. Структура стали после термообработки состоит из мартенсита отпуска и карбидов.

При термической обработке быстрорежущих сталей применяют обработку холодом. После закалки сталь охлаждают до температуры -80 ... -100 °С, после этого проводят однократный отпуск при температуре 560 °С для снятия напряжений.

Иногда для повышения износостойкости быстрорежущих сталей применяют низкотемпературное цианирование.

Основными видами режущих инструментов из быстрорежущей стали являются резцы, сверла, долбяки, протяжки, метчики машинные, ножи для резки бумаги. Часто из быстрорежущей стали изготавливают только рабочую часть инструмента [5].

14.2. Стали для измерительных инструментов

Основными требованиями, предъявляемыми к сталям, из которых изготавливаются измерительные инструменты, являются высокая твердость и износостойчивость, стабильность в размерах в течение длительного времени. Последнее требование обеспечивается минимальным температурным коэффициентом линейного расширения и сведением к минимуму структурных превращений во времени.

Для изготовления измерительных инструментов применяются:

- высокоуглеродистые инструментальные стали, легированные и углеродистые (стали У12, Х, Х9, ХГ), после закалки и стабилизирующего низкотемпературного (120...170 °С) отпуска в течение 10...30 ч. До отпуска желательно провести обработку холодом. Получают твердость 62...67 HRC;
- малоуглеродистые стали (сталь 15, 20) после цементации и закалки с низким отпуском;
- стали типа 38ХМЮА после азотирования на высокую твердость.

14.3. Штамповые стали

Инструмент, применяемый для обработки металлов давлением (штампы, пуансоны, матрицы) изготавливают из штамповых сталей.

Различают стали для штампов холодного и горячего деформирования.

14.3.1. Стали для штампов холодного деформирования

Стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, прочностью, вязкостью (чтобы воспринимать ударные нагрузки), сопротивлением пластическим деформациям.

Для штампов небольших размеров (до 25 мм) используют углеродистые инструментальные стали У10, У11, У12 после закалки и низкого отпуска на твердость 57...59 HRC. Это позволяет получить хорошую износостойкость и ударную вязкость.

Для более крупных изделий применяют легированные стали X, X9, X6ВФ. Для повышения износостойкости инструмента после термической обработки проводят цианирование или хромирование рабочих поверхностей.

Для уменьшения брака при закалке необходимо медленное охлаждение в области температур мартенситного превращения (например, закалка из воды в масло для углеродистых сталей, ступенчатая закалка для легированных сталей).

Если штамповый инструмент испытывает ударные нагрузки, то используют стали, обладающие большей вязкостью (стали 4ХС4, 5ХНМ). Это достигается снижением содержания углерода, введением легирующих элементов и соответствующей термической обработкой. После закалки проводят высокий отпуск при температуре 480...580 °С, что обеспечивает твердость 38...45 HRC.

14.3.2. Стали для штампов горячего деформирования

Дополнительно к общим требованиям, от сталей этой группы требуется устойчивость против образования трещин при многократном нагреве и охлаждении, окалиностойкость, высокая теплопроводность для отвода теплоты от рабочих поверхностей штампа, высокая прокаливаемость для обеспечения высокой прочности по всему сечению инструмента.

Для изготовления молотовых штампов применяют хромоникелевые среднеуглеродистые стали 5ХНМ, 5ХНВ, 4ХСМФ. Вольфрам и молибден добавляют для снижения склонности к отпускной хрупкости. После термической обработки, включающей закалку с температуры 760...820 °С и отпуск при 460...540 °С, сталь имеет структуру – сорбит или троостит и сорбит отпуска. Твердость 40...45 HRC.

Штампы горячего прессования работают в более тяжелых условиях. Для их изготовления применяются стали повышенной теплостойкости. Сталь 3Х2В8Ф сохраняет теплостойкость до 650°С, но наличие карбидов вольфрама снижает вязкость. Сталь 4Х5В2ФС имеет высокую вязкость. Повышенное содержание хрома и кремния значительно увеличивает окалиностойкость стали.

14.4. Твердые сплавы

В качестве материалов для инструментов используются *твердые сплавы*, которые состоят из твердых карбидов и связующей фазы. Они изготавливаются методами порошковой металлургии.

Характерной особенностью твердых сплавов является очень высокая твердость 87...92 HRA при достаточно высокой прочности. Твердость и прочность зависят от количества связующей фазы (кобальта) и величины зерен карбидов. Чем крупнее зерна карбидов, тем выше прочность. Твердые сплавы отличаются большой износостойкостью и теплостойкостью. Основными твердыми сплавами являются группы ВК (WC + Co), ТК (WC + TiC + Co), ТТК (WC + TiC + TaC + Co). Наиболее распространенными сплавами группы ВК являются сплавы марок ВК3, ВК6, ВК8, ВК20, где число показывает содержание кобальта в процентах, остальное – карбиды вольфрама WC. Сплавы группы ТК марок Т30К6, Т14К8 – первое число показывает содержание карбидов титана в процентах, второе – содержание кобальта в процентах. Сплавы этой группы лучше проти-

востоят изнашиванию, обладают большей твердостью, тепло- и жаростойкостью, стойкостью к коррозии, но меньшей теплопроводностью и большей хрупкостью. Используются на средних и высоких скоростях резания.

Сплавы с малым количеством кобальта обладают повышенной твердостью и износостойкостью, но минимальной прочностью, Поэтому их используют для чистового точения (BK3, T30K4).

Сплавы с повышенным содержанием кобальта используют для чернового точения (BK8, T14K8).

Сплав BK20 начинают использовать для армирования штампов, что повышает их износостойкость.

Сплав TT8K6 (6 % Co, 6 % TiC, 2 % TaC, 86 % WC) может использоваться при обработке серого и ковкого чугуна, закаленной стали, алюминиевых и медных сплавов, стекла, керамики.

Износостойкость инструментов из твердых сплавов превышает износостойкость инструментов из быстрорежущих сталей в 10...20 раз и сохраняется до температур 800...1000 °C.

14.5. Алмаз как материал для изготовления инструментов

80 % добываемых природных алмазов и все синтетические алмазы используются в качестве инструментальных материалов.

Основное количество алмазов используется в виде алмазного порошка для изготовления алмазно-абразивного инструмента – шлифовальных кругов, притиров, хонов, надфилей и др., для обработки особо твердых металлов и горных пород. Большое значение имеют заточные круги для твердосплавного инструмента, это увеличивает производительность труда и срок службы инструмента. Повышение стойкости твердосплавного инструмента обеспечивается высокой чистотой (отсутствие зазубрин, мелких трещин) лезвия инструмента.

Алмазный инструмент изготавливается в виде алмазосодержащих кругов с бакелитовой или металлической связкой. Также изготавливают алмазные резцы (для обработки корпусов часов), фильеры (для волочения проволоки из высокотвердых и драгоценных металлов) и др.

Глава 15. Коррозионно-стойкие стали и сплавы.

Жаростойкие стали и сплавы. Жаропрочные стали и сплавы

15.1. Коррозия электрохимическая и химическая

Разрушение металла под воздействием окружающей среды называют **коррозией**.

Коррозия помимо уничтожения металла отрицательно влияет на эксплуатационные характеристики деталей, содействуя всем видам разрушения.

Коррозия в зависимости от характера окружающей среды может быть химической и электрохимической.

Электрохимическая коррозия имеет место в водных растворах, а так же в обыкновенной атмосфере, где имеется влага.

Сущность этой коррозии в том, что ионы металла на поверхности детали,

имея малую связь с глубинными ионами, легко отрываются от металла молекулами воды.

Металл, потеряв часть положительно заряженных частиц, ионов, заряжается отрицательно за счет избыточного количества оставшихся электронов. Одновременно слой воды, прилегающий к металлу, за счет ионов металла приобретает положительный заряд. Разность зарядов на границе металл – вода обуславливает скачок потенциала, который в процессе коррозии изменяется, увеличиваясь от растворения металла, и уменьшаясь от осаждения ионов из раствора на металле.

Если количество ионов переходящих в раствор и осаждающихся на металле одинаково, то скорости растворения и осаждения металла равны и процесс коррозии (разрушения металла) не происходит. Этому соответствует равновесный потенциал φ .

За нулевой потенциал принимают равновесный потенциал водородного иона в водном растворе при концентрации положительных ионов водорода, равной 1 моль ионов H^+ на 1 литр.

Стандартные потенциалы других элементов измерены по отношению к водородному потенциалу (табл. 15.1).

Металлы, стандартный потенциал которых отрицательный – корродируют в воде, в которой растворен кислород тем активнее, чем отрицательней значение электрохимического потенциала.

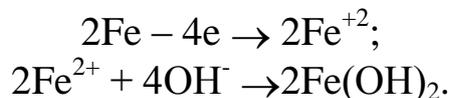
Уходящие ионы металла, взаимодействуя с ионами OH^- , образуют гидроксиды, нерастворимые в воде, которые называют *ржавчиной*, а процесс их образования – *ржавлением*.

Таблица 15.1

Стандартные потенциалы

Элемент	Потенциал, В
Mg	- 1,55
Al	- 1,3
Zn	- 0,76
Cr	- 0,5
Fe	- 0,44
Ni	- 0,23
H	$\pm 0,00$
Cu	+ 0,34
Ag	+ 0,8
Fe	+ 1,5

Схема ржавления железа:



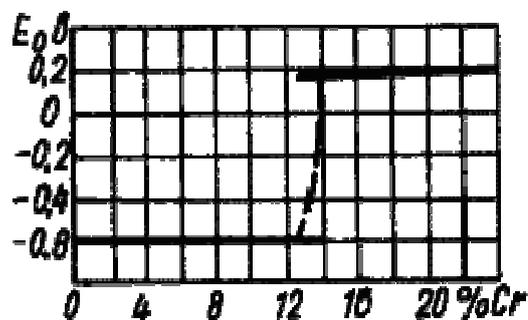
Гидроксид железа $Fe(OH)_2$ в присутствии кислорода, растворенного в воде, превращается в $Fe(OH)_3$. Так как это нерастворимое соединение, то равновесный потенциал не может быть достигнут и коррозия будет продолжаться до полного разрушения.

В зависимости от структуры коррозия имеет разное проявление: при однородном металле – коррозия происходит равномерно по всей поверхности. При неоднородном металле – коррозия избирательная и называется точечной. Это явление наиболее опасно, так как приводит к быстрой порче всего изделия. Избирательная коррозия создает очаги концентрации напряжений, что содействует разрушению.

Химическая коррозия может происходить за счет взаимодействия металла с газовой средой при отсутствии влаги. Продуктом коррозии являются оксиды металла. Образуется пленка на поверхности металла толщиной в 1...2 периода кристаллической решетки. Этот слой изолирует металл от кислорода и препятствует дальнейшему окислению, защищает от электрохимической коррозии в воде. При создании коррозионно-стойких сплавов – сплав должен иметь повышенное значение электрохимического потенциала и быть по возможности однофазным.

15.2. Классификация коррозионно-стойких сталей и сплавов

Коррозионная стойкость может быть повышена, если содержание углерода свести до минимума, если ввести легирующий элемент, образующий с железом твердые растворы в таком количестве, при котором скачкообразно повысится электродный потенциал сплава.



Р и с 15.1. Влияние хрома на потенциал сплавов Fe - Cr

Важнейшими коррозионно-стойкими техническими сплавами являются нержавеющие стали с повышенным содержанием хрома: хромистые и хромоникелевые. На рис. 15.1 показано влияние количества хрома в железо-хромистых сплавах на электрохимический потенциал сплава.

15.2.1. Хромистые стали

Содержание хрома должно быть не менее 13 % (13...18 %).

Коррозионная стойкость объясняется образованием на поверхности защитной пленки оксида Cr_2O_3 .

Углерод в нержавеющих сталях является нежелательным, так как он обедняет раствор хромом, связывая его в карбиды, и способствует получению двухфазного состояния. Чем ниже содержание углерода, тем выше коррозионная стойкость нержавеющих сталей.

Различают **стали ферритного класса** 08X13, 12X17, 08X25T, 15X28. Стали с повышенным содержанием хрома не имеют фазовых превращений в твердом состоянии и поэтому не могут быть подвергнуты закалке. Значительным недостатком ферритных хромистых сталей является повышенная хрупкость из-за крупнокристаллической структуры. Эти стали склонны к межкристаллитной коррозии (по границам зерен) из-за обеднения хромом границ зерен. Для избежания этого вводят небольшое количество титана. Межкристаллитная коррозия

обусловлена тем, что часть хрома около границ зерна взаимодействует с углеродом и образует карбиды. Концентрация хрома в твердом растворе у границ становится меньше 13 % и сталь приобретает отрицательный потенциал.

Из-за склонности к росту зерна ферритные стали требуют строгих режимов сварки и интенсивного охлаждения зоны сварного шва. Недостатком является и склонность к охрупчиванию при нагреве в интервале температур 450...500 °С

Из ферритных сталей изготавливают оборудование азотно-кислотных заводов (емкости, трубы).

Для повышения механических свойств ферритных хромистых сталей в них добавляют 2...3 % никеля. Стали 10X13H3, 12X17H2 используются для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих в агрессивных средах.

После закалки от температуры 1000 °С и отпуска при 700...750 °С предел текучести сталей составляет 1000 МПа.

Термическую обработку для ферритных сталей проводят для получения структуры более однородного твердого раствора, что увеличивает коррозионную стойкость.

Стали мартенситного класса 20X13, 30X13, 40X13. После закалки и отпуска при 180...250 °С стали 30X13, 40X13 имеют твердость 50...60 HRC и используются для изготовления режущего инструмента (хирургического), пружин для работы при температуре 400...450 °С, предметов домашнего обихода.

15.2.2. Хромоникелевые стали

Стали аустенитного класса – высоколегированные хромоникелевые стали.

Никель – аустенитообразующий элемент, сильно понижающий критические точки $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. После охлаждения на воздухе до комнатной температуры легированные никелем стали имеют структуру аустенита.

Нержавеющие стали аустенитного класса 04X18H10, 12X18H9T имеют более высокую коррозионную стойкость, лучшие технологические свойства по сравнению с хромистыми нержавеющими сталями, лучше свариваются. Они сохраняют прочность до более высоких температур, менее склонны к росту зерна при нагреве и не теряют пластичности при низких температурах.

Хромоникелевые стали коррозионностойки в окислительных средах. Основным элементом является хром, никель только повышает коррозионную стойкость.

Для большей гомогенности хромоникелевые стали подвергают закалке с температуры 1050...1100 °С в воде. При нагреве происходит растворение карбидов хрома в аустените. Выделение их из аустенита при закалке исключено, так как скорость охлаждения велика. Получают предел прочности $\sigma_B = 500...600$ МПа, и высокие характеристики пластичности, относительное удлинение $\delta = 35...45\%$.

Упрочняют аустенитные стали холодной пластической деформацией, что вызывает эффект наклепа. Предел текучести при этом может достигнуть значений 1000...1200 МПа, а предел прочности – 1200...1400 МПа.

Для уменьшения дефицитного никеля часть его заменяют марганцем (сталь 40X14Г14НЗТ) или азотом (сталь 10X20Н4АГ11).

Аустенитно-ферритные стали 12X21Н5Т, 08X22Н6Т являются заменителями хромоникелевых сталей с целью экономии никеля.

Свойства сталей зависят от соотношения ферритной и аустенитной фаз (оптимальные свойства получают при соотношении Ф:А = 1:1). Термическая обработка сталей включает закалку от температуры 1100...1150 °С и отпуск-старение при температуре 500...750 °С.

Аустенитно-ферритные стали не подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением: трещины могут возникать только на аустенитных участках, но ферритные участки задерживают их развитие. При комнатных температурах аустенитно-ферритные стали имеют твердость и прочность выше, а пластичность и ударную вязкость ниже, чем стали аустенитного класса.

Кроме нержавеющей сталей в промышленности применяют коррозионно-стойкие сплавы – это **сплавы на никелевой основе**. Сплавы типа *хастеллой* содержат до 80 % никеля, другим элементом является молибден в количестве до 15...30 %. Сплавы являются коррозионно-стойкими в особо агрессивных средах (кипящая фосфорная или соляная кислота), обладают высокими механическими свойствами. После термической обработки – закалки и старения при температуре 800 °С – сплавы имеют предел прочности $\sigma_b = 1200$ МПа, и твердость НВ ≈ 360 . Недостатком является склонность к межкристаллической коррозии, поэтому содержание углерода в этих сплавах должно быть минимальным.

15.3. Жаростойкость. Жаростойкие стали и сплавы

Жаростойкость (окалиностойкость) – это способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени.

Если изделие работает в окислительной газовой среде при температуре 500...550 °С без больших нагрузок, то достаточно, чтобы они были только жаростойкими (например, детали нагревательных печей).

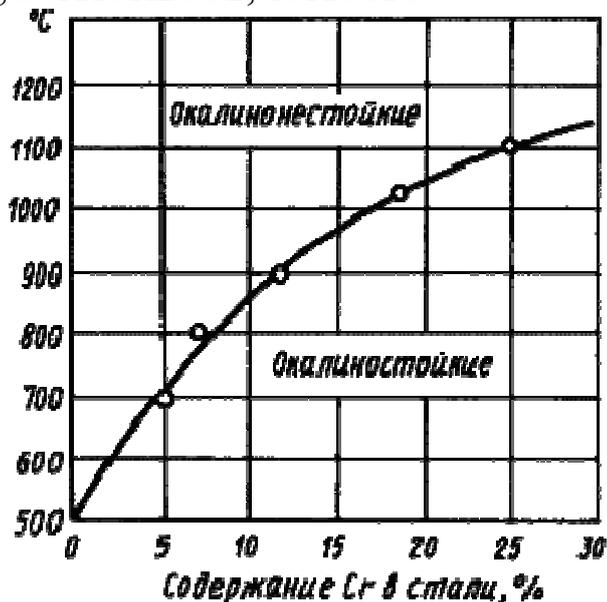
Сплавы на основе железа при температурах выше 570 °С интенсивно окисляются, так как образующийся в этих условиях на поверхности металла оксид железа FeO (вюстит) с простой решеткой, имеющей дефицит атомов кислорода (твердый раствор вычитания), не препятствует диффузии кислорода и металла. Происходит интенсивное образование хрупкой окалины.

Для повышения жаростойкости в состав стали вводят элементы, которые образуют с кислородом оксиды с плотным строением кристаллической решетки (хром, кремний, алюминий).

Степень легированности стали, для предотвращения окисления, зависит от температуры. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали показано на рис.15.2.

Чем выше содержание хрома, тем более окалиностойки стали (например, сталь 15X25Т является окалиностойкой до температуры 1100...1150 °С).

Высокой жаростойкостью обладают силхромы, сплавы на основе никеля – нихромы, стали 08X17T, 36X18H25C2, 15X6CЮ.



Р и с. 15.2. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали

15.4. Жаропрочность. Жаропрочные стали и сплавы

Жаропрочность – это способность металла сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах.

Жаропрочные материалы используются для изготовления деталей, работающих при высоких температурах, когда имеет место явление ползучести.

Критериями оценки жаропрочности являются кратковременная и длительная прочности, ползучесть.

Кратковременная прочность определяется с помощью испытаний на растяжение разрывных образцов. Образцы помещают в печь и испытывают при заданной температуре. Обозначают кратковременную прочность σ_B^{300} , например, $\sigma_B^{300} = 300$ МПа, σ_B при температуре 300 °C составляет 300 МПа.

Прочность зависит от продолжительности испытаний.

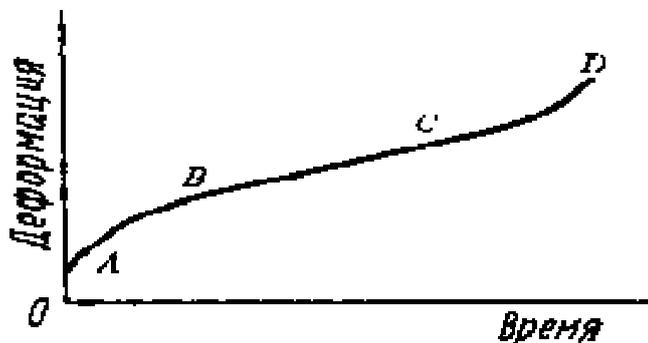
Пределом длительной прочности называется напряжение, которое вызывает разрушение образца при заданной температуре за определенное время.

Например, σ_{100}^{700} - верхний индекс означает температуру испытаний (700 °C), а нижний – заданную продолжительность испытания в часах (100 ч). Для котельных установок требуется невысокое значение прочности, но в течение нескольких лет.

Ползучесть – свойство металла медленно пластически деформироваться под действием постоянной нагрузки при постоянной температуре.

При испытаниях образцы помещают в печь с заданной температурой и прикладывают постоянную нагрузку. Измеряют деформацию индикаторами.

При обычной температуре и напряжениях выше предела упругости $\sigma > \sigma_{упр}$ ползучесть не наблюдается, а при температуре выше $0,6T_{пл}$, когда протекают процессы разупрочнения, и при напряжениях выше предела упругости $\sigma > \sigma_{упр}$ наблюдается ползучесть.



Р и с. 15.3. Кривая ползучести

В зависимости от температуры скорость деформации при постоянной нагрузке выражается кривой, состоящей из трех участков (рис. 15.3):

1. OA – упругая деформация образца в момент приложения нагрузки;
2. AB – участок, соответствующий начальной скорости ползучести;

3. BC – участок установившейся скорости ползучести, когда удлинение имеет постоянную скорость.

4. CD – начальная стадия разрушения (образование шейки).

Если напряжения достаточно велики, то протекает третья стадия (участок CD), связанная с началом разрушения образца (образование шейки).

Для углеродистых сталей ползучесть наблюдается при нагреве выше 400°C.

Предел ползучести – напряжение, которое за определенное время при заданной температуре вызывает заданное суммарное удлинение или заданную скорость деформации.

Например, $\sigma_{1/1000}^{900} = 250$ МПа, где верхний индекс – температура испытания в °С, первый нижний индекс – заданное суммарное удлинение в процентах, второй – заданная продолжительность испытания в часах.

15.5. Классификация жаропрочных сталей и сплавов

В качестве современных жаропрочных материалов можно отметить *перлитные, мартенситные и аустенитные* жаропрочные стали, *никелевые и кобальтовые жаропрочные* сплавы, *тугоплавкие* металлы.

При температурах до 300 °С обычные конструкционные стали имеют высокую прочность, нет необходимости использовать высоколегированные стали.

Для работы в интервале температур 350...500 °С применяют легированные стали перлитного, ферритного и мартенситного классов.

Перлитные жаропрочные стали. К этой группе относятся котельные стали и силхромы. Эти стали применяются для изготовления деталей котельных агрегатов, паровых турбин, двигателей внутреннего сгорания. Стали содержат относительно мало углерода. Легирование сталей хромом, молибденом и ванадием производится для повышения температуры рекристаллизации (марки 12Х1МФ, 20Х3МФ). Используются в закаленном и высокоотпущенном состоянии. Иногда закалку заменяют нормализацией. В результате этого образуются пластинчатые продукты превращения аустенита, которые обеспечивают более высокую жаропрочность. Предел ползучести этих сталей должен обеспечить остаточную деформацию в пределах 1 % за время 10000...100000 ч работы.

Перлитные стали обладают удовлетворительной свариваемостью, поэтому используются для сварных конструкций (например, трубы пароперегревателей).

Для деталей газовых турбин применяют сложнолегированные *стали мартенситного класса* 12Х2МФСР, 12Х2МФБ, 15Х12ВНМФ. Увеличение содер-

жания хрома повышает жаростойкость сталей. Хром, вольфрам, молибден и ванадий повышают температуру рекристаллизации, образуются карбиды, повышающие прочность после термической обработки. Термическая обработка состоит из закалки от температур выше 1000 °С в масле или на воздухе и высокого отпуска при температурах выше температуры эксплуатации.

Для изготовления жаропрочных деталей, не требующих сварки (клапаны двигателей внутреннего сгорания), применяются хромокремнистые стали – **сильхромы**: 40X10C2M, 40X9C2, X6C.

Жаропрочные свойства растут с увеличением степени легированности. Сильхромы подвергаются закалке от температуры около 1000°С и отпуску при температуре 720...780 °С.

При рабочих температурах 500...700 °С применяются стали **аустенитного класса**. Из этих сталей изготавливают клапаны двигателей, лопатки газовых турбин, сопловые аппараты реактивных двигателей и т.д.

Основными жаропрочными аустенитными сталями являются хромоникелевые стали, дополнительно легированные вольфрамом, молибденом, ванадием и другими элементами. Стали содержат 15...20 % хрома и 10...20 % никеля. Обладают жаропрочностью и жаростойкостью, пластичны, хорошо свариваются, но затруднена обработка резанием и давлением, охрупчиваются в интервале температур около 600°С из-за выделения по границам различных фаз.

По структуре стали подразделяются на две группы:

1. Аустенитные стали **с гомогенной структурой** 17X18H9, 09X14H19B2BP1, 12X18H12T. Содержание углерода в этих сталях минимальное. Для создания большей однородности аустенита стали подвергаются закалке с 1050...1100 °С в воде, затем для стабилизации структуры – отпуску при 750°С.

2. Аустенитные стали **с гетерогенной структурой** 37X12H8Г8МФБ, 10X11H20ТЗР.

Термическая обработка сталей включает закалку с 1050...1100 °С. После закалки старение при температуре выше эксплуатационной (600...750 °С). В процессе выдержки при этих температурах в дисперсном виде выделяются карбиды, карбонитриды, вследствие чего прочность стали повышается.

Детали, работающие при температурах 700...900 °С, изготавливают из сплавов на основе никеля и кобальта (например, турбины реактивных двигателей). Никелевые сплавы преимущественно применяют в деформированном виде. Они содержат более 55 % никеля и минимальное количество углерода (0,06...0,12 %). По жаропрочным свойствам превосходят лучшие жаропрочные стали.

По структуре никелевые сплавы разделяют на **гомогенные (нихромы)** и **гетерогенные (нимоники)**.

Нихромы. Основой этих сплавов является никель, а основным легирующим элементом – хром (ХН60Ю, ХН78Т).

Нихромы не обладают высокой жаропрочностью, но они очень жаростойки. Их применяют для малонагруженных деталей, работающих в окислительных средах, в том числе и для нагревательных элементов.

Нимоники являются четверными сплавами никель – хром (около 20 %) – титан (около 2%) – алюминий (около 1 %) (ХН77ТЮ, ХН70МВТЮБ, ХН55ВМКЮ). Используются только в термически обработанном состоянии. Термическая обработка состоит из закалки с 1050...1150 °С на воздухе и отпуска – старения при 600...800 °С.

Увеличение жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов достигается упрочнением твердого раствора введением кобальта, молибдена, вольфрама.

Основными материалами, которые могут работать при температурах выше 900 °С (до 2500 °С), являются *сплавы на основе тугоплавких металлов* – вольфрама, молибдена, ниобия и других.

Температуры плавления основных тугоплавких металлов: вольфрам – 3400 °С, тантал – 3000 °С, молибден – 2640 °С, ниобий – 2415 °С, хром – 1900 °С.

Высокая жаропрочность таких металлов обусловлена большими силами межатомных связей в кристаллической решетке и высокими температурами рекристаллизации.

Наиболее часто применяют сплавы на основе молибдена. В качестве легирующих добавок в сплавы вводят титан, цирконий, ниобий. С целью защиты от окисления проводят силицирование, на поверхности сплавов образуется слой $MoSi_2$ толщиной 0,03...0,04 мм. При температуре 1700 °С силицированные детали могут работать 30 часов.

Вольфрам – наиболее тугоплавкий металл. Его используют в качестве легирующего элемента в сталях и сплавах различного назначения, в электротехнике и электронике (нити накала, нагреватели в вакуумных приборах).

В качестве легирующих элементов к вольфраму добавляют молибден, рений, тантал. Сплавы вольфрама с рением сохраняют пластичность до –196 °С и имеют предел прочности 150 МПа при температуре 1800 °С.

Для сплавов на основе вольфрама характерна низкая жаростойкость, пленки образующихся оксидов превышают объем металла более чем в три раза, поэтому они растрескиваются и отслаиваются. Изготавливают изделия, работающие в вакууме [5].

Глава 16. Цветные металлы и сплавы на их основе. Титан и его сплавы.

Алюминий и его сплавы. Магний и его сплавы. Медь и ее сплавы

Цветные металлы являются более дорогими и дефицитными по сравнению с черными металлами, однако область их применения в технике непрерывно расширяется. Это сплавы на основе титана, алюминия, магния, меди.

Переход промышленности на сплавы из легких металлов значительно расширяет сырьевую базу. Титан, алюминий, магний можно получать из бедных и сложных по составу руд, отходов производства.

16.1. Титан и его сплавы

Титан серебристо-белый легкий металл с плотностью $4,5 \text{ г/см}^3$. Температура плавления титана зависит от степени чистоты и находится в пределах $1660...1680 \text{ }^\circ\text{C}$.

Чистый иодидный титан, в котором сумма примесей составляют $0,05...0,1 \%$, имеет модуль упругости $112\ 000 \text{ МПа}$, предел прочности около 300 МПа , относительное удлинение 65% . Наличие примесей сильно влияет на свойства. Для технического титана ВТ1, с суммарным содержанием примесей $0,8 \%$, предел прочности составляет 650 МПа , а относительное удлинение – 20% .

При температуре $882 \text{ }^\circ\text{C}$ титан претерпевает полиморфное превращение, α -титан с гексагональной решеткой переходит в β -титан с объемно-центрированной кубической решеткой. Наличие полиморфизма у титана создает предпосылки для улучшения свойств титановых сплавов с помощью термической обработки.

Титан имеет низкую теплопроводность. При нормальной температуре обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосфере, в воде, в органических и неорганических кислотах (не стоек в плавиковой, крепких серной и азотной кислотах), благодаря тому, что на воздухе быстро покрывается защитной пленкой плотных оксидов. При нагреве выше $500 \text{ }^\circ\text{C}$ становится очень активным элементом. Он либо растворяет почти все соприкасающиеся и ним вещества, либо образует с ними химические соединения.

Титановые сплавы имеют ряд преимуществ по сравнению с другими:

- сочетание высокой прочности ($\sigma_{\text{в}} = 800...1000 \text{ МПа}$) с хорошей пластичностью ($\delta = 12...15\%$);
- малая плотность, обеспечивающая высокую удельную прочность;
- хорошая жаропрочность, до $600...700 \text{ }^\circ\text{C}$;
- высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах.

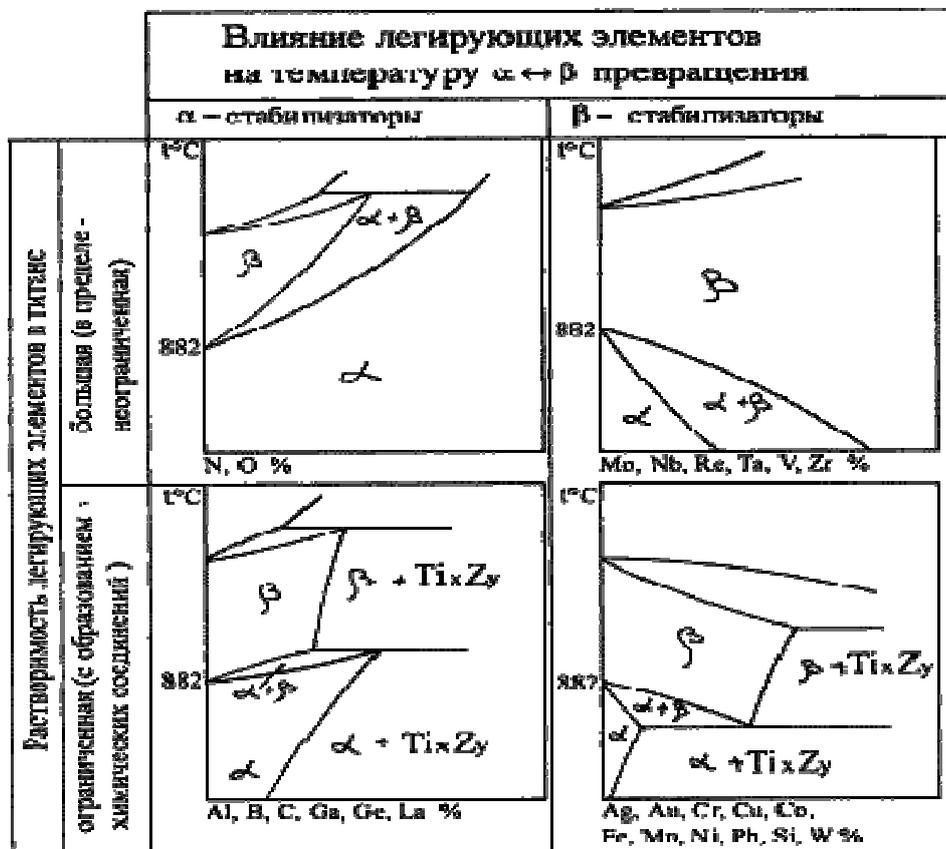
Однородные титановые сплавы, не подверженные старению, используют в криогенных установках до гелиевых температур.

В результате легирования титановых сплавов можно получить нужный комплекс свойств. Легирующие элементы, входящие в состав промышленных титановых сплавов, образуют с титаном твердые растворы замещения и изменяют температуру аллотропического превращения. Влияние легирующих элементов на полиморфизм титана показано на рис. 16.1.

Элементы, повышающие температуру превращения, способствуют стабилизации α -твердого раствора и называются α -стабилизаторами, это – алюминий, кислород, азот, углерод.

Элементы, понижающие температуру превращения, способствуют стабилизации β -твердого раствора и называются β -стабилизаторами, это – молибден, ванадий, хром, железо.

Кроме α - и β -стабилизаторов различают нейтральные упрочнители: олово, цирконий, гафний.



Р и с. 16.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм титана

В соответствии с влиянием легирующих элементов титановые сплавы при нормальной температуре могут иметь структуру α или $\alpha + \beta$.

Сплавы на основе титана можно подвергать всем видам термической обработки, химико-термической и термомеханической обработке. Упрочнение титановых сплавов достигается легированием, наклепом, термической обработкой.

Часто титановые сплавы легируют алюминием, он увеличивает прочность и жаропрочность, уменьшает вредное влияние водорода, увеличивает термическую стабильность. Для повышения износостойкости титановых сплавов их подвергают цементации или азотированию.

Основным недостатком титановых сплавов является плохая обрабатываемость режущим инструментом.

По способу производства деталей различаются деформируемые (ВТ 9, ВТ 18) и литейные (ВТ 21Л, ВТ 31Л) сплавы.

Области применения титановых сплавов:

- авиация и ракетостроение (корпуса двигателей, баллоны для газов, сопла, диски, детали крепежа);
- химическая промышленность (компрессоры, клапаны, вентили для агрессивных жидкостей);
- оборудование для обработки ядерного топлива;
- морское и речное судостроение (гребные винты, обшивка морских судов, подводных лодок);
- криогенная техника (высокая ударная вязкость сохраняется до $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$).

16.2. Алюминий и его сплавы

Алюминий – легкий металл с плотностью $2,7 \text{ г/см}^3$ и температурой плавления $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Имеет гранецентрированную кубическую решетку. Обладает высокой тепло- и электропроводностью. Химически активен, но образующаяся плотная пленка оксида алюминия Al_2O_3 , предохраняет его от коррозии.

Механические свойства: предел прочности 150 МПа, относительное удлинение 50 %, модуль упругости 7000 МПа.

Алюминий высокой чистоты маркируется **A99 (99,999 % Al)**, **A8**, **A7**, **A6**, **A5**, **A0** (содержание алюминия от 99,85 % до 99 %).

Технический алюминий хорошо сваривается, имеет высокую пластичность. Из него изготавливают строительные конструкции, малонагруженные детали машин, используют в качестве электротехнического материала для кабелей, проводов.

По технологическим свойствам сплавы подразделяются на три группы:

- деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой;
- деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой;
- литейные сплавы.

Методами порошковой металлургии изготавливают спеченные алюминиевые сплавы (САС) и спеченные алюминиевые порошковые сплавы (САП).

Для литейных сплавов (согласно ГОСТ 1583-93) используется буквенно-цифровая маркировка. Первая буква А символизирует основу сплава - алюминий. Последующие буквы обозначают основные легирующие компоненты (К - кремний, М - медь, Mg - магний, Н - никель, Ц - цинк), а идущая за буквой цифра показывает среднее содержание этого компонента в процентах. Если цифра после буквы отсутствует, то соответствующего компонента в сплаве около 1%. Пример - АК12М2 (сплав содержит 12% Si и 2% Cu).

По старым стандартам (например, ГОСТ 1521) литейные алюминиевые сплавы обозначались буквами АЛ (что означает алюминиевый литейный), после которых стоит число, показывающее порядковый номер сплава (этот номер не указывает содержание компонентов или значение свойств).

Из **деформируемых сплавов** путем холодной или горячей пластической деформации изготавливают полуфабрикаты и готовые профили (уголки, трубы, проволоку и т.д.).

Для деформируемых алюминиевых сплавов используется четырехзначная цифровая маркировка. Цифры означают следующее:

- первая цифра означает основу сплава и для алюминия используется цифра "1";
- вторая цифра - система легирования сплава: 1 - система Al-Cu-Mg; 2 - Al-Cu; 3 - Al-Mg-Si; 4 - Al-Li; 5 - Al-Mg; 9 - Al-Zn-Mg-Cu; цифры 6, 7 и 8 - резервные; 0 - спеченные алюминиевые сплавы.
- последние две цифры - порядковый номер сплава. Пример - 1915.

Для деформируемых сплавов, разработанных до 1970 года, может использоваться старая буквенно-цифровая маркировка. В ней отсутствует четкая система обозначений. Буквы могут символизировать алюминий и основной легирующий элемент (сплав АМц (система Al-Mn), АМг2 (система Al-Mg)), назва-

ние сплава (АВ - авиаль, Д1, Д16 - дуралюминий) и т.д. Цифры, чаще всего, означают условный номер сплава.

16.2.1. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой

Прочность алюминия можно повысить легированием. В сплавы, не упрочняемые термической обработкой, вводят марганец или магний. Атомы этих элементов существенно повышают его прочность, снижая пластичность. Обозначаются сплавы: с марганцем – АМц, с магнием – АМг; после обозначения элемента указывается его содержание (АМгЗ).

Магний действует только как упрочнитель, марганец упрочняет и повышает коррозионную стойкость.

Прочность сплавов повышается только в результате деформации в холодном состоянии. Чем больше степень деформации, тем значительно растет прочность и снижается пластичность. В зависимости от степени упрочнения различают сплавы нагартованные и полунагартованные (АМгЗП).

Эти сплавы применяют для изготовления различных сварных емкостей для горючего, азотной и других кислот, мало- и средненагруженных конструкций.

16.2.2. Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой

К таким сплавам относятся дюралюмины (сложные сплавы систем алюминий – медь – магний или алюминий – медь – магний – цинк). Они имеют пониженную коррозионную стойкость, для повышения которой вводится марганец.

Дюралюмины обычно подвергаются закалке с температуры 500 °С и естественному старению, которому предшествует двух-, трехчасовой инкубационный период. Максимальная прочность достигается через 4...5 суток.

Широкое применение дюралюмины находят в авиастроении, автомобилестроении, строительстве.

Высокопрочными стареющими сплавами являются сплавы, которые кроме меди и магния содержат цинк. Сплавы В95, В96 имеют предел прочности около 650 МПа. Термическая обработка – закалка от температуры 460 – 470 °С и искусственное старение. Помимо старения на максимальную прочность (обозначение Т1) применяют режимы, обуславливающие определенное перестаривание (Т2 и Т3). Для сплава В95 режим Т1 – 140 °С, 15 – 16 ч; Т2 – первая ступень старения 115 °С, 3 – 10 ч; вторая – 165 °С, 8 – 10 ч. Основным потребителем – авиастроение (обшивка, стрингеры, лонжероны).

Ковочные алюминиевые сплавы АК, АК8 применяются для изготовления поковок. Поковки изготавливаются при температуре 380...450 °С, подвергаются закалке от температуры 500...560 °С и старению при 150...165 °С в течение 6...15 часов.

В состав алюминиевых сплавов дополнительно вводят никель, железо, титан, которые повышают температуру рекристаллизации и жаропрочность до 300 °С.

Изготавливают поршни, лопатки и диски осевых компрессоров, турбореактивных двигателей.

В зависимости от требуемого уровня свойств для деформируемых сплавов (как указывалось для сплава В 95) используются различные режимы старения (после закалки). При этом в маркировке сплава в России используются различные шифры: Т - естественное старение, Т1 - искусственное старение на максимальную прочность, Т2 и Т3 - искусственное старение с перестариванием (Т3 соответствует более сильному перестариванию, чем Т2). Режимы Т2 и Т3 обуславливают некоторое снижение прочности (до 7% в состоянии Т2 и до 14% в состоянии Т3), но существенное повышение вязкости разрушения, устойчивости против коррозии.

16.2.3. Литейные алюминиевые сплавы

К литейным сплавам относятся сплавы системы алюминий – кремний (силумины), содержащие 10...13 % кремния.

Присадка к силуминам магния, меди содействует эффекту упрочнения литейных сплавов при старении. Титан и цирконий измельчают зерно. Марганец повышает антикоррозионные свойства. Никель и железо повышают жаропрочность.

Литейные сплавы маркируются от АЛ2 до АЛ20. Силумины широко применяют для изготовления литых деталей приборов и других средне- и малонагруженных деталей, в том числе тонкостенных отливок сложной формы.

16.3. Магний и его сплавы

Магний – очень легкий металл, его плотность – 1,74 г/см³. Температура плавления – 650 °С. Магний имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. Очень активен химически, вплоть до самовозгорания на воздухе. Механические свойства технически чистого магния (Мг1): предел прочности – 190 МПа, относительное удлинение – 18 %, модуль упругости – 4500 МПа.

Основными магниевыми сплавами являются сплавы магния с алюминием, цинком, марганцем, цирконием. Сплавы делятся на деформируемые и литейные.

Сплавы упрочняются после закалки и искусственного старения. Закалку проводят от температуры 380...420 °С, старение при температуре 260...300 °С в течение 10...24 часов. Особенностью является длительная выдержка под закалку – 4...24 часа.

16.3.1. Деформируемые магниевые сплавы

Магний плохо деформируется при нормальной температуре. Пластичность сплавов значительно увеличивается при горячей обработке давлением (360...520 °С). Деформируемые сплавы маркируют МА1, МА8, МА9, ВМ 5-1.

Из деформируемых магниевых сплавов изготавливают детали автомашин, самолетов, прядильных и ткацких станков. В большинстве случаев эти сплавы обладают удовлетворительной свариваемостью.

16.3.2. Литейные магниевые сплавы

Литейные сплавы маркируются МЛЗ, МЛ5, ВМЛ-1. Последний сплав является жаропрочным, может работать при температурах до 300 °С.

Отливки изготавливают литьем в землю, в кокиль, под давлением. Необходимы меры, предотвращающие загорание сплава при плавке, в процессе литья.

Из литейных сплавов изготавливают детали двигателей, приборов, телевизоров, швейных машин.

Магниевые сплавы, благодаря высокой удельной прочности широко используются в самолето- и ракетостроении.

16.4. Медь и ее сплавы

Медь имеет гранцентрированную кубическую решетку. Плотность меди 8,94 г/см³, температура плавления 1083 °С.

Характерным свойством меди является ее высокая электропроводность, поэтому она находит широкое применение в электротехнике. Технически чистая медь маркируется: М00 (99,99 % Cu), М0 (99,95 % Cu), М2, М3 и М4 (99 % Cu).

Механические свойства меди относительно низкие: предел прочности составляет 150...200 МПа, относительное удлинение – 15...25 %. Поэтому в качестве конструкционного материала медь применяется редко. Повышение механических свойств достигается созданием различных сплавов на основе меди.

Различают две группы медных сплавов: *латуни* – сплавы меди с цинком, *бронзы* – сплавы меди с другими (кроме цинка) элементами.

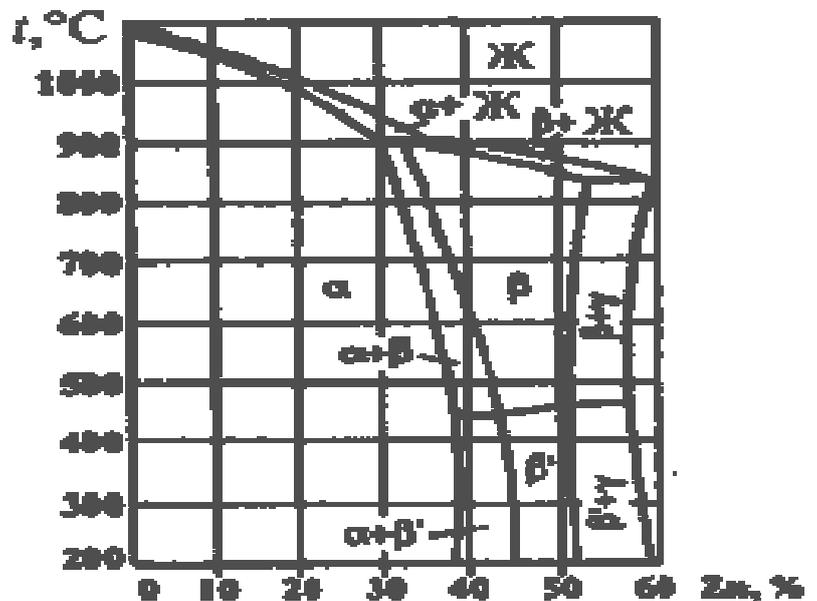
16.4.1. Латуни

Латуни могут иметь в своем составе до 45 % цинка. Повышение содержания цинка до 45 % приводит к увеличению предела прочности до 450 МПа. Максимальная пластичность имеет место при содержании цинка около 37 %.

При сплавлении меди с цинком образуется ряд твердых растворов α , β , γ , ϵ (рис.16.2).

Из диаграммы состояния медь – цинк видно, что в зависимости от состава имеются однофазные латуни, состоящие из α -твердого раствора, и двухфазные ($\alpha + \beta$) – латуни.

По способу изготовления изделий различают латуни деформируемые и литейные.



Р и с. 16.2. Диаграмма состояния медь – цинк

Деформируемые латуни маркируются буквой Л, за которой следует число, показывающее содержание меди в процентах, например в латуни Л62 содержится 62 % меди и 38 % цинка. Если кроме меди и цинка, имеются другие эле-

менты, то ставятся их начальные буквы (О – олово, С – свинец, Ж – железо, Ф – фосфор, Мц – марганец, А – алюминий, Ц – цинк). Количество этих элементов обозначается соответствующими цифрами после числа, показывающего содержание меди, например, сплав ЛАЖ60-1-1 содержит 60 % меди, 1 % алюминия, 1 % железа и 38 % цинка.

Однофазные α -латуни используются для изготовления деталей деформированием в холодном состоянии. Изготавливают ленты, гильзы патронов, радиаторные трубки, проволоку.

Для изготовления деталей деформированием при температуре выше 500°С используют ($\alpha + \beta$)-латуни. Из двухфазных латуней изготавливают листы, прутки и другие заготовки, из которых последующей механической обработкой получают детали. Обрабатываемость резанием улучшается присадкой в состав латуни свинца, например, латунь марки ЛС59-1, которую называют "автоматной латунью".

Латуни имеют хорошую коррозионную стойкость, которую можно повысить дополнительно присадкой олова. Латунь ЛО70-1 стойка против коррозии в морской воде и называется "морской латунью".

Добавка никеля и железа повышает механическую прочность до 550 МПа.

Литейные латуни также маркируются буквой Л. После буквенного обозначения основного легирующего элемента (цинк) и каждого последующего ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2 содержит 23 % цинка, 6 % алюминия, 3 % железа, 2 % марганца. Наилучшей жидкотекучестью обладает латунь марки ЛЦ16К4. К литейным латуням относятся латуни типа ЛС, ЛК, ЛА, ЛАЖ, ЛАЖМц. Литейные латуни не склонны к ликвации, имеют сосредоточенную усадку, отливки получаются с высокой плотностью.

Латуни являются хорошим материалом для конструкций, работающих при отрицательных температурах.

16.4.2. Бронзы

Сплавы меди с другими элементами, кроме цинка, называются **бронзами**.

Бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

При маркировке деформируемых бронз на первом месте ставятся буквы Бр, затем буквы, указывающие, какие элементы, кроме меди, входят в состав сплава. После букв идут цифры, показывающие содержание компонентов в сплаве. Например, марка БрОФ10-1 означает, что в бронзу входит 10 % олова, 1 % фосфора, остальное – медь.

Маркировка литейных бронз также начинается с букв Бр, затем указываются буквенные обозначения легирующих элементов и ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, бронза БрО3Ц12С5 содержит 3 % олова, 12 % цинка, 5 % свинца, остальное – медь.

Оловянные бронзы. При сплавлении меди с оловом образуются твердые растворы. Эти сплавы очень склонны к ликвации из-за большого температурного интервала кристаллизации. Благодаря ликвации сплавы с содержанием олова

выше 5 % имеют в структуре эвтектоидную составляющую $\Xi(\alpha + \delta)$, состоящую из мягкой и твердой фаз. Такое строение является благоприятным для деталей типа подшипников скольжения: мягкая фаза обеспечивает хорошую прирабатываемость, твердые частицы создают износостойкость. Поэтому оловянные бронзы являются хорошими антифрикционными материалами.

Оловянные бронзы имеют низкую объемную усадку (около 0,8 %), поэтому используются в художественном литье.

Наличие фосфора обеспечивает хорошую жидкотекучесть.

Оловянные бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

В **деформируемых бронзах** содержание олова не должно превышать 4 - 8 %, для обеспечения необходимой пластичности, БрОФ6,5-0,15.

В зависимости от состава деформируемые бронзы отличаются высокими механическими, антикоррозионными, антифрикционными и упругими свойствами, и используются в различных отраслях промышленности. Из этих сплавов изготавливают прутки, трубы, ленту, проволоку.

Литейные оловянные бронзы БрОЗЦ7С5Н1, БрО4Ц4С17, применяются для изготовления пароводяной арматуры и для отливок антифрикционных деталей типа втулок, венцов червячных колес, вкладышей подшипников.

Алюминиевые бронзы БрАЖ9-4, БрАЖ9-4Л (буква Л означает, что бронза находится в литом состоянии), БрАЖН10-4-4.

Бронзы с содержанием алюминия до 9,4 % имеют однофазное строение α -твердого раствора. При содержании алюминия 9,4...15,6 % сплавы системы медь – алюминий двухфазные и состоят из α - и γ - фаз.

Оптимальными свойствами обладают алюминиевые бронзы, содержащие 5...8 % алюминия. Увеличение содержания алюминия до 10...11 % вследствие появления λ -фазы ведет к резкому повышению прочности и сильному снижению пластичности. Дополнительное повышение прочности для сплавов с содержанием алюминия 8...9,5 % можно достичь закалкой.

Положительные особенности алюминиевых бронз по сравнению с оловянными:

- меньшая склонность к внутрикристаллической ликвации;
- большая плотность отливок;
- более высокая прочность и жаропрочность;
- меньшая склонность к хладоломкости.

Основные недостатки алюминиевых бронз:

- значительная усадка;
- склонность к образованию столбчатых кристаллов при кристаллизации и росту зерна при нагреве, что охрупчивает сплав;
- сильное газопоглощение жидкого расплава;
- самоотпуск при медленном охлаждении;
- недостаточная коррозионная стойкость в перегретом паре.

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

Из алюминиевых бронз изготавливают относительно мелкие, но высокоответственные детали типа шестерен, втулок, фланцев литьем и обработкой давлением. Из бронзы БрА5 штамповкой изготавливают медали и мелкую разменную монету.

Кремнистые бронзы БрКМц3-1, БрК4, применяют как заменители оловянных бронз. Они немагнитны и морозостойки, превосходят оловянные бронзы по коррозионной стойкости и механическим свойствам, имеют высокие упругие свойства. Сплавы хорошо свариваются и подвергаются пайке. Благодаря высокой устойчивости к щелочным средам и сухим газам, их используют для производства сточных труб, газо- и дымопроводов.

Свинцовые бронзы БрС30, используют как высококачественный антифрикционный материал. По сравнению с оловянными бронзами имеют более низкие механические и технологические свойства.

Бериллиевые бронзы БрБ2 являются высококачественным пружинным материалом. Растворимость бериллия в меди с понижением температуры значительно уменьшается. Это явление используют для получения высоких упругих и прочностных свойств изделий методом дисперсионного твердения. Готовые изделия из бериллиевых бронз подвергают закалке от 800 °С, благодаря чему фиксируется при комнатной температуре пересыщенный твердый раствор бериллия в меди. Затем проводят искусственное старение при температуре 300...350 °С. При этом происходит выделение дисперсных частиц, возрастают прочность и упругость. После старения предел прочности достигает 1100...1200 МПа [5].

Глава 17. Композиционные материалы. Материалы порошковой металлургии: пористые, конструкционные, электротехнические

17.1. Композиционные материалы

Композиционные материалы – искусственно созданные материалы, которые состоят из двух или более компонентов, различающихся по составу и разделенных выраженной границей, и которые имеют новые свойства, запроектированные заранее.

Компоненты композиционного материала различны по геометрическому признаку.

Компонент, непрерывный во всем объеме композиционного материала, называется **матрицей**.

Компонент прерывистый, разделенный в объеме композиционного материала, называется **арматурой**.

Матрица придает требуемую форму изделию, влияет на создание свойств композиционного материала, защищает арматуру от механических повреждений и других воздействий среды.

В качестве матриц в композиционных материалах могут быть использованы металлы и их сплавы, полимеры органические и неорганические, керамические, углеродные и другие материалы. Свойства матрицы определяют технологические параметры процесса получения композиции и ее эксплуатационные свой-

ства: плотность, удельную прочность, рабочую температуру, сопротивление усталостному разрушению и воздействию агрессивных сред.

Армирующие или упрочняющие компоненты равномерно распределены в матрице. Они, как правило, обладают высокой прочностью, твердостью и модулем упругости и по этим показателям значительно превосходят матрицу. Вместо термина армирующий компонент можно использовать термин наполнитель.

Композиционные материалы классифицируют по геометрии наполнителя, расположению его в матрице, природе компонентов.

По геометрии наполнителя композиционные материалы подразделяются на три группы:

- с нуль-мерными наполнителями, размеры которых в трех измерениях имеют один и тот же порядок;
- с одномерными наполнителями, один из размеров которых значительно превышает два других;
- с двумерными наполнителями, два размера которых значительно превышают третий.

По схеме расположения наполнителей выделяют три группы композиционных материалов:

- с одноосным (линейным) расположением наполнителя в виде волокон, нитей, нитевидных кристаллов в матрице параллельно друг другу;
- с двухосным (плоскостным) расположением армирующего наполнителя, матов из нитевидных кристаллов, фольги в матрице в параллельных плоскостях;
- с трехосным (объемным) расположением армирующего наполнителя и отсутствием преимущественного направления в его расположении.

По природе компонентов композиционные материалы разделяются на четыре группы:

- композиционные материалы, содержащие компонент из металлов или сплавов;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неорганических соединений оксидов, карбидов, нитридов и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неметаллических элементов, углерода, бора и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из органических соединений эпоксидных, полиэфирных, фенольных и др.

Свойства композиционных материалов зависят не только от физико-химических свойств компонентов, но и от прочности связи между ними. Максимальная прочность достигается, если между матрицей и арматурой происходит образование твердых растворов или химических соединений.

В композиционных материалах с нуль-мерным наполнителем наибольшее распространение получила металлическая матрица. Композиции на металлической основе упрочняются равномерно распределенными дисперсными частицами различной дисперсности. Такие материалы отличаются изотропностью свойств.

В таких материалах матрица воспринимает всю нагрузку, а дисперсные частицы наполнителя препятствуют развитию пластической деформации. Эффективное упрочнение достигается при содержании 5...10 % частиц наполнителя.

Армирующими наполнителями служат частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов.

Дисперсионно упрочненные композиционные материалы получают методами порошковой металлургии или вводят частицы армирующего порошка в жидкий расплав металла или сплава.

Промышленное применение нашли композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные частицами оксида алюминия (Al_2O_3). Их получают прессованием алюминиевой пудры с последующим спеканием (САП). Преимущества САП проявляются при температурах выше $300^\circ C$, когда алюминиевые сплавы разупрочняются. Дисперсионно упрочненные сплавы сохраняют эффект упрочнения до температуры $0,8T_{пл}$.

Сплавы САП удовлетворительно деформируются, легко обрабатываются резанием, свариваются аргонодуговой и контактной сваркой. Из САП выпускают полуфабрикаты в виде листов, профилей, труб, фольги. Из них изготавливают лопатки компрессоров, вентиляторов и турбин, поршневые штоки.

В *композиционных материалах с одномерными наполнителями* упрочнителями являются одномерные элементы в форме нитевидных кристаллов, волокон, проволоки, которые скрепляются матрицей в единый монолит. Важно, чтобы прочные волокна были равномерно распределены в пластичной матрице. Для армирования композиционных материалов используют непрерывные дискретные волокна с размерами в поперечном сечении от долей до сотен микрометров.

Материалы, армированные нитевидными монокристаллами, были созданы в начале семидесятых годов для авиационных и космических конструкций. Основным способом выращивания нитевидных кристаллов является выращивание их из перенасыщенного пара (ПК-процесс). Для производства особо высокопрочных нитевидных кристаллов оксидов и других соединений осуществляется рост по П-Ж-К - механизму: направленный рост кристаллов происходит из паробразного состояния через промежуточную жидкую фазу.

Осуществляется создание нитевидных кристаллов вытягиванием жидкости через фильеры. Прочность кристаллов зависит от сечения и гладкости поверхности.

Композиционные материалы этого типа перспективны как высокожаропрочные материалы. Для увеличения к.п.д. тепловых машин лопатки газовых турбин изготавливают из никелевых сплавов, армированных нитями сапфира (Al_2O_3), это позволяет значительно повысить температуру на входе в турбину (предел прочности сапфировых кристаллов при температуре $1680^\circ C$ выше 700 МПа).

Армирование сопел ракет из порошков вольфрама и молибдена производят кристаллами сапфира как в виде войлока, так и отдельных волокон, в результате этого удалось удвоить прочность материала при температуре $1650^\circ C$. Арми-

рование пропиточного полимера стеклотекстолитов нитевидными волокнами увеличивает их прочность. Армирование литого металла снижает его хрупкость в конструкциях. Перспективно упрочнение стекла неориентированными нитевидными кристаллами.

Для армирования композиционных материалов применяют металлическую проволоку из разных металлов: стали разного состава, вольфрама, ниобия, титана, магния – в зависимости от условий работы. Стальная проволока перерабатывается в тканые сетки, которые используются для получения композиционных материалов с ориентацией арматуры в двух направлениях.

Для армирования легких металлов применяются волокна бора, карбида кремния. Особенно ценными свойствами обладают углеродистые волокна, их применяют для армирования металлических, керамических и полимерных композиционных материалов.

Эвтектические композиционные материалы – сплавы эвтектического или близкого к эвтектическому состава, в которых упрочняющей фазой выступают ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации. В отличие от обычных композиционных материалов, эвтектические получают за одну операцию. Направленная ориентированная структура может быть получена на уже готовых изделиях. Форма образующихся кристаллов может быть в виде волокон или пластин. Способами направленной кристаллизации получают композиционные материалы на основе алюминия, магния, меди, кобальта, титана, ниобия и других элементов, поэтому они используются в широком интервале температур.

Полимерные композиционные материалы. Особенностью является то, что матрицу образуют различные полимеры, служащие связующими для арматуры, которая может быть в виде волокон, ткани, пленок, стеклотекстолита.

Формирование полимерных композиционных материалов осуществляется прессованием, литьем под давлением, экструзией, напылением.

Широкое применение находят смешанные полимерные композиционные материалы, куда входят металлические и полимерные составляющие, которые дополняют друг друга по свойствам. Например, подшипники, работающие в условиях сухого трения, изготавливают из комбинации фторопласта и бронзы, что обеспечивает самосмазываемость и отсутствие ползучести.

Созданы материалы на основе полиэтилена, полистирола с наполнителями в виде асбеста и других волокон, обладающие высокими прочностью и жесткостью.

17.2. Материалы порошковой металлургии

Порошковая металлургия – область техники, охватывающая процессы получения порошков металлов и металлоподобных соединений и процессы изготовления изделий из них без расплавления.

Характерной особенностью порошковой металлургии является применение исходного материала в виде порошков, из которых прессованием формуются

изделия заданной формы и размеров. Полученные заготовки подвергаются спеканию при температуре ниже температуры плавления основного компонента.

Основными достоинствами технологии производства изделий методом порошковой металлургии являются:

- 1) возможность изготовления деталей из тугоплавких металлов и соединений, когда другие методы использовать невозможно;
- 2) значительная экономия металла за счет получения изделий высокой точности, в минимальной степени нуждающихся в последующей механической обработке (отходы составляют не более 1...3 %);
- 3) возможность получения материалов максимальной чистоты;
- 4) простота технологии порошковой металлургии.

Методом порошковой металлургии изготавливают твердые сплавы, пористые материалы: антифрикционные и фрикционные, фильтры; электропроводники, конструкционные детали, в том числе работающие при высоких температурах и в агрессивных средах.

17.2.1. Пористые порошковые материалы

Отличительной особенностью является наличие равномерной объемной пористости, которая позволяет получать требуемые эксплуатационные свойства.

Антифрикционные материалы (пористость 15...30 %), широко применяющиеся для изготовления подшипников скольжения, представляют собой пористую основу, пропитанную маслом. Масло поступает из пор на поверхность, и подшипник становится самосмазывающимся, не требуется подводить смазку извне. Это существенно для чистых производств (пищевая, фармацевтическая отрасли). Такие подшипники почти не изнашивают поверхность вала, шум в 3...4 раза меньше, чем от шариковых подшипников.

Подшипники работают при скоростях трения до 6 м/с при нагрузках до 600 МПа. При меньших нагрузках скорости скольжения могут достигать 20...30 м/с. Коэффициент трения подшипников – 0,04...0,06.

Для изготовления используются бронзовые или железные порошки с добавлением графита (1...3 %).

Разработаны подшипниковые спеченные материалы на основе тугоплавких соединений (боридов, карбидов и др.), содержащие в качестве твердой смазки сульфиды, селениды и гексагональный нитрид бора. Подшипники могут работать в условиях вакуума и при температурах до 500°C.

Применяют металлопластмассовые антифрикционные материалы: спеченные бронзографиты, титан, нержавеющие стали пропитывают фторопластом. Получаются коррозионностойкие и износостойкие изделия. Срок службы металлопластмассовых материалов вдвое больше, чем материалов других типов.

Фрикционные материалы (пористость 10...13 %) предназначены для работы в муфтах сцепления и тормозах. Условия работы могут быть очень тяжелыми: трущиеся поверхности мгновенно нагреваются до 1200 °С, а материал в объеме – до 500...600 °С. Применяют спеченные многокомпонентные материалы, которые могут работать при скоростях трения до 50 м/с на нагрузках

350...400 МПа. Коэффициент трения при работе в масле – 0,08...0,15, при сухом трении – до 0,7.

По назначению компоненты фрикционных материалов разделяют на группы:

а) основа – медь и ее сплавы – для рабочих температур 500...600 °С, железо, никель и сплавы на их основе – для работы при сухом трении и температурах 1000...1200 °С;

б) твердые смазки – предотвращают микросхватывание при торможении и предохраняют фрикционный материал от износа; используют свинец, олово, висмут, графит, сульфиты бария и железа, нитрид бора;

в) материалы, обеспечивающие высокий коэффициент трения – асбест, кварцевый песок, карбиды бора, кремния, хрома, титана, оксиды алюминия и хрома и др.

Примерный состав сплава: медь – 60...70 %, олово – 7 %, свинец – 5 %, цинк – 5...10%, железо – 5...10 %, кремнезем или карбид кремния – 2...3 %, графит – 1...2 %.

Из фрикционных материалов изготавливают тормозные накладки и диски. Так как прочность этих материалов мала, то их прикрепляют к стальной основе в процессе изготовления (припекают к основе) или после (приклепывают, приклеивают и т.д.).

Фильтры (пористость 25...50 %) из спеченных металлических порошков по своим эксплуатационным характеристикам превосходят другие фильтрующие материалы, особенно когда требуется тонкая фильтрация.

Они могут работать при температурах от –273 °С до 900 °С, быть коррозионностойкими и жаропрочными (можно очищать горячие газы). Спекание позволяет получать фильтрующие материалы с относительно прямыми тонкими порами одинакового размера.

Изготавливают фильтры из порошков коррозионностойких материалов: бронзы, нержавеющей стали, никеля, серебра, латуни и др. Для удовлетворения запросов металлургической промышленности разработаны материалы на основе никелевых сплавов, титана, вольфрама, молибдена и тугоплавких соединений. Такие фильтры работают тысячи часов и поддаются регенерации в процессе работы. Их можно продуть, протравить, прожечь.

Фильтрующие материалы выпускают в виде чашечек, цилиндров, втулок, дисков, плит. Размеры колеблются от дисков диаметром 1,5 мм до плит размерами 450 x 1000 мм. Наиболее эффективно применение фильтров из нескольких слоев с различной пористостью и диаметром пор.

17.2.2. Прочие пористые изделия

“Потеющие сплавы” – материалы, через стенки которых к рабочей наружной поверхности детали поступает жидкость или газ. Благодаря испарению жидкости температура поверхности понижается (лопатки газовых турбин).

Сплавы выпускаются на основе порошка нихрома с порами диаметром до 10...12 мкм при пористости 30 %. Сплавы этого типа используются и для ре-

шения обратной задачи: крылья самолетов покрывают пористым медно-никелевым слоем и подают через него на поверхность антифриз, препятствующий обледенению.

Пеноматериалы – материалы с очень высокой пористостью, 95...98 %. Например, плотность вольфрама $19,3 \text{ г/см}^3$, а пеновольфрама – всего 3 г/см^3 . Такие материалы используют в качестве легких заполнителей и теплоизоляции в авиационной технике [4].

17.2.3. Конструкционные порошковые материалы

Спеченные стали. Типовыми порошковыми деталями являются кулачки, корпуса подшипников, ролики, звездочки распределительных валов, детали пишущих и вычислительных машин и другие. В основном это слабонагруженные детали, их изготавливают из порошка железа и графита. Средненагруженные детали изготавливают или двукратным прессованием – спеканием, или пропиткой спеченной детали медью или латунью. Детали сложной конфигурации (например, две шестерни на трубчатой оси) получают из отдельных заготовок, которые насаживают одну на другую с натягом и производят спекание. Для изготовления этой группы деталей используют смеси железо – медь – графит, железо – чугун, железо – графит – легирующие элементы.

Особое место занимают шестерни и поршневые кольца. Шестерни в зависимости от условий работы изготавливают из железа – графита или из железа – графита с медью или легирующими элементами. Снижение стоимости шестерни при переходе с нарезки зубьев на спекание порошка составляет 30...80 %. Пропитка маслом позволяет обеспечить самосмазываемость шестерни, уменьшить износ и снизить шум при работе.

Спеченные поршневые кольца изготавливают из смеси железного порошка с графитом, медью и сульфидом цинка (твердая смазка). Для повышения износостойкости делают двухслойные кольца: во внешний слой вводят хром и увеличивают содержание графита. Применение таких колец увеличивает пробег автомобильного двигателя, уменьшает его износ и сокращает расход масла.

Высоколегированные порошковые стали, содержащие 20 % хрома и 15 % никеля, используют для изготовления изделий, работающих в агрессивных средах.

17.2.4. Спеченные цветные металлы

Спеченный титан и его сплавы используют в виде полуфабрикатов (лист, труб, прутки). Титановый каркас пропитывают магнием. Такие материалы хорошо обрабатываются давлением.

Широко используются материалы на основе меди, например, изготавливают бронзо - графитные шестерни. Свойства спеченных латуней выше, чем литых, из-за большей однородности химического состава и отсутствия посторонних включений.

Спеченные алюминиевые сплавы используют для изготовления поршней тяжело нагруженных двигателей внутреннего сгорания и других изделий, дли-

тельное время работающих при повышенных температурах, благодаря их повышенной жаропрочности и коррозионной стойкости.

Керамикометаллические материалы (керметы) содержат более 50 % керамической фазы. В качестве керамической фазы используют тугоплавкие бориды, карбиды, оксиды и нитриды, в качестве металлической фазы – кобальт, никель, тугоплавкие металлы, стали.

Керметы отличаются высокими жаростойкостью, износостойкостью, твердостью, прочностью. Они используются для изготовления деталей конструкций, работающих в агрессивных средах при высоких температурах (например, лопаток турбин, чехлов термопар). Частным случаем керметов являются твердые сплавы.

17.2.5. Электротехнические порошковые материалы

Электроконтактные порошковые материалы делятся на материалы для разрывных контактов и материалы для скользящих контактов.

Материалы разрывных контактов должны быть тепло- и электропроводными, эрозионностойкими при воздействии электрической дуги, не свариваться в процессе работы. Контактное сопротивление должно быть возможно меньшим, а критическая сила тока и напряжение при образовании дуги – возможно большими. Чистых металлов, удовлетворяющих всем этим требованиям, нет. Изготавливают контактные материалы прессованием с последующим спеканием или пропиткой пористого тугоплавкого каркаса более легкоплавким металлом (например, вольфрам пропитывают медью или серебром).

Тяжелонагруженные разрывные контакты для высоковольтных аппаратов делают из смесей вольфрам – серебро – никель или железо – медь. В низковольтной и слаботочной аппаратуре широко используют материалы на основе серебра с никелем, оксидом кадмия и другими добавками, а также медно – графитовые материалы.

Скользящие контакты широко используют в приборах, коллекторных электрических машинах и электрическом транспорте (токосъемники). Представляют собой пары трения, должны обладать высокими антифрикционными свойствами, причем контакт должен быть мягче, чем контртело и не изнашивать его, так как заменить скользящий контакт проще, чем коллектор или привод. Для обеспечения антифрикционности, в состав смесей для скользящих контактов вводят твердые смазки – графит, дисульфид молибдена, гексагональный нитрид бора. Большинство контактов электрических машин изготавливают из меди с графитом. Для коллекторных пластин пантографов используют бронзографитовые контакты. Контакты приборов изготавливают из серебра с графитом, серебра с палладием, никелем, дисульфидом молибдена, вольфрама с палладием.

17.2.6. Магнитные порошковые материалы

Различают магнитомягкие и магнитотвердые материалы.

Магнитомягкие – это материалы с большой магнитной проницаемостью и малой коэрцитивной силой, быстро намагничиваются и быстро теряют магнит-

ные свойства при снятии магнитного поля. Основной магнитомягкий материал – чистое железо и его сплавы с никелем и кобальтом. Для повышения электропроводности легируют кремнием, алюминием. Для улучшения прессуемости сплавов вводят до 1 % пластмассы, которая полностью испаряется при спекании. Пористость материалов должна быть минимальной.

Отдельно выделяется группа *магнитодиэлектриков* – это частицы магнитомягкого материала, разделенные тонким слоем диэлектрика – жидкого стекла или синтетической смолы. Таким материалам присущи высокое электросопротивление и минимальные потери на вихревые токи и на перемагничивание. Изготавливаются в результате смешивания, прессования и спекания, особенностью является то, что при нагреве частицы магнитного материала остаются изолированными и не меняют формы. За основу используют чистое железо, альсиферы.

Магнитотвердые материалы (постоянные магниты) – материалы с малой магнитной проницаемостью и большой коэрцитивной силой.

Магниты массой до 100 г изготавливают из порошковых смесей такого же состава, как литые магниты: железо – алюминий – никель (альни), железо – алюминий – никель – кобальт (альнико). После спекания этих сплавов обязательна термическая обработка с наложением магнитного поля.

Высокие магнитные свойства имеют магниты из сплавов редкоземельных металлов (церий, самарий, празеодим) с кобальтом.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
Глава 1. Материаловедение. Металлические материалы.	4
Атомно-кристаллическое строение металлов	
1.1. Предмет и основные задачи материаловедения. Роль российских ученых в развитии науки о материалах	4
1.2. Металлы, особенности атомно-кристаллического строения	11
1.3. Понятие об изотропии и анизотропии	13
1.4. Аллотропия или полиморфные превращения	14
1.5. Магнитные превращения	15
1.6. Дефекты кристаллического строения реальных металлов	15
Глава 2. Кристаллизация металлов. Исследования затвердевшего металла	20
2.1. Механизм и закономерности кристаллизации металлов	22
2.2. Условия получения мелкозернистой структуры	23
2.3. Строение металлического слитка	24
2.4. Определение химического состава	25
2.5. Изучение структуры	25
2.6. Физические методы исследования	26
Глава 3. Общая теория сплавов. Строение и свойства сплавов. Диаграмма состояния	27
3.1. Понятие о сплавах и методах их получения	27
3.2. Особенности строения, кристаллизации и свойств сплавов: смесей, твердых растворов, химических соединений	28
3.3. Классификация твердых растворов	29
3.4. Диаграмма состояния	30
Глава 4. Диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов	31
4.1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (сплавы твердые растворы с неограниченной растворимостью)	31
4.2. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (механические смеси)	33
4.3. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии	35
4.4. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют химические соединения	36
4.5. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (переменная растворимость)	36
4.6. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния	37
Глава 5. Напряжения и деформации. Механические свойства материалов	38
5.1. Физическая природа деформации металлов	38
5.2. Природа пластической деформации	41
5.3. Дислокационный механизм пластической деформации	42
5.4. Разрушение металлов	43
5.5. Механические свойства и способы определения их количественных характеристик	43
5.6. Оценка вязкости	49

5.7. Усталостная прочность	51
5.8. Технологические и эксплуатационные свойства	52
5.9. Конструкционная прочность материалов	53
Глава 6. Процессы наклепа, возврата и рекристаллизации	54
6.1. Особенности деформации поликристаллических тел	54
6.2. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металла: наклеп	55
6.3. Влияние нагрева на структуру и свойств деформированного металла: возврат и рекристаллизация	56
Глава 7. Железоуглеродистые сплавы. Диаграмма состояния железо – угле- род. Диаграмма состояния железо - цементит	59
7.1. Диаграммы состояния железо-углерод, железо - цементит	59
7.2. Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов	59
7.3. Процессы структурообразования железоуглеродистых сплавов при ох- лаждении	62
7.4. Структуры железоуглеродистых сплавов	63
Глава 8. Стали. Классификация и маркировка сталей	65
8.1. Влияние углерода и примесей на свойства сталей	65
8.2. Назначение легирующих элементов	67
8.3. Распределение легирующих элементов в стали	68
8.4. Классификация и маркировка сталей	69
Глава 9. Чугуны. Диаграмма состояния железо – графит. Строение, свойства, классификация и маркировка графитных чугунов	73
9.1. Классификация чугунов	73
9.2. Диаграмма состояния железо – графит	73
9.3. Процесс графитизации	74
9.4. Строение, свойства, классификация и маркировка графитных чугунов	74
9.5. Влияние состава чугуна на процесс графитизации	75
9.6. Влияние графита на механические свойства отливок	75
9.7. Положительные стороны наличия графита	75
9.8. Серый чугун	76
9.9. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом	77
9.10. Ковкий чугун	77
9.11. Отбеленные и другие чугуны	79
Глава 10. Виды термической обработки металлов. Основы теории и техно- логии термической обработки стали	79
10.1. Виды термической обработки металлов	79
10.2. Превращения, протекающие в структуре стали при нагреве и охлажде- нии	81
10.3. Механизм основных превращений	81
10.4. Закономерности превращения	83
10.5. Промежуточное превращение	85
10.6. Превращение аустенита в мартенсит при высоких скоростях охлажде- ния	86
10.7. Превращение мартенсита в ферритно-цементитные смеси	89
10.8. Технологические возможности и особенности отжига, нормализации,	80

закалки и отпуска	
Глава 11. Химико-термическая обработка стали: цементация, азотирование, нитроцементация и диффузионная металлизация	99
11.1. Химико-термическая обработка стали	99
11.2. Назначение и технология видов химико-термической обработки: цементации, азотирования, нитроцементации и диффузионной металлизации	100
Глава 12. Методы упрочнения металла	106
12.1. Термомеханическая обработка стали	106
12.2. Поверхностное упрочнение стальных деталей	108
12.3. Закалка токами высокой частоты	108
12.4. Газопламенная закалка	109
12.5. Старение	109
12.6. Обработка стали холодом	111
12.7. Упрочнение методом пластической деформации	111
Глава 13. Конструкционные легированные стали	112
13.1. Конструкционные стали	112
13.2. Легированные стали	112
13.3. Влияние элементов на полиморфизм железа	113
13.4. Влияние легирующих элементов на превращения в стали	114
13.5. Классификация легированных сталей	116
13.6. Специальные стали	117
Глава 14. Инструментальные стали	123
14.1. Стали для режущего инструмента	123
14.2. Стали для измерительных инструментов	127
14.3. Штамповые стали	127
14.4. Твердые сплавы	128
14.5. Алмаз как материал для изготовления инструментов	129
Глава 15. Коррозионно-стойкие стали и сплавы. Жаростойкие стали и сплавы. Жаропрочные стали и сплавы	129
15.1. Коррозия электрохимическая и химическая	129
15.2. Классификация коррозионно-стойких сталей и сплавов	131
15.3. Жаростойкость. Жаростойкие стали и сплавы	133
15.4. Жаропрочность. Жаропрочные стали и сплавы	134
15.5. Классификация жаропрочных сталей и сплавов	135
Глава 16. Цветные металлы и сплавы на их основе. Титан и его сплавы. Алюминий и его сплавы. Магний и его сплавы. Медь и ее сплавы	137
16.1. Титан и его сплавы	138
16.2. Алюминий и его сплавы	140
16.3. Магний и его сплавы	142
16.4. Медь и ее сплавы	143
Глава 17. Композиционные материалы. Материалы порошковой металлургии: пористые, конструкционные, электротехнические	146
17.1. Композиционные материалы	146
17.2. Материалы порошковой металлургии	149