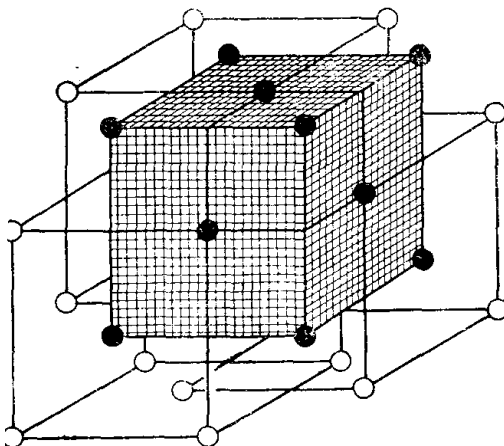


**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
РЯЗАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ РАДИОТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ**

С.П.ВИХРОВ, Т.А.ХОЛОМИНА

**МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ:
СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ**



Рязань 2013

Министерство образования и науки Российской Федерации
Рязанский государственный радиотехнический университет

С.П.ВИХРОВ, Т.А.ХОЛОМИНА

**МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ:
СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ**

Учебное пособие

Рязань 2013

УДК 621.38+615.83

Металлы и сплавы: свойства и применение: учеб. пособие/ С.П. Вихров, Т.А. Холомина; Рязан. гос. радиотехн. ун-т. Рязань, 2013. 96 с.

Рассмотрены общие сведения о строении и свойствах металлов и сплавов, их классификация, особенности процессов кристаллизации. Проведен анализ основных типов диаграмм состояния сплавов. Особое внимание уделено анализу диаграммы состояния системы железо - углерод, а также влияния термической и химико-термической обработки на свойства сталей. Проанализированы свойства, классификация и применение сталей, чугунов, а также цветных металлов и сплавов в технике.

Предназначено для самостоятельной работы студентов, обучающихся по направлению 210302.62 очной и заочной форм обучения, а также направлениям 140400.62, 140600.62, 201000.62, 200100.62, 210100.62, 210200.62, 200400.62, 080500.62 дневного отделения.

Табл. 6. Ил. 30. Библиогр.:10 назв.

Металлы, сплавы, диаграмма состояния сплава, маркировка, практическое применение

Печатается по решению редакционно-издательского совета Рязанского государственного радиотехнического университета.

Рецензент: кафедра ИИБМТ (зав. кафедрой д-р техн. наук, проф. В.И. Жулев)

ПРЕДИСЛОВИЕ

Интенсивное развитие науки и техники невозможно без решения проблемы совершенствования качества и экономичности материалов – вещественной основы любой продукции. Новые технические материалы появляются в результате предварительного глубокого изучения экономических, функциональных и потребительских свойств различных веществ, а также технологии их получения и обработки.

Металлы и сплавы относятся к наиболее широко применяемым в технике материалам. Практическое использование материалов в приборостроении, электронной технике и медицине определяется их свойствами, которые зависят от состава, структуры и воздействия внешних факторов.

В учебном пособии рассмотрены классификация твердых проводниковых материалов, особенности их строения, механических и электрофизических свойств. Приведены основные типы диаграмм состояния сплавов; проанализированы структурные превращения в системе железо – углерод, происходящие при изменении температуры и состава. Рассмотрены особенности влияния термической и химико-термической обработки на свойства сталей, их классификация и применение в технике. Проанализированы классификация, особенности строения и свойств, а также маркировка и применение в технике основных групп чугунов.

Значительное внимание уделено рассмотрению свойств и особенностей применения в различных отраслях промышленности цветных металлов и сплавов на основе меди, алюминия и титана.

Целью учебного пособия является краткое и доступное по форме изложение учебного материала, предусмотренного действующими образовательными стандартами. Учебное пособие рекомендуется для самостоятельной работы студентов, обучающихся по направлению 210302.62 очной и заочной форм обучения, а также направлениям 140400.62, 140600.62, 201000.62, 200100.62, 210100.62, 210200.62, 200400.62, 080500.62 дневного отделения.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О СВОЙСТВАХ И СТРОЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. Классификация металлов и сплавов

К металлам относятся вещества, обладающие высокими теплопроводностью и электрической проводимостью, ковкостью, блеском и другими характерными свойствами, которые обусловлены наличием в их кристаллической решетке большого числа свободных электронов. Единственным объективным критерием, позволяющим отнести материал к металлам, считается наличие электропроводности при $T = 0$ К и положительного температурного коэффициента удельного сопротивления. Указанными выше свойствами обладают свыше 80 простых веществ (элементов) и множество металлических сплавов.

Все металлы и сплавы делят на **черные** (к ним относят железо и сплавы на его основе; на их долю приходится около 95 % производимой в мире металлопродукции) и **цветные** (все остальные металлы и сплавы). По физическим и химическим свойствам и характеру залегания в земной коре цветные металлы делят на следующие группы: *легкие* – алюминий, магний, титан, бериллий, литий, натрий, калий, стронций, барий и др.; *тяжелые* – медь, никель, кобальт, свинец, олово, цинк, кадмий, сурьма, висмут, ртуть и др.; *тугоплавкие* – вольфрам, молибден, ниобий, тантал, ванадий, хром, цирконий и др.; *благородные* – золото, серебро, платина и платиноиды (рутений, родий, палладий, осмий, иридий); *рассеянные* – галлий, индий, таллий; *редкоземельные* – скандий, иттрий, лантан и все лантаноиды; *радиоактивные* – технеций, франций, радий, полоний, актиний, торий, уран и трансурановые элементы.

Приведенная классификация условна: многие металлы могут быть отнесены одновременно к разным группам. Например, легкий металл титан является также тугоплавким; тугоплавкий металл рений – типичный рассеянный элемент и т.д.

Металлы играют огромную роль в современной технике. Обычно металлы применяют не в чистом виде, а в виде сплавов, количество которых превышает 10 тысяч наименований.

Металлы получают из руд, а также путем вторичной переработки материалов. Рудами называют горные породы, которые технически возможно и экономически целесообразно перерабатывать для извлечения содержащихся в них металлов. К основным процессам

металлургического процесса относятся: обработка руд с целью их подготовки к извлечению металлов (дробление, обогащение, окускование и пр.); извлечение металлов из руд и других материалов; очистка металлов от нежелательных примесей; производство металлов и сплавов; термическая, химико-термическая и термомеханическая обработка; формообразование давлением и литьем; покрытие в декоративных или защитных целях поверхности изделий из металла слоями другого металла.

К основным свойствам металлов и сплавов относятся физические (в том числе механические), химические, технологические и функциональные. К физическим свойствам относятся: температура плавления, цвет, плотность, магнитная восприимчивость, электропроводность, теплоемкость и др. Особую группу составляют механические свойства: прочность, пластичность, твердость, ударная вязкость и др.

Химические свойства металлов определяются способностью их атомов легко отдавать валентные электроны и переходить в состояние положительно заряженных ионов. Указанное определяет особенности химического взаимодействия металлов и сплавов с агрессивными средами.

К технологическим свойствам металлов и сплавов относится их способность к формоизменению (ковкость, свариваемость и т.д.). Важное значение имеет жидкотекучесть – свойство расплавленного металла заполнять и точно воспроизводить литейную форму.

Функциональные или эксплуатационные свойства включают в себя коррозионную стойкость, хладостойкость, жаропрочность, жаростойкость, антифрикционность и другие характеристики материалов, определяемые условиями их работы.

1.2. Механические свойства

Для металлов и сплавов, особенно конструкционных, важное значение имеют механические свойства, основными из которых являются прочность, пластичность, твердость и ударная вязкость [1]. Механические свойства материала проявляются в виде ответной реакции на нагружение и изменение формы.

Деформация – это изменение формы и размеров твердого тела под действием внешних сил или в результате физических процессов, возникающих при фазовых превращениях, усадке и т.п. Деформация может быть *упругая* (исчезает после снятия нагрузки) и *пластическая*

(сохраняется после снятия нагрузки). При возрастающей нагрузке упругая деформация, как правило, переходит в пластическую, и далее образец разрушается. Количественной мерой деформации является относительное увеличение или уменьшение размеров.

Кроме указанных, для неметаллических материалов должны рассматриваться такие механические свойства, как упругость, текучесть и вязкость [1,2].

Прочность – это способность материала сопротивляться воздействию внешних сил, не разрушаясь. Прочность материалов характеризуется пределами прочности при растяжении (σ_p , МПа), сжатии (σ_c , МПа), изгибе и кручении. Прочность оценивается для большинства материалов величиной предела прочности:

$$\sigma_p = \frac{P}{F} \cdot \quad (1.1)$$

В этой формуле P – сила в ньютонах (Н), при которой образец материала разрушается; F – площадь поперечного сечения испытуемого стандартного образца материала в квадратных метрах (м^2). Таким образом, значение σ_p определяется в Па или МПа.

Для некоторых материалов, например для чугуна, стекла, имеющих сравнительно низкую прочность на растяжение, применяют показатель прочности на сжатие, измеряемый аналогичными показателями. Так, например, прочность пластмасс и стекла на сжатие в 15 – 20 раз больше, чем на растяжение и сопоставима с прочностью на растяжение стали (до 100 МПа).

Твердость – это способность материалов сопротивляться проникновению или вдавливанию в них какого-либо тела. Этот показатель имеет особое значение для металлов. Существуют обоснованные методы определения твердости для металлов: метод Бринелля (вдавливанием стального шарика) и метод Роквелла (вдавливанием конусообразной алмазной пирамиды). Число твердости определяют по специальным таблицам и обозначают соответственно НВ и НРС. По Бринеллю определяют твердость сырых (термически не обработанных) металлов, по Роквеллу – твердых закаленных изделий, например режущих инструментов. Существуют и другие методы испытания на твердость: по Викерсу, Польди и на микротвердость, но они менее распространены, чем первые два.

Упругость – это способность материала изменять свою форму под действием внешних сил и восстанавливать ее после прекращения

действия этих сил. Высокой упругостью, например, должна обладать сталь для различных пружинящих инструментов (пинцеты, кровоостанавливающие зажимы и др.). Упругость – свойство, обратное пластичности.

Отношение нагрузки, при которой у образца появляются остаточные удлинения, к площади его первоначального поперечного сечения называется **пределом упругости**. Таким образом, предел упругости σ_y измеряется так же, как и предел прочности (в МПа). Сталь имеет предел упругости около 30 МПа, а свинец, почти не обладающий упругостью, всего 0,25 МПа.

Изменение деформации во времени при постоянной нагрузке называется **ползучестью**. Если после снятия нагрузки по истечении некоторого времени деформация исчезает полностью, то такое последствие называется упругим.

При воздействии циклических нагрузок на материалы и конструкции разрушение может наступить при напряжениях, меньших предела упругости.

Процесс постепенного накопления повреждений материала под действием повторно-переменных напряжений, приводящий к образованию трещин и разрушению, называют **усталостью**. При циклически изменяющихся напряжениях прочность материала характеризуют пределом выносливости – наибольшим напряжением, при котором образец не разрушается при любом большом числе циклов. Величина предела выносливости зависит как от свойств материала, так и от характера изменения напряжений во времени, от состояния поверхности элемента конструкции и наличия в ней концентраторов напряжений.

Природа усталостного разрушения обусловлена особенностями строения материала. При этом структурные неоднородности и местные неравномерности в распределении внутренних сил являются определяющими. С ростом внешних сил число очагов пластической деформации и микротрещин возрастает. В предельном состоянии этот процесс приобретает лавинообразный характер. Усталостное разрушение представляет собой процесс, состоящий из двух фаз. Первая фаза – образование заметной микротрещины, вторая – развитие микротрещины и разрушение образца.

Жесткость – это способность элемента конструкции сопротивляться образованию деформаций. **Устойчивость** – способность конструкции противостоять воздействиям, стремящимся вывести ее из исходного состояния равновесия.

Вязкость – это способность материалов не разрушаться при действии на них ударных нагрузок. Вязкость характеризует скорость процесса деформации материала под действием растягивающей силы. Вязкость также определяется как свойство твердых тел необратимо превращать тепловую энергию, сообщенную телу в процессе его деформации, в механическую.

Ударная вязкость – это способность материала сопротивляться динамическим нагрузкам, т.е. механическая характеристика, оценивающая работу разрушения предварительно надрезанного образца на маятниковом копре. Ударная вязкость определяется как отношение затраченной на излом образца работы W (МДж) к площади его поперечного сечения F (м^2) в месте надреза.

Для испытания изготавливают специальные стандартные образцы, имеющие форму квадратных брусочков с надрезом. Испытывают образец на маятниковых копрах. Свободно падающий маятник копра ударяет по образцу со стороны, противоположной надрезу. При этом фиксируется работа, затраченная на излом.

Хотя ударная вязкость – условная характеристика, сильно зависящая от размеров образца, формы и состояния поверхности надреза, и не может быть введена в расчет на прочность, ее практическое значение очень велико, так как по температурной зависимости ударной вязкости оценивается склонность материала к хрупкому разрушению – хладноломкости. Высокой ударной вязкостью должны обладать, например, медицинские долота и молотки, чтобы они не разрушались при ударе.

Циклическая вязкость – это способность материалов поглощать механическую энергию при повторно-переменных нагрузках. Материалы с высокой циклической вязкостью быстро гасят вибрации, которые часто являются причиной преждевременного разрушения.

Вязкость жидкостей и газов – свойство жидкостей и газов оказывать сопротивление перемещению одной их части относительно другой.

Динамическая вязкость – количественная характеристика сопротивления жидкости или газа смещению одного слоя относительно другого. Единица измерения динамической вязкости – Пуаз ($\text{Па}\cdot\text{с}$).

Кинематическая вязкость – отношение динамической вязкости к плотности жидкости. Единица измерения кинематической вязкости $\text{мм}^2/\text{с}$.

Пластичность – это способность материалов деформироваться без разрушения под действием внешних сил и сохранять измененную форму после прекращения действия этих сил.

Свинец, например, является одним из наиболее пластичных металлов. Мерой пластичности может служить относительное удлинение перед разрывом (Θ , %). Эта величина измеряется в процентах от первоначальной длины образца при испытании на растяжение. При нагревании пластичность металлов, стекла, ряда пластмасс возрастает, а прочность уменьшается. Эти свойства материалов используют для придания им нужной формы методамиковки, прессования, штамповки, прокатки.

Хрупкость – это способность материалов под действием внешних сил не изменять или почти не изменять своей формы, но быстро разрушаться. Хрупкость – свойство, противоположное пластичности. Хрупкими являются стекло, чугун, некоторые пластмассы, например полистирол. Для хрупких материалов величина удлинения перед разрывом не превышает 2 – 5 %, а иногда измеряется долями процента. Большое влияние на проявление свойств пластичности и хрупкости оказывает время пребывания под нагрузкой. При быстром нагружении более резко проявляется свойство хрупкости, а при длительном воздействии нагрузки – свойство пластичности.

Ряд неметаллических материалов таких, как резина, пластмассы, имеют склонность к старению, т.е. к изменению (снижению) прочности с течением времени под влиянием различных факторов внешней среды. Так, под воздействием солнечной радиации, озона, изменения температуры ускоряется процесс ухудшения механических свойств резины и ряда пластмасс. Например, пластмассовые шприцы многократного использования по мере увеличения количества циклов температурной стерилизации постепенно теряют прозрачность, затем материал растрескивается и расслаивается. Старение металлов и сплавов происходит в течение гораздо более длительного времени и обусловлено особенностями взаимодействия с окружающей средой.

Несомненно, механические свойства материалов важны при использовании их в любой конструкции. Особое значение имеют механические свойства материалов-имплантатов для внутритканевого применения при эндопротезировании.

1.3. Химические свойства

Химические свойства определяются химическим составом материала. Показатели содержания основных веществ и примесей для

большинства материалов широко используются при оценке их свойств. Знание химического состава дает возможность судить о ряде свойств материала и его устойчивости к различным воздействиям. Так, например, определенный процент содержания хрома в стали делает ее нержавеющей; повышенное содержание серы и фосфора превращает сталь в хрупкий, непригодный к применению материал.

Химостойкость – это стойкость материала к взаимодействию с различными химически активными веществами. Для металлов большое значение имеет коррозионная стойкость. При определении химостойкости образцы материалов на длительное время помещают в условия, близкие к тем, в которых они должны реально выполнять свои функции, или еще более суровые с точки зрения концентрации, химической активности среды, температуры и т.д. После этого определяют изменение внешнего вида образцов, их массы, а в определенных случаях – характеристики находившегося в контакте с материалом объекта. Одним из наиболее важных требований к материалам, применяемым в медицине, является их биологическая инертность, т.е. полное отсутствие химических реакций с тканями живого организма. Особое значение для микро- и нанoeлектроники имеют чистота и тщательно контролируемый химический состав используемых материалов.

1.4. Электро- и теплопроводность металлов и сплавов

Электропроводность металлов и сплавов

Классическая электронная теория представляет твердый проводник в виде системы, состоящей из катионов металлов в узлах кристаллической решетки, внутри которой находится электронный газ коллективизированных свободных валентных электронов. На ранних этапах развития физики к электронному газу применялись представления и законы обычных газов, молекулы которых взаимодействуют между собой по закону упругих шаров. Это привело к выводу законов Ома и Джоуля – Ленца, что позволило описать и объяснить ранее обнаруженные экспериментальным путем основные законы электропроводности и потерь электрической энергии в металлах.

Однако исчерпывающее объяснение явлений электропроводности металлов оказалось возможным на основе квантовой механики, в основе которой лежит квантово-волновой дуализм микрочастиц. В соответствии с квантово-механическими представлениями причиной

наличия электрического сопротивления твердых тел является не столкновение свободных электронов с атомами решетки (как в классической теории Друде), а рассеяние их на дефектах решетки.

Идеально правильная, бездефектная неподвижная решетка имеет строго периодическое распределение потенциала и не способна рассеивать носители заряда, поэтому она должна обладать нулевым электрическим сопротивлением. Наличие структурных дефектов приводит к нарушению периодичности потенциала, рассеянию носителей и к электрическому сопротивлению кристалла.

В общем случае, когда в материале присутствуют носители заряда разных видов, удельная электрическая проводимость σ представляет собой сумму отдельных составляющих электропроводности:

$$\sigma = \sum |q_i| n_i \mu_i, \quad (1.2)$$

где $|q_i|$ - заряд носителя i -го типа; n_i - концентрация; μ_i - подвижность, причем суммирование распространяется на все виды носителей заряда.

Подвижность и длина свободного пробега электронов в твердом теле (среднее расстояние между актами рассеяния) зависят от структуры материала. Чистые металлы с наиболее правильной кристаллической решеткой характеризуются наименьшими значениями удельного электрического сопротивления ρ . Примеси, искажая решетку, приводят к увеличению ρ . С позиций квантовой механики рассеяние электронных волн происходит на дефектах кристаллической решетки, которые соизмеримы с расстоянием порядка четверти длины волны электрона; нарушения меньших размеров не вызывают заметного рассеяния волн де Бройля. В металлическом проводнике, где длина волны электрона порядка 5 \AA , микродефекты создают значительное рассеяние, уменьшающее подвижность электронов и длину свободного пробега, и, следовательно, приводят к росту ρ .

Так как в металлах концентрация электронного газа практически не зависит от температуры (T), то зависимость удельного сопротивления ρ [и обратной величины удельной электропроводности σ , описываемой соотношением (1.2)] от температуры полностью определяется температурной зависимостью подвижности (μ) и пропорциональной ей длиной свободного пробега электронов (λ).

При низкой температуре, когда тепловые колебания узлов кристаллической решетки незначительны, удельное сопротивление и проводимость металла или сплава полностью определяются

рассеянием на дефектах кристаллической решетки (и соответствующей величиной подвижности), практически не зависят от температуры (рис. 1.1).

Вследствие усиления колебаний узлов кристаллической решетки с ростом температуры появляется все больше и больше препятствий на пути направленного движения свободных электронов под действием электрического поля, т.е. уменьшается среднестатистическая длина свободного пробега λ , уменьшается подвижность электронов и, как следствие, уменьшается удельная проводимость металлов и возрастает удельное сопротивление (рис. 1.1).

ρ , мкОм·м

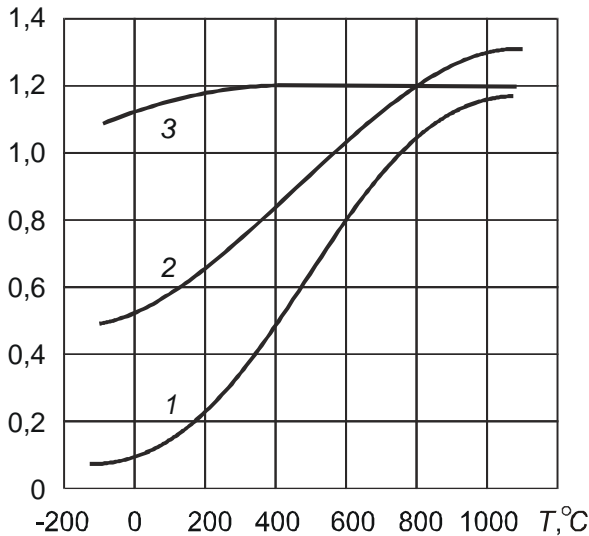


Рис. 1.1. Зависимость удельного сопротивления металлов и сплавов от температуры: 1 – железо; 2 – электротехническая сталь с содержанием 4 % Si; 3 – сплав Fe-Ni-Cr

Как указывалось, примеси и нарушения правильной структуры металлов ведут к увеличению их электрического удельного сопротивления. Значительное возрастание ρ наблюдается при сплавлении двух металлов в том случае, когда они образуют твердый раствор, т.е. создают при отвердевании совместную кристаллизацию и атомы одного металла входят в кристаллическую решетку другого.

Зависимость удельного сопротивления сплава двух металлов, образующих твердый раствор, от процентного содержания каждого из них представлена на рис.1.2 (кривая а). Кривая имеет максимум, соответствующий некоторому соотношению содержания компонентов в сплаве; при уменьшении содержания каждого из них ρ падает, приближаясь к соответствующим значениям ρ чистых металлов.

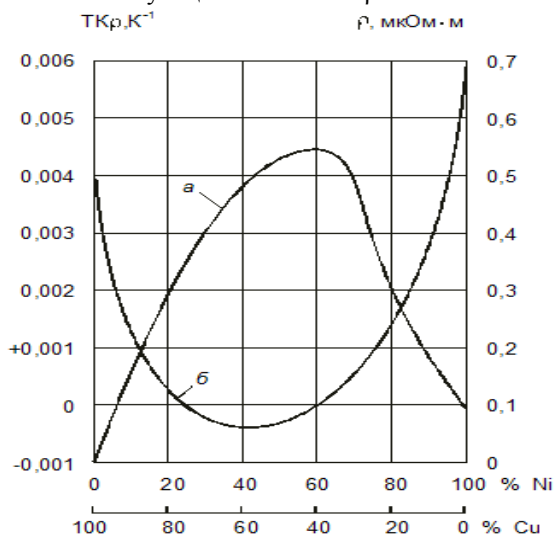


Рис. 1.2. Зависимость ρ (а) и ТК ρ (б) сплавов системы Cu-Ni от состава (в процентах по массе)

Обычно наблюдается определенная закономерность и в изменении ТК ρ (ТК – температурный коэффициент): относительно высокими значениями ТК ρ обладают чистые металлы, а у сплавов ТК ρ меньше и даже может приобретать небольшие по абсолютной величине отрицательные значения (рис. 1.2, кривая б). Это объясняется тем, что у сплавов изменение ρ вызывается не только изменением подвижности носителей заряда, но в некоторых случаях и возрастанием концентрации носителей при повышении температуры.

Теплопроводность

Тепло через металл передается в основном теми же свободными электронами, которые определяют и электропроводность металлов; количество их в единице объема металла весьма велико по сравнению с диэлектриками. Поэтому, как правило, коэффициент

теплопроводности η металлов много больше, чем у диэлектриков. Очевидно, что при прочих равных условиях, чем больше удельная электрическая проводимость σ металла, тем больше его коэффициент теплопроводности η . При повышении температуры, когда подвижность электронов в металле и соответственно его удельная электрическая проводимость σ уменьшается, отношение коэффициента теплопроводности металла к его удельной электрической проводимости η/σ должно возрастать. Математически это выражается законом Видемана – Франца:

$$\eta/\sigma = L_0 T, \quad (1.3)$$

где T – абсолютная температура, К; L_0 – число Лоренца, равное

$$L_0 = \frac{\pi^2 k^2}{3 e^2}. \quad (1.4)$$

Подстановка в (1.4) значений постоянной Больцмана $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К и заряда электрона $e = -1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл дает $L_0 = 2,45 \cdot 10^{-8}$ В²/К².

Закон Видемана – Франца, утверждающий, что при постоянной температуре отношение теплопроводности к удельной электрической проводимости постоянно, для большинства металлов хорошо подтверждается при температурах, близких к нормальной или несколько повышенных.

Проверим справедливость этого закона для меди при нормальной температуре. Подставляя в формулу (1.3) параметры меди: $\sigma = 57 \cdot 10^6$ См/м и $\eta = 390$ Вт/(м·К), получаем (при $T = 293$ К) $L_0 = 2,54 \cdot 10^{-8}$ В²/К², что весьма близко к теоретическому значению. При нормальной температуре для алюминия $L_0 = 2,1 \cdot 10^{-8}$, для свинца и олова $2,5 \cdot 10^{-8}$, для железа $2,9 \cdot 10^{-8}$ В²/К². Однако в области низких температур коэффициент при T в уравнении (1.3) уже не остается неизменным: так, для меди при охлаждении он проходит через минимум, а при приближении к абсолютному нулю вновь близок к теоретическому значению L_0 .

1.5. Магнитные свойства

Все вещества в природе являются магнетиками, т.е. обладают определенными магнитными свойствами и определенным образом взаимодействуют с внешним магнитным полем. Магнитные свойства

вещества зависят от магнитных свойств изолированных элементарных частиц, структуры атомов и молекул, а также их групп.

Магнитные свойства атома в основном определяются магнитными свойствами электронов. Магнетизм других частиц относительно мал. Так, магнитный момент атомного ядра приблизительно в тысячу раз меньше магнитного момента электронной оболочки атома. Магнитный момент электрона возникает вследствие движения электрона по орбите (орбитальный момент) и наличия у него спина (спиновый момент). Магнитный момент многоэлектронного атома представляет собой сумму магнитных моментов всех электронов, включая как орбитальные моменты, так и спиновые. Каждый электрон вносит в полный магнитный момент атома независимый векторный вклад.

В соответствии с современными представлениями о магнетизме различают следующие основные типы магнитного состояния вещества: диамагнетизм, парамагнетизм, ферромагнетизм, антиферромагнетизм и ферримагнетизм (нескомпенсированный антиферромагнетизм). Вещества, в которых проявляются эти состояния, соответственно называют: **диамагнетики, парамагнетики, ферромагнетики, антиферромагнетики и ферримагнетики.** Схематическое расположение моментов электронов атомов для разных по магнитным свойствам веществ иллюстрируется рис. 1.3.

К основным магнитным величинам относятся: намагниченность M , А/м; $M = \kappa \vec{H}$, где κ – магнитная восприимчивость; \vec{H} – напряженность магнитного поля, А/м. Магнитная индукция B , Тл (тесла) характеризует суммарное магнитное поле внутри материала:

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{H} + \vec{M}) = \mu_0 (1 + \kappa) \vec{H} = \mu_0 \mu \vec{H} = \mu_a \vec{H}, \quad (1.5)$$

где μ_0 – магнитная постоянная, численно равная $4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м, характеризующая магнитную проницаемость вакуума; μ – относительная магнитная проницаемость вещества, которая показывает, во сколько раз магнитная проницаемость данной среды больше магнитной проницаемости вакуума (величина безразмерная); $\mu_a = \mu_0 \mu$ – абсолютная магнитная проницаемость, Гн/м.

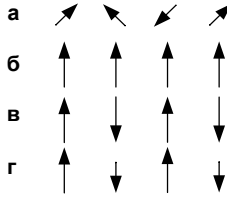


Рис. 1.3. Схематическое расположение спинов в парамагнитных (а), ферромагнитных (б), антиферромагнитных (в) и ферримагнитных (г) веществах. Диамагнетикам свойственна полная взаимная компенсация магнитных моментов атомов

Отдельные классы магнетиков различаются по величине и знаку магнитной восприимчивости, а также по характеру зависимости магнитных характеристик от температуры и напряженности магнитного поля.

Диамагнетиками называют вещества, в которых имеет место полная взаимная компенсация как орбитальных, так и спиновых магнитных моментов электронов. Физическая природа диамагнетизма основана на классическом представлении об атоме как системе электронов, движущихся вокруг ядра по определенным замкнутым траекториям-орбитам с некоторой угловой скоростью.

Если на атом накладывается медленно меняющееся магнитное поле, то эта угловая скорость меняется, а радиус орбиты, естественно, остается неизменным. Изменение угловой скорости приводит к возникновению магнитного момента $\vec{\mu}_m$ величиной

$$\vec{\mu}_m = -\frac{e^2}{4m} \mu_0 r^2 \vec{H}, \quad (1.6)$$

где e – заряд электрона, m – его масса, r – радиус электронной орбиты, \vec{H} – напряженность магнитного поля, приложенного перпендикулярно к плоскости орбиты. Атомная магнитная восприимчивость κ , рассчитанная по (1,5), (1.6), имеет порядок $\kappa \approx - (10^{-6} - 10^{-5})$, т.е. соответствует величине, измеряемой экспериментально для диамагнитных твердых тел, и не зависит от температуры [3]. Магнитная проницаемость диамагнетиков $\mu \approx 0,99999$ и не зависит от напряженности внешнего магнитного поля.

Изменение угловой скорости электрона, связанное с наложением магнитного поля, всегда обуславливает отрицательную магнитную восприимчивость. Атом с циркулирующим в нем электроном ведет себя подобно индуктивности, в которой в соответствии с правилом Ленца возникла эдс противоположного знака. Таким образом, во всем объеме твердого тела возникают индуцированные внешним магнитным полем незатухающие микроскопические вихревые токи, обусловленные прецессией электронных орбит. Направление индуцированных магнитных моментов всегда противоположно направлению внешнего магнитного поля, поэтому диамагнетики отличаются тем, что выталкиваются из неоднородного магнитного поля.

Диамагнетизм является результатом прецессии всех электронов атомов и молекул, поэтому присущ всем веществам, но проявляется только в том случае, если не перекрывается более сильными пара- и ферромагнетизмом и лишь при взаимодействии с магнитным полем.

К «чистым» диамагнетикам, как правило, относятся вещества со значительной атомной массой и наличием большого количества электронных оболочек атома с большими радиусами, поскольку возникающий магнитный момент, согласно (1.6), пропорционален квадрату радиуса оболочки r^2 . У атомов диамагнетиков, кроме того, должны отсутствовать нескомпенсированные магнитные моменты.

К диамагнитным веществам относятся водород, инертные газы, азот, хлор, вода, большинство органических соединений, ряд металлов: Cu, Ag, Au, Be, Zn, Cd, Mg, Pb, В, Ga, Sb, а также графит, стекло и др.

Диамагнетизм не имеет простого практического применения. К числу наиболее интересных диамагнетиков относятся сверхпроводники. Они обладают бесконечно большой диамагнитной восприимчивостью – свойством, которое чрезвычайно полезно при конструировании сверхпроводящих магнитов [3].

Парамагнетиками называются вещества, в которых взаимодействие между постоянными магнитными моментами атомов – элементарными магнитными диполями – мало, в результате чего при обычных температурах под действием теплового движения молекул магнитные моменты атомов располагаются статистически равновероятно относительно любого направления и суммарный магнитный момент равен нулю. Под действием внешнего магнитного поля создается преимущественное направление расположения элементарных магнитных моментов, т.е. тело оказывается намагниченным, однако при обычных полях и температурах

намагниченность парамагнетиков очень мала. Магнитная восприимчивость их положительна и имеет значение $\kappa \sim (10^{-5} - 10^{-2})$, относительная магнитная проницаемость $\mu \approx 1,001$.

Проявлением парамагнетизма является независимая ориентация магнитных моментов атомов и ионов под действием внешнего магнитного поля. Так как моменты ориентируются в направлении поля и тем самым увеличивают его, магнитная восприимчивость κ больше нуля.

Парамагнетизм характеризуется двумя независимыми факторами. Один из них – температурная зависимость суммарной намагниченности всего образца, другой – природа самих магнитных моментов атомов.

Для парамагнитных газов и редкоземельных элементов температурная зависимость магнитной восприимчивости характеризуется законом Кюри, установленным экспериментально в 1895 г.:

$$\kappa = C/T, \quad (1.7)$$

где C – постоянная Кюри, T – температура, К.

Для переходных парамагнитных металлов, у которых взаимодействием между элементарными носителями магнетизма (молекулярным полем) пренебречь нельзя, справедлив более общий закон Кюри – Вейса.

$$\kappa = C/(T - \Delta), \quad (1.8)$$

где Δ – постоянная Вейса, различная для разных веществ (может быть и больше, и меньше нуля).

На рис. 1.4, а показана зависимость намагниченности $M(H)$ для диа- и парамагнетиков при слабых полях и при обычных или высоких температурах [4]. В обоих случаях значение M пропорционально H , что свидетельствует о независимости κ от H . Для намагничивания парамагнетиков до насыщения (рис. 1.4, б), т.е. до состояния, когда все элементарные магнитные моменты будут параллельны внешнему полю, требуется при комнатной температуре поле напряженностью примерно 10^{11} А/м, а при $T = 1$ К примерно $3 \cdot 10^5$ А/м [5]. Однако в последние годы выяснилось, что в парамагнетиках можно создать высокую намагниченность, не прибегая к сильным магнитным полям, а используя поток квантов света (оптическую накачку).

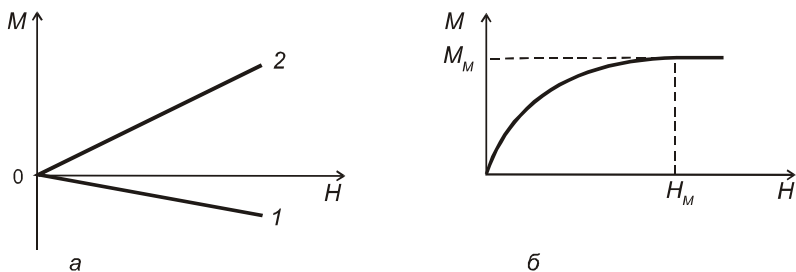


Рис. 1.4. Зависимость намагниченности M от напряженности магнитного поля H : a – для диамагнетиков (1) и парамагнетиков (2); b – для парамагнетиков при низких температурах или очень сильных полях

С повышением температуры при неизменной напряженности магнитного поля возрастает дезориентирующая роль теплового движения молекул, и поэтому намагниченность убывает. Парамагнетики отличаются тем, что они втягиваются в неоднородное магнитное поле.

Поскольку все заполненные электронные оболочки имеют нулевой полный момент количества движения, они обладают также нулевым полным магнитным моментом. В частности, атомы или ионы, обладающие только заполненными оболочками, не имеют постоянных магнитных моментов и, следовательно, не могут быть парамагнитными. Никаких исключений из этого правила не обнаружено [5]. Инертные газы He , Ar , Kr и т.д. и такие ионы, как Na^+ и Cl^- , диамагнитны. Диамагнитны также и многие газы, такие как H_2 и др., поскольку все электроны в их молекулах спарены. Свободные атомы других веществ обнаруживают парамагнетизм, если у них имеются неспаренные спины или нескомпенсированный момент количества движения.

К парамагнетикам относятся кислород, окись азота, соли железа, кобальта и никеля, щелочные металлы, а также Mg , Ca , Al , Cr , Mo , Mn , Pt , Pb и др.

Парамагнетизм в атомах или ионах не существует в одиночку: одновременно с ним всегда имеют место и диамагнитные свойства. Поскольку оба эти эффекта противоположны друг другу по знаку, суммарные магнитные свойства материала определяются наибольшим из них. У большинства материалов величина парамагнитной восприимчивости значительно больше диамагнитной, т.е. парамагнетизм обычно преобладает над диамагнетизмом.

Парамагнитные вещества используются в качестве рабочих тел в квантовых парамагнитных усилителях и генераторах.

Ферромагнетиками называют вещества, характеризующиеся наличием недостроенных внутренних оболочек атомов, поскольку магнитные моменты заполненных оболочек равны нулю, а внешние валентные электроны металла обобществлены. Такими элементами являются переходные металлы группы железа, имеющие недостроенную $3d$ -оболочку, и редкоземельные элементы с недостроенной $4f$ -оболочкой. Наличие магнитного момента у атомов обусловлено только нескомпенсированными спиновыми магнитными моментами, поскольку орбитальные магнитные моменты весьма малы. При этом между электронами внутренних незаполненных оболочек соседних атомов возникает особый вид электростатического взаимодействия, называемого обменным. Для ферромагнетиков в отсутствие внешнего поля энергетически выгодным является параллельное расположение магнитных моментов соседних атомов внутри домена.

При помещении ферромагнитного материала в магнитное поле одновременно происходят процессы ориентации магнитных моментов доменов и смещения их границ (изменения объема). В слабом поле преобладает процесс обратимого смещения границ, т.е. рост объема доменов, у которых магнитный момент, направленный вдоль оси легкого намагничивания, составляет наименьший угол с направлением внешнего поля. При усилении поля процесс идет более интенсивно и приобретает необратимый характер, кривая намагничивания $B(H)$ становится круче (рис. 1.5) (процесс вращения). При дальнейшем увеличении напряженности поля магнитное состояние материала достигает технического насыщения.

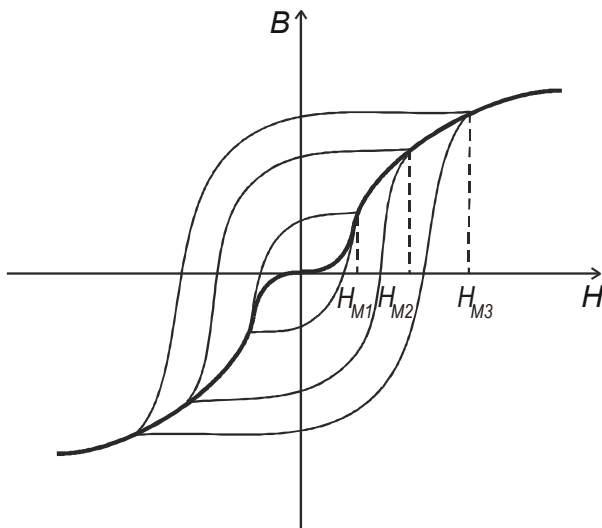


Рис. 1.5. Основная кривая намагничивания и семейство гистерезисных циклов

В переменных магнитных полях магнитное состояние образца периодически повторяется, и его магнитная индукция зависит от величины намагничивающего поля, направления и частоты его изменения. Форма петли гистерезиса при неизменной частоте зависит от предельных значений напряженности поля. Семейство таких симметричных петель изображено на рис. 1.5. Сплошная кривая, проходящая по вершинам петель, называется нормальной (или основной) кривой индукции.

Причинами гистерезиса являются необратимые смещения границ доменов, необратимые процессы вращения вектора намагниченности, а также задержка роста зародышей перемагничивания, под которыми понимают небольшие объемы с самопроизвольной намагниченностью обратного направления по отношению к основной ориентации намагниченности образца. Ферромагнетики характеризуются большими положительными значениями k и μ (до сотен тысяч и миллионов), а также сложной нелинейной зависимостью этих параметров от напряженности внешнего магнитного поля (рис. 1.6).

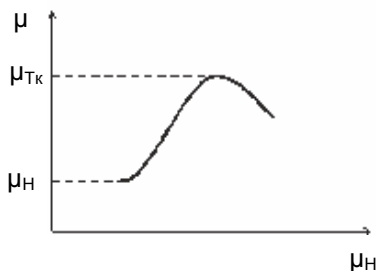


Рис. 1.6. Зависимость относительной магнитной проницаемости ферромагнетиков от напряженности магнитного поля

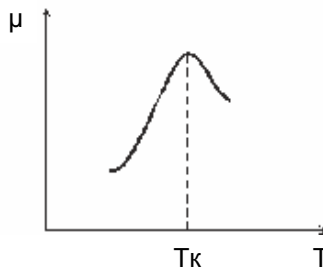


Рис.1.7. Зависимость относительной магнитной проницаемости ферромагнетиков от температуры

При температурах выше точки Кюри T_k , определенной для каждого материала, ферромагнитное состояние переходит в парамагнитное (рис. 1.7) вследствие того, что хаотическое тепловое движение атомов нарушает параллельную ориентацию их магнитных моментов и, следовательно, доменное строение ферромагнетика. Точка Кюри чистого железа составляет 768, никеля – 631, кобальта – 1404 °С [5].

Антиферромагнетики – это вещества, в которых магнитные моменты атомов взаимодействуют так, что стремятся выстроиться антипараллельно друг другу, поэтому имеет место их взаимная компенсация. Магнитная восприимчивость антиферромагнетиков мала и составляет $\kappa \approx (10^{-5} - 10^{-3})$. В слабых полях κ (и μ) практически не зависят от напряженности внешнего магнитного поля, в сильных являются сложной функцией напряженности поля. В некоторой степени свойства антиферромагнетиков схожи со свойствами парамагнетиков. Пара- и антиферроманитные вещества объединяют положительная магнитная восприимчивость и компенсация магнитных моментов атомов. Различие заключается в том, что спиновые моменты парамагнетиков ориентированы хаотически, а антиферромагнетиков – антипараллельно друг другу.

По мере повышения температуры от 0 К величина κ растет, достигая максимума при температуре, называемой точкой Нееля, и далее начинает уменьшаться, подчиняясь на этом участке закону Кюри – Вейса.

К антиферромагнетикам относятся редкоземельные металлы Ce, Pr, Nd, Sm и Eu, а также Cr и Mn; многие окислы, хлориды, сульфиды, карбонаты переходных элементов, например на основе марганца: MnO, MnCl₂, MnF₂, MnS₂ и др., аналогично – на основе Fe, Co, Ni, Cr и др. [3-6].

Ферримагнетиками (или нескомпенсированными антиферромагнетиками) называют вещества, в которых магнитные моменты атомов взаимодействуют так, что стремятся выстроиться антипараллельно друг другу, однако величины этих магнитных моментов имеют различные значения, благодаря чему результирующая намагниченность может быть большой.

К ферримагнетикам относятся ферриты, представляющие собой магнитную керамику, состоящую из смеси окиси железа Fe₂O₃ с окислами других металлов. Структурная формула ферритов MeO·Fe₂O₃, где Me – двухвалентный металл (Fe, Ni, Mn, Zn, Co, Cu, Cd, Mg и др.). Многие свойства ферримагнетиков качественно аналогичны свойствам ферромагнетиков, однако имеются и существенные различия. Например, ферримагнетики (ферриты) отличаются от ферромагнетиков меньшей величиной индукции насыщения и имеют более сложную температурную зависимость основных магнитных параметров.

Преимущества ферритов при работе в ВЧ- и СВЧ-диапазонах обусловлены тем, что их удельное электрическое сопротивление в 10⁶ – 10¹¹ раз превышает удельное сопротивление металлических ферромагнетиков, так как они являются оксидными материалами, а не металлами. По значению удельного электрического сопротивления ρ они относятся к классу полупроводников или диэлектриков. Вследствие этого вихревые токи (и соответствующая мощность магнитных потерь) в ферритах очень малы, и они применяются в качестве магнитного материала при частотах до сотен мегагерц, тогда как металлические магнитные материалы применяются при частотах до нескольких десятков мегагерц.

Магнитная восприимчивость и магнитная проницаемость ферримагнетиков ниже, чем у ферромагнетиков, и достигает значений нескольких десятков тысяч.

Диа-, пара- и антиферромагнетики объединяются в группу слабомагнитных веществ, а ферро- и ферримагнетики – в группу сильномагнитных.

1.6. Структура и кристаллизация металлов и сплавов

Металлы и сплавы в твердом состоянии имеют поликристаллическую структуру, состоящую из отдельных зерен – монокристаллических областей, ориентированных друг относительно друга под различными углами. На границе между зернами атомы имеют менее правильное расположение, чем в объеме зерна. Линейный размер зерен составляет $1 - 10^3$ мкм.

С помощью рентгеноструктурного анализа установлено, что кристаллическое строение твердых тел, состоящих из различных атомов, описывается 14 различными типами пространственных элементарных ячеек.

Наиболее широко применяются металлы и сплавы, образованные одним из трех типов пространственных решеток, определяемых отдельно взятой элементарной ячейкой: объемноцентрированной кубической ОЦК (α -Fe, Cr, W, Mo, V и др.); гранецентрированной кубической ГЦК (γ -Fe, Cu, Al, Ni, Pb и др.); гексагональной (Ti, Mg, Zn, Be и др.) (рис. 1.8).

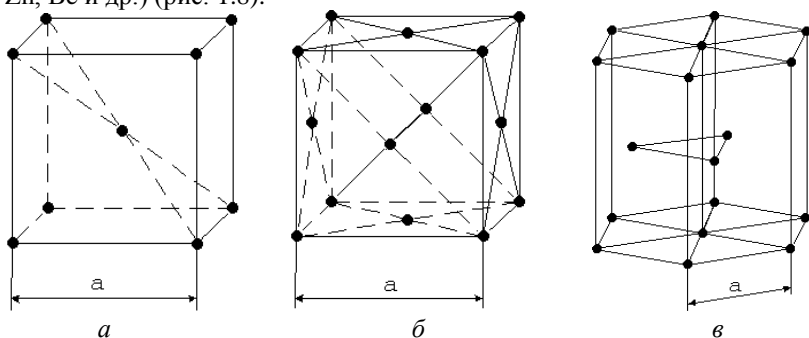


Рис. 1.8. Атомно-кристаллическое строение металлов с объемноцентрированной кубической (а), гранецентрированной кубической (б) и гексагональной (в) элементарными ячейками

Формирование структуры металла при гомогенной (самопроизвольной) кристаллизации. Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется **кристаллизацией**. Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей энергией Гельмгольца (свободной энергией) F , т. е. когда энергия кристалла меньше, чем энергия жидкой фазы. Если превращение происходит с

небольшим изменением объема, то $F = U - TS$, где U — внутренняя энергия фазы, T — абсолютная температура, S — энтропия.

Изменение свободной энергии металла в жидком и твердом состоянии в зависимости от температуры показано на рис. 1.9. Выше температуры $T_{\text{п}}$ более устойчив жидкий металл, имеющий меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры устойчив твердый металл. При температуре $T_{\text{п}}$ значения энергий металла в жидком и твердом состояниях равны. Температура $T_{\text{п}}$ соответствует равновесной температуре кристаллизации (или плавления) данного вещества, при которой обе фазы (жидкая и твердая) могут сосуществовать одновременно. Процесс кристаллизации при этой температуре еще не начинается. Процесс кристаллизации развивается, если созданы условия, когда возникает разность энергий ΔF , образующаяся вследствие меньшей свободной энергии твердого металла по сравнению с жидким.

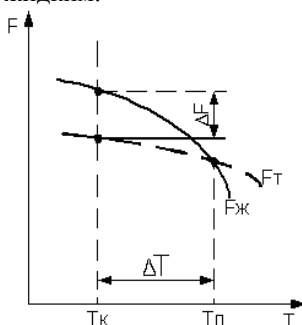


Рис. 1.9. Изменение энергии Гельмгольца F (свободной энергии) металла в жидком $F_{\text{ж}}$ и твердом $F_{\text{т}}$ состояниях в зависимости от температуры ($T_{\text{к}}$ — температура, при которой происходит кристаллизация)

Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной температуры $T_{\text{п}}$. Разность между температурами $T_{\text{п}}$ и $T_{\text{к}}$, при которых может протекать процесс кристаллизации, носит название **степени переохлаждения**:

$$\Delta T = T_{\text{п}} - T_{\text{к}}.$$

Кривые охлаждения (термические кривые), характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с разной скоростью V , показаны на рис. 1.10. При очень медленном охлаждении степень переохлаждения невелика и процесс кристаллизации протекает при температуре, близкой к равновесной $T_{\text{п}}$ (рис. 1.10, кривая V_1). При температуре кристаллизации на

термической кривой отмечается горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, несмотря на отвод теплоты при охлаждении.

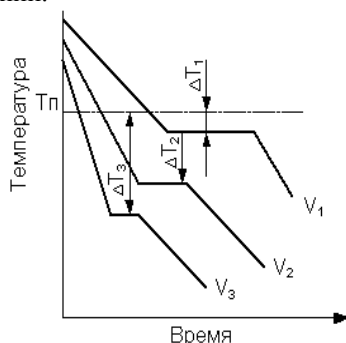


Рис. 1.10. Кривые охлаждения металла при кристаллизации с разной скоростью: $v_1 < v_2 < v_3$

С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает (кривые V_2 , V_3) и процесс кристаллизации протекает при температурах, лежащих значительно ниже равновесной температуры кристаллизации. Чем чище жидкий металл, тем более он склонен к переохлаждению. При затвердевании очень чистых металлов степень переохлаждения ΔT может быть очень велика. Однако чаще степень переохлаждения не превышает $10 - 30$ °С.

Кристаллизация начинается с образования зародышей кристаллов (центров кристаллизации) и продолжается в процессе роста их числа и размеров. При переохлаждении сплава ниже температуры T_n во многих участках жидкого сплава образуются устойчивые, способные к росту кристаллические зародыши (рис. 1.11).

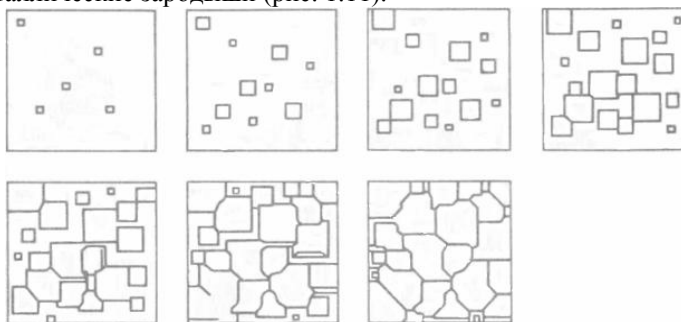


Рис. 1.11. Схема кристаллизации металла

Пока образовавшиеся кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную геометрическую форму. Однако при столкновении растущих кристаллов их правильная форма нарушается, так как в этих участках рост граней прекращается. Рост продолжается только в тех направлениях, где есть свободный доступ «питающей» жидкости. В результате растущие кристаллы, имевшие сначала геометрически правильную форму, после затвердевания получают неправильную внешнюю форму и поэтому называются *кристаллитами* или *зернами*. Выше отмечалось, что металлы и сплавы имеют поликристаллическое строение.

Явления, протекающие в процессе кристаллизации, сложны и многообразны. Особенно трудно представить начальные стадии процесса, когда в жидкости образуется первый кристаллик, или центр кристаллизации. Очевидно, что для выяснения условий появления этих центров надо ясно представить строение исходного жидкого металла. Схематические модели кристаллической и жидкой фаз представлены на рис. 1.12. В жидком металле атомы не расположены хаотично, как в газообразном состоянии, и в то же время в их расположении отсутствует правильный порядок, характерный для твердого кристаллического тела (рис. 1.12, а), где атомы сохраняют постоянство межатомных расстояний и угловых соотношений на больших расстояниях — *дальний порядок*.

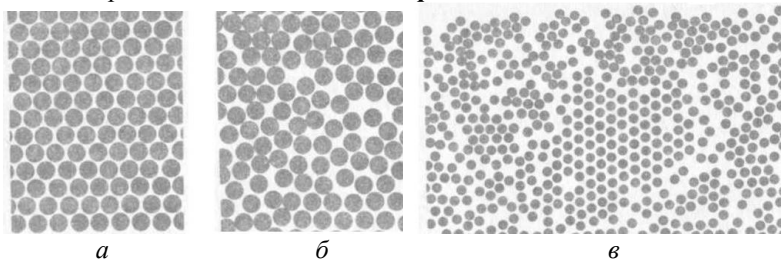


Рис. 1.12. Модель кристаллической (а) и жидкой (б и в) фаз металла

В жидком металле (рис. 1.12, б) сохраняется лишь так называемый *ближний порядок*, когда упорядоченное расположение атомов распространяется на очень небольшое расстояние. Вследствие интенсивного теплового движения атомов ближний порядок динамически неустойчив. Микрообъемы с правильным расположением атомов, возникнув, могут существовать некоторое время, затем рассасываться и возникать вновь в другом элементарном

объеме жидкости и т. д. С понижением температуры степень ближнего порядка и размер таких микрообъемов возрастают.

При температурах, близких к температуре кристаллизации, в жидком металле возможно образование небольших группировок, в которых атомы упакованы так же, как в кристаллах. Такие группировки называются **фазовыми флуктуациями** (или гетерофазными флуктуациями) (рис. 1.12, в). В чистом от примесей жидком металле наиболее крупные гетерофазные флуктуации превращаются в зародыши (центры кристаллизации).

Рост зародышей возможен только при условии, если они достигли определенной величины, начиная с которой, их рост ведет к уменьшению свободной энергии. В процессе кристаллизации свободная энергия системы (рис. 1.13, а), с одной стороны, уменьшается на $V\Delta F_V$ вследствие перехода некоторого объема жидкого металла в твердый, а с другой – возрастает в результате образования поверхности раздела с избыточной поверхностной энергией, равной $S\sigma$. Общее изменение свободной энергии определяется из следующего выражения:

$$F_{\text{общ}} = -V\Delta F_V + S\sigma,$$

где V — объем зародыша, ΔF_V — разность свободной энергии жидкого и твердого металла (см. рис. 1.9); S — суммарная площадь поверхности кристаллов; σ — удельное поверхностное натяжение на границе жидкость—кристалл.

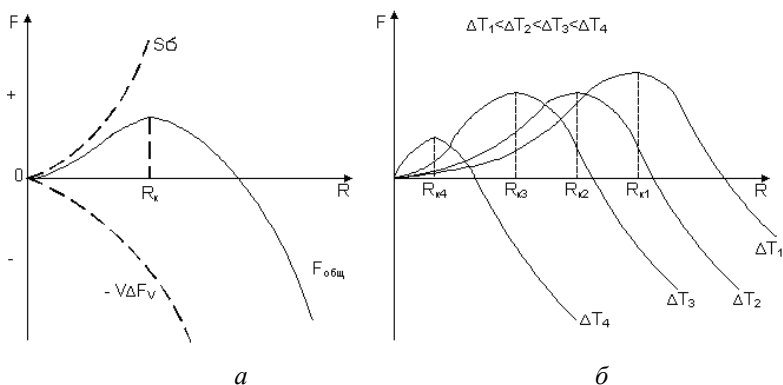


Рис. 1.13. Изменение свободной энергии при образовании зародышей кристалла в зависимости от их размера R (а) и степени переохлаждения ΔT (б)

Чем меньше величина зародыша, тем выше отношение его поверхности к объему, а следовательно, тем большая часть общей энергии приходится на поверхностную энергию. Изменение свободной энергии металла $F_{\text{общ}}$ при образовании кристаллических зародышей в зависимости от их размера R и степени переохлаждения показано на рис. 1.13, а.

При образовании зародыша размером меньше R_K (рис. 1.13, б) – R_{K1} , R_{K2} , R_{K3} , R_{K4} свободная энергия системы возрастает, так как приращение свободной энергии вследствие образования новой поверхности перекрывает ее уменьшение в результате образования зародышей твердого металла, т. е. объемной энергии. Следовательно, зародыш размером меньше R_K расти не может и растворится в жидком металле. Если возникает зародыш размером более R_K , то он устойчив и способен к росту, так как при увеличении его размера свободная энергия системы уменьшается.

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

Величину критического зародыша можно определить из соотношения

$$R_K \approx 2\sigma/\Delta F_v.$$

При температуре, близкой к T_D , размер критического зародыша должен быть очень велик и вероятность его образования мала. С увеличением степени переохлаждения величина ΔF возрастает (см. рис. 1.9), а величина поверхностного натяжения на границе раздела фаз изменяется незначительно.

Следовательно, с увеличением степени переохлаждения (или с понижением температуры кристаллизации) размер критического зародыша и работа, необходимая для его образования, уменьшаются. В связи с этим с увеличением степени переохлаждения, когда становятся способными к росту зародыши все меньшего размера, сильно возрастают число зародышей (центров) кристаллизации и скорость образования этих зародышей (см. рис. 1.13, б).

При прочих равных условиях скорость процесса кристаллизации, строение металла после перехода в твердое состояние и его свойства зависят от числа зародышей – центров кристаллизации, возникающих в единицу времени в единице объема ($\text{с}^{-1}\cdot\text{см}^{-3}$), и скорости их роста, т. е. скорости увеличения линейных размеров растущего кристалла в единицу времени ($\text{мм}\cdot\text{с}^{-1}$).

На рис. 1.14 изображены кривые охлаждения металла и двухкомпонентного сплава. При охлаждении расплавленного чистого металла вначале (участок 1 – 2 рис. 1.14, а) понижение температуры идет плавно. При достижении температуры кристаллизации на кривой охлаждения (рис. 1.14, а) появляется горизонтальный участок 2 – 3, так как отвод тепла в окружающую среду, как отмечалось выше, компенсируется выделяющейся скрытой теплотой кристаллизации. После окончания кристаллизации температура вновь понижается равномерно (участок 3 – 4 рис. 1.14, а).

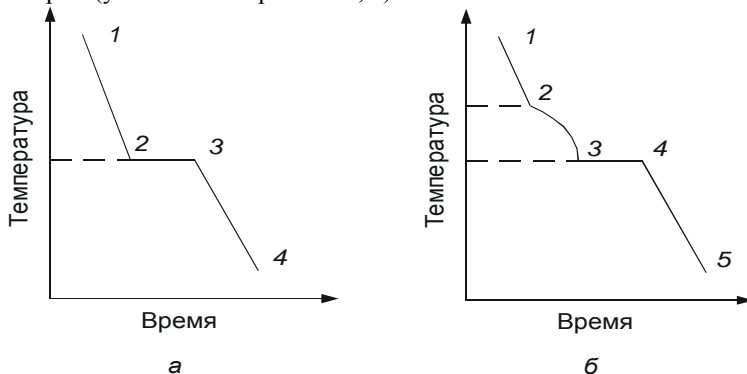


Рис. 1.14 . Кривые охлаждения металла (а) и двухкомпонентного сплава (б)

При охлаждении из жидкого состояния сплава двух металлов процесс кристаллизации протекает несколько иначе (рис. 1.14, б) – кривая охлаждения имеет точку перегиба при температуре, соответствующей началу кристаллизации более высокотемпературного компонента. Точка 2 соответствует началу выделения из жидкой фазы кристаллов одного из компонентов сплава. Выделяющаяся при кристаллизации теплота замедляет ход кривой охлаждения, и в точке 2 кривая изменяет наклон (участок 2 – 3). Выпадение кристаллов избыточного компонента и равномерное понижение температуры происходят, пока сплав не достигнет определенного состава. В дальнейшем происходит одновременная кристаллизация компонентов при постоянной температуре (участок 3 – 4, рис. 1.14, б). После полного затвердевания сплава в точке 4 его температура снова начинает снижаться по плавной кривой 4 – 5.

Температура, соответствующая каким-либо фазовым превращениям в металле или сплаве, называется *критической*

точкой. При нагревании твердых металлов или сплавов процесс их расплавления сопровождается поглощением теплоты.

Практика производства металлов и сплавов показала, что чем больше степень переохлаждения, тем мельче зерна в литых деталях.

1.7. Основные типы сплавов

Чистые металлы в большинстве случаев не обеспечивают необходимого комплекса механических, технологических и функциональных свойств и поэтому применяются редко. Чаще всего в технике используют сплавы.

Металлическим *сплавом* называют материал, состоящий из двух или более компонентов и обладающий свойствами, характерными для металлов. Сплавы создаются в результате расплавления, спекания исходных компонентов и другими методами [1, 2, 7]. Необходимым процессом получения сплава является диффузия элементов в твердом, жидком или газообразном состоянии. Диффузия осуществляется путем взаимного проникновения атомов каждого из компонентов сплава с образованием новых однородных тел, называемых фазами.

Для описания свойств сплавов в металловедении используют понятия: система, фаза, компонент.

Системой называют совокупность фаз, находящихся в равновесии при определенных внешних условиях (температуре, давлении).

Фазой называют однородную по химическому составу, кристаллическому строению и свойствам часть системы, отделенную от других ее частей поверхностью раздела. Однофазной системой является, например, однородная жидкость, твердый металл; двухфазной – механическая смесь двух видов кристаллических веществ.

Компонентами называют вещества, образующие систему. Компонентами могут быть атомы (металлы и неметаллы), а также химические соединения. По числу компонентов различают двойные, тройные и многокомпонентные сплавы. Компонент сплавов может быть основным, легирующим или случайным.

Сплавы, находящиеся в твердом состоянии, делят по составу на три группы: механическая смесь компонентов, твердый раствор, химическое соединение.

Механическая смесь. Сплавы такого типа формируются из отдельных, перемешанных произвольным образом,

поликристаллических зерен, принадлежащих разным компонентам. При образовании сплава - механической смеси кристаллические решетки отдельных фаз не меняются. Образование сплавов - механических смесей происходит, когда элементы не образуют совместной кристаллической структуры, обладают ограниченной растворимостью, а также при наличии компонентов, оставшихся после образования сплава - химического соединения. Механические смеси, как и другие сплавы, имеют поликристаллическое строение и могут состоять из кристаллов чистых компонентов, твердых растворов и химических соединений. Механические смеси обычно образуют металлы, отличающиеся друг от друга размерами атомов и температурой плавления. Примером сплава, образующего механическую смесь, является система Ag-Pb.

Твердый раствор. В жидком состоянии большинство металлических сплавов представляет собой однородные жидкости, т.е. жидкие растворы. При переходе в твердое состояние во многих таких сплавах однородность, а следовательно и растворимость, сохраняются. Твердый раствор, как и металл, имеет одну кристаллическую решетку, соответствующую типу кристаллической решетки основного компонента сплава (растворителя). Различие состоит в том, что в кристаллической решетке металла размещаются атомы одного элемента, а в твердом растворе – атомы различных элементов, образующих этот твердый раствор.

По характеру размещения атомов в кристаллической решетке различают твердые растворы замещения (рис. 1.15, а) и твердые растворы внедрения (рис. 1.15, б).

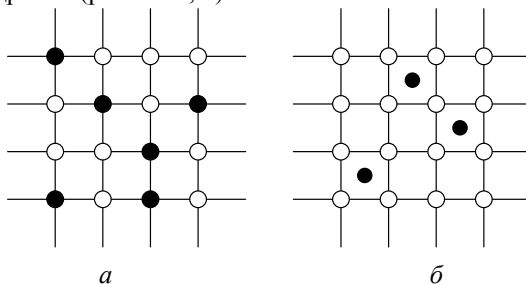


Рис. 1.15. Расположение атомов в твердых растворах [8]: *a* – замещения; *б* – внедрения; ○ – атом компонента-растворителя; ● – атом растворимого компонента

В твердых растворах замещения, состоящих из компонентов *A* и *B*, атомы растворимого компонента *B* замещают отдельные атомы

основного компонента A растворителя в кристаллической решетке. В этом случае при несовпадении размеров атомов размер элементарной ячейки может изменяться. Растворимость в твердом состоянии может быть неограниченной или ограниченной. Неограниченная растворимость обеспечивает замещение в кристаллической решетке любого числа атомов компонента A атомами компонента B .

Неограниченная растворимость возможна при следующих условиях:

- 1) наличие у компонентов кристаллических решеток (элементарных ячеек) одного типа;
- 2) незначительное отличие размеров атомов компонентов (порядка 10 %);
- 3) достаточно близкое соответствие строения валентных оболочек атомов компонентов (тип химической связи).

Примерами сплавов с неограниченной растворимостью компонентов являются сплавы $Cu-Ni$, $Fe-Ni$, $Fe-Cr$ и др.

Если компоненты сплава не полностью удовлетворяют указанным выше условиям, образуются твердые растворы замещения с ограниченной растворимостью компонентов.

При этом чем больше разница в размерах атомов компонентов, тем меньше растворимость в твердом состоянии. С изменением температуры ограниченная растворимость в твердом состоянии обычно меняется. Примерами систем с ограниченной растворимостью компонентов являются $Al-Cu$, $Mg-Al$ и др.

В твердом растворе внедрения атомы растворимого компонента внедряются в междоузлия кристаллической решетки основного компонента (рис. 1.15, б). Такие твердые растворы обычно образуются, когда атомы растворимого компонента имеют сравнительно небольшие размеры по сравнению с атомами растворителя. Чаще всего это имеет место, когда в металле растворяются неметаллические элементы. Примером твердого раствора внедрения является сплав $Fe-C$.

Химическое соединение. Элементы, образующие химические соединения, обычно резко отличаются по размерам атомов, строению электронных оболочек и параметрам кристаллических решеток. К образованию сплавов - химических соединений склонны элементы, далеко расположенные друг от друга в периодической таблице Д.И. Менделеева.

В отличие от обычных химических соединений многие металлические соединения имеют переменный состав, который может изменяться в широких пределах. Получение химического соединения

A_nB_n с образованием однородного кристаллического вещества возможно только при строго определенных соотношениях концентраций компонентов. При этом образуется кристаллическая решетка, не похожая на решетки исходных компонентов. Примером может служить сплав Cu–Mg при содержании 17 % Mg. Свойства сплава – химического соединения резко отличаются от свойств элементов, образующих его.

Сплавы – химические соединения не всегда встречаются в чистом виде. Например, при избытке растворимого компонента возможно образование химического соединения в комбинации с твердым раствором.

Приведенные выше положения указывают в общем виде на особенности взаимодействия элементов при образовании сплавов и на их возможную структуру. Однако при образовании и термообработке сплавов на основе конкретных компонентов имеются особенности, которые в металлведении изучаются экспериментально. Например, для установления режимов термической обработки сплавов с целью придания им необходимых свойств важно знать температуры начала и окончания процессов плавления, перехода в твердое состояние, особенности структурных превращений в критических точках. Построение кривых охлаждения (нагрева) на основе экспериментальных данных называется *термическим анализом*. Полученные экспериментальные данные систематизируют, обобщают и отображают в виде особых диаграмм состояния сплавов.

1.8. Диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение фазового состояния сплавов и критических точек в зависимости от концентрации компонентов и температуры в условиях термодинамического равновесия.

Для того чтобы обеспечить равновесное состояние системы, охлаждение сплава из жидкого состояния осуществляют очень медленно. *Равновесными* считаются такие условия, при которых процессы, протекающие в системе, являются обратимыми. В данном случае процессы, происходящие при охлаждении сплава, должны в точности совпадать с процессами, протекающими при его нагреве.

Диаграмму состояния строят в координатах температура – концентрация (рис. 1.16). Для сплавов, состоящих из двух компонентов *A* и *B*, состав характеризуется отрезком прямой, принятым за 100 %. Крайние точки *A* и *B* соответствуют 100 % чистых

компонентов. Любая точка на этом отрезке характеризует состав двойного сплава. Так, например, точка *C* соответствует сплаву, состоящему из 20 % *B* и 80 % *A*; точка *D* – 60 % *B* и 40 % *A*.

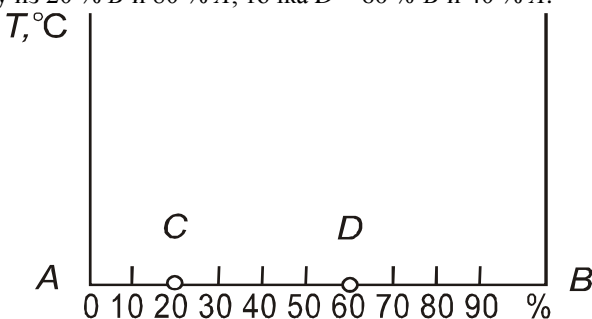


Рис. 1.16. Координаты для изображения диаграммы состояния двухкомпонентной системы

Для построения диаграммы состояния из компонентов изготовляют серию сплавов различного состава и для каждого из них строят кривую охлаждения по результатам термического анализа в координатах температура – время (так же, как для металлов). Особенности поликристаллического строения сплавов в твердом состоянии изучаются с помощью оптического микроскопа обычно при 100 – 1000-кратном увеличении. Атомная структура сплавов и параметры кристаллических решеток определяется методом рентгеноструктурного анализа.

В зависимости от характера строения двухкомпонентных сплавов (в жидком состоянии оба компонента неограниченно растворяются друг в друге, образуя однородный жидкий раствор) различают следующие основные типы диаграмм состояния [1, 2, 8]:

- 1) при образовании компонентами механической смеси;
- 2) при неограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии;
- 3) при ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии;
- 4) при образовании компонентами химического соединения.

Диаграммы состояния реальных сплавов могут содержать фрагменты диаграмм состояния разных типов.

Диаграмма состояния сплавов из компонентов, образующих в твердом состоянии механическую смесь

Экспериментально установлено, что при совместной кристаллизации сплавов, компоненты которых не растворяются друг в друге в твердом состоянии, температура начала кристаллизации всегда ниже, чем у исходных компонентов. Температура же окончания процесса перехода в твердое состояние одинакова для сплавов любого состава двухкомпонентной системы.

На рис. 1.17 приведены кривые охлаждения для разных концентраций компонентов A и B , а также диаграмма состояния сплава. Выше линии KCN (рис. 1.17, б) все сплавы двухкомпонентной системы представляют собой однофазный расплав (жидкий сплав – ж. с.). Эта линия называется *линией ликвидуса* (с греч. – жидкий), линия DCE – *линией солидуса* (с греч. – твердый). Ниже линии DCE все сплавы находятся в твердом состоянии. Сплав, соответствующий точке C , называется *эвтектическим* (эвтектикой; с греч. – легко плавящийся).

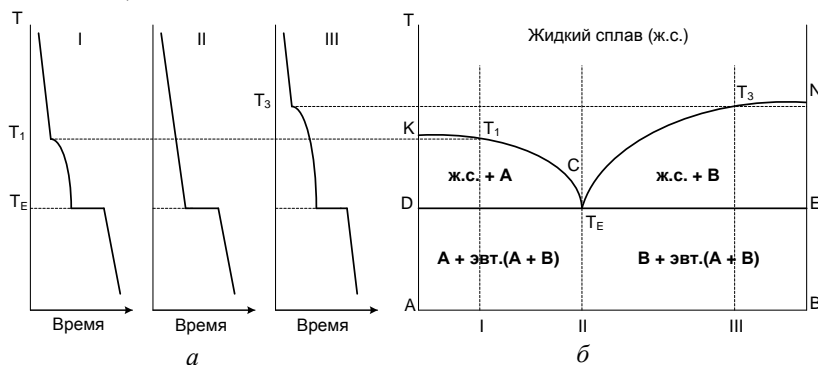


Рис. 1.17. Кривые охлаждения с концентрацией компонентов I, II, III (а) и диаграмма состояния сплавов, образующих в твердом состоянии сплав типа механической смеси компонентов A и B (б)

Эвтектикой, таким образом, называется механическая смесь кристаллов двух (или более) твердых веществ, одновременно закристаллизовавшихся из жидкого расплава при температуре ниже температуры плавления отдельных компонентов или любых других их смесей. Это определение относится к твердой эвтектике. Жидкой эвтектикой называется жидкий расплав (или раствор), из которого возможна такая кристаллизация.

В отличие от эвтектики *эвтектоид* (аналогичная ей составляющая металлических сплавов) образуется не кристаллизацией из жидкой, а перекристаллизацией из иной твердой фазы. Эвтектоид по сравнению с эвтектикой имеет более тонкое дисперсное строение из двух или более фаз. Эвтектический сплав данной системы имеет строго определенное процентное соотношение компонентов *A* и *B*. Сплавы, расположенные слева от эвтектики, называются **доэвтектическими**, а справа – **заэвтектическими**.

В доэвтектических сплавах сначала при охлаждении ниже линии ликвидуса *КС* выделяются кристаллы компонента *A*, а в заэвтектических – ниже линии *СN* – кристаллы компонента *B*. После затвердевания, т.е. ниже линии солидуса *ДСЕ*, доэвтектические сплавы состоят из кристаллов *A* и эвтектики, а заэвтектические – из кристаллов *B* и эвтектики.

Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Рассмотрим построение диаграммы состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии. Например, экспериментально получены кривые охлаждения компонентов *A* и *B* и сплавов I (70 % *A* и 30 % *B*), II (50 % *A* и 50 % *B*) и III (20 % *A* и 80 % *B*) (рис. 1.18, а). Кристаллизация компонента *A* начинается и заканчивается при постоянной температуре t_A . Аналогично происходит кристаллизация компонента *B* при температуре t_B . Кристаллизация сплавов I, II и III происходит в некотором интервале температур. Кристаллизация сплава I начинается при температуре t_1 и заканчивается при температуре t_2 с образованием твердого раствора α . Аналогично происходит кристаллизация и двух других сплавов – при температуре t_3 начинается и при температуре t_4 заканчивается затвердевание сплава II, а сплава III – при температурах t_5 и t_6 соответственно. Разница только в интервале температур начала и конца кристаллизации [2, 8].

Если на оси абсцисс сетки в координатах температура – концентрация (рис. 1.18, б) отметить точками исследованные сплавы и в каждой из этих точек восстановить перпендикуляры, т.е. провести линии сплавов, затем на эти линии, а также на левую и правую ординаты температур, соответствующие компонентам *A* (левая) и *B* (правая), перенести найденные критические точки от t_A до t_B и одноименные (имеющие одинаковый физический смысл) критические точки соединить плавными кривыми, то получится диаграмма

состояния сплавов A и B с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (рис. 1.18, б).

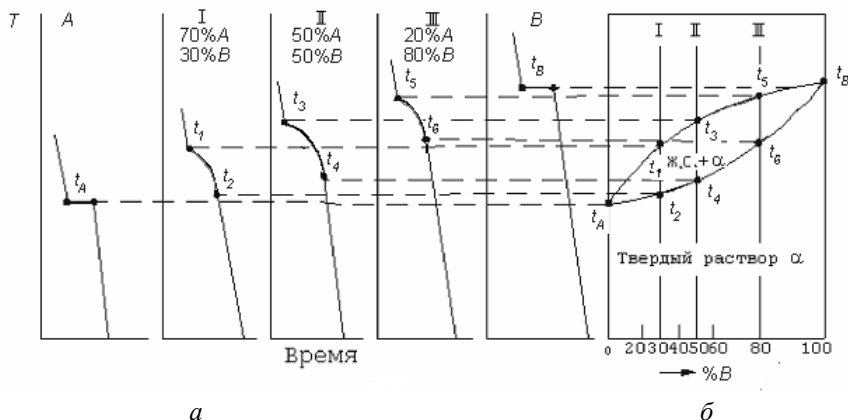


Рис. 1.18. Построение диаграммы состояния сплавов для случая неограниченной растворимости компонентов A и B в твердом состоянии: a – кривые охлаждения; $б$ – диаграмма состояния

На этой диаграмме кривая $t_A t_1 t_2 t_3 t_4 t_5 t_6 t_B$ – кривая начала затвердевания сплавов – *линия ликвидуса*, а кривая $t_A t_2 t_4 t_6 t_B$ – кривая конца затвердевания – *линия солидуса*.

Рассмотрим процесс кристаллизации какого-либо сплава, например сплава II состава 50 % компонента A и 50 % компонента B по этой диаграмме при очень медленном охлаждении, т.е. полностью в равновесных условиях (рис. 1.19). При температуре t_1 начинается кристаллизация и образуются первые кристаллы. На любой диаграмме состояния состав твердой части сплава (состав кристаллов, которые могут находиться в равновесии с жидкостью) при данной температуре показывает линия солидуса. Следовательно, первые образовавшиеся кристаллы имеют состав точки M . При дальнейшем охлаждении, когда сплав достигает, например, температуры t_2 , в равновесии с жидкостью уже находятся только кристаллы состава точки L .

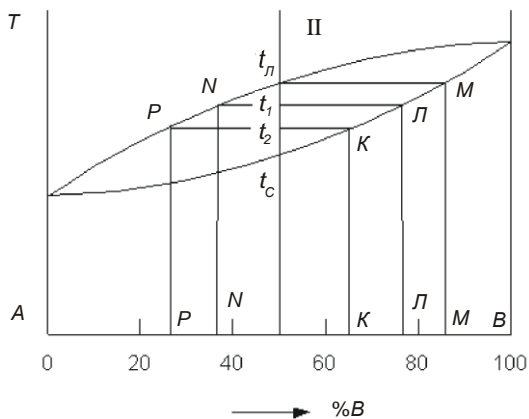


Рис. 1.19. Диаграмма состояния сплавов для случая неограниченной растворимости компонентов A и B в твердом состоянии

Рассмотрим, каким образом ранее образовавшиеся кристаллы состава точки M превращаются в кристаллы состава точки L . В кристаллах состава M больше компонента B , чем в кристаллах состава L ; следовательно, кристаллы состава M обогащаются компонентом A . Этот процесс происходит за счет диффузии атомов компонента A в уже имеющиеся, т.е. возникшие до этой температуры, кристаллы. При достаточной выдержке или медленном охлаждении при t_1 устанавливается равновесие кристаллов точки L и жидкого сплава. Но в кристаллах состава точки L компонента B больше, чем в сплаве; следовательно, жидкая часть сплава беднее компонентом B . При этой температуре состав жидкой части сплава определяется линией ликвидуса, т.е. точкой N . При дальнейшем охлаждении, когда сплав достигает температуры t_2 и устанавливается равновесие, сплав состоит из кристаллов состава точки K и жидкой части сплава состава точки P . При достижении температуры t_c сплав полностью затвердевает и состоит из однородных кристаллов твердого раствора (состава 50 % A и 50 % B).

В реальных условиях ускоренного охлаждения состав кристаллов не получается однородным в связи с тем, что скорость кристаллизации больше скорости диффузии.

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Один из видов такой диаграммы состояния показан на рис. 1.20. Число фаз в данной системе три – жидкий раствор, твердый раствор компонента B в компоненте A (обозначим его α) и твердый раствор компонента A в компоненте B (обозначим его β).

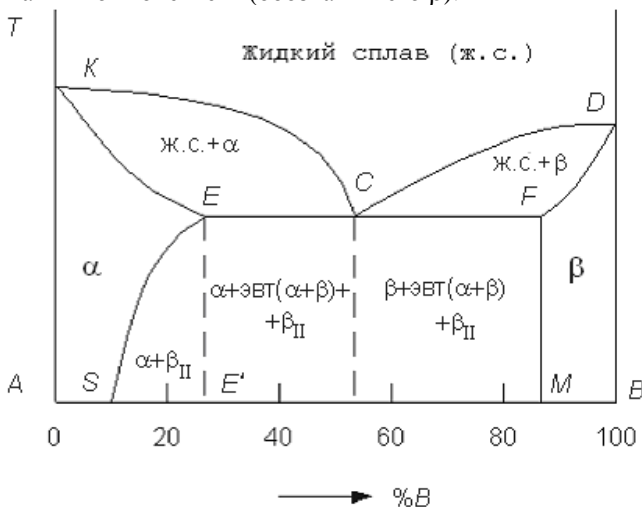


Рис. 1.20. Диаграмма состояния сплавов для случая ограниченной растворимости компонентов A и B в твердом состоянии

На этой диаграмме линия KCD – линия ликвидуса, линия $KECFD$ – линия солидуса. По линии ликвидуса KC из жидкого сплава выделяются кристаллы α , а по линии CD – кристаллы β . На линии солидуса KE сплавы затвердевают с образованием кристаллов α , на линии DF – кристаллов β . На линии солидуса ECF происходит одновременная кристаллизация α - и β -фаз с образованием эвтектики. Сплав состава, соответствующего точке C , после затвердевания состоит только из одной эвтектики $\alpha+\beta$. Аналогично ранее рассмотренному случаю сплавы, по своему составу находящиеся левее эвтектической точки C (на линии EC), после затвердевания имеют структуру α +эвтектика ($\alpha+\beta$) и являются доэвтектическими. Сплавы, по своему составу лежащие правее точки C (на линии CF), после затвердевания имеют структуру β +эвтектика ($\alpha+\beta$) и являются заэвтектическими.

Линия ES показывает ограниченную растворимость в твердом состоянии компонента B в компоненте A , уменьшающуюся с понижением температуры, а линия FM – растворимость компонента A в B , не изменяющуюся с понижением температуры.

Точка E характеризует предельную растворимость компонента B в компоненте A , а точка F – то же для A в B . Если кристаллизуются сплавы, состав которых находится левее точки S (или правее точки M), то при любой температуре в твердом состоянии все количество компонентов B (или A) находится в твердом растворе, и структура таких сплавов состоит из зерен α (или β). В сплавах, состав которых находится между точками S и E' , т.е. за пределом растворимости B в A , образовавшиеся при затвердевании кристаллы α при понижении температуры ниже линии ES пересыщены компонентом B , и поэтому происходит выделение из них избыточных кристаллов, которыми являются кристаллы β концентрации, соответствующей точке M , называемые вторичными (β_{11}). После полного охлаждения эти сплавы имеют структуру, состоящую из кристаллов α состава точки S и кристаллов $\beta_{11} - \alpha + \beta_{11}$. В сплавах состава линии EC , имеющих после затвердевания структуру $\alpha + \text{эвтектика } (\alpha+\beta)$, из кристаллов α тоже выделяются кристаллы β , и после полного охлаждения будет структура $\alpha + \text{эвтектика } (\alpha+\beta) + \beta_{11}$.

Процесс выделения вторичных кристаллов из твердого раствора называется *вторичной кристаллизацией* в отличие от образования кристаллов в жидком сплаве (*первичная кристаллизация*).

Диаграмма состояния сплавов с образованием компонентами химического соединения

Химическое соединение обозначают A_mB_n . Это означает, что в данном соединении на m атомов компонента A приходится n атомов компонента B . Диаграмма состояния для случая образования компонентами сплава - химического соединения, состав которого при нагреве и охлаждении не изменяется, приведена на рис. 1.21.

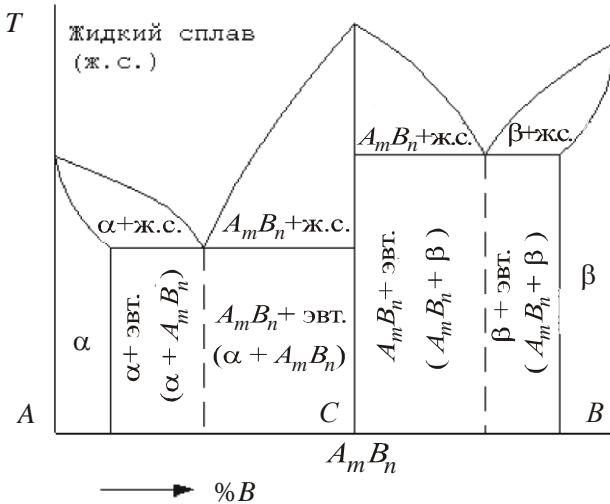


Рис. 1.21. Диаграмма состояния сплавов для случая образования компонента A и B сплава - химического соединения

Данная диаграмма составлена как бы из двух диаграмм: компонент A – химическое соединение $A_m B_n$ и компонент B – химическое соединение $A_m B_n$. В сплавах левее точки C (соответствующей по составу химическому соединению $A_m B_n$) компонента A имеется больше, чем входит в химическое соединение. Следовательно, в этих сплавах левее точки C образуется эвтектика $\alpha + A_m B_n$. В сплавах правее точки C компонента B больше, чем может входить в химическое соединение. Следовательно, в этих сплавах образуется эвтектика $A_m B_n + \beta$.

Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

Основоположником учения о связи диаграмм состояния со свойствами сплавов является академик Н.С. Курнаков. На рис. 1.22 схематически показана зависимость свойств сплавов от типа диаграммы состояния, откуда можно вывести следующее:

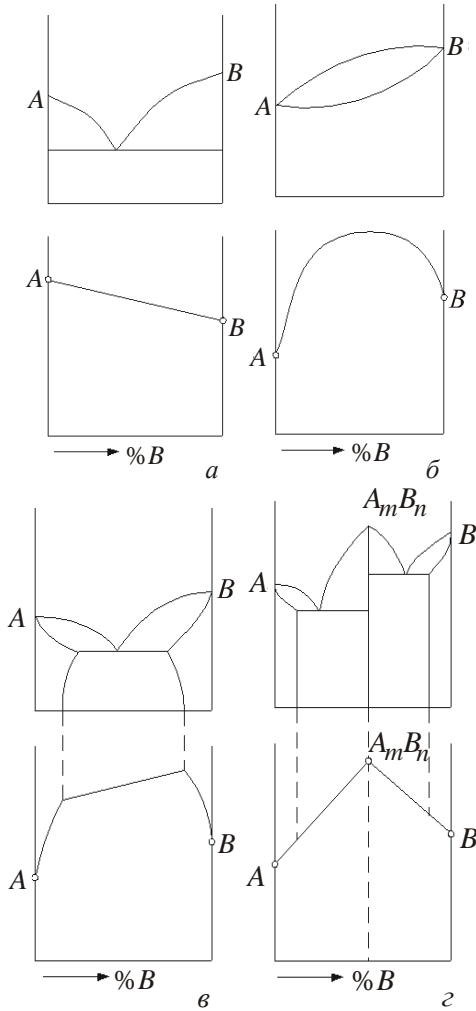


Рис. 1.22. Свойства сплавов и вид их диаграммы состояния (по Н.С. Курнакову)

при образовании твердых растворов с неограниченной растворимостью свойства изменяются по плавным кривым (рис. 1.22, б); при образовании твердых растворов с ограниченной растворимостью или типа механической смеси свойства изменяются прямолинейно (рис. 1.22, а, в); при образовании химического соединения свойства изменяются резко – скачком (рис. 1.22, г).

2. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И УГЛЕРОДА

2.1. Основные свойства железа

Чистое железо – металл серебристо-белого цвета, весьма пластичный. Железо образует несколько окислов: FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 . Температура плавления $T_{\text{пл}}=1539$ °С, кипения – $T_{\text{кип}}=2450$ °С. Свойства железа в значительной степени зависят от содержания неконтролируемых примесей (углерода, серы, фосфора, кремния, марганца и др.).

Для железа характерно явление **полиморфизма (аллотропии)**, при котором твердые вещества могут изменять тип кристаллической решетки и свойства под воздействием внешних факторов (температура, давление и т.д.). Железо имеет четыре полиморфные модификации: α –, β –, γ – и δ –Fe. Кристаллическая решетка для α –, β – и δ –Fe имеет тип ОЦК с разными межатомными расстояниями, а для γ –Fe – тип ГЦК. Модификации α – и γ –Fe способны образовывать сплавы – твердые растворы внедрения с углеродом. Естественно, углерод обладает ограниченной растворимостью в α – и γ –Fe. Другими примерами веществ, обладающих аллотропными модификациями структуры и свойств, являются: углерод (алмаз и графит); серое и белое олово и др.

Полиморфные превращения являются обратимыми, в процессе выделяется скрытая теплота кристаллизации (если превращение идет при охлаждении). На кривой охлаждения появляются критические точки и горизонтальные участки, соответствующие процессам перекристаллизации.

На рис. 2.1 приведена кривая охлаждения железа из расплавленного состояния, на которой горизонтальными участками отделены температурные интервалы существования различных модификаций железа.

При переходе β –Fe в α –Fe тип кристаллической решетки сохраняется, но меняются физические свойства: железо из парамагнитного состояния переходит в ферромагнитное, т.е. при температуре ниже 768 °С становятся возможными спонтанная намагниченность материала и его доменная структура.

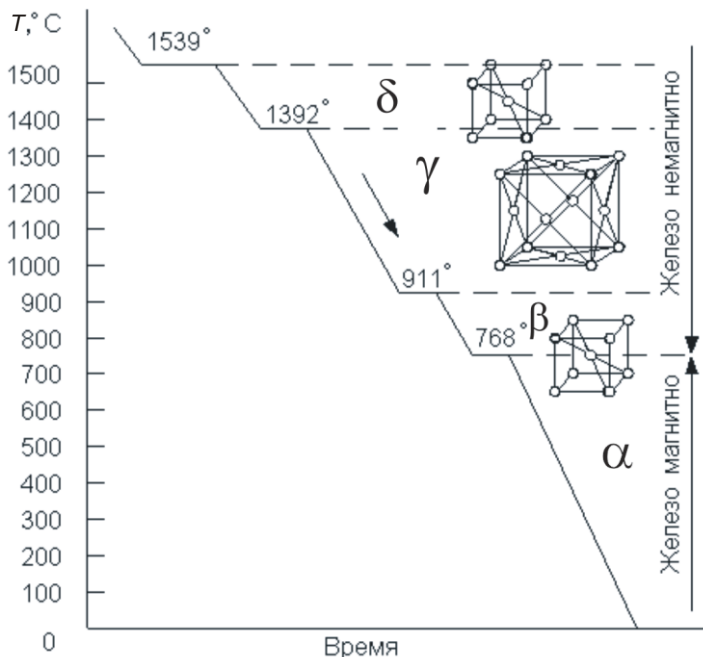


Рис. 2.1. Кривая охлаждения железа

К железоуглеродистым сплавам относят стали и чугуны. Основными элементами, от которых зависят структура и свойства сталей и чугунов, являются железо и углерод.

Железо с углеродом образует сплавы - твердые растворы внедрения и химическое соединение; α -железо растворяет очень мало углерода (до 0,02 % при 727°C). Твердый раствор углерода и других элементов в α -железе называется **ферритом**. Феррит имеет низкую твердость и прочность: 80 НВ; $\sigma_{\text{в}}=250$ МПа (25 кгс/мм²) и высокую пластичность ($\Theta=50$ %). γ -железо растворяет значительно большее количество углерода – до 2,14 % при 1147°C . Твердый раствор углерода и других элементов в γ -железе называется **аустенитом**. В железоуглеродистых сплавах он может существовать только при высоких температурах. Аустенит пластичен, твердость его 160 – 200 НВ, $\Theta=40\div 50$ %.

Железо с углеродом также образует химическое соединение Fe_3C , называемое **цементитом** или карбидом железа. В цементите

содержится 6,67 % С; он имеет высокую твердость (~ 800 НВ), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность.

2.2. Диаграмма состояния сплава железо – цементит (Fe–Fe₃C)

Диаграмма состояния Fe–Fe₃C (в упрощенном виде) приведена на рис. 2.2. Анализ диаграммы состояния показывает, что она содержит фрагменты диаграмм состояния сплавов при образовании компонентами механической смеси; твердых растворов внедрения с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии; при образовании компонентами химического соединения.

На этой диаграмме точка *A* (1539 °С) соответствует температуре плавления (затвердевания) железа, а точка *D* (~1600 °С) – температуре плавления (затвердевания) цементита. Линия *ACD* – линия ликвидуса, показывающая температуры начала перехода в твердое состояние (завершения плавления) сталей и чугунов. Линия *AECF* – линия солидуса, показывающая температуры завершения перехода в твердое состояние (начала плавления).

По линии ликвидуса *AC* (при температурах, соответствующих линии *AC*) из жидкого сплава кристаллизуется аустенит, а по линии ликвидуса *CD* – цементит, называемый первичным цементитом.

В точке *C* при 1147°С и содержании 4,3 % С из жидкого сплава одновременно кристаллизуются аустенит и цементит первичный, образуя эвтектику, называемую **ледебуритом**. По линии солидуса *AE* сплавы с содержанием до 2,14 % С окончательно затвердевают с образованием аустенита. По линии солидуса *EC* (1147°С) сплавы с содержанием 2,14 – 4,3 % С окончательно затвердевают с образованием эвтектики ледебурита. Так как при более высоких температурах из жидкого сплава выделяется аустенит, то такие сплавы после затвердевания имеют структуру аустенит+ледебурит.

По линии солидуса *CF* (1147 °С) сплавы с содержанием 4,3–6,67 % С окончательно затвердевают также с образованием эвтектики ледебурита.

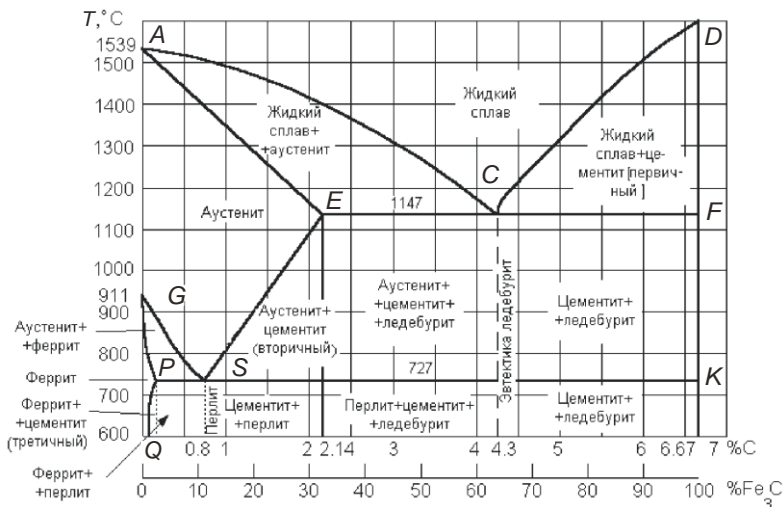


Рис. 2.2. Диаграмма состояния Fe–Fe₃C (в упрощенном виде)

Так как при более высоких температурах из жидкого сплава выделяется цементит (первичный), то такие сплавы после затвердевания имеют структуру первичный цементит+ледебурит.

В результате первичной кристаллизации во всех сплавах с содержанием до 2,14 % С образуется однофазная структура – аустенит. Сплавы железа с углеродом, в которых в результате первичной кристаллизации в равновесных условиях получается аустенитная структура, называют *сталями*. Следовательно, стали – это железоуглеродистые сплавы с содержанием до 2,14 % С. Сплавы с содержанием более 2,14 % С, в которых при кристаллизации образуется ледебурит, называют *чугунами*. Следовательно, чугуны – это железоуглеродистые сплавы с содержанием более 2,14 % С. Излом таких чугунов светлый, блестящий (белый излом), поэтому такие чугуны называют белыми.

В железоуглеродистых сплавах превращения в твердом состоянии характеризуют линии *GSE*, *PSK*, *PQ*. Линия *GS* показывает начало превращения аустенита в феррит (при охлаждении). Критические точки, лежащие на линии *GS*, обозначают *A₃* (при нагреве *A_{c3}*, а при охлаждении *A_{r3}*). Линия *SE* показывает, что с понижением температуры растворимость углерода в аустените уменьшается. Так, при 1147 °С в аустените может раствориться 2,14 % С, а при 727 °С – 0,8 % С. С понижением температуры из аустенита выделяется

избыточный углерод в виде цементита, называемого вторичным. Критические точки, лежащие на линии SE , обозначают Ac_m . В чугунах с содержанием 2,14 – 4,3 % С при 1147 °С, кроме ледебурита, есть аустенит, из которого при понижении температуры тоже выделяется вторичный цементит.

Линия PSK (727 °С) – линия эвтектоидного превращения. На этой линии во всех железоуглеродистых сплавах аустенит распадается, образуя структуру, представляющую собой сплав - механическую смесь феррита и цементита, называемый **перлитом** (~200 НВ). Критические точки, лежащие на линии PSK , обозначают A_1 (при нагреве Ac_1 , а при охлаждении Ar_1).

Линия PQ показывает, что с понижением температуры растворимость углерода в феррите уменьшается от 0,02 % при 727 °С до 0,006 % при комнатной температуре. При охлаждении ниже 727 °С из феррита выделяется избыточный углерод в виде цементита, называемого третичным.

Ниже 727 °С железоуглеродистые сплавы имеют следующие структуры.

Стали, содержащие менее 0,8 % С – феррит+перлит, называют **доэвтектоидными сталями** (рис. 2.3, а).

Стали с содержанием 0,8 % С – перлит называют **эвтектоидными сталями** (рис. 2.3, б).

Стали с содержанием 0,8–2,14 % С – перлит и цементит (вторичный) называют **заэвтектоидными сталями** (рис. 2.3, в).

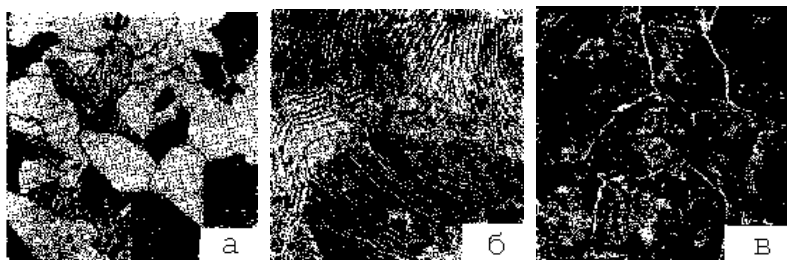


Рис. 2.3. Микроструктура стали: *а* – доэвтектоидная сталь–феррит (светлые участки) и перлит (темные участки), $\times 500$; *б* – эвтектоидная сталь–перлит, $\times 1000$; *в* – заэвтектоидная сталь–перлит и цементит (в виде сетки), $\times 200$ [8]

В рассмотренных выше сплавах, таким образом, имеются три твердые фазы – феррит, цементит и аустенит и эти же фазы в

структурно связанном состоянии: эвтектоид – перлит и эвтектика – ледебурит.

В сплавах железо – углерод при распаде аустенита возможна кристаллизация углерода в свободном состоянии в виде *графита*.

Графит является неметаллической фазой, он мягок и обладает низкой пластичностью, располагается в основной массе сплава, имеет развитую объемную форму в виде пластинок.

Диаграмма состояния системы железо – цементит используется на практике для определения видов и режимов термической обработки стали с целью придания сплаву необходимых свойств.

2.3. Термическая и химико–термическая обработка стали

Термической обработкой называют процессы, связанные с нагревом и охлаждением, вызывающие изменения внутреннего строения сплава и обусловленные этим изменения физических, механических и других свойств.

Главным в процессах термической обработки является полиморфизм железа и его твердых растворов на основе модификаций железа α - и γ -Fe. В результате полиморфизма происходит изменение кристаллической структуры сплавов в твердом состоянии. Следует отметить, что нагрев или охлаждение однокомпонентного металла (железа) не оказывает значительного влияния на его структуру и свойства. Между тем термическая обработка углеродистой стали при определенных условиях позволяет изменять структуру материала и его физико-механические свойства в широких пределах.

Термической обработке с целью требуемого изменения структуры и свойств (твердости, обрабатываемости и др.) подвергают как полуфабрикаты (заготовки), так и готовые изделия (детали, инструмент). В зависимости от структурного состояния стали, получаемого в результате применения термообработки, последняя подразделяется на отжиг (первого и второго рода), нормализацию, закалку и отпуск [1,2,7,8].

Технологический процесс термообработки включает три последовательно выполняемые операции:

- 1) нагрев до определенной температуры;
- 2) выдержку при этой температуре;
- 3) охлаждение с заданной скоростью.

Для понимания особенностей фазовых превращений, происходящих при термической обработке стали, необходимо

рассмотреть процесс перехода аустенита в перлит. Этот процесс включает четыре этапа.

1. При охлаждении аустенита до температуры $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит практически мгновенный полиморфный переход $\gamma\text{-Fe}$ в $\alpha\text{-Fe}$ с изменением типа кристаллической решетки с ГЦК на ОЦК. При этом выделяется избыточный углерод, который не успевает диффундировать и остается в решетке железа. В результате образуется сплав – пересыщенный твердый раствор углерода в $\alpha\text{-Fe}$, который носит название **мартенсит** (твердость – 62 – 65 НВ). В результате быстрого неравновесного перехода и наличия концентрации углерода, значительно превышающей предел его растворимости в железе при комнатной температуре, ОЦК - элементарные ячейки в кристаллической решетке $\alpha\text{-Fe}$ оказываются деформированными, вытянутыми вдоль одного из направлений и уже не кубическими, а тетрагональными.

2. Углерод начинает диффундировать к центрам кристаллизации и образуется смесь кристаллов феррита ($\alpha\text{-Fe}+\text{C}$) и цементита (Fe_3C). Линейный размер кристаллов цементита составляет $\sim 10^{-5}$ мм. Такой сплав называется **трооститом** (твердость – 40 НВ).

3. Зерна Fe_3C увеличиваются до $\sim 10^{-4}$ мм, и образуется смесь кристаллов феррита и цементита ($\alpha\text{-Fe}+\text{C}$ и Fe_3C), которая называется **сорбитом** (твердость – 30 НВ).

4. Зерна Fe_3C вырастают до размера, превышающего 10^{-3} мм, и образуется **перлит** (твердость – 15 – 20 НВ).

Таким образом, наиболее твердым феррито-цементитным сплавом из указанных является троостит. Структуры аустенита и перлита являются стабильными (равновесными), а мартенсита, троостита и сорбита – неравновесными.

Известно, что если аустенит охлаждать со скоростью 50 град/с, образуется сорбит; при 100 град/с – троостит; при 150 – 200 град/с – мартенсит. При термообработке, вызывающей переход аустенита в мартенсит, плотность стали уменьшается [плотность аустенита – $(8,0 - 8,1)\text{ г/см}^3$, мартенсита – $7,8\text{ г/см}^3$], а линейные размеры и объем увеличиваются. Поэтому после термообработки в материале возникают внутренние механические напряжения.

Отжигом называется процесс термической обработки, включающий нагрев до определенной температуры, выдержку и последующее, как правило, медленное охлаждение (в печи) с целью получения более равновесной структуры стали. В результате отжига устраняются внутренние напряжения, измельчается зерно, повышается пластичность стали.

Отжиг первого рода – это термическая обработка, при которой, как правило, не происходит фазовых превращений (перекристаллизации), а если они имеют место, то не оказывают влияния на конечные результаты, предусмотренные целевым назначением. В зависимости от температурного режима отжиг первого рода устраняет неоднородности химического состава или физических свойств, созданные предшествующими обработками. Разновидностями отжига первого рода являются диффузионный и рекристаллизационный.

Целью **диффузионного** отжига (гомогенизации) является выравнивание химического состава и удаление дендритной структуры кристаллов в фасонных отливках и слитках легированной стали. Неоднородность химического состава заготовок повышает анизотропию их свойств и склонность стали, обрабатываемой давлением, к хрупкому разрушению. Диффузионный отжиг производится при температурах 1100 – 1200 °С в течение 30 – 50 ч. Только при таких условиях наиболее эффективно протекают диффузионные процессы, необходимые для выравнивания состава стали по всему объему. Общая продолжительность процесса, включающего нагрев, выдержку и медленное охлаждение со скоростью 30 – 100 град/ч (обычно вместе с печью), может превышать 100 ч.

Рекристаллизационный отжиг (разновидность **низкого** отжига) – термическая обработка холоднодеформированной стали, включающая нагрев выше температуры рекристаллизации, выдержку при этой температуре и последующее охлаждение. Целью рекристаллизационного отжига являются устранение наклепа и образование новых равноосных зерен из деформированных, т.е. получение зерна определенной величины и формы. Наклеп возникает в результате весьма высоких давлений, применяемых при обработке давлением, резанием и пр. Создаются относительные смещения (сдвиги) частей кристаллической решетки, в результате которых зерна поверхностных слоев сплава приобретают вытянутую форму. Рекристаллизационный отжиг применяют как до, так и после холодной обработки давлением для снятия созданных наклепом внутренних напряжений в материале.

Для достижения рекристаллизации по всему объему и сокращения времени процесса температура отжига должна превышать температуру порога рекристаллизации. Для углеродистых сталей (содержащих 0,08 – 0,2 % углерода), чаще подвергаемых холодной

деформации (прокатке, штамповке, волочению), температура отжига составляет 680 – 700 °С, продолжительность – от 0,5 до 1,5 ч.

После отжига зерна поверхностных слоев материала, деформированные и сплюснутые после наклепа, восстанавливают нормальную форму. Сталь приобретает мелкозернистое строение, пониженную твердость, повышаются пластичность и обрабатываемость в холодном состоянии.

Целью *отжига второго рода* являются фазовые превращения – перекристаллизация стали с достижением практически равновесного структурного (фазового) состояния. Различают следующие разновидности отжига второго рода: полный, неполный, изотермический.

Полному отжигу подвергают доэвтектоидную сталь с целью создания мелкозернистости, понижения твердости и повышения пластичности, снятия внутренних напряжений. Сталь нагревают до температуры на 30 – 50 °С выше точки A_{c3} . При нагреве исходная крупнозернистая ферритно–перлитная структура превращается в мелкозернистую структуру аустенита, обеспечивающую высокие вязкость и пластичность стали. Продолжительность выдержки должна быть достаточной для полного прогрева всего объема материала и завершения фазовых превращений. Чрезмерное повышение температуры выше точки A_{c3} вызывает рост зерна аустенита, что ухудшает свойства стали.

При последующем медленном охлаждении из мелкозернистого аустенита образуется мелкая ферритно–перлитная структура. Медленное охлаждение должно обеспечить распад аустенита при малых степенях переохлаждения, чтобы избежать образования излишне дисперсной ферритно–карбидной структуры и свойственной ей высокой твердости.

Скорость охлаждения, необходимая для полного отжига, зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, следовательно, от состава стали. В связи с этим легированные стали, отличающиеся высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются значительно медленнее (10 – 100 °С/ч), чем углеродистые (200 – 250 °С/ч).

Заэвтектоидную сталь *полному* отжигу не подвергают.

Неполному отжигу подвергают заэвтектоидную и эвтектоидную сталь с целью превращения пластинчатого перлита в зернистый. Для получения зернистого перлита заэвтектоидную сталь нагревают до температуры немного выше точки A_{c1} (до 740 – 780 °С). При нагреве

происходит превращение перлита в аустенит, а цементит остается и образуется структура цементит+аустенит.

При последующем медленном охлаждении из аустенита образуется ферритно–цементитная структура с зернистой формой цементита – зернистый перлит. Заэвтектоидные (инструментальные) стали подвергают только неполному отжигу для снижения твердости и улучшения обрабатываемости резанием, а также для подготовки структуры к закалке.

Изотермический отжиг обычно применяют для легированных сталей с целью полного распада аустенита и образования ферритно–перлитной структуры. Нагрев осуществляется при температуре, применяемой для полного отжига. Затем производят сравнительно быстрое охлаждение (переносом в другую печь) до температуры, лежащей ниже точки A_{c1} (~650 °С), и начинают изотермическую выдержку, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе.

Преимущество изотермического отжига состоит в снижении продолжительности процесса по сравнению с полным отжигом. При выборе температуры выдержки изотермического отжига, близкой к температуре минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области, достигается минимальное время процесса. Другим преимуществом отжига является получение более однородной структуры материала.

Изотермический отжиг улучшает обрабатываемость стали резанием и чистоту поверхности, уменьшает склонность к деформации при последующих термической и (или) химико–термической обработках.

Нормализация – это термическая обработка, включающая нагрев до температуры на 30 – 50 градусов выше критических точек A_{c3} для доэвтектоидной стали и A_{cm} для эвтектоидной стали, выдержку при этой температуре и охлаждение на воздухе.

Вследствие более быстрого охлаждения, чем при полном отжиге, структура перлита после нормализации является такой же, как после полного отжига, но более дисперсной (тоньше пластинки ферритоцементитной смеси).

Цель нормализации доэвтектоидных и эвтектоидных сталей та же, что и полного отжига. Однако после нормализации твердость и прочность стали выше, чем после полного отжига. Нормализация применяется обычно для исправления структуры перегретой и литой стали, измельчения зерна, смягчения стали перед обработкой и резанием, подготовки к закалке, устранения сетки вторичного

цементита в заэвтектоидной стали [30]. Нормализация по сравнению с отжигом – более экономичная операция, так как не требует длительного охлаждения вместе с печью.

Закалка стали применяется для значительного повышения прочности и твердости материала. Закалка доэвтектоидных сталей (**полная закалка**) производится нагреванием на 30 – 50 градусов выше температур, соответствующих линии аустенитного превращения (*GSK*) диаграммы состояния Fe–Fe₃C (рис. 2.2); затем осуществляется выдержка в течение необходимого времени. Охлаждение после закалки проводится с высокой скоростью 100 – 500 град/с. Основным и решающим фактором, определяющим структуру и физико–механические свойства закаленной стали, является именно скорость охлаждения. Для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей аналогично неполному отжигу применяют **неполную закалку**, т. е. нагрев производится до температуры немного выше точки *Ac₁* (до 740 – 780 °С). Важное значение имеет **прокаливаемость** материала – способность закаляться на определенную глубину.

Особое значение для закалки имеет скорость охлаждения в интервале температур, где аустенит менее всего устойчив (650 – 550 °С). Обычно этот интервал температур при закалке необходимо пройти быстро. Важное значение имеет скорость охлаждения и в интервале температур 300 – 200 °С, когда во многих сталях происходит образование мартенсита. В этом интервале требуется более медленное охлаждение во избежание возникновения напряжений и закалочных трещин.

На практике применяют следующие охлаждающие среды: вода, 10 %-ные растворы NaCl, H₂SO₃, Na₂CO₃ в воде, машинное масло, трансформаторное масло, эмульсия масла в воде, мыльная вода, керосин, воздух.

Углеродистые стали, имеющие высокую критическую скорость закалки, охлаждают (закачивают) в воде, а легированные стали, имеющие более низкую критическую скорость закалки, охлаждают в масле, где охлаждение происходит медленнее. Недостатками масла как охлаждающей среды являются его легкая воспламеняемость и относительно высокая стоимость. С понижением температуры охлаждающей среды закалка стали становится более резкой.

Существуют следующие способы закалки: в одном охладителе; в двух средах; с подстуживанием (перед погружением в охладитель материал некоторое время выдерживают на воздухе); ступенчатая; изотермическая закалка и др.

Существует метод поверхностной закалки – нагревание за счет теплового действия электрического тока, индуцируемого в поверхностных слоях материала при помещении его в электромагнитное поле высокой частоты.

Кроме высоких прочности и твердости, закаленная сталь приобретает и повышенную хрупкость. В основном закалке подвергают низкоуглеродистые стали.

Отпуском называют нагрев закаленной стали до температуры ниже критической точки A_{c1} с выдержкой при этой температуре и с последующим сравнительно медленным охлаждением на воздухе. Целью отпуска являются частичное или полное устранение внутренних напряжений, снижение твердости и повышение вязкости.

Отпуск является заключительной операцией термической обработки стали. Основными факторами, влияющими на свойства стали после отпуска, являются температура нагрева и продолжительность выдержки. В зависимости от значения температуры отпуск разделяют на низко- и высокотемпературный.

Цель **низкотемпературного** отпуска, проводимого при 150 – 250 °С, – уменьшение внутренних напряжений в закаленной детали без снижения твердости. Отпуск проводят в масляных или солевых ваннах. Низкотемпературный (низкий) отпуск называют также отпуском на мартенсит.

Среднетемпературный (средний) отпуск – отпуск на троостит – происходит при нагреве до температур 350 – 450 °С. При этом снижается твердость стали.

Высокотемпературный (высокий) отпуск – отпуск на сорбит – производится при температуре 500 – 650 °С. Применяют в машиностроении для изделий из конструкционной стали с целью обеспечения достаточной прочности, вязкости и пластичности. Сочетание закалки с высоким отпуском на сорбит называется **улучшением** стали. Эту операцию применяют для среднеуглеродистых сталей (0,35 – 0,60 % С).

Химико-термическая обработка стали – это процесс, представляющий собой сочетание термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали.

При химико-термической обработке протекают следующие процессы [8]: распад молекул во внешней среде и образование атомов диффундирующего элемента (диссоциация); поглощение атомов поверхностью стали (адсорбция); проникновение атомов в глубь стали (диффузия).

Химико–термическая обработка позволяет получить стальную деталь с твердым поверхностным слоем и мягкой сердцевиной.

Диффузионное насыщение поверхности деталей проводят различными элементами: углеродом, азотом, хромом, кремнием, бором и др.

Цементация – процесс химико–термической обработки, представляющей собой диффузионное насыщение поверхностного слоя стали углеродом. В поверхностном слое содержание углерода составляет 0,8 – 1,0 %.

Цементацию проводят в твердых, жидких и газообразных средах, называемых карбюризаторами. В качестве твердого карбюризатора применяют древесный уголь с добавлением углекислых солей (BaCO_3 , Na_2CO_3 и др.). Жидкие карбюризаторы (смесь цианистого калия с бурой, содой и другими веществами) применяют в случаях, когда нужно получить тонкий цементованный слой с высоким содержанием углерода. Газовую цементацию проводят при нагреве деталей до 900 – 950 °С в специальных герметически закрытых печах, в которые непрерывным потоком подают цементирующий углеродсодержащий газ (метан, бензол и др.).

Цементованные детали (зубчатые колеса, ролики подшипников и др.) подвергают термической обработке, наиболее часто – закалке при 820 – 850 °С и отпуску.

Азотирование – процесс химико–термической обработки, представляющий собой диффузионное насыщение поверхностного слоя стали азотом. Цель азотирования – получение поверхности деталей высокой твердости и износостойкости или устойчивости против коррозии (антикоррозионное азотирование).

Для азотирования детали нагревают (до 500 – 700 °С) в специальной герметически закрытой печи, через которую пропускают аммиак NH_3 . Образовавшийся свободный азот, находящийся в атомарном состоянии, воздействует на сталь и образует с элементами, входящими в ее состав (Fe, Cr, Al), нитриды, придающие поверхностному слою очень высокую твердость. Недостаток азотирования – длительность процесса (до 90 ч). Азотированию подвергают цилиндры моторов и насосов, зубчатые колеса, штампы, пуансоны и др. Антикоррозионному азотированию подвергают в основном углеродистые стали при 600 – 700 °С с выдержкой в течение 0,5 – 1 ч.

Поверхностное насыщение стали одновременно углеродом и азотом в расплавленной цианистой соли называют *цианированием*, а в газовой среде – *нитроцементацией*. Цель этих процессов –

получение высокой твердости и износостойкости поверхности деталей. Процессы проводятся при температуре 820 – 960 °С, их продолжительность 1,5 – 6,0 ч. Затем детали (широкой номенклатуры) охлаждают на воздухе, подвергают закалке и отпуску.

Борированием называется химико–термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали бором при нагревании в соответствующей среде. Обычно борирование выполняют при электролизе расплавленной буры ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), при этом стальное изделие является катодом. Процесс проводят при температуре 930 – 950 °С в течение 2 – 6 ч. В результате борирования износостойкость деталей возрастает в 2 – 6 раз.

Диффузионное насыщение металлами (алюминием, хромом и др.) и металлоидами (кремнием, бором и др.), называемое **диффузионной металлизацией**, проводят с целью повышения жаростойкости, коррозионной стойкости, твердости и износостойкости стальных деталей. Насыщение при 1000 – 1200 °С проводят в твердых, жидких и газовых средах.

2.4. Влияние примесей на свойства сталей

Как указывалось выше, сталью называют сплав железа с углеродом и другими элементами с содержанием углерода до 2,14 % (точка *E* на рис. 2.2).

На свойства стали значительное влияние оказывают постоянные (нежелательные) примеси (сера, фосфор, газы), а также технологические добавки (кремний, марганец и др.). Примеси могут попадать в сплав из исходных компонентов (коксуемого угля и руд), а также при переработке металлолома. Основным элементом сплава, по отношению к которому все остальные элементы – примеси, является тот, чья атомная решетка определяет кристаллографическое строение всего сплава. Пока содержание элементов в стали таково, что кристаллографическое строение сплава определяется решеткой железа, сплав называется легированной **сталью**. Когда содержание элементов достигает таких значений, что строение сплава определяется решеткой добавочных элементов, а не железа, то говорят уже о **сплаве**, в состав которого входит железо (титановом, никелевом и др.).

Если сталь имеет в своем составе железо, углерод и некоторое количество постоянных примесей (S, P, Si, Mn, газы), то такую сталь называют **углеродистой**. Если в процессе выплавки углеродистой стали к ней добавляют легирующие элементы (Cr, Ni, W, Mo и др.), а

также Mn и Si в повышенном количестве (более 0,8 – 1,0 %), то такую сталь называют *легированной*.

Углерод оказывает основное влияние на свойства углеродистой стали, он находится в ее составе главным образом в связанном состоянии в виде цементита. В свободном состоянии в виде графита он содержится в чугунах. С увеличением содержания углерода в стали повышаются ее твердость и прочность, уменьшаются пластичность и вязкость.

Сера является нежелательной примесью, образует с железом сульфид железа FeS, который находится в стали в виде эвтектики Fe–FeS с температурой плавления 985 °С. При нагреве стали до температуры 1000 – 1200 °С для горячей обработки давлением эвтектика плавится, сера кристаллизуется на границах зерен. Это приводит к нарушению связи между зернами, повышению хрупкости, разрушению при деформации вследствие образования внутренних трещин и надрывов. Это явление называют *красноломкостью*. Содержание серы в стали не должно превышать 0,06 %.

Фосфор растворяется в модификациях железа α - и γ -Fe, искажает кристаллическую решетку и ухудшает пластичность стали. Фосфор вызывает явление *хладноломкости*, является нежелательной примесью, содержание которой в сталях должно быть менее 0,08 %.

Азот, кислород присутствуют в сплавах в составе оксидов, нитридов – хрупких неметаллических соединений (включений), которые создают дефекты кристаллической структуры. Они являются концентраторами напряжений и могут понизить механические свойства (прочность, пластичность).

Водород поглощается сталью в атомарном состоянии. При охлаждении сплава растворимость водорода снижается, он накапливается в микропорах под высоким давлением. Это может привести к образованию в материале внутренних надрывов (флокенов).

Марганец и кремний – технологические добавки, которые вводят в сталь при выплавке. Марганец существенно снижает красноломкость стали, образует пластичный MnS с температурой плавления 1620 °С. Марганец увеличивает твердость, прочность и износостойкость стали, при его содержании более 1,5 % снижается пластичность стали.

Кремний связывает закись железа (FeO) с образованием силикатов (FeO·SiO₂), которые удаляются вместе со шлаками. Кроме того, кремний понижает склонность стали к хладноломкости, способствует получению более однородной структуры, положительно

сказывается на упругих характеристиках. Кремний способствует изменению магнитных свойств стали, а при содержании его в количестве 15 – 20 % придает материалу кислотоупорность. Обычное содержание кремния в углеродистой стали – не более 0,4 %, марганца – 0,8 %.

2.5. Классификация и маркировка сталей

Стали классифицируют по назначению, химическому составу и качеству (рис. 2.4). По **назначению** стали подразделяются на конструкционные, инструментальные и стали с особыми физико-химическими свойствами. По **химическому составу** различают стали углеродистые и легированные.

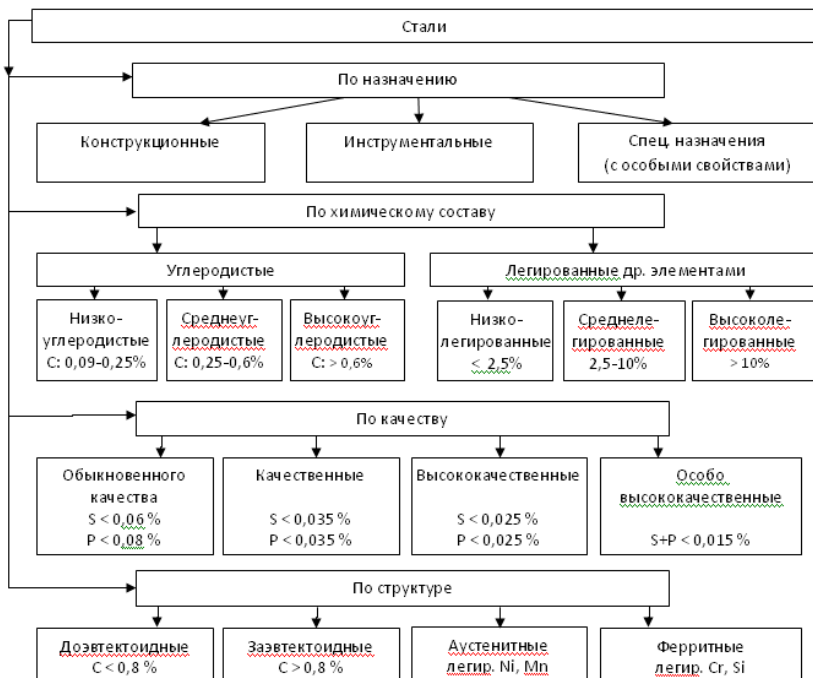


Рис. 2.4. Классификация сталей

Конструкционные стали применяют для изготовления деталей машин и конструкций; **инструментальные** – для режущих, измерительных инструментов, штампов и т.д. К сталям и сплавам **с особыми свойствами** относят жаропрочные, коррозионно-стойкие,

магнитные и др. Они нашли широкое применение в приборостроении, в том числе в медицинской технике.

По *качеству* различают стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особо высококачественные. При этом учитываются способ выплавки и содержание серы и фосфора [1,2,8]. Следует помнить, что лишь углеродистые конструкционные стали выпускаются промышленностью обыкновенного качества. Стали инструментальные и специального назначения, а также все марки легированных сталей выпускаются качественными, высококачественными и особо высококачественными.

Стали *обыкновенного* качества имеют повышенное содержание нежелательных примесей – до 0,06 % серы и до 0,08 % фосфора, их механические свойства ниже, чем у сталей других групп. *Качественные* стали содержат серу и фосфор в концентрации менее 0,035 % каждого элемента. *Высококачественные* стали, выплавляемые в электропечах, содержат менее 0,025 % и серы, и фосфора. *Особо высококачественные* стали, подвергнутые электрошлаковому переплаву с вакуумированием, содержат серу и фосфор в суммарной концентрации, не превышающей 0,015 %.

Углеродистые стали

В зависимости от содержания углерода стали делятся на низкоуглеродистые с содержанием углерода 0,09 – 0,25 %, среднеуглеродистые с содержанием 0,25 – 0,60 % углерода и высокоуглеродистые с содержанием более 0,60 % углерода.

Углеродистые *конструкционные* стали *обыкновенного качества* являются наиболее дешевыми и широко применяются в тех случаях, когда к материалу не предъявляются повышенные требования. По сравнению с качественными сталями они содержат больше серы, фосфора, неметаллических включений вследствие менее тщательной очистки в процессе выплавки. Из углеродистых конструкционных сталей обыкновенного качества изготавливают балки, прутки, листы, трубы; сварные, клепаные и болтовые конструкции (балки, фермы, детали подъемных кранов и др.); малонапряженные детали машин (оси, валы, шестерни, втулки, валики, болты и др.). Детали машин часто упрочняются с помощью термической обработки.

Марки *углеродистой конструкционной* стали *обыкновенного качества* обозначаются буквами и цифрами, например Ст0, ..., Ст6, БСт0, ..., БСт6, ВСт0, ..., ВСт6. Буквы Ст обозначают сталь, цифры от 0 до 6 – условный номер марки в зависимости от химического состава

и механических свойств. Чем больше число, тем больше содержание углерода в стали, выше прочность и ниже пластичность.

В зависимости от гарантируемых химического состава и свойств углеродистые стали обыкновенного качества делят на три группы: А, Б, В (группа А в **начале** написания **марки** стали не указывается). Сталь группы А имеет гарантированные механические свойства и не подвергается горячей обработке. Для стали группы Б гарантируется химический состав, сталь подвергается обработке давлением; для стали группы В гарантируются химический состав и механические свойства (используется для сварных конструкций).

К *углеродистым качественным конструкционным* сталям предъявляются повышенные требования по химическому составу и механическим свойствам. Эти стали выплавляются кислородно-конвертерным способом в мартеновских или электропечах.

Качественные углеродистые стали маркируют цифрами: 05, 08, 10, 15, 20, ..., 85, которые указывают среднее содержание углерода в *сотых долях процента*. Такие стали делят на несколько групп.

Низкоуглеродистые качественные стали 05, ..., 10 (без термической обработки) хорошо обрабатываются давлением в холодном состоянии вследствие их высокой пластичности, а также хорошо свариваются вследствие малого содержания углерода. Они используются для производства малонагруженных деталей машин и сварных конструкций.

Стали 15, 20, 25, составляющие вторую группу низкоуглеродистых качественных сталей, хорошо свариваются и обрабатываются резанием. Их применяют без термической обработки или в нормализованном состоянии для изготовления ответственных деталей машин, после цементации – для изготовления деталей с повышенной износостойкостью (кулачковые валики, кронштейны и др.).

Самой значительной является группа среднеуглеродистых сталей 30, 35, 40, 45, 50, подвергающихся термической обработке. Они хорошо обрабатываются на металлорежущих станках в отожженном состоянии. Сочетание высоких прочностных и пластических свойств позволяет применять эти стали для изготовления ответственных деталей машин (шпиндели, распределительные валы и др.).

Высокоуглеродистые стали 60, 65, 70, 75, 80 и 85 подвергаются различным видам термической обработки, в результате чего они приобретают высокую прочность, износостойкость и упругие свойства. Применяются для изготовления пружин, рессор, замковых шайб и др.

Углеродистые инструментальные стали маркируют следующим образом: впереди ставят букву У, затем цифру – среднее содержание углерода, выраженное в **десятих** долях процента. Например, сталь марки У9 содержит в среднем 0,9 % С, сталь У11 содержит 1,1 % С.

Для обозначения высококачественных сталей **в конце марки** ставится буква А, а особо высококачественных сталей – буква Ш (выплавленных, например, методом электрошлакового переплава с вакуумированием). В марках некоторых сталей специального назначения буква впереди указывает на назначение: А – автоматная сталь (А30), Р – быстрорежущая сталь (Р12), Ш – шарикоподшипниковая (ШХ15, ШХ20СГ и др. - конструкционные легированные стали специального назначения, маркировка которых рассмотрена далее).

Легированные стали

Легированными называют стали, в которых, кроме железа, углерода, случайных примесей и технологических добавок, содержатся легирующие элементы для придания сталям специальных свойств. Основными легирующими элементами являются марганец, кремний, хром, никель, вольфрам, молибден и др.

Легированные стали делят на *низколегированные* с общим содержанием легирующих элементов до 2,5 %, *среднелегированные* – до 2,5 – 10,0 % и *высоколегированные* – более 10 %.

Основной целью легирования является изменение строения стали и ее физико–механических свойств. Легированием можно повысить твердость стали, сопротивление износу и коррозии и т.д. В зависимости от входящих в состав сталей легирующих элементов их называют хромистыми, хромоникелевыми, ванадиевыми и т.п.

Влияние легирующих элементов на свойства стали определяется их концентрацией и особенностями взаимодействия с железом и углеродом. При взаимодействии с железом легирующие компоненты обычно образуют твердые растворы или химические соединения, а при взаимодействии с углеродом они находятся в связанном или свободном состоянии.

При образовании сплавов - твердых растворов замещения железа с легирующими компонентами возможна как полная (Ni, Co), так и ограниченная растворимость (Cr, W, Mo). Если введенное в сталь количество примесей превышает предел растворимости, то избыток образует с железом сплавы - химические соединения: FeCr, Fe₃W₂, Fe₃Mo₂ и т.д. При образовании сплавов - твердых растворов

изменяются все свойства исходного материала, особенно физические и механические. При образовании сплавов - химических соединений изменяются главным образом механические свойства стали.

Легирующие компоненты Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, Ta, Zr и др. образуют с углеродом устойчивые карбиды Mn_3C , Cr_4C_3 , WC_2 , Mo_2C , VC , TiC , NbC , TaC , ZrC , повышающие предел прочности и твердость стали. Все легирующие компоненты, за исключением Mn, при нагревании стали задерживают рост зерна аустенита, что позволяет подвергать легированные стали обработке давлением, не опасаясь перегрева.

Легирующие элементы оказывают влияние и на другие свойства стали: Ni, V, Co повышают вязкость; Mn, Ni, Cr увеличивают стойкость к истиранию; Ni, Cr, Cu, Si, Mo и др. повышают коррозионную стойкость.

По структуре легированные стали в отожженном состоянии разделяют на следующие группы: доэвтектоидные (содержащие избыточный феррит), эвтектоидные (имеющие перлитную структуру), заэвтектоидные (в структуру входят избыточные вторичные карбиды) и ледебуритные (составной частью структуры являются первичные карбиды).

По структуре в нормализованном состоянии легированные стали делят на три класса:

- 1) перлитные (содержание легирующих компонентов до 5 %);
- 2) мартенситные (содержание легирующих компонентов от 5 до 13 %);
- 3) аустенитные (содержание легирующих компонентов до 20 – 30 %).

Наиболее распространенными являются легированные стали доэвтектоидные, эвтектоидные и перлитные, к которым относятся низко- и среднелегированные конструкционные и инструментальные стали. Стали мартенситные, ферритные, ледебуритные и заэвтектоидные являются высоколегированными.

Качественные, высококачественные и особо высококачественные стали маркируют следующим образом. Содержание углерода указывают в начале марки цифрой, соответствующей его содержанию в сотых долях процента для конструкционных сталей и в десятых долях процента для инструментальных сталей. Содержание углерода в марке стали не указывается, если оно составляет около 1 %.

Легирующие элементы указывают русскими буквами: марганец – Г, кремний – С, хром – Х, никель – Н, вольфрам – В, ванадий – Ф,

титан – Т, молибден – М, кобальт – К, алюминий – Ю, медь – Д, бор – Р, ниобий – Б, цирконий – Ц, азот – А.

Цифры, следующие после букв, указывают среднее содержание легирующего элемента в целых процентах; отсутствие цифры указывает на то, что сталь содержит менее 1,5 % указанного элемента. Исключением являются вольфрам и молибден – для них процентное содержание всегда указывается.

Для высококачественных конструкционных сталей в конце марки ставят букву А. Например, сталь 12Х2Н4 – качественная конструкционная с содержанием 0,12 % углерода, 2 % хрома и 4 % никеля; сталь 12Х2Н4А – высококачественная такого же состава. В конце марки стали особо высокого качества (электрошлакового переплава) стоит буква Ш.

Все стали инструментальные легированные и с особыми свойствами всегда высококачественные, поэтому в конце марки этих сталей буква А не ставится.

Всего существует более 90 марок **легированных конструкционных** сталей, большинство из которых являются среднеуглеродистыми (содержат 0,25 – 0,45 % углерода); их делят на цементируемые, улучшаемые и высокопрочные.

Для тяжело нагруженных деталей небольших размеров (зубчатые колеса, оси и др.) применяют низкоуглеродистые *цементируемые* легированные стали марок 20Х, 12Х2Н4А и др. После цементации, закалки в воде и низкого отпуска поверхность деталей приобретает высокую твердость, а сердцевина не упрочняется.

Улучшаемые среднеуглеродистые легированные стали – это стали, подвергаемые улучшению путем термической обработки, состоящей в закалке от температуры 820 – 880 °С в масле с последующим высоким отпуском (550 – 650 °С). Для тяжело нагруженных деталей больших размеров применяют легированные стали марок 40ХН, 30ХГСА и др.

Для деталей с высоким пределом прочности ($\sigma_B=1500-2500$ МПа) используют *высокопрочные* стали на основе железа, легированного никелем, кобальтом, титаном, молибденом, хромом и другими элементами – это марки Н12К15М10, Н18К9М5Т и др. Такие стали называются мартенситностареющими, их закалывают от температуры 800 – 860 °С на воздухе с последующим старением при 450 – 500 °С. Применяют их для особо ответственных тяжело нагруженных деталей.

К конструкционным легированным сталям относятся также износостойкие, рессорно–пружинные, шарикоподшипниковые и др.

Основными свойствами *инструментальных легированных* сталей являются твердость, вязкость, износостойкость, теплостойкость (красностойкость), прокаливаемость. Инструментальные стали делят на углеродистые (рассмотренные ранее), легированные и быстрорежущие.

Инструменты из легированных сталей после закалки, как правило, в масле и низкого отпуска имеют высокую твердость, отличаются повышенной вязкостью, меньшей склонностью к деформациям и трещинообразованию при закалке. Из легированных инструментальных сталей марок 9ХС, ХВГ, В1, ХВ5 и других изготавливают различные режущие инструменты, имеющие сложную конфигурацию.

При изготовлении штампов для горячей обработки металлов применяют легированные инструментальные стали сложного состава 4Х2В5ФМ, 4Х3ВФ2М2, 3Х2В8Ф и др.

Быстрорежущие стали широко используют для изготовления режущего инструмента, обладающего большой твердостью и работающего при высоких скоростях резания. Быстрорежущая сталь относится к ледебуритному (карбидному) классу сталей. В ее состав входят карбидообразующие элементы – хром, вольфрам, ванадий, кобальт, молибден.

Высокие режущие свойства инструментов, изготовленных из быстрорежущих сталей марок Р6, Р9, Р12, Р18 (цифра после буквы показывает среднее содержание вольфрама в процентах), получают после закалки от температуры 1210 – 1290 °С в зависимости от марки стали с последующим отпуском. Режущие свойства инструментов повышают также с помощью цианирования.

2.6. Классификация, свойства и маркировка чугунов

Сплавы железа с углеродом, содержащие > 2,14 % С, называют чугунами. Присутствие эвтектики в структуре чугуна (см. рис. 2.2) обуславливает его использование исключительно в качестве литейного сплава для деталей, применяемых при относительно невысоких напряжениях и малых динамических нагрузках. Преимущества чугуна – высокие литейные свойства и небольшая стоимость (по сравнению со сталью). Температуры плавления чугунов ниже, чем у сталей, что облегчает процесс литья. Например, температура плавления серого чугуна составляет 1100 – 1250 °С в зависимости от содержания углерода, что в среднем на 300 °С ниже, чем температура плавления железа, и на 250 – 300 °С ниже, чем

температура плавления сталей. С повышением содержания углерода температура плавления уменьшается, а жидкотекучесть увеличивается. Ликвация в чугунах также меньше, чем у стали. Кроме того, чугуны, в структуре которых при затвердевании образуется графит (фаза с большим удельным объемом, чем у металлической основы), имеют низкий коэффициент усадки, приближающийся к аналогичной характеристике оловянных бронз.

Чугуны с графитом как мягкой и хрупкой составляющей хорошо обрабатываются резанием (с образованием ломкой стружки) и образуют более чистую поверхность, чем стали (кроме автоматных). Чугуны имеют повышенное содержание углерода (2,2 – 4 %) и кремния (0,8 – 2 %) – элементов, способствующих графитизации. Однако в марках чугуна химический состав не указывается, так как (в отличие от большинства других металлических сплавов) этот признак не характеризует в достаточной степени их свойства, а следовательно, и область применения. Структура и свойства чугунов зависят главным образом от условий получения отливки (температуры жидкого металла, введения модификаторов) и особенно значительно – от условий охлаждения при литье. Поэтому при одинаковом химическом составе чугуна может иметь сильно отличающиеся структуру и свойства (например, белый и серый чугуны).

Механические свойства чугуна, определяющие область его применения, в значительно большей степени характеризуются его структурой: формой и размерами выделения графита; строением металлической основы.

Углерод в чугуне может находиться в виде цементита или графита или одновременно в виде цементита и графита. Цементит придает излому чугуна специфический светлый блеск. Поэтому чугун, в котором весь углерод находится в виде цементита, называют белым. Графит придает излому чугуна серый цвет, поэтому такой чугун называют серым чугуном. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: серый, высокопрочный с шаровидным графитом и ковкий.

Серый и белый чугуны

Серый чугун – технический. Серый чугун представляет собой сплав Fe–Si–C, содержащий в качестве примесей Mn, P и S. В структуре серого чугуна большая часть или весь углерод находится в виде графита. Характерная особенность структуры серых чугунов, определяющая многие их свойства, заключается в том, что графит

имеет в поле зрения микрошлифа форму пластинок (рис. 2.5). Наиболее широкое применение получили доэвтектические чугуны (рис. 2.2), содержащие 2,4 – 3,8 % С. Чем выше содержание в чугуне углерода, тем больше образуется в нем графита и тем ниже его механические свойства. Поэтому количество углерода в чугуне обычно не превышает 3,8 %. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода в чугуне должно быть не меньше 2,4 %.

Кремний, содержание которого в сером чугуне чаще всего находится в пределах 1,2 – 3,5 %, оказывает большое влияние на строение, а следовательно, и на свойства чугунов.

Кремний способствует процессу графитизации, действует в том же направлении, что и замедление скорости охлаждения. Изменяя, с одной стороны, содержание в чугуне углерода и кремния, с другой – скорость охлаждения, можно получить различную структуру металлической основы чугуна. При конкретном содержании углерода – чем больше в чугуне кремния, тем полнее протекает процесс графитизации. Чем больше в чугуне углерода, тем меньше требуется кремния для получения заданной структуры.

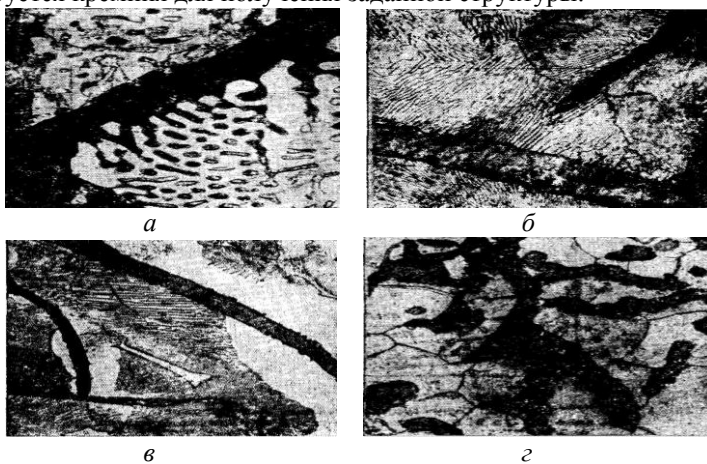


Рис. 2.5. Микроструктура серого чугуна: *а* – чугун со структурой ледобурит – перлит – графит; *б* – перлитный чугун; *в* – феррито-перлитный чугун; *г* – ферритный чугун

В соответствии с ГОСТами 1985 г. чугуны маркируют двумя буквами и двумя цифрами, соответствующими минимальному значению предела прочности при растяжении:

- серый чугун обозначают буквами "СЧ" (ГОСТ 1412-85);
- высокопрочный - "ВЧ" (ГОСТ 7293-85);
- ковкий - "КЧ" (ГОСТ 1215-85).

Примеры:

СЧ10 - серый чугун с пределом прочности при растяжении 100 МПа;
ВЧ70 - высокопрочный чугун с пределом прочности при растяжении 700 МПа;

КЧ35 - ковкий чугун с пределом прочности при растяжении примерно 350 МПа.

В технической литературе, а также в чертежах и технологических картах на литье чугунов, до сих пор широко используются ГОСТы 1979 г. [2], в соответствии с которыми первые цифры марки чугуна указывают среднюю величину предела прочности при растяжении, а вторые – предела прочности при испытании на изгиб. Например, *ферритные и феррито-перлитные чугуны* (СЧ12 – 28, СЧ15 – 32, СЧ18 – 36) имеют предел прочности при растяжении 120 – 180 и при изгибе 280 – 360 МПа. Их примерный состав: 3,1 – 3,6 % С; 1,8 – 2,7 % Si; 0,5 – 0,8 % Mn; 0,3 – 0,65 % P; 0,12 – 0,15 % S (химический состав устанавливают в зависимости от толщины стенок отливки). Структура чугунов – перлит, феррит и графит грубый (СЧ12 – 28). Эти чугуны применяют для малоответственных деталей, испытывающих небольшие нагрузки в работе. Например, чугун СЧ12 – 28 используют для строительных колонн, фундаментных плит, а чугуны СЧ15 – 32 и СЧ18 – 36 – для литых малонагруженных деталей сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуры и т. д.

Отливки из серого чугуна получают в земляных и металлических (чугунных) формах – кокилях. С увеличением толщины отливки и, следовательно, с замедлением охлаждения и при повышенном содержании кремния образуется больше графита и его пластинки крупнее, а в металлической основе возрастает количество феррита. У отливок меньших размеров и при несколько пониженном содержании кремния (или соответственно при более высоком содержании марганца) количество графита уменьшается, а металлическая основа становится феррито-перлитной и перлитной, что повышает прочность. Из-за сравнительной простоты отливки серые чугуны ранее были самым распространенным видом. Однако их механические свойства

(особенно пластичность) ниже, чем у других чугунов с графитом (см. табл. 2.1).

Таблица 2.1.

Маркировка и свойства чугунов) [1]

Марка сплава	Предел прочности, МПа, (кгс/мм ²) при		Относительное удлинение θ , % не менее	Назначение
	растяжении	изгибе		
	не мене			
<i>1. Серые чугуны (графит пластинчатой формы)</i>				
Ферритные				
СЧ 10	98 (10)	274 (28)	1	Детали неответственного назначения (крышки, шкивы и т.п.)
СЧ 15	147 (15)	314 (32)	1	
Феррито-перлитные				
СЧ 18	176 (18)	358 (36)	1	Станины станков и механизмов, поршни, цилиндры
СЧ 20	196 (20)	392 (40)	1	
Перлитные				
СЧ 25	245 (25)	451 (45)	1	Детали, работающие на износ: тормозные барабаны, цилиндры шестерни
СЧ 30	294 (30)	490 (50)	1	
СЧ 35	343 (35)	539 (55)	1	
<i>2. Ковкие чугуны (графит хлопьевидной формы)</i>				
Ферритные				
КЧ 35-10	333 (35)	—	10	Фланцы, муфты
КЧ 37-12	362 (37)	—	12	
Феррито-перлитные				
КЧ 45-6	441 (45)	—	7	Задний мост, картер автомобиля, ступицы
<i>3. Высокопрочные (магниевые) чугуны (графит шаровидной формы)</i>				
Ферритные				
ВЧ 45-5 ³	441 (45)	—	5	Траверсы прессов, фланцы, цилиндры, шестерни
Перлитные				
ВЧ 50-2	490 (50)	—	2	Цилиндры, поршни

Окончание таблицы 2.1

4. Отбеленный чугун (цементит и перлит в поверхностном слое) 300—450 НВ				
—	—	—	—	Прокатные валки, рабочие части размольного оборудования, колеса неответственного назначения

В структуре доэвтектического белого чугуна, наряду с перлитом и вторичным цементитом, присутствует хрупкая эвтектика (ледебурит), количество которой достигает 100 % в эвтектическом чугуне. Структура заэвтектического чугуна состоит из эвтектики (ледебурит) и первичного цементита, выделяющегося при кристаллизации из жидкой фазы в виде крупных пластин. При высокой износостойкости и твердости белый чугун отличается плохой обрабатываемостью резанием; имеет сильно сниженные механические свойства и почти не применяется.

Ковкий чугун

Ковкий чугун получают длительным нагревом при высоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна. В результате отжига образуется графит хлопьевидной формы (см. рис. 2.6). Такой графит по сравнению с пластинчатым обуславливает более высокие механические свойства чугуна, прежде всего – пластичность. Металлическая основа ковкого чугуна: феррит – ферритный ковкий чугун (рис. 2.6, а) и реже – перлит – перлитный ковкий (рис. 2.6, б).

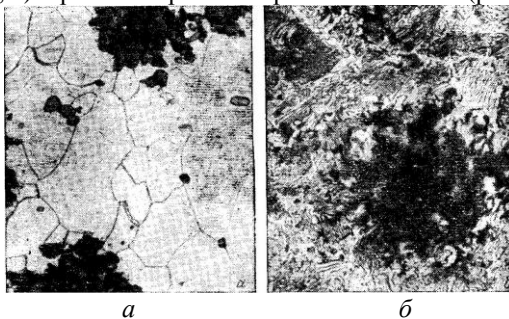


Рис. 2.6. Микроструктура ковкого чугуна: а – ферритный чугун; б – перлитный чугун, х 500 [8]

Наибольшей пластичностью обладает ферритный ковкий чугун, который применяют в машиностроении.

Химический состав белого чугуна, отжигаемого на ковкий чугун, выбирают в пределах: 2,5 – 3,0 % С; 0,7 – 1,5 % Si; 0,3 – 1,0 % Mn; $\leq 0,12$ % S и $\leq 0,18$ % P (в зависимости от требуемой структуры металлической основы). Ковкий чугун имеет пониженное содержание углерода и кремния. Более низкое содержание углерода способствует повышению пластичности, так как при этом уменьшается количество графита, выделяющегося при отжиге, а пониженное содержание кремния исключает выделение пластинчатого графита в структуре отливок при охлаждении.

Толщина сечения отливки не должна превышать 40 – 50 мм. При большом размере отливок в сердцевине образуется пластинчатый графит и чугун становится непригодным для отжига.

Процесс получения ковкого чугуна сложнее, чем серого. Чугуны с более высокими свойствами выплавляют в электрических печах, что позволяет уменьшить в них содержание углерода и полнее удалить нежелательные примеси серы и фосфора. Все ковкие чугуны в отливке должны получать структуру белого доэвтектического чугуна. Отливки должны быть сравнительно небольшими, чтобы задержать графитизацию при сравнительно ускоренном охлаждении.

Последующая графитизация отливок для получения окончательной структуры с хлопьевидным графитом и повышенных механических свойств происходит при нагреве до 950 – 980 °С, т.е. в твердом состоянии и в процессе медленного охлаждения. Это требует очень длительного времени: до 100 ч.

Ковкий чугун маркируют буквами КЧ и цифрами. Первые две цифры указывают предел прочности при растяжении, а вторые – относительное удлинение. Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках. Например, ферритный ковкий чугун марок КЧ37 – 12 и КЧ35 – 10 используют для изделий, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, задний мост, ступицы, крюки, скобы и т. д.), для менее ответственных изделий (головки, хомутики, гайки, глушители, фланцы, муфты и т. д.) применяют ферритный чугун марок КЧ30 – 6 и КЧ33 – 8. Твердость ферритного чугуна составляет НВ 163. Перлитный ковкий чугун КЧ50 – 5, КЧ56 – 4, КЧ60 – 3 и КЧ63 – 2 обладает высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Твердость перлитного чугуна составляет НВ 269. Из перлитного ковкого чугуна изготавливают

вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, втулки, муфты, тормозные колодки и т. д. Ковкий чугун применяют для тонкостенных деталей в отличие от высокопрочного магниевого чугуна, который используют для деталей большого сечения.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом

Высокопрочный чугун получают присадкой в жидкий чугун небольших добавок некоторых щелочных или щелочноземельных металлов. Чаще для этой цели применяют магний в количестве 0,03 – 0,07 %. По содержанию остальных элементов высокопрочный чугун не отличается от серого.

Под действием магния графит в процессе кристаллизации принимает не пластинчатую, а шаровидную форму (рис. 2.7).

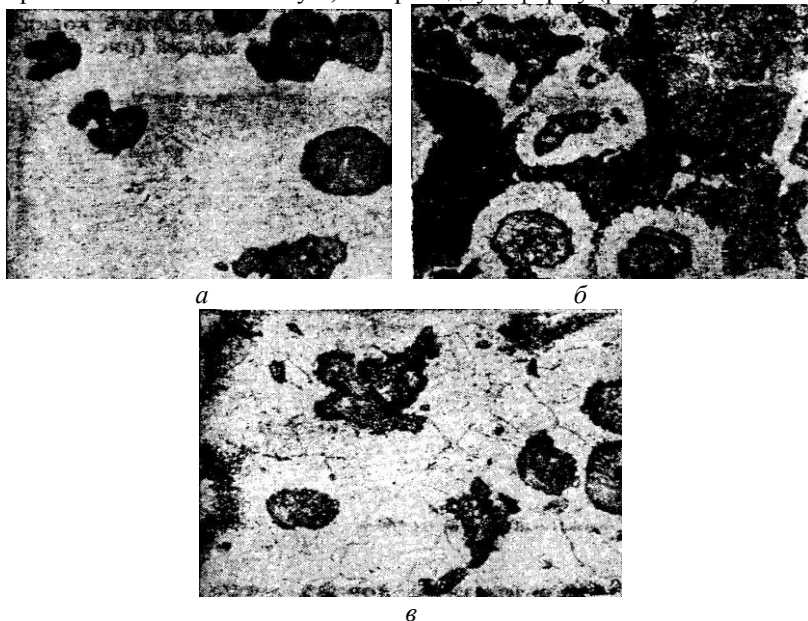


Рис. 2.7. Микроструктура высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, $\times 250$: *а* – нетравленный шлиф; *б* – феррито-перлитный чугун; *в* – ферритный чугун

Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при данном объеме, значительно меньше ослабляет металлическую основу чугуна, чем пластинчатый графит. В отличие от пластинчатого шаровидный графит не является активным концентратором

напряжений. Эти чугуны имеют более высокие механические свойства, не уступающие литой углеродистой стали, сохраняя при этом положительные свойства чугуна: хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость и т. д. Обычный состав чугуна: $\leq 3,3$ % С; 2,2 – 2,5% Si; 0,5 – 0,8 % Mn; $< 0,14$ % S и 0,2 % P.

Маркируют высокопрочный чугун буквами ВЧ, затем следуют цифры. Первые цифры марки показывают среднее значение предела прочности при растяжении, вторые – относительное удлинение. Чугуны ВЧ50-1,5 и ВЧ60-2 имеют перлитную металлическую основу (рис. 2.7, б), чугуны ВЧ45-5 – перлито-ферритную и ВЧ40-10 – ферритную (рис. 2.7, в). Для снятия литейных напряжений, повышения механических свойств чугуны нередко подвергают термической обработке.

Отливки из высокопрочного чугуна широко используют в различных отраслях. Так, в автостроении и дизелестроении высокопрочный чугун применяется для изготовления коленчатых валов, крышек цилиндров и других деталей; в тяжелом машиностроении – для многих деталей прокатных станов и в кузнечно-прессовом оборудовании (например, для шабот-молотов, траверспрессов, прокатных валков); в химической и нефтяной промышленности – для корпусов насосов, вентилялей и т. д.

Высокопрочные чугуны применяют и для деталей станочного, кузнечно-прессового оборудования, работающих в подшипниковых и других узлах трения при повышенных и высоких давлениях (до 120 кгс/мм²). Антифрикционные чугуны с глобулярным графитом изготовляют двух марок: АВЧ-1, (2,8 – 3,5 % С; 1,8 – 2,5 % Si; 0,5 – 1,2 Mn) с перлитной структурой и АВЧ-2 с повышенным содержанием кремния (2,2 – 2,7 %) и феррито-перлитной структурой (> 50 % перлита) для работы с термически не обработанными валами.

Отбеленный чугун

Отбеленными называют чугунные отливки, в которых поверхностные слои имеют структуру доэвтектического белого чугуна – ледебурит, перлит и цементит, а сердцевина – серого или высокопрочного чугуна. Между этими зонами может быть переходный слой. Отбел на некоторую глубину (12 – 30 мм) является следствием быстрого охлаждения поверхности, возникающего в результате отливки чугуна в металлические формы (кокиль) или сырую земляную форму.

Это создает высокую износостойкость, но резко ухудшает обрабатываемость резанием. Отбеленный чугун используют в ограниченных пределах для деталей простой формы, образующих чистую поверхность при литье.

Высокая твердость поверхности (НВ 400 – 500) обуславливает хорошую сопротивляемость износу, особенно абразивному. Поэтому из отбеленного чугуна изготавливают прокатные валки листовых станов, колеса, шары для мельниц и т. д. В этом случае применяют чугун с пониженным содержанием кремния, который склонен к отбеливанию. Его примерный состав: 2,8 – 3,6 % С; 0,5 – 0,8 % Si; 0,4 – 0,6 % Mn.

Вследствие различной скорости охлаждения по сечению и получения разных структур отливка имеет большие внутренние напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Для снятия напряжений отливки подвергают термической обработке нагревом и выдержкой при 500 – 550 °С.

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.

3. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

3.1. Медь и ее сплавы

Медь – металл красноватого цвета, имеет кристаллическую решетку типа гранцентрированного куба и обладает рядом технически ценных свойств. Температура плавления меди $T_{пл} = 1083$ °С, плотность – $8,9$ г·см⁻³. По электропроводности медь уступает только серебру: у Cu $\rho = 1,72 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, а у Ag $\rho = 1,58 \cdot 10^{-8}$ Ом·м; обладает достаточно высокой механической прочностью и стойкостью к коррозии. Медь легко протягивается в проволоку малого диаметра (до 0,01 мм) и легко прокатывается в листы, ленты и фольгу (до 0,005 мм), хорошо паяется.

В сухом и влажном воздухе, а также в пресной воде при 20 °С медь достаточно устойчива к коррозии; незначительно корродирует только в морской воде. В сухом воздухе ниже 185 °С с кислородом не взаимодействует. При нагревании до 375 °С медь окисляется с образованием оксида CuO, имеющей черный цвет, а выше 375 °С

образуется полуокись Cu_2O , имеющая красный цвет. На воздухе в присутствии влаги и углекислого газа на ее поверхности постепенно образуется зеленый налет основного карбоната меди (карбонат-гидроксид меди) $\text{Cu}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$.

Медь – сравнительно дорогой и дефицитный металл, поэтому требует экономного расходования. Содержание меди в земной коре составляет $\sim 3 \cdot 10^{-3} \%$. В природе медь встречается в самородном состоянии и главным образом в виде сульфидных руд. Из медной руды в результате ряда последовательных процессов обогащения, обжига и восстановления получают так называемую сырую, или черную, медь, содержащую обычно до 3 % примесей. Эти примеси значительно снижают электропроводность меди, поэтому медь, предназначенную для электротехнических целей, обязательно подвергают электролитической очистке – рафинированию. Рафинированную медь переплавляют в болванки массой 80 – 90 кг, которые прокатывают или протягивают через волочильные доски (волочение) в изделия требуемого профиля и геометрических размеров.

При холодной прокатке и волочении получают *твердую {твердотянутую} медь (МТ)*, которая благодаря наклепу (нагартовке) приобретает повышенную твердость, упругость, предел прочности на разрыв, но при этом возрастает удельное сопротивление и снижаются относительное удлинение и относительное сужение перед разрывом (табл. 3.1).

Медь марки МТ применяют там, где требуется обеспечить высокую механическую прочность σ_p , твердость и сопротивляемость истиранию, например для изготовления контактных проводов электрифицированного транспорта, коллекторных пластин электрических машин, шин для распределителей и т.п.

Таблица 3.1

Основные физические свойства медной и алюминиевой проволоки [1]

Свойства	Медь		Алюминий	
	МТ	ММ	АТ	АМ
Удельное сопротивление ρ , мкОм·м, не более	0,0177-0,0180	0,01724	0,0290	0,0280

Окончание таблицы 3.1

Предел прочности на разрыв σ_p , МПа	250-500	200-280	100-180	70-100
Относительное удлинение перед разрывом Θ , %	0,5-5,0	18-50	0,5-2,0	10-25
Твердость НВ	65-120	35-38	33	25
Модуль упругости, ГПа: статический динамический	122-132 112	117 74	72 66	66 54
Удельная ударная вязкость, кДж/м ²	—	1560	1200	900

Рекристаллизация меди начинается при температуре примерно 200 °С, а температура рекристаллизационного отжига составляет ~600 °С. При отжиге меди ее механические свойства изменяются гораздо сильнее, чем удельное сопротивление.

После отжига получают **мягкую (отожженную) медь (ММ)**, которая пластична, характеризуется большим удлинением перед разрывом и имеет электропроводность на 3 – 5 % выше, чем у МТ (см. табл. 3.1). Однако при отжиге предел прочности на разрыв и твердость снижаются. Отожженная медь служит **электротехническим стандартом**, по отношению к которому выражают в процентах при 20 °С удельную проводимость металлов и сплавов. Удельная электропроводность **стандартной меди** при 20 °С равна 58 МСм/м, соответственно $\rho = 0,017241$ мкОм·м, а $TK\rho = 4,3 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$.

Мягкую медь в виде проволоки различного диаметра и профиля используют в качестве токопроводящих жил (одно- и многожильных) кабелей, монтажных и обмоточных проводов и т.д., где важны гибкость и пластичность, а прочность не имеет решающего значения. Круглую проволоку из меди марок МТ и ММ изготавливают диаметром от 0,02 до 10 мм. Ленточную медь широко используют для экранирования кабелей связи и радиочастотных кабелей.

Особо чистой медью является **вакуумная медь**, удельное сопротивление которой практически такое же, как и у серебра. Вакуумную медь получают путем ее переплавления в вакуумных индукционных печах в графитовых тиглях при остаточном давлении воздуха $\sim 10^{-3}$ Па.

Сплавы меди

В случаях, когда необходимы повышенные механические свойства и нет жестких требований по электропроводности, вместо меди в качестве проводникового материала используют ее сплавы — бронзы и латуни. Эти сплавы состоят из одной или нескольких фаз, представляющих собой твердые растворы или сплавы типа химических соединений меди с другими элементами: Zn, Sn, Al, Be, Si, Mn, Ni.

По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые (обрабатываемые давлением) и литейные.

Сплавы меди подразделяют на 3 группы.

1. Латуни – сплавы меди с цинком.
2. Бронзы – сплавы меди со всеми элементами, кроме цинка.
3. Баббиты – антифрикционные сплавы меди с оловом или свинцом.

Свойства некоторых медных сплавов приведены в табл.3.2.

Таблица 3.2

Механические свойства некоторых медных сплавов

Материал	σ_p , МПа	Θ , %	НВ, МПа
Медь литая	160	25	400
Медь деформированная	450	3	1250
Латунь Л68	320	55	550
Латунь ЛА77-2	400	55	600
Бронза БрОФ6,5-0,4	400	60	1000
Бронза БрАЖН10-4-4	650	35	1500

Латуни – это сплавы системы Cu–Zn с максимальным содержанием Zn 45 %. При повышении концентрации Zn до 45 % увеличивается механическая прочность σ_p . Максимальная пластичность наблюдается при содержании Zn около 37 %. В некоторые марки латуней для улучшения того или иного свойства вводят в небольшом количестве один или несколько химических элементов (Sn, Pb, Fe, Mn, Ni или Al). Маркируют латуни буквой Л и цифрой, указывающей процентное содержание меди, например латунь марки Л68 содержит меди 68 %, остальное – цинк.

В маркировке латуней и бронз сложного состава указываются легирующие примеси – ставятся начальные русские буквы названий элементов (О – олово, С – свинец, Ж – железо, Ф – фосфор, Мц –

марганец, А – алюминий, Н – никель, Б – бериллий, К – кремний, 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; латунь марки ЛА77-2 – это алюминиевая латунь, содержащая 77 % Cu, 2 % алюминия, остальное – цинк; латунь марки ЛС59-1 – это свинцовая латунь, содержащая 59 % Cu, 1 % свинца, остальное – цинк.

Главная отличительная особенность латуни от чистой меди – повышенная механическая прочность σ_p при достаточно высоком удлинении перед разрывом Θ . Латуни лучше, чем бронзы, обрабатываются штамповкой, глубокой вытяжкой и т.п. Они широко используются для изготовления токопроводящих винтов, гаек, шайб, шпилек, штырей, гнезд, упругих элементов и для коммутирующих узлов и штепсельных разъемов. Состав и свойства некоторых латуней приведены в табл. 3.2.

Бронзы – это сплавы меди с небольшим содержанием одного или нескольких химических элементов (Sn, Si, P, Be, Cr, Mg, Cd и др.), которые дают название бронзам. Маркируют бронзы буквами Бр, после которых идут буквы, указывающие легирующие элементы, и цифры, показывающие количество этих элементов в целых процентах. Например, бронза марки БрБ2 – бериллиевая бронза (содержит 2 % Be, остальное Cu), марки БрОЦС6-6-3 – оловянно-цинково-свинцовая бронза (содержит 6 % Sn, 6 % Zn, 3 % Pb, остальное – медь).

Атомы примеси (в том числе легирующей), внедряясь в кристаллическую решетку, увеличивают ее деформацию и концентрацию дефектов. Кроме того, атомы примеси взаимодействуют с дислокациями и затрудняют их подвижность, упрочняя медь. Поэтому удельное сопротивление бронз больше [$\rho = (1,8 - 2,8) \cdot 10^{-8}$ Ом·м], чем у чистой меди, зато выше предел прочности на разрыв ($\sigma_p = 250 - 1100$ МПа) и твердость (НВ 20 – 260), меньше относительное удлинение перед разрывом ($\Theta = 2 - 65$ %).

Бронзы лучше обрабатываются на металлорежущих станках и обладают более высокими литейными свойствами, чем медь. У кадмиевой бронзы при сравнительно небольшом снижении удельной электропроводности существенно повышены механическая прочность, твердость и стойкость к истиранию. Кадмиевую бронзу применяют в качестве контактного провода для электрифицированного транспорта и коллекторных пластин в электрических машинах. Еще большей механической прочностью обладает бериллиевая бронза. Бронзы широко применяют для

изготовления токопроводящих пружинящих контактов и других деталей коммутирующих узлов, выключателей, электрических машин. Некоторые виды бронз упрочняют термообработкой.

Баббитами называются антифрикционные сплавы меди с оловом или свинцом. Например, сплав Б16, содержащий 16 % свинца, имеет весьма низкий коэффициент трения со сталью $K_{тр} = 0.01$ (0.005 со смазкой). Поэтому баббиты используются для изготовления подшипников скольжения для поддержки тяжелых турбин электростанций, достигающих массы сотни тонн. Первый подшипниковый сплав разработан американцем Исааком Бэббитом в 1839 году. Баббиты на основе олова или свинца используются в виде слоя, залитого или напыленного по корпусу вкладыша подшипника. В качестве присадок могут быть использованы: сурьма, медь, никель, мышьяк, кадмий, теллур, кальций, натрий, магний.

Температура плавления сплавов – 300 – 440 °С. В марке сплава указывается содержание олова или свинца. Например, баббит Б83 – сплав на основе олова, содержащий 83 % Sn, 11 % Sb и 6 % Cu, применяется для подшипников, работающих при средних нагрузках. Допустимое рабочее давление 10 – 15 МПа.

Баббиты, основу которых составляет олово (Б88, Б83 и др.), используют, когда от антифрикционного материала требуются повышенная вязкость и минимальный коэффициент трения. Оловянный баббит по сравнению со свинцовым обладает более высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и теплопроводностью.

Баббиты на основе свинца (Б16 и др.) обладают более высокой рабочей температурой, чем на основе олова. Применяется для подшипников дизельных двигателей, прокатных станков.

Все баббиты имеют существенный недостаток – низкое сопротивление усталости, что ухудшает работоспособность подшипника. Из-за небольшой прочности баббиты могут успешно эксплуатироваться только в подшипниках, имеющих прочный стальной (чугунный) или бронзовый корпус. Обычно тонкостенные подшипниковые вкладыши автомобильных двигателей изготавливают штамповкой из биметаллической ленты, полученной на линии непрерывной заливки. Продолжительность работы подшипников зависит от толщины баббитового слоя, залитого на стальной или чугунный вкладыш. Уменьшение толщины слоя увеличивает срок службы подшипника.

3.2. Алюминий и его сплавы

Алюминий – это серебристо-белый металл, легкий и легкоплавкий, с высокой электро- и теплопроводностью и пластичностью (см. табл. 3.1). Алюминий имеет кристаллическую решетку типа гранцентрированного куба. По электропроводности он занимает третье место после серебра и меди. Его $\rho = 2,8 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, $T_{пл} = 657 - 660$ °С, плотность $2,7$ Мг/м³. Алюминий – активный металл. Благодаря высокому сродству к кислороду, на воздухе он быстро покрывается тонкой (толщина порядка нм) и плотной пленкой оксида алюминия Al_2O_3 , которая защищает внутренние слои от дальнейшей коррозии. Пленка Al_2O_3 обладает высоким удельным сопротивлением ($\rho > 10^{14}$ Ом·м) и при напряжениях менее 1 В может служить естественной межвитковой изоляцией. Путем анодирования (электрохимического анодного окисления) можно увеличить толщину оксидной пленки, при этом повысится пробивное напряжение.

Преимущество алюминия как проводникового материала заключается в том, что он дешевле и более доступен, чем медь. Удельное сопротивление алюминия больше ρ меди в 1,63 раза, плотность – в 3,5 раза меньше. Поэтому два одинаковых по длине отрезка проволоки из алюминия и меди с одним и тем же сопротивлением окажутся разными по диаметру и массе. Несмотря на то, что диаметр алюминиевой проволоки примерно в 1,35 раза больше диаметра проволоки из меди, алюминиевая проволока будет легче медной примерно в 2 раза. Это положение имеет немаловажное значение для облегчения веса электротехнических конструкций.

Алюминий – самый распространенный в природе металл. Его массовая доля в земной коре составляет 8,8 %.

Выплавка (электролиз) алюминия – очень энергоемкая операция: каждая тонна металла требует затраты электроэнергии около 16 тыс. кВт·ч. Первичная очистка алюминия заключается в продувке через его расплав хлора. Полученный металл обычно содержит алюминия 99,7 %. Путем электролитического рафинирования его чистоту можно довести до 99,99 % и более. Для полупроводниковой техники алюминий дополнительно очищают методом зонной плавки до чистоты 99,9999 %.

Присутствие в алюминии примеси существенно снижает его удельную электропроводность и изменяет механические свойства. При этом на электропроводность алюминия влияет не только концентрация примеси, но и ее природа. Присутствие в алюминии Ni, Si, Zn или Fe в количестве 0,5 % снижает удельную

электропроводность на 2 – 3 %, присутствие в том же количестве Си, Ag или Mg снижает ρ на 5 – 10 %. Особенно сильно снижают ρ алюминия такие примеси, как Ti, Mn и V.

Благодаря высокой пластичности, алюминий хорошо поддается прокатке и волочению, которые производят аналогично соответствующим операциям для меди. При холодном волочении и прокатке в результате наклепа получают **твердый алюминий (АТ)**, который имеет повышенные механическую прочность, твердость и удельное сопротивление. Механические параметры и удельное сопротивление наклепанного алюминия можно понизить путем рекристаллизационного отжига, проводимого при температуре 350 – 400 °С. После отжига получают **мягкий (отожженный) алюминий (АМ)**. Методом волочения или прокатки из алюминия так же, как из меди, получают проволоку (круглую диаметром от 0,08 до 10 мм, прямоугольную, сегментную или секторную) или пластины, ленту и фольгу (толщиной до 5 – 7 мкм).

Промышленность выпускает алюминиевую проволоку марок: АТП, АТ, АПТ и АМ – соответственно твердая повышенная прочности, твердая, полутвердая и мягкая. Основные свойства твердой и мягкой алюминиевой проволоки приведены в табл. 3.1. Удельная электропроводность ρ при 20 °С особо чистого алюминия (99,997 %), отожженного при 320 °С в течение 3 ч, равна 38 МСм/м, соответственно $\rho = 2,63 \cdot 10^{-8}$ Ом·м. Удельное сопротивление алюминия марки А5 при 20 °С равно $2,8 - 10^{-8}$ Ом·м.

Маркировка алюминия начинается с буквы А, затем идет цифра, указывающая содержание алюминия в сотых долях процента. Например, алюминий марки А97 содержит алюминия 99,97 %, остальное – контролируемая примесь. Алюминий различают трех классов: 1) особо чистый – марка А999 (А1 не менее 99,999 %); 2) химически чистый – марки А995, А99, А97, А95, содержащие А1 не менее 99,995, 99,99, 99,97, 99,95 %, соответственно; 3) технически чистый – марки А85, А8, А7, А6, А5, А0, А, АЕ, содержащие А1 не менее 99,85, 99,80, 99,70, 99,60, 99,50, 99,00, 99,00, 99,5 %, соответственно. Чем выше требуется чистота алюминия, тем сложнее технология его очистки и контроля и тем он дороже.

В электротехнике применяют алюминий марок А7Е, А6Е, А5Е, АЕ, где буква Е указывает на его электротехническое назначение, а примеси должны находиться в определенном соотношении и не превышать 0,5 %, при этом Си должно быть не более 0,015 %, Mn – не более 0,01 % и Mg – не более 0,02 %. Алюминий марки А97

применяют для изготовления фольги, электродов и корпусов электролитических конденсаторов и других изделий.

Алюминий – активный металл. Благодаря высокому сродству к кислороду, на воздухе он быстро покрывается тонкой (толщина порядка нм) и плотной пленкой оксида алюминия Al_2O_3 , которая защищает внутренние слои от дальнейшей коррозии. Пленка Al_2O_3 обладает высоким удельным сопротивлением ($\rho > 10^{14}$ Ом-м) и при напряжениях менее 1 В может служить естественной межвитковой изоляцией.

Недостатками такой изоляции являются ограниченная гибкость проволоки и заметная ее гигроскопичность. Оксидная изоляция получила наибольшее применение в производстве электролитических конденсаторов и микросхем. Оксидная пленка алюминия, имея высокое удельное сопротивление в месте контакта проводников, создает достаточно высокое переходное сопротивление. Это ее отрицательное качество. Кроме того, она затрудняет пайку алюминия обычными методами. Поэтому при пайке алюминия применяют специальные припои или разрушают оксидную пленку ультразвуком с помощью ультразвукового паяльника либо в месте контакта используют пластическое обжатие.

Алюминий достаточно эрозионностоек к действию электрических разрядов, а значит, его можно использовать в качестве электродов в приборах, где должно отсутствовать катодное распыление металла.

Алюминий по отношению к большинству металлов обладает отрицательным электродным (электрохимическим) потенциалом, который равен – 1,67 В (у меди +0,34 В). Поэтому алюминий, находясь в контакте со многими металлами, образует с ними гальваническую пару, в которой является анодом. Гальваническая пара в присутствии влаги способствует электрохимической коррозии алюминия. Следовательно, места соединения алюминия с медью, железом и рядом других металлов необходимо защищать от увлажнения – покрывать лаками и т.п.

Сплавы алюминия

Сплавы алюминия обладают более высокими значениями механической прочности σ_p , твердости НВ, износостойкости, нагревостойкости и удельного электросопротивления ρ , но меньшим значением относительного удлинения перед разрывом Θ , чем чистый алюминий (табл. 3.3).

Таблица 3.3

Состав и свойства некоторых алюминиевых сплавов (для сравнения приведены свойства чистого отожженного алюминия)[1]

Марка сплава и его химический состав	Предел прочности на разрыв, σ_r , МПа	Относительное удлинение перед разрывом Θ , %	Твердость, НВ	Удельное электро-сопротивление ρ , мкОм·м
Алюминий чистый отожженный	80-90	30-33	25	0,028
Литейные сплавы				
АЛ2 (Si 10 – 13 %, остальное Al)	150	2-4		–
АЛ4 (Si 8,0 – 10,5, Mg 0,17 – 0,3, Mn 0,2 – 0,5 %, остальное Al)	200-240	1,5-3	65	–
АЛ9 (Si 6,0 – 8,0, Mg 0,2 – 0,4 %, остальное Al)	140-170	1-2		
АЛ13 (Mg 4,5 – 5,5, Si 0,8 – 1,3, Mn 0,1 – 0,4 %, остальное Al)	150-180	0,5-1	–	0,071
АЛ21 (Cu 4,6-6,0, Mg 0,8 – 1,3, Mn 0,15-0,25%, остальное Al)	210-220	1,2-1,5		
Деформируемые сплавы, не упрочняемые термообработкой				
АМц (Mn 1,0 – 1,6 %, остальное Al):				
отожженный	130	23	–	–
нагартованный	170	10	–	–
АМг5 (Mg 4,8 – 5,8, Mn 0,5 – 0,8 %, остальное Al)	270	18	–	–
АД31 (Mg 0,4 – 0,9, Si 0,3 – 0,7 %, остальное Al) закаленный и искусственно состаренный	200	8	–	0,0325

Деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой				
Д16 (Cu 4,5, Mg 1,5, Mn 0,6 %, остальное Al): отожженный	230	20	50	–
закаленный после старения	500	20	110	–
наклепанный	600	1-2	130	–
В95 (Cu 1,4 – 2,0, MgS 1,8 – 2,8, Mn 0,2 – 0,6, Zn 5,0 – 7,0, Cr 0,1 – 0,25 %, остальное Al) закаленный и отпущенный	600	12	150	–
АК4-1 (Si 0,35, Mn 0,2, Zn 0,3, прочей примеси 0,15 %, остальное Al) закаленный и состаренный	440	10	120	–
Электротехнический сплав				
Альдрей (Mg 0,3 – 0,5, Si 0,4 – 0,7, Fe 0,2 – 0,3 %, остальное Al)	320-370	6-9		0,0322

Примечания. *1.* Буква *Д* – сплав деформируемый, *В* в начале марки – высокопрочный деформируемый сплав; *АЛ* – алюминиевый литейный сплав; *АК* – алюминиевый ковочный сплав. *2.* Сплавы *АЛ21* и *АК4-1* – жаропрочные.

Алюминиевые сплавы можно условно разделить на конструкционные и электротехнические. **Конструкционные сплавы** – на литейные сплавы и сплавы, деформируемые обработкой (деформируемые сплавы).

Литейные сплавы алюминия маркируют двумя буквами АЛ и цифрой, обозначающей порядковый номер сплава. Наиболее известные сплавы алюминия с кремнием (и с небольшими добавками Mg и Mn) называются **силуминами** (например, АЛ2, АЛ4, АЛ9). Для получения мелкозернистой структуры и улучшения механических свойств в силумины добавляют 0,05 – 0,08 % натрия. Такие сплавы называют **модифицированными**. К литейным алюминиевым сплавам относят сплавы следующих систем: Al–Si–Cu (например, АЛ3, АЛ5,

АЛ6), А1–Сu (например, АЛ7, АЛ 19, АЛ21), А1–Mg (например, АЛ8, АЛ27, АЛ 13). Эти сплавы обладают хорошими литейными свойствами, свариваемостью и удовлетворительными механическими свойствами (табл. 3.3) [1].

Деформируемые сплавы алюминия подразделяют на сплавы, не упрочняемые термической обработкой, и сплавы, упрочняемые термической обработкой. Сплавы, не упрочняемые термической обработкой, имеют высокую пластичность, поэтому изделия из них получают холодной штамповкой. Однако у них невысокая механическая прочность. К ним относятся сплавы алюминия с Mg и Mn в суммарном количестве до 6 %, например сплавы АМц, АМg2, АМg5, а также сплавы с небольшими добавками Mg и Si – сплавы АД31. Алюминиевые сплавы АД31 (Mg 0,6 % и Si 0,5 %), подвергнутые закалке и естественному старению, – сплавы АД31Т1, наряду с алюминием марки А5Е используют для изготовления электропроводящих шин. Механические свойства деформируемых сплавов алюминия приведены в табл. 3.3.

К алюминиевым деформируемым сплавам, упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы, известные как дюралюмины и авиаль.

Дюралюмины, часто называемые дуралюминами, это – сплавы системы А1–Сu–Mn. Марганец вводят для повышения коррозионной стойкости сплавов. Немецкий физик Альфред Вильм, живший в городе Дюрен, изучал свойства алюминиевого сплава, легированного медью, магнием и марганцем. Для повышения прочности сплав подвергали закалке, но опыты не давали желаемого результата. Помог случай. Однажды нерадивый лаборант не сделал вовремя измерений свойств образцов, просто забыв о них, и вернулся к измерениям только через неделю. Каково же было удивление ученых, когда они обнаружили значительное увеличение механической прочности забытых образцов! Теперь этот процесс называют старением. А найденный сплав получил название «дюралюмин» в честь родного города Вильма.

Наиболее важной примесью в дюралюмине является медь. При комнатной температуре медь обладает сравнительно малой растворимостью в алюминии, несмотря на сходство в кристаллическом строении этих металлов (одинаковый тип элементарной ячейки – ГЦК). Диаграмма состояния сплавов А1–Сu (рис. 3.1) относится к диаграммам состояния III типа, когда компоненты образуют твердый раствор с ограниченной растворимостью, уменьшающейся с понижением температуры. В

сплавах, имеющих диаграмму состояния такого типа, протекает вторичная кристаллизация, связанная с частичным распадом твердого раствора.

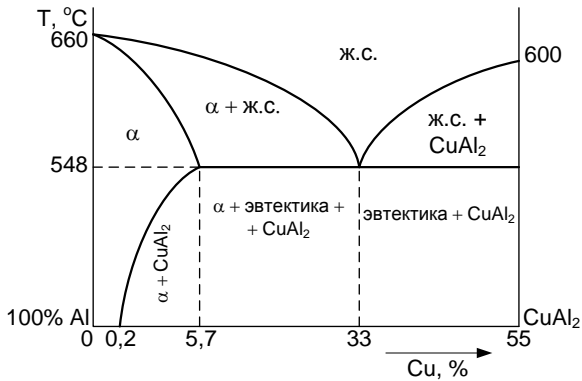


Рис. 3.1. Диаграмма состояния сплава Al–Cu

Из диаграммы состояния Al–Cu следует, что наибольшая растворимость меди в алюминии наблюдается при 548 °С, когда она составляет 5,7 %; при понижении температуры растворимость меди в алюминии уменьшается и при комнатной температуре составляет 0,5 %. Если сплавы с содержанием меди от 0,5 и до 5,7 % подвергнуть закалке с нагревом выше температур фазовых превращений, то сплав перейдет в однородный твердый раствор α . После закалки в сплаве будет протекать распад твердого раствора, сопровождающийся выделением избыточной фазы высокой степени дисперсности. Такой фазой в сплавах Al–Cu является твердое и хрупкое химическое соединение CuAl_2 .

Распад пересыщенного твердого раствора может протекать в течение длительного времени при вылеживании сплава при комнатной температуре (естественное старение) и более быстро при повышенной температуре (искусственное старение). В результате старения твердость и прочность сплава повышаются, а пластичность и вязкость снижаются [9].

Согласно теории старения, наиболее полно разработанной с помощью представлений Н.С. Курнакова, процесс старения в сплавах протекает в несколько стадий. Упрочнение сплавов, наблюдающееся в результате старения, соответствует периоду выделения избыточных фаз в высокодисперсном состоянии. Происходящие в структуре изменения можно наблюдать только с помощью электронного микроскопа. Обычно эта стадия процесса протекает у закаленных

сплавов при естественном старении. При этом твердость и прочность сплава повышаются.

При нагреве закаленных сплавов до сравнительно низких температур, разных для различных сплавов (искусственное старение), протекает вторая стадия, состоящая в укрупнении частиц выделившихся фаз. Этот процесс можно наблюдать с помощью оптического микроскопа. Появление в микроструктуре укрупненных выделений фаз-упрочнителей совпадает с новым изменением свойств – снижением прочности и твердости сплава и повышением его пластичности и вязкости. Старение наблюдается только у сплавов, которые имеют диаграмму состояния с ограниченной растворимостью, уменьшающейся с понижением температуры. Так как большое количество сплавов имеет диаграмму этого типа, то явление старения весьма распространено. На явлении старения основана термическая обработка многих цветных сплавов – алюминиевых, медных и др.

В сплавах Al–Cu этот процесс протекает следующим образом. При естественном старении в закаленном сплаве происходит образование зон (дисков) с повышенным содержанием меди. Толщина этих зон, называемых зонами Гинье – Престона, равна двум-трем атомным слоям. При температуре выше 250 °C образуется фаза CuAl_2 . Дальше происходит укрупнение выделений фазы CuAl_2 . Наибольшую твердость и прочность имеет сплав в первой стадии старения.

Технология термической обработки деталей из дюралюмина состоит из закалки, проводимой с целью получения пересыщенного твердого раствора, и естественного или искусственного старения. Для закалки детали обычно нагревают до 495 °C и охлаждают в холодной воде.

Закаленные детали подвергают естественному старению путем выдерживания их при комнатной температуре. После 4 – 7 суток вылеживания детали приобретают наиболее высокую прочность и твердость. Время, необходимое для распада твердого раствора, может быть сокращено до нескольких часов путем нагрева закаленного дюралюмина до 100 – 150 °C (искусственное старение), однако значения твердости и прочности при искусственном старении несколько ниже, чем при естественном. Несколько снижается и коррозионная устойчивость.

При маркировке дюралюминов буква Д обозначает «дюралюмин», а цифра – условный номер сплава. Дюралюмины получили широкое применение в различных отраслях

промышленности, особенно в авиастроении. Наиболее известны сплавы Д1, Д18. Они хорошо деформируются в горячем и холодном состоянии. Вследствие малой удельной плотности и высоких механических свойств после термической обработки сплавы используют в строительных конструкциях средней и повышенной прочности, для обшивки и изготовления некоторых элементов самолетов, для кузовов грузовых автомобилей и т.д. Наиболее высокую твердость и прочность после закалки и старения имеют дюралюмины марок Д16 и Д6. Дюралюмины марок ДЗП и Д18 являются сплавами с повышенной пластичностью.

Сплавы **авиаль (АВ)** менее прочны, чем дюралюмины, зато обладают большей пластичностью как в горячем, так и в холодном состоянии, хорошо свариваются и сопротивляются коррозии. Сплавы авиаль используют в легких конструкциях, где требуется их деформация при монтаже. Наиболее прочным алюминиевым деформируемым сплавом является сплав В95, содержащий добавку Zn (см. табл. 3.3). Однако он менее коррозионно стоек, чем дюралюмин, и непригоден для работы при температуре выше 150 °С, так как ухудшается его механическая прочность.

Жаропрочные алюминиевые сплавы могут быть как литейными (например, АЛ21), так и деформируемыми (например, АК4). Эти сплавы используют для изготовления деталей, работающих при температурах 250 – 350 °С. Повышенная жаропрочность достигается высоким содержанием Cu, а также Mn, Mg и Ti (см. табл. 3.3).

Электротехнические сплавы алюминия. Для изготовления холоднотянутой электротехнической проволоки используют алюминий марки АД1 и алюминиевые деформируемые сплавы марок АМц, АМг2, АМг5П, Д1П, Д16П, Д18 и В65, где А обозначает алюминий, Д – деформируемый сплав, Мц – марганец, Мг – магний, П – сплав холодной высадки (разновидность пластической деформации), В – высокопрочный деформируемый сплав, цифра – концентрацию легирующего химического элемента. Эти сплавы содержат алюминия не менее 99,30 %, а Fe, Si, Mn и Mg в количестве 0,2 – 0,7, 0,25 – 0,6, 0,2 – 1,0 и 0,2 – 4,8 % соответственно.

Химические элементы, образующие с алюминием твердые растворы, увеличивают механическую прочность, но снижают удельную электропроводность. Наиболее сильно снижают удельную электропроводность Сг, Li, Mg, Nb, Ti, V, Mn, поэтому их количество в электротехнических алюминиевых сплавах должно быть ограниченным. Железо также повышает механическую прочность сплавов, но при этом мало влияет на их удельную

электропроводность, так как не входит в твердый раствор, а присутствует в алюминии в виде дисперсных частиц.

3.3. Титан и его сплавы

Титан – легкий, тугоплавкий металл серого цвета с температурой плавления $T_{пл} = 1665$ °С. Из-за своих уникальных свойств элемент назван так в честь титанов – в греческой мифологии могучих детей Урана (Неба) и Геи (Земли). Это один из наиболее распространенных в природе элементов, он обладает высокими прочностью $\sigma_p = 250 - 600$ МПа и пластичностью $\Theta = 20$ %. При этом плотность его небольшая $\rho = 4,5$ г/см³, поэтому удельная прочность (отношение прочности к плотности) лучших титановых сплавов достигает 30 – 35 и более, что почти вдвое превышает удельную прочность легированных сталей. Это позволяет при изготовлении деталей из титана и его сплавов при равной прочности получать выигрыш по массе до 40 % по сравнению со сталью.

Титан имеет две аллотропические модификации α и β . Модификация α низкотемпературная, существует при нагреве до 882,5 °С, имеет гексагональную элементарную ячейку кристаллической решетки. При температуре 882,5 °С α переходит в β - модификацию, имеющую объемно-центрированную кубическую решетку. При переходе α -титана в β -титан объем металла несколько уменьшается, а электропроводность скачкообразно возрастает.

На механические свойства технически чистого титана сильное влияние оказывают примеси и структурное состояние. Примеси водорода, кремния, железа существенно уменьшают пластичность и ударную вязкость без заметного увеличения прочностных характеристик. Примеси кислорода, азота, углерода способствуют повышению твердости, прочности при одновременном уменьшении пластичности. Повышенное содержание этих элементов приводит к уменьшению коррозионной стойкости титана, ухудшению обрабатываемости.

Основной примесью технически чистого титана является кислород (до 0,5 %) при общем содержании примеси не более 1 %. Среди других примесей: железо (до 0,2 %), углерод (до 0,1 %), азот (до 0,05 %), водород (до 0,01 %) [2]. Титан обладает высокой коррозионной и химической стойкостью, которые обусловлены образованием прочной и плотной пленки оксида TiO_2 на поверхности в атмосферных условиях, эта пленка обеспечивает высокое сопротивление коррозии более чем в 130 агрессивных средах. Титан

устойчив к действию растворов щелочей и кислот, взаимодействует лишь с концентрированными кислотами – соляной, фосфорной, плавиковой и серной (при нагревании). Сильно действует на титан пероксид водорода. Химический состав и механические свойства титана представлены в табл. 3.4 [10].

Таблица 3.4
Состав, механические свойства и нормативы титана высокой чистоты [10]

Марка	Состав, % по массе, max					Свойства			Страна, стандарт
	Fe	C	N	O	H	σ_p , МПа	σ_c , МПа	θ , %	
Grade1	0,20	0,10	0,05	0,25	0,015	270-380	280	22	США, ASTM
Grade2	0,20	0,10	0,05	0,25	0,015	280-450	350	20	США, ASTM
Grade3	0,30	0,10	0,07	0,35	0,015	350-520	420	18	США, ASTM
Grade4	0,50	0,15	0,07	0,45	0,015	500-600	560	15	США, ASTM
BT1-00	0,12	0,05	0,04	0,10	0,018	270	300	30	Россия, ГОСТ
BT1-0	0,18	0,07	0,04	0,12	0,010	290	400	30	Россия, ГОСТ

К положительным качествам титана относятся хорошая обрабатываемость давлением, хладостойкость вплоть до абсолютного нуля температур. Высокая пластичность позволяет осуществлять листовую штамповку в холодном состоянии. Титан хорошо сваривается, удовлетворительно обрабатывается сверлением, фрезерованием.

К отрицательным качествам титана относятся низкая жаропрочность, интенсивное окисление при температурах выше 600 °С, высокая стоимость производства: титан значительно дороже железа, алюминия, меди. Кроме того, для титана характерны активное взаимодействие при высоких температурах, особенно в жидком состоянии, со всеми газами, составляющими атмосферу, в результате чего титан и его сплавы можно плавить лишь в вакууме или в среде инертных газов; плохие антифрикционные свойства, обусловленные налипанием титана на многие материалы; плохая обрабатываемость резанием, аналогичная обрабатываемости нержавеющей сталей аустенитного класса.

По использованию в качестве конструкционного материала титан находится на 4-м месте, уступая лишь Fe, Al и Mg. Промышленность выпускает лист, трубы, профиль, проволоку. Основная часть титана расходуется на нужды авиационной, ракетной техники и морского судостроения. Из титана изготавливают оборудование для хлорной промышленности, гребные винты и т.п. Титан (ферротитан) используют в качестве легирующей добавки к качественным сталям. Технический титан идет на изготовление емкостей, химических реакторов, трубопроводов, арматуры, насосов, клапанов и других изделий, работающих в агрессивных средах. Титановые теплообменники, работающие в азотной кислоте, имеют скорость коррозии, в 60 раз меньшую, чем аналогичные теплообменники из нержавеющей стали. Из компактного титана изготавливают сетки и другие детали электровакуумных приборов, работающих при высоких температурах. Биологическая безвредность титана делает его превосходным материалом для пищевой промышленности и восстановительной хирургии.

Сплавы титана

При введении легирующих элементов можно получать **сплавы титана**, обладающие высокой механической прочностью и жаропрочностью. Основными легирующими элементами являются Al, Sn, Mn, Cr, Mo, V. Легирующие элементы влияют на устойчивость аллотропических модификаций титана. В соответствии с влиянием легирующих элементов на аллотропические превращения титановые сплавы классифицируются по структуре следующим образом [2]:

- 1) α - титановые сплавы, структура которых состоит из α -фазы (например, сплавы BT5, BT5-1);
- 2) $\alpha+\beta$ - сплавы, в структуре которых присутствуют обе фазы (BT6, BT8, BT14, BT3-1, BT6);
- 3) β - сплавы, структура которых состоит из механически стабильной β -фазы (BT15).

К **деформируемым** сплавам титана относятся указанные выше сплавы групп α и $\alpha+\beta$. **Литейные** сплавы: BT5Л, BT6Л, BT14Л, BT3-1Л.

Сплавы титана обладают не только более высокой механической прочностью, но и большей коррозионной стойкостью, чем чистый титан. Из отечественных сплавов широко применяются двухфазные высокопрочные сплавы: BT6 (система Ni–Al–V); BT16 (система

Ti–Al–Mo–V). За рубежом используется сплав Ti–6Al–4V (см. табл. 3.5).

Таблица 3.5
Химический состав и свойства титановых сплавов [10]

Марка	Состав, %			Свойства			
	Al	V	Mo	Класс прочности	Пластичность	Обработка резанием	Коррозионная стойкость
BT6	6,8	5,3	–	высоко-прочные	хорошая	хорошая	хорошая
BT16	3,8	5,5	6,5				
Ti-6Al-4V	6,0	4,0	–				

Титановые сплавы можно подвергать, отжигу, закалке, старению и химико-термической обработке. Отжиг α – сплавов проводят при 800–850 °С, а $\alpha + \beta$ – сплавов – при 750 – 800 °С. Вакуумный отжиг позволяет уменьшить содержание водорода, что приводит к повышению ударной вязкости, уменьшению разрушений и растрескивания. Порошковые сплавы титана получают из порошков прессованием, они прочны, пластичны.

Сплавы титана широко применяют в авиационной и ракетной технике, в химической промышленности, цветной металлургии и других отраслях, где их использование определяется ценными антикоррозионными свойствами. Алюминиды титана являются очень стойкими к окислению и жаропрочными, что, в свою очередь, определило их использование в авиации и автомобилестроении в качестве конструкционных материалов. Из титановых сплавов изготавливают обшивку самолетов, морских судов, подводных лодок, корпусов ракет, двигателей, деталей турбин, компрессоров, гребные винты, баллоны для сжиженных газов, емкости для химических средств и много других изделий.

Нитинол представляет собой сплав с эффектом памяти формы (ЭПФ). Такие сплавы после пластической деформации восстанавливают свою первоначальную геометрическую форму в результате нагрева (эффект “памяти формы”) или непосредственно после снятия нагрузки (сверхупругость). Эффект памяти формы был первоначально обнаружен в 1930 году, но сам нитинол был создан лишь в 1962 году.

Сплавы с памятью формы имеют два различных типа кристаллической решетки в зависимости от того, выше или ниже их температура некоторой критической температуры трансформации. До критической температуры сплав является гибким и легко может

принимать любую форму. Это состояние называется мартенситной структурой, в которой атомы находятся в гибких решетках, что позволяет легко гнуть материал.

Механизмом, определяющим свойства “памяти формы”, является кристаллографическое обратимое термоупругое мартенситное превращение (эффект Курдюмова, сопровождаемый изменением объема), которое носит обратимый характер, обеспечивая память.

В сплавах с эффектом “памяти формы” при охлаждении происходит рост термоупругих кристаллов мартенсита, а при нагреве – их уменьшение или исчезновение. Эффект “памяти формы” наиболее ярко проявляется при низких температурах и в узком интервале температур, иногда порядка нескольких градусов.

Требуемая форма нитинола программируется путем отжига. Материал приводится в желаемую форму и нагревается до критической температуры, при этом атомы в его структуре оказываются закрепленными на своих предыдущих местах в виде жесткой композиции. После того как он остынет, ему можно придать любую форму, но при нагревании выше критической температуры он сразу же примет форму, запрограммированную при высокой температуре.

Когда металлическая пружина “вспоминает” свою форму, то она делает это с силой, которая может быть использована для выполнения практической работы. С помощью нитинола были созданы приводы небольшой мощности, использующие перепад температур. Солнечные батареи на некоторых спутниках приводятся в рабочее положение с помощью сплавов с памятью формы, активируемых теплом солнца.

Другие виды использования никель-титановых сплавов включают изготовление разного рода оправ. При случайной деформации оправ вы можете вернуть им первоначальную форму с использованием горячей воды.

Нитинол применяют как магнитный высокодемпфирующий материал во многих ответственных конструкциях. Из нитинола изготавливают антенны спутников Земли. Антенна скручивается в маленький бунт, а после запуска в космос восстанавливает свою первоначальную форму при нагреве до температуры выше 100 °С.

Нитинол широко используют в автоматических прерывателях тока, запоминающих устройствах, в деталях ЭВМ, в температурно-чувствительных датчиках.

Особое значение имеет использование нитинола в медицине для создания внутрикостных шпилек, штифтов, устройств коррекции

дефектов позвоночника и грудной клетки, для исправления положения зубов и др.

В настоящее время эти сплавы довольно дороги. Но так как их стоимость постоянно снижается, возможна масса потенциальных применений, например изготовление кузовов автомобилей, которые восстанавливаются после аварии путем нагревания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колесов С.Н., Колесов И.С. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учеб. для вузов. – М.: Высшая шк., 2004. – 519 с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Уэрт Ч., Томсон Р. Физика твердого тела: пер. с англ. М.: - Мир, 1969. - С. 437-503.
4. Электрорадиоматериалы / под ред. Б.М.Тареева. - М.: Высшая школа, 1978. - 336 с.
5. Материалы микроэлектронной техники /под ред. В.М. Андреева. – М.: Радио и связь, 1989. - 350 с.
6. Богородицкий Н.П., Пасынков В.В., Тареев Б.М. Электротехнические материалы. - Л.: Энергоатомиздат, 1985. - 304 с.
7. Вихров С.П., Холомина Т.А., Бегун П.И., Афонин П.Н. Биомедицинское материаловедение: учеб. пособие для вузов. - М.: Горячая линия – Телеком, 2006. - 384 с.
8. Технология металлов и конструкционных материалов / Б.А. Кузьмин, Ю.Е. Абраменко, В.К. Ефремов и др.; под ред. Б.А. Кузьмина. - М.: Машиностроение, 1981. - 351 с.
9. Мозберг Р.К. Материаловедение. - М.: Высшая школа, 1991. - 448 с.
10. Медицинские и биоматериалы /П.А. Арсеньев, Н.В. Комиссаренко, Е.Ю. Макарычева и др. /под ред. М.С.Старостиной. – М.: Изд-во МЭИ, 1999. - 72 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	3
1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О СВОЙСТВАХ И СТРОЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	4
1.1. Классификация металлов и сплавов.....	4
1.2. Механические свойства.....	5
1.3. Химические свойства.....	9
1.4. Электро– и теплопроводность металлов и сплавов.....	10
1.5. Магнитные свойства.....	14
1.6. Строение и кристаллизация металлов и сплавов.....	24
1.7. Основные типы сплавов.....	31
1.8. Диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов.....	34
2. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И УГЛЕРОДА.....	44
2.1. Основные свойства железа.....	44
2.2. Диаграмма состояния сплава железо – цементит ($\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$).....	46
2.3. Термическая и химико–термическая обработка стали.....	49
2.4. Влияние примесей на свойства сталей.....	57
2.5. Классификация и маркировка сталей.....	59
2.6. Классификация, свойства и маркировка чугунов.....	65
3. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ.....	74
3.1. Медь и ее сплавы.....	74
3.2. Алюминий и его сплавы.....	80
3.3. Титан и его сплавы.....	89
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	94

В и х р о в Сергей Павлович
Х о л о м и н а Татьяна Андреевна

Металлы и сплавы: свойства и применение

Редакторы Н.А. Орлова, Н.Е. Цветкова
Корректор С.В. Макушина

Подписано в печать 20.05.13. Формат бумаги 60X84 1/16.

Бумага газетная. Печать трафаретная. Усл. печ. л. 6,0.

Тираж 120 экз. Заказ

Рязанский государственный радиотехнический университет.
390005, Рязань, ул. Гагарина, 59/1.
Редакционно-издательский центр РГРТУ.