

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Мальцева Л. А., Гроховский В. И., Мальцева Т. В.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Екатеринбург
УрФУ
2014

УДК 669.017 (075.8)

ББК 30.2 я 33

M21

Рецензенты:

кафедра «Технология металлов» Уральского государственного лесотехнического университета (зав. кафедрой, проф., д-р техн. наук Б. А. Потехин);

проф., д-р техн. наук Б. Н. Гузанов (Российский государственный профессионально-педагогический университет)

Научный редактор – проф., д-р техн. наук В. Р. Бараз

Мальцева, Л. А.

M21 Материаловедение : учебное пособие / Л. А. Мальцева, В. И. Гроховский, Т. В. Мальцева. – Екатеринбург : УрФУ, 2014. –200 с.

ISBN 978-5-321-02423-2

Учебное пособие предназначено для бакалавров, обучающихся по направлениям технического профиля, изучающих курсы «Материаловедение» и «Металловедение». В пособии рассмотрены закономерности формирования структуры при затвердевании, пластической деформации и термической обработке, как черных, так и цветных металлов; показана взаимосвязь структуры со свойствами металлов и сплавов. Уделено внимание не только теории, но и приведены методические указания для выполнения лабораторных работ, проводимых при изучении данных курсов. Теоретическая часть основных разделов курса поможет студентам понять и объяснить полученные при выполнении лабораторных работ закономерности и механизмы формирования структуры и свойств металлов и сплавов при различных термических и механических воздействиях.

Библиогр.: 12 назв. Табл. 10. Рис. 62. Прил. 1.

УДК 669.017 (075.8)

ББК 30.2 я 33

ISBN 978-5-321-02423-2

© Уральский федеральный университет, 2014

© Мальцева Л. А., Гроховский В. И. Мальцева Т. В., 2014

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ГЦК – гранцентрированная кубическая решетка;
ОЦК – объемно–центрированная кубическая решетка;
ГПУ – гексагональная плотноупакованная решетка;
ГП – гексагональная простая решетка;
КСУ, МДж/м² – ударная вязкость;
 δ , % – относительное сужение;
 ψ , % – относительное удлинение;
 $\sigma_{в}$, МПа – временное сопротивление разрыву;
 $\sigma_{0,2}$, МПа – предел текучести;
 $\sigma_{упр}$, МПа – предел упругости;
НВ – твердость по Бринеллю;
НРС – твердость по Роквеллу;
Ф, α – феррит;
Ц, Fe₃C – цементит;
П, (α +Fe₃C) – перлит;
Б – бейнит;
М – мартенсит;
А, γ – аустенит;
E, МПа – модуль упругости;
ФКС – ферритокарбидная смесь;
M_н – температура начала мартенситного превращения;
M_к – температура окончания мартенситного превращения;
T_{зак} – температура закалки;
Зона ГП – зона Генье–Престона;
ОМ – оптический микроскоп.

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение – наука о материалах, их строении и свойствах. По применению в технике металлы и их сплавы являются самым обширным и универсальным классом материалов.

В курсе “Материаловедение” изучается зависимость между составом, строением и свойствами металлов и сплавов, а также закономерности их изменения под действием внешних факторов: тепловых, химических, механических, электромагнитных и радиационных.

Как любая наука материаловедение представляет собой совокупность знаний, охватывающих разделы химии, физики, кристаллографии, физической химии, а также знания, полученные на практике. Вместе с тем в *материаловедении* есть свой объект изучения – это *структура* на самых разных масштабных уровнях. Все основные физико–химические свойства металлов и сплавов определяются их атомно–кристаллическим строением и местом металлов в периодической системе элементов, и именно поэтому наука о металлах начинается с изучения кристаллического строения металлов.

При написании учебного пособия использованы следующие учебники [2–8; 10] и учебные пособия [1; 9], в которых более полно рассматриваются соответствующие разделы курса.

1. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

1.1. Плавление металлов и строение расплава

Металлы, как и любые другие вещества, могут находиться в различных агрегатных состояниях – твердом, жидком и газообразном.

В твердом состоянии в металле существует так называемый *дальний порядок* в расположении атомов. Это означает, что периодическое расположение атомов по узлам кристаллической решетки, характерное для кристаллического строения, повторяется без изменений на большие расстояния, распространяясь практически на весь объем кристалла.

При подводе теплоты к металлическому кристаллу возрастает энергия колебательного движения атомов и повышается концентрация вакансий и межузельных атомов. При определенной

температуре исчезает кристаллическая решетка. Некоторое время подводимая теплота затрачивается на разрыв металлических связей в кристалле и температура не повышается: на кривых, построенных в координатах температура – время при нагреве появляется площадка при T_0 (рис.1). При температуре T_0 сосуществуют две фазы: жидкая (Ж) и твердая (ТВ). Для жидкого металла следует говорить о наличии *ближнего порядка*, понимая под этим сохранение упорядоченного расположения частиц лишь в ограниченных микрообъемах, соизмеримых с межатомным расстоянием. Такие упорядоченные группировки называют *кластерами*, причем расположение частиц в них примерно повторяет характер размещения в твердом металле.

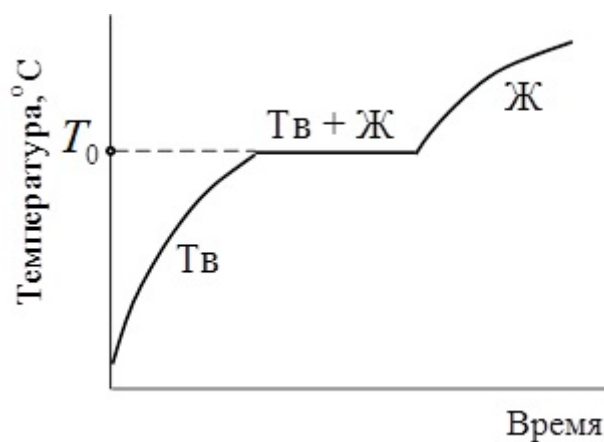


Рис. 1. Кривая нагревания чистого металла

Кластеры являются неустойчивыми образованиями, они постоянно возникают, распадаются и непрерывно мигрируют. Время жизни этих группировок исчисляется долями секунды. Чем ниже температура жидкого металла и чем ближе она к температуре затвердевания, тем выше вероятность образования и больше время существования этих микроучастков. На их основе образуются зародыши твердого металла при кристаллизации.

Однако реальный расплавленный металл не является гомогенным. В нем в виде тончайшей взвеси находятся высокодисперсные частицы тугоплавких частиц – оксидов, карбидов, нитридов и др., перешедших в расплав из шихты или образовавшихся при взаимодействии расплава со стенками тигля (или футеровкой печи) и с окружающей атмосферой. Эти дисперсные частицы оказывают сильнейшее влияние на формирование структуры отливок при кристаллизации.

Таким образом, для чистых металлов существует определенная температура кристаллизации (или плавления при нагреве), которая характеризует границу между твердым и жидким состояниями. Эта температура является константой данного вещества (рис. 2). В действительности всегда наблюдается ситуация, когда жидкая фаза оказывается охлажденной ниже равновесной температуры кристаллизации, причем тем заметнее, чем выше скорость охлаждения. Разность между равновесной температурой T_0 и фактической температурой начала процесса кристаллизации T_ϕ называется *степенью переохлаждения* ΔT ($\Delta T = T_0 - T_\phi$).

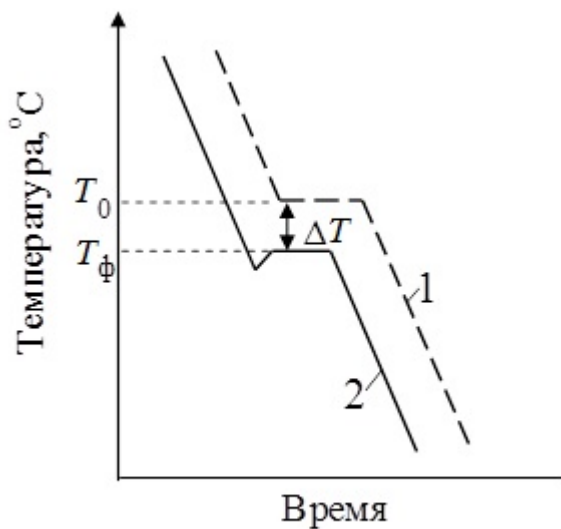


Рис. 2. Термические кривые охлаждения при кристаллизации металла в условиях равновесия (1) и переохлаждения (2)

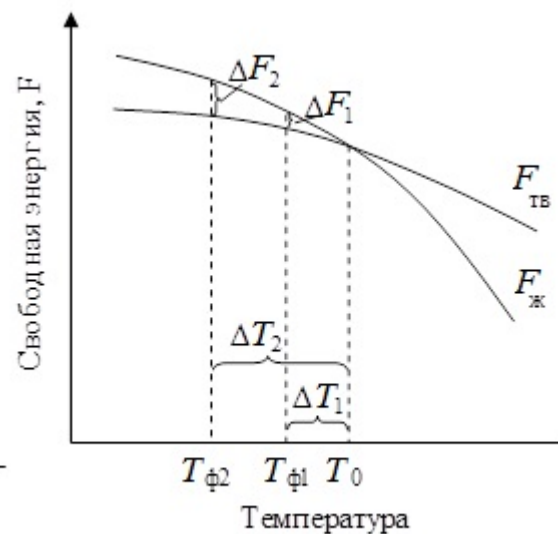


Рис. 3. Влияние температуры на изменение свободной энергии металла в жидком и твердом состояниях

С позиций термодинамики самопроизвольное развитие необратимых процессов всегда направлено на достижение равновесного состояния, которому отвечает *минимум свободной энергии*. Движущей силой всех фазовых превращений является термодинамический стимул – разность свободных энергий конечного (устойчивого) и исходного (неравновесного) состояний ΔF^1 и

¹ В металловедении в качестве показателя свободной энергии термодинамической системы часто используется функция F (свободная энергия Гельмгольца).

В случае превращений, протекающих в условиях постоянства температуры T и давления P , описание реакций дается с помощью термодинамического потенциала G (или свободной энергии Гиббса). Численное соотношение между свободными энергиями F и G характеризуется выражением $G = F + P \cdot V$. Считается, что в конденсированных системах (к которым относятся и твердые тела) при постоянном давлении превращения идут с очень малым изменением объема. В этих условиях различие между изменениями свободных энергий Гиббса G и Гельмгольца F становится незначительным и можно принять $\Delta G \approx \Delta F$.

поэтому превращение идет, пока $\Delta F \neq 0$. Применительно к процессу затвердевания схематическое изменение свободной энергии жидкого и твердого металлов от температуры можно изобразить кривыми, представленными на рис. 3. Температура, отвечающая пересечению этих кривых, является равновесной температурой кристаллизации T_0 . При температуре выше T_0 свободная энергия жидкого металла ниже, чем свободная энергия твердой фазы, т.е. термодинамически устойчивым является жидкое состояние, имеющее меньшую свободную энергию. И наоборот, при температурах ниже T_0 свободная энергия твердой фазы оказывается ниже свободной энергии жидкого металла, следовательно, равновесным оказывается твердое состояние. Фактическая температура кристаллизации T_{ϕ} может быть различной и зависит от скорости охлаждения. Чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура начала кристаллизации ($T_{\phi 1}$ или $T_{\phi 2}$) и тем, следовательно, больше степень переохлаждения металла ($\Delta T_2 > \Delta T_1$).

Процесс кристаллизации всегда осуществляется путем локального образования в жидкости центров кристаллизации и линейной скорости их роста. Поэтому основными параметрами процесса кристаллизации являются число возникающих зародышей (n) (число зародышей, возникающих в единице объема за единицу времени) и линейная скорость их роста (c) (расстояние, на которое перемещается грань кристалла на единицу длины в единицу времени). Однако далеко не все возникающие в жидкости кристаллы способны к дальнейшему росту, т.е. способны являться центрами кристаллизации. Для того чтобы образовавшиеся частицы твердого металла служили зародышевыми центрами и росли, они должны быть по своим размерам не меньше определенной величины, которая называется *критическим зародышем*, или *зародышем критического размера* $r_{кр}$.

Размер $r_{кр}$ можно определить из баланса свободной энергии при образовании зародыша твердой фазы. В упрощенном случае, приняв, что зародыш имеет форму сферы радиусом r , можно выразить изменение свободной энергии как сумму двух слагаемых. Одно из них отражает объемную энергию $4/3\pi r^3(-\Delta f)$, другое – поверхностную $4\pi r^2\gamma$. Тогда изменение свободной энергии ΔF можно представить в виде:

$$\Delta F = -4/3\pi r^3\Delta f + 4\pi r^2\gamma,$$

где Δf – удельная разность термодинамических потенциалов при переходе из жидкости в кристаллическое состояние; γ – удельное поверхностное натяжение на границе раздела кристалл/жидкость. Из уравнения следует, что зависимость изменения свободной энергии от размера зародыша имеет максимум (см. рис. 4, *a*) при значении $r_{кр}$. Рост кристаллов размерами больше критического должен сопровождаться уменьшением свободной энергии и, следовательно, рост только таких зародышей является термодинамически оправданным. Если же в жидком расплаве образуются кристаллики меньших размеров, чем $r_{кр}$, то они будут в основной своей массе не расти, а растворяться. Величина $r_{кр}$ зависит от степени переохлаждения жидкого металла и уменьшается с увеличением последней (см. рис. 4, *б*). Размер критического зародыша можно определить из соотношения:

$$r_{кр} = 2\gamma/\Delta f.$$

Соотношение числа центров кристаллизации (n) и скорости их роста (c) определяет размер зерна в застывшем металле, а следовательно, в значительной степени его свойства. Чем мельче зерно металла после кристаллизации, тем выше пластичность и вязкость металла. Поэтому, изменяя число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов, можно в известных пределах регулировать величину зерна. Чем больше число зародышевых центров и чем меньше линейная скорость их роста, тем больше возникает зерен и, следовательно, меньшим оказывается их размер. С увеличением степени переохлаждения растут оба параметра кристаллизации, однако число зародышевых центров растет более интенсивно, чем линейная скорость роста (см. рис. 5). Таким образом, увеличение степени переохлаждения способствует измельчению зерна. При достижении таких степеней переохлаждения, когда число центров еще продолжает возрастать, а линейная скорость роста уже начинает снижаться, происходит наиболее интенсивное измельчение зерна.

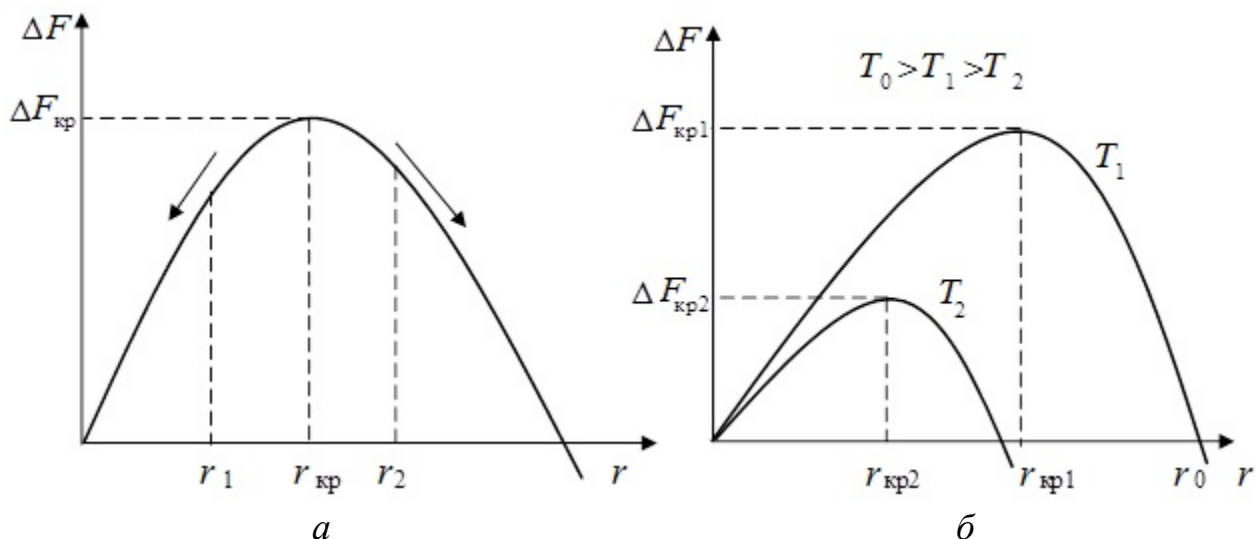


Рис. 4. Изменение свободной энергии при кристаллизации в зависимости от: *a* – радиуса частицы твердой фазы; *б* – температуры переохлаждения

Помимо степени переохлаждения, а также природы металла число зародышевых центров кристаллизации зависит от целого ряда других факторов. Известно, что перемешивание застывающего металла, встряхивание, разливка металла под давлением – все эти факторы значительно ускоряют процесс кристаллизации и способствуют получению мелкого зерна.

Образование зародышей при кристаллизации может происходить как *самопроизвольным* (гомогенным), так и *несамопроизвольным* (гетерогенным) путем. Самопроизвольная кристаллизация сводится к тому, что по мере понижения температуры жидкости в ней становится возможна самопроизвольная перегруппировка атомов, соответствующая строению кристаллической решетки, т. е. образование зародышей. В этом случае образование зародышей одинаково вероятно в любой точке жидкого металла, но в практике самопроизвольной кристаллизации невелика.

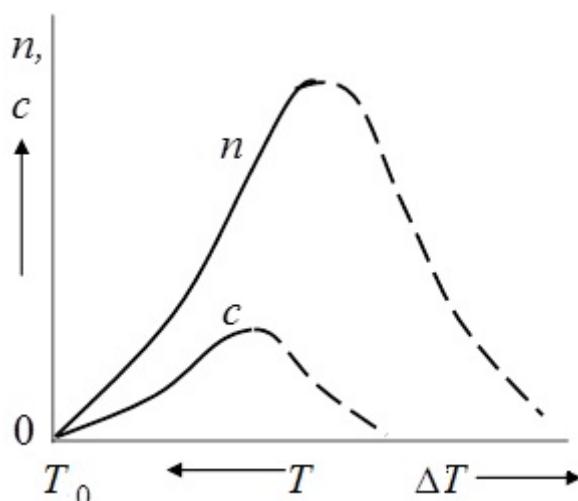


Рис. 5. Влияние степени переохлаждения ΔT на параметры кристаллизации n и c

При несамопроизвольной кристаллизации зародыши возникают в определенных местах, именно на готовых поверхностях раздела, которыми могут быть стенки изложницы, различные неметаллические включения. При кристаллизации чистых металлов роль несамопроизвольной кристаллизации чрезвычайно велика, ибо практически в любом, даже очень чистом металле, всегда имеются посторонние частицы, которые могут служить местами зарождения центров кристаллизации. Облегчение зародышеобразования в присутствии поверхности твердой фазы происходит в тех случаях, когда поверхностная энергия на границе возникающего кристалла и твердой фазы – подложки меньше, чем на границе кристалл – расплав. Поверхностная энергия на границе кристалл – подложка мала в том случае, когда расположение атомов на поверхности подложки близко к расположению атомов на соприкасающейся поверхности кристалла. Поэтому размер зерна после затвердевания чистых металлов зависит от температуры нагрева жидкого металла. Чем выше температура нагрева жидкого металла, т.е. чем выше перегрев, тем крупнее получаются зерна после кристаллизации. Это объясняется тем, что при повышении температуры происходит растворение и дезактивация активной подложки для образования зародышей несамопроизвольным путем.

Подстуживание перегретого металла в жидком состоянии оказывает обратное действие. Если сильно перегретый металл охладить до более низких температур и выдержать некоторое время, то в процессе охлаждения и особенно выдержки возможно более или менее полное выделение ранее растворившихся примесей, которые

вновь становятся активными подложками для образования зародышей и устраняют действие предварительного перегрева. Чем ближе температура подстуживания к температуре кристаллизации и чем больше выдержка, тем слабее влияние перегрева и тем мельче зерно.

Для усиления роли несамопроизвольной кристаллизации, т. е. для получения мелкого зерна, применяют *модифицирование*. При модифицировании в расплавленный металл добавляют в небольшом количестве определенные вещества, которые, не изменяя практически химического состава, облегчают образование зародышевых центров на всей поверхности. Эти вещества – модификаторы, должны иметь более высокую температуру плавления, чем кристаллизующийся металл, и подобную кристаллическую решетку. Только в этом случае поверхностное натяжение между модификатором и зародышем будет меньше, чем между зародышем и жидкой фазой, и, следовательно, зародыш будет образовываться на этой подложке.

В некоторых случаях роль модификатора может быть выражена неявно. Например, при модифицировании алюминия лигатурой титана последний растворяется в алюминии, а затем кристаллизуется первым в виде мельчайших частичек соединения Al_3Ti , которые обеспечивают возможность образования большого числа мелких зерен алюминия.

Кроме того, число зародышей можно увеличить, если ввести в расплав некоторое количество растворимой поверхностно–активной примеси. Атомы такой примеси, адсорбируясь на поверхности возникших зародышей, уменьшают поверхностную энергию зародышей, в результате чего устойчивыми становятся зародыши меньших размеров по сравнению со случаем, когда примеси отсутствуют. Число зародышей возрастает, зерно в затвердевшем металле измельчается.

Каким бы путем не возникали зародыши в жидком металле, форма растущих кристаллов определяется способом (условиями) его охлаждения. Различают *столбчатую (дендритную)* форму зерен и *глобулярную (равноосную)*.

Столбчатые зерна возникают при наличии *градиента температур* по сечению застывающего металла в условиях повышенных скоростей охлаждения. Росту столбчатых кристаллов способствует уменьшение количества несамопроизвольно возникших зародышей. Поэтому такие факторы, как повышение скорости

охлаждения, увеличение степени перегрева жидкого металла, способствуют образованию более сильно развитых столбчатых кристаллов. Если перегретый металл залить в толстостенную металлическую изложницу, то возникающие у стенок зародыши начнут вращаться в жидкую фазу в сторону, противоположную отводу тепла, образуя столбчатые кристаллы (см. рис. 6, а).

Глобулярные кристаллы возникают в условиях *равномерного охлаждения* застывающего металла по объему, когда градиент температур мал. Это достигается охлаждением в песочной или в земляной форме, когда возникшие зародыши будут расти во все стороны с одинаковой скоростью (т. к. теплопроводность близка к нулю), образуя равноосные или глобулярные зерна (см. рис. 6, б, в). В тех случаях, когда степень перегрева жидкого металла относительно равновесной температуры плавления была невелика, а скорость охлаждения мала (отливка в песочную форму), образуется мелкозернистая равноосная структура слитка. Это связано с большим количеством активных примесей, сохраняющихся в неперегретом расплаве, и интенсивным протеканием несамопроизвольной кристаллизации.

Если же степень перегрева жидкого металла относительно равновесной температуры плавления невелика, а металл был отлит в металлическую изложницу, то образуется смешанная структура (рис. 6, г). За счет высокого градиента температур у стенок металлической изложницы происходит образование столбчатых зерен, которые не успевают занять все сечение слитка. В центре слитка, в связи с большим количеством активных примесей, сохранившихся в неперегретом расплаве, почти в то же время начинают возникать зародышевые центры, растущие из-за практического отсутствия перепада температур с примерно одинаковой скоростью во все стороны. Все вышесказанное и приводит к образованию смешанной структуры. При значительном перегреве жидкого металла выше равновесной температуры плавления большая часть примесных частиц, находящихся в расплаве, растворяются или дезактивируются, т. е. теряют способность служить в качестве подложки для центров несамопроизвольного зарождения. Вследствие этого число зародышевых центров при кристаллизации сильно перегретого расплава окажется небольшим. Это вызовет получение крупнозернистой структуры слитка (возможно как столбчатой, так и равноосной).

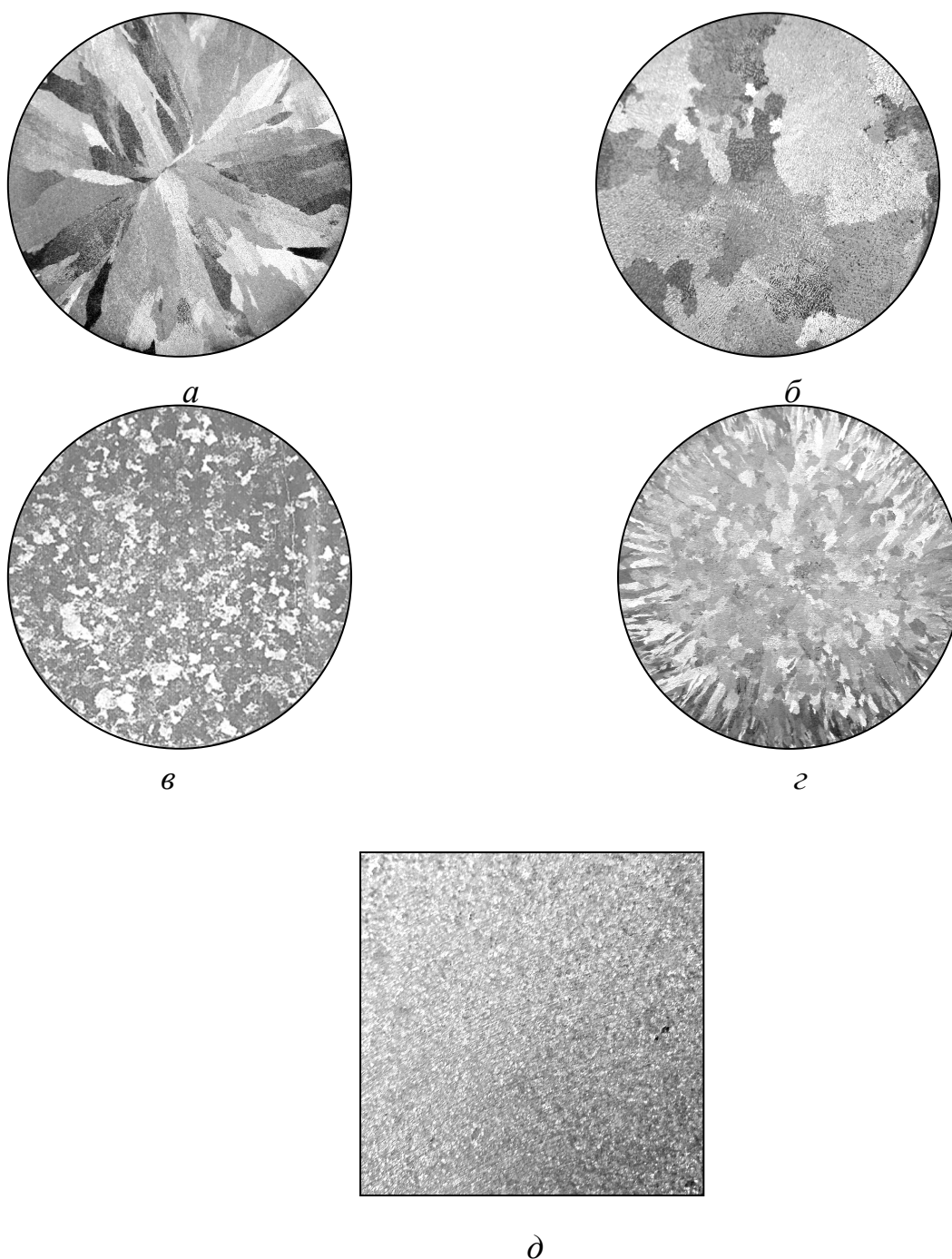


Рис. 6. Влияние температуры нагрева и скорости охлаждения при кристаллизации на макроструктуру алюминия: *а, б, д* – температура нагрева металла значительно выше температуры плавления ($T_{\text{н}} \gg T_{\text{пл}}$); *а* – охлаждение в металлической изложнице, *б* – охлаждение в песке; *д* – дополнительное модифицирование и охлаждение в песке; *в, з* – температура нагрева немного выше температуры плавления ($T_{\text{н}} > T_{\text{пл}}$); *в* – охлаждение в песке; *з* – охлаждение в металлической изложнице

Устранить получение крупнозернистой структуры в слитке из перегретого расплава можно введением в жидкий металл специальных добавок – модификаторов. Увеличивая число зародышевых центров, модификатор усиливает развитие

несамопроизвольной кристаллизации и тем самым способствует измельчению зерна (см. рис. 6, д).

Таким образом, размер зерен литого металла зависит от температуры жидкого металла (степени перегрева) и степени его переохлаждения при кристаллизации, а их форма – от способа охлаждения.

2. ДЕФОРМАЦИЯ

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием внешних усилий. Деформации подразделяют на упругие и пластические. Упругие деформации исчезают, а пластические остаются после окончания действия приложенных сил. В основе упругих деформаций лежат обратимые смещения атомов металлов от положений равновесия, в основе пластических – необратимые перемещения атомов на значительные расстояния от исходных положений равновесия.

2.1. Упругая деформация

Под воздействием приложенных к телу внешних сил (нагрузок) происходит *деформация* – изменение формы и размеров тела, при этом в теле возникают внутренние силы, оказывающие сопротивление деформации. Мерой этих внутренних сил является *напряжение* – внутренняя сила, приходящаяся на единицу площади данного сечения тела.

Единица механического напряжения – *паскаль* ($1 \text{ Па} = 1 \text{ Н/м}^2$). Так как паскаль – это очень малое напряжение, то для измерения реальных напряжений в изделиях используют единицы, кратные паскалю: *мегапаскаль* ($1 \text{ МПа} = 10^6 \text{ Па}$) и *гигапаскаль* ($1 \text{ ГПа} = 10^9 \text{ Па}$).

Силу, действующую на единицу площади выбранного сечения, можно разложить на составляющую, нормальную к сечению, и составляющую, лежащую в плоскости этого сечения. Соответственно различают *нормальные* (σ) и *касательные* (τ) напряжения.

При приложении к твердому телу механической нагрузки вначале всегда происходит *упругая деформация*, под которой понимают обратимые изменения формы и размеров, исчезающие после снятия нагрузки. Согласно *закону Гука* упругая деформация линейно связана с напряжением. Для продольного растяжения или сжатия стержня закон Гука имеет следующий вид:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

где E – *модуль Юнга* (модуль нормальной упругости).

Упругая деформация на атомном уровне проявляется в обратимом изменении расстояния между соседними атомами под действием приложенной к телу нагрузки.

2.2. Механизм пластического деформирования

Пластическая деформация в кристалле осуществляется путем сдвига одной его части относительно другой. Сдвиг вызывают касательные напряжения, когда их значение превышает критическое τ .

Имеется две разновидности сдвига: *скольжение* и *двойникование*. При скольжении одна часть кристалла смещается параллельно другой части вдоль плоскости, называемой плоскостью скольжения или сдвига (см. рис. 7, а). Двойникование представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, зеркально симметричное к его недеформированной части (см. рис. 7, б). Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования. При двойниковании атомные плоскости кристалла сдвигаются параллельно плоскости двойникования на разные расстояния. Часть кристалла, в которой в результате двойникования произошла переориентация кристаллической решетки, называют *двойником деформации*. По сравнению со скольжением двойникование имеет второстепенное значение. Роль двойникования возрастает, когда скольжение затруднено. В металлах с ОЦК и ГЦК решетками двойникование наблюдается лишь при низких температурах или высоких скоростях деформирования. При нормальных условиях в металлах с ГП решеткой деформация развивается как двойникованием, так и скольжением. Механизм двойникования сложен и в дальнейшем не рассматривается.

Скольжение развивается по плоскостям и направлениям, в которых плотность атомов максимальна (см. рис. 7). Плоскость скольжения вместе с направлениями скольжения, принадлежащими этой плоскости, образует *систему скольжения*. Число систем скольжения неодинаково в металлах с разным типом решеток. У металлов с ГЦК решеткой (Cu, Al, Ni и др.) скольжение идет по плоскостям $\{111\}$ в направлениях $\langle 110 \rangle$. Четыре плоскости скольжения и три направления скольжения в каждой из них образуют 12 эквивалентных систем скольжения. Процесс скольжения не следует, однако, представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой. Такой жесткий или

синхронный сдвиг потребовал бы напряжений в сотни или даже тысячи раз превышающих те, при которых в действительности протекает процесс деформации. Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций (линейных дефектов кристаллического строения).

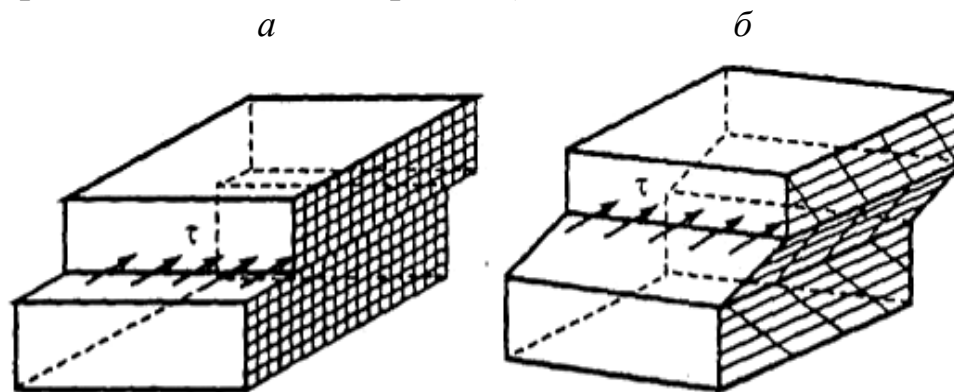


Рис. 7. Схемы пластической деформации скольжения – *a* и двойникования – *б*

Под действием внешних сил атомы экстраплоскости *A* (полуплоскости) получают некоторое перемещение на расстояние, не превышающее межатомное (см. рис.8, *a*). Вследствие этого смещенная экстраплоскость будет упруго взаимодействовать с атомами нижней части соседней полной плоскости *BC* (см. рис.8, *б*). При этом разорвется межатомная связь на участке *B–C*. В результате возникает новая полная плоскость *AC* (см. рис.8, *в*), а функции полуплоскости передаются верхнему ряду атомов соседней, бывшей полной плоскости *BC*. Тем самым краевая дислокация перемещается на одно межатомное расстояние. На следующем этапе (в условиях непрерывного воздействия внешней нагрузки) будут разрываться связи *DE* и т. д. Также смещаются атомы не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости.

Многократное перемещение дислокации через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межплоскостное расстояние (см. рис. 8, *г*), при этом справа на поверхности кристалла образуется ступенька. Экстраплоскость как бы перейдет на поверхность верхней части кристалла, выдвинутой на один период решетки над нижней частью. Дислокации могут двигаться по плоскости скольжения в кристаллической решетке при очень малых напряжениях сдвига. Подтверждением этого служат небольшие напряжения, при которых происходит пластическая деформация у монокристаллов чистых металлов. Следует иметь в

виду, что перемещение дислокаций, образовавшихся в процессе кристаллизации, ограничено. Большие деформации возможны только вследствие того, что движение этих дислокаций вызывает появление или размножение большого количества новых дислокаций в процессе пластической деформации.

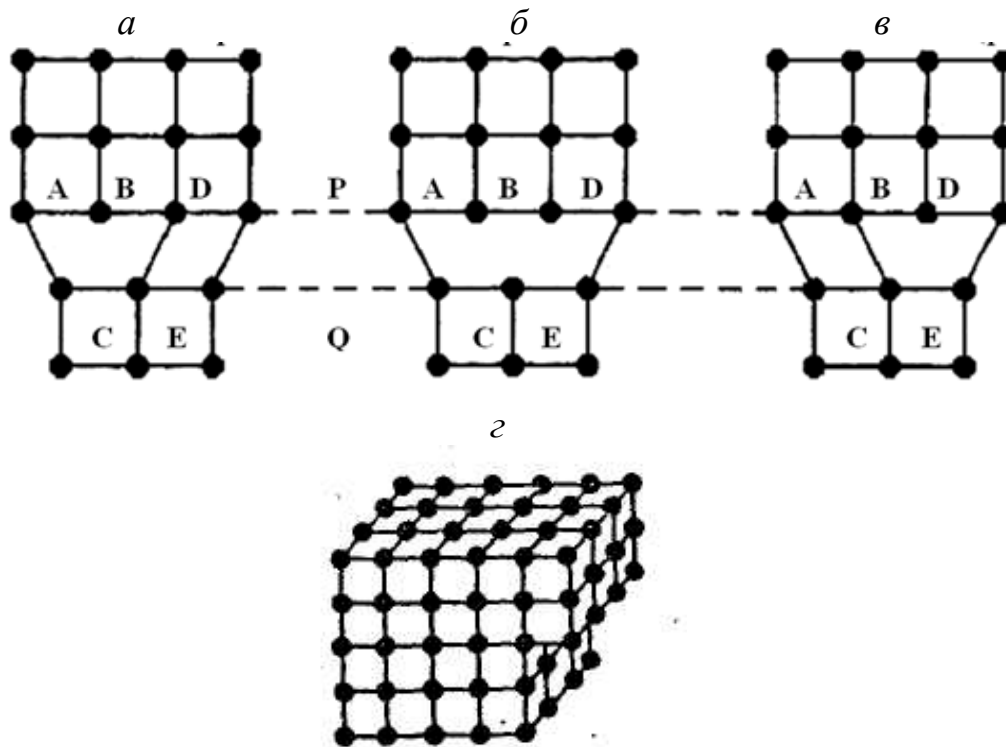


Рис. 8. Последовательность разрыва и восстановления межатомных связей при движении краевой дислокации: *а, б, в* – схема движения дислокации; *г* – выход дислокации на поверхность и появление сдвига

Рассмотрим механизм размножения дислокаций в процессе пластической деформации. Пусть дислокация, расположенная в плоскости скольжения (плоскость рисунка), закреплена в точках *A* и *B* (см. рис. 9, I). Такое закрепление может быть при пересечении данной дислокации с другими дислокациями, чужеродными атомами и т. д. Под действием возрастающего напряжения τ дислокация непрерывно выгибается, пока не примет форму полусферы (см. рис. 9, II). В этот момент напряжение τ имеет наибольшее значение. Дальнейшее распространение дислокации происходит самопроизвольно путем образования двух спиралей. В точке *G* спирали смыкаются (см. рис. 9, IV), что приводит к образованию внешней замкнутой петли дислокации и нового участка дислокаций, занимающего исходную позицию *A* и *B* (см. рис. 9, V). Внешняя замкнутая дислокационная петля разрастается до внешней поверхности кристалла (зерна, блока), что приводит к элементарному сдвигу.

Новая дислокация $A-B$ под действием напряжения τ начинает снова выгибаться, как описано выше. Если продолжает действовать напряжение τ , то из одного источника могут образоваться сотни дислокаций. Образование их может прекратиться лишь в том случае, когда на пути развивающейся петли дислокаций встретятся препятствия – новые системы дислокаций, частицы избыточных фаз и т. д.

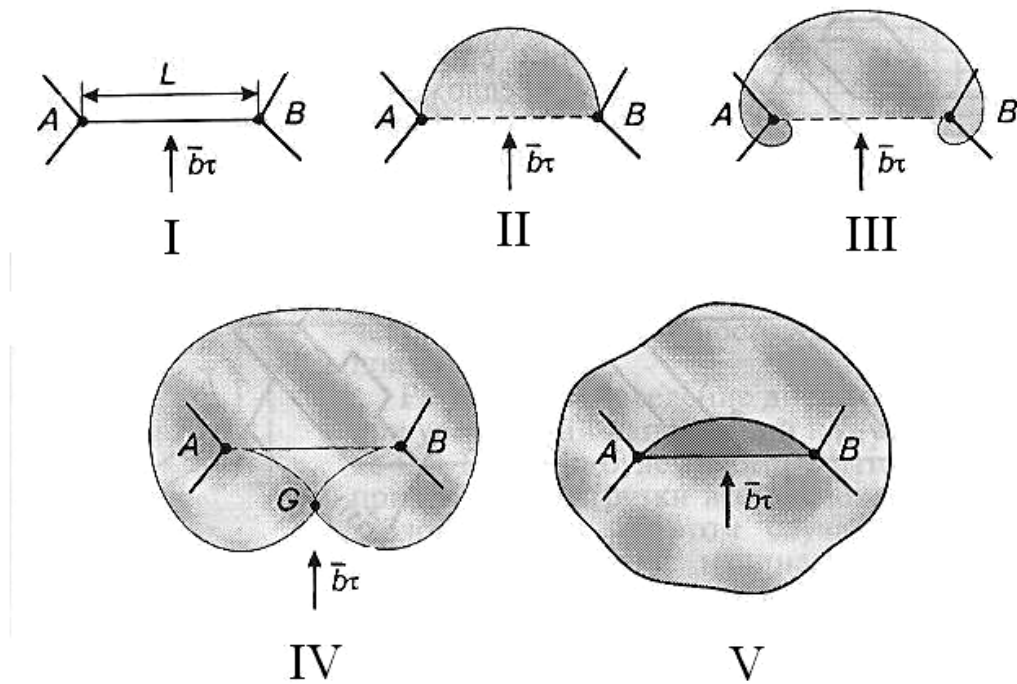


Рис. 9. Схема последовательных стадий работы источника Франка – Рида

В результате деформации число дислокаций увеличивается, например, за счет работы их источников, генерирующих эти дислокации. Их плотность при высокой степени деформации достигает очень высоких значений $10^{11}-10^{12} \text{ см}^{-2}$ вместо $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$ до деформации.

Изменение структуры металла при пластической деформации

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. При этом следует иметь в виду, что зерна ориентированы не одинаково и поэтому пластическая деформация не

может протекать одновременно и одинаково во всем объеме поликристалла.

Первоначально под микроскопом на предварительно полированных и деформированных образцах можно наблюдать следы скольжения в виде прямых линий, эти линии одинаково ориентированы в пределах отдельных зерен. При большой деформации в результате процессов скольжения зерна (кристаллиты) меняют свою форму. До деформации зерно имело округлую форму (рис. 10, *а*), после деформации в результате смещений по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в направлении действующих сил, образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 10, *б*).

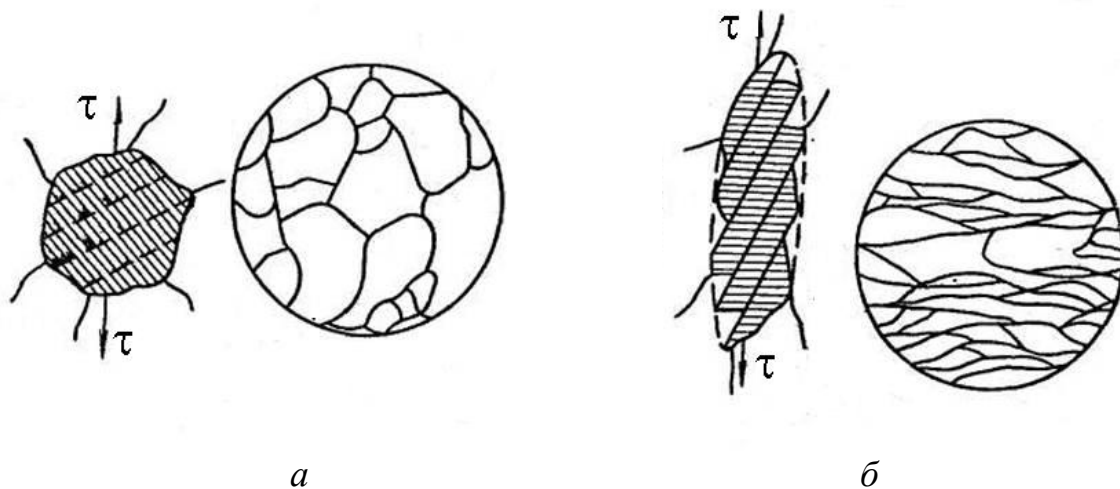


Рис. 10. Изменение формы зерна в результате скольжения (пунктиром показана граница деформированного зерна, кажущаяся ровной благодаря ничтожно малым размерам следов скольжения);
а – до деформации; *б* – после деформации

Текстура деформации. При большой степени деформации возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Закономерная ориентировка кристаллитов относительно внешних деформирующих сил получила название *текстуры* (текстура деформации). Чем больше степень деформации, тем большая часть кристаллических зерен получает преимущественную ориентировку (текстуру). Характер текстуры зависит от природы металла и вида деформации (прокатка, волочение и т. д.). Кристаллографическую текстуру не следует отождествлять с волокнистой структурой. Волокнистость иногда может и не сопровождаться текстурой, так как она определяется наличием примесей. Образование текстуры способствует появлению анизотропии механических и физических свойств.

Наклеп. С увеличением степени деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации ($\sigma_{\text{упр}}$, $\sigma_{0,2}$, σ_B), повышаются, а способность к пластической деформации – пластичность (δ , ψ) – уменьшается (рис. 11). Это явление роста упрочнения в результате холодной пластической деформации получило название *наклепа* металла. Наклепанный металл запасает до 10–20 % энергии, затраченной на деформирование.

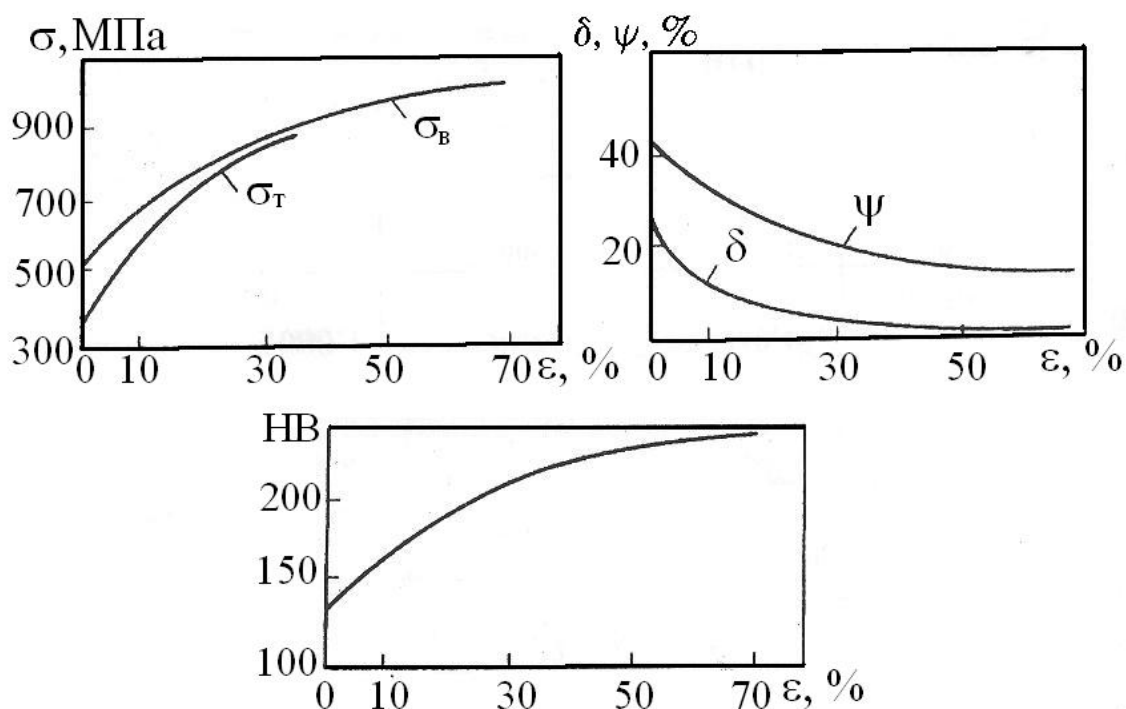


Рис. 11. Зависимость механических свойств от степени деформации

Запасенная энергия тратится на образование дефектов кристаллической решетки (плотность дислокаций при холодной обработке может возрасти на пять–шесть порядков до 10^{11} – 10^{12} см^{-2}) и на упругие искажения решетки. Металлы интенсивно наклепываются в начальной стадии деформирования, затем при возрастании деформации механические свойства изменяются незначительно. С увеличением степени деформации предел текучести растет быстрее временного сопротивления отрыву. Обе характеристики у сильно наклепанных металлов сравниваются, а удлинение резко падает. Путем наклепа твердость и временное сопротивление удается повысить в 1,5 раза, а предел текучести в 3–7 раз. В результате деформации уменьшается плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление.

Холодная деформация ферромагнитных металлов, например железа, повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

2.3. Разрушение металлов

Процесс разрушения состоит из двух стадий – зарождения трещины и ее распространения через все сечение образца (детали).

Разрушение может быть вязким и хрупким. Вязкое разрушение происходит со значительной пластической деформацией; при хрупком разрушении пластическая деформация мала. Микромеханизм зарождения трещин в кристаллических твердых телах основывается на дислокационной теории. Возникновение микротрещин независимо от характера разрушения связано с образованием скоплений дислокаций перед каким-либо препятствием («барьерные» механизмы) или в результате взаимодействия дефектов кристаллической решетки («безбарьерные» механизмы). Рассмотрим в качестве примера одну из моделей зарождения трещин. Если краевые дислокации остановлены у барьера, например у границы зерна или включения, то при достаточно большом касательном напряжении в плоскости скольжения дислокации в голове скопления оказываются так близко прижатыми одна к другой, что при их слиянии под экстроплоскостями образуется микропустота атомного размера, которая разрастается при присоединении новых дислокаций (рис.12).

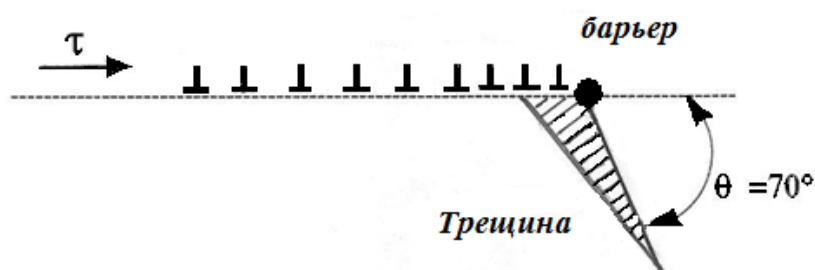


Рис. 12. Микротрещина (заштрихована), образовавшаяся в голове скопления краевых дислокаций около барьера

При разрушении абсолютно хрупкого тела возникающая трещина становится нестабильной и растет самопроизвольно, если ее длина (при заданном напряжении) превышает некоторое критическое

значение. Критическая длина трещины $l_{кр}$ и соответствующее ей растягивающее напряжение σ связаны соотношением (критерием) Гриффитса:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi l_{кр}}},$$

где γ_s – удельная поверхностная энергия; E – модуль Юнга.

В этом случае напряжения на краю трещин оказываются достаточными для нарушения межатомной связи. При разрушении распространяющаяся трещина будет окаймлена узкой зоной пластической деформации, на создание которой затрачивается дополнительная энергия. Вязкое и хрупкое разрушения различаются между собой по величине пластической зоны в вершине трещины. При хрупком разрушении величина пластической зоны в устье трещины мала. При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей впереди распространяющейся трещины, велика.

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

Вязкое и хрупкое разрушения можно связать с энергоемкостью процесса разрушения в том или ином виде испытания. Вязкому разрушению соответствуют обычно большие значения поглощенной энергии, т. е. большая работа распространения трещины. Энергоемкость хрупкого разрушения мала, и соответственно работа распространения трещины близка к нулю. На всех этапах развития вязкого разрушения происходит сильная пластическая деформация.

Переход из вязкого состояния в хрупкое. Один и тот же материал в зависимости от структуры и условий нагружения может разрушаться и вязко, и хрупко. Основные внешние факторы, влияющие на тип разрушения, – температура, скорость нагружения и наличие концентраторов напряжения.

Академик А.Ф. Иоффе предложил схему (см. рис. 13), которая помогает понять влияние разных факторов на переход из вязкого состояния в хрупкое, и прежде всего влияние температуры. Эта схема базируется на разной температурной зависимости сопротивления отрыву и предела текучести. Сопротивление отрыву S_0 ,

характеризующее сопротивление хрупкому разрушению, слабо зависит от температуры (кривая 1). В противоположность этому напряжение, необходимое для начала пластической деформации, т. е. предел текучести $\sigma_{0,2}$, сильно снижается с повышением температуры (кривая 2). Пересечение кривых 1 и 2 на рис. 13 соответствует температуре T_x , называемой *температурой хрупковязкого перехода* или же *температурным порогом хрупкости*. При температурах выше T_x $\sigma_{0,2} < S_0$ при нагружении вначале достигается предел текучести и разрушению предшествует значительная пластическая деформация. При температурах ниже T_x $S_0 < \sigma_{0,2}$ при сужении сначала достигается сопротивление отрыву и происходит хрупкое разрушение. Охрупчивание при понижении температуры следует учитывать при эксплуатации изделий, особенно в северных районах.

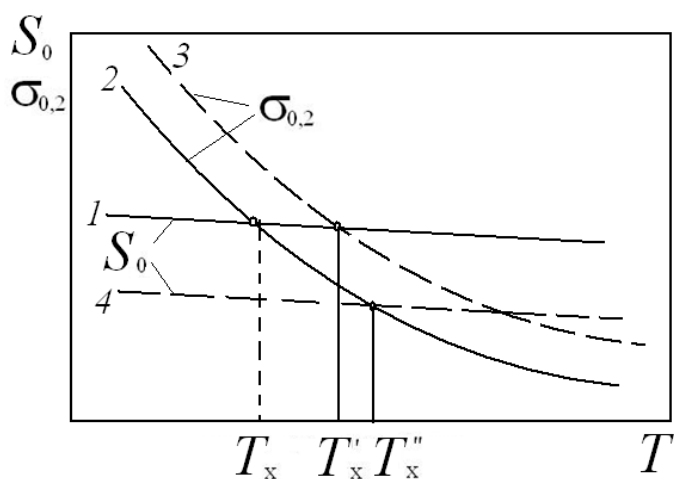


Рис. 13. Схема Иоффе, иллюстрирующая переход из вязкого состояния в хрупкое

При увеличении скорости деформирования предел текучести при всех температурах возрастает (см. кривую 3), а сопротивление отрыву остается практически неизменным (кривая 1). В результате точка пересечения кривых 1 и 3 соответствует более высокой температуре ($T'_x > T_x$). Следовательно, при увеличении скорости деформирования температурная область хрупкого разрушения расширяется и, например, пластичный при комнатной температуре сплав становится хрупким.

Любые факторы, уменьшающие сопротивление отрыву, повышают температуру хрупковязкого перехода: кривые 2 и 4 пересекаются при $T''_x > T_x$. Это может произойти, например, в результате сегрегации по границам зерен атомов примеси,

ослабляющей межзеренную связь. На тип разрушения сильнейшее влияние оказывает схема напряженного состояния. Проявлению пластичности способствуют сжимающие напряжения, которые препятствуют раскрытию имеющихся микротрещин. Надрезы, т. е. резкие изменения сечения, могут сильно ухудшить работу изделий. Действие надрезов, сквозных отверстий, резьбы и т. п., внутренних дефектов металла (неметаллические включения, графитные выделения в чугуне, трещины и др.) приводят к неравномерному распределению напряжений, создавая концентрации напряжений, поэтому всевозможные надрезы, отверстия, галтели и т. д. получили название *концентраторов напряжений*. Чем острее надрез, тем больше сказывается его влияние на механические свойства металла, снижая сопротивление хрупкому разрушению, поэтому надрез нужно отнести к числу факторов, способствующих переходу металла в хрупкое состояние. Некоторые металлы с ОЦК или ГПУ решеткой, в частности Fe (сталь), Cr, Mo, W, Zn и др., склонны к хрупкому разрушению при понижении температуры, – это явление получило название *хладноломкости*.

Порог хладноломкости определяется путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах. В результате этих испытаний строят кривую зависимости ударной вязкости от температуры испытания (так называемая «серийная» кривая по Н.Н. Давиденкову). Чаще на кривой $KCU - T_{исп}$ наблюдается постепенный переход от вязкого к хрупкому состоянию, т. е. имеется критический температурный интервал хрупкости, поэтому различают верхнюю (T_v) и нижнюю (T_n) границы порога хладноломкости. В этом интервале температур происходит переход от вязких волокнистых к хрупким кристаллическим изломам с низким значением пластичности и вязкости. Чем выше порог хладноломкости, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Часто порог хладноломкости (T_{50}) определяют по температуре испытания, когда в изломе находится 50 % вязкой волокнистой составляющей.

Металл следует эксплуатировать при температурах выше порога хладноломкости, желательно при таких температурах, когда разрушение *полностью вязкое*.

2.4. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла

Большая часть энергии (до 95 %), затрачиваемой на деформацию металла, превращается в тепло (металл нагревается), остальная часть энергии аккумулируется в металле. О накоплении энергии свидетельствуют увеличение количества нарушений кристаллического строения (поверхностей раздела, вакансий, дислокаций и т. д.) и рост остаточных напряжений в процессе деформации. В связи с этим состояние наклепанного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве такого металла в нем протекают процессы возврата и рекристаллизации, обуславливающие возвращение всех свойств к свойствам металла до деформации.

2.4.1. Возврат

При нагреве до сравнительно низких температур (обычно ниже $0,2-0,4 T_{пл}$) происходит процесс возврата, под которым понимают снятие далекодействующих напряжений и частично искажений кристаллической решетки (близкодействующих напряжений) в результате уменьшения плотности дефектов строения, однако при этом еще не наблюдается заметных изменений структуры, видимой в оптическом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием.

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (обычно ниже $0,2-0,3 T_{пл}$) протекает первая стадия возврата – *отдых*, когда происходит уменьшение точечных дефектов и перераспределение дислокаций без образования новых так называемых субграниц.

Избыточные вакансии и межузельные атомы поглощаются дислокациями при перераспределении последних при нагреве. Кроме того, происходит сток вакансий к границам зерен, что определяет уменьшение их концентрации. Далее вакансии и межузельные атомы при встрече взаимно уничтожаются. В процессе отдыха частично устраняются и дислокации. Дислокации противоположных знаков притягиваются и аннигилируют.

Вторая стадия возврата – *полигонизация*, под которой понимают дробление (фрагментацию) кристаллитов на субзерна (полигоны) с

малоугловыми границами. Происходит при более высоких температурах, чем отдых.

Для объяснения процесса полигонизации предложен следующий дислокационный механизм. При деформации кристалла, например путем изгиба, возникают дислокации, беспорядочно распределенные в плоскостях скольжения (рис. 14, *а*). При нагреве, допускающем самодиффузию, избыточные дислокации одного знака выстраиваются в дислокационные стенки, что приводит к образованию в монокристалле или в зернах поликристалла субзерен (полигонов), свободных от дислокаций и отделенных друг от друга малоугловыми границами (рис. 14, *б*). Процесс полигонизации этого классического типа протекает после небольших деформаций при нагреве до $0,25-0,3 T_{пл}$.

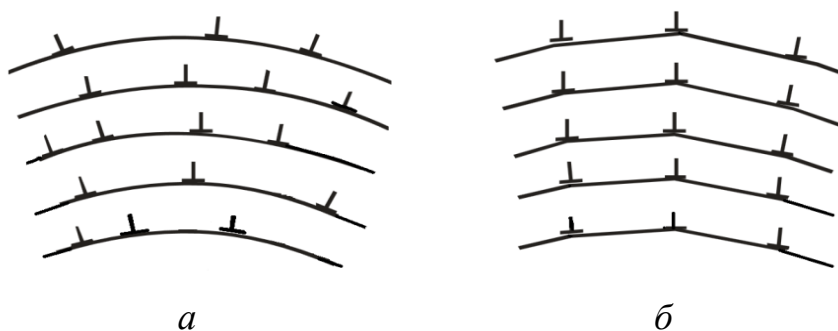


Рис. 14. Схема процесса полигонизации: *а* – распределение дислокаций после деформации; *б* – образование границ блоков

В процессе возврата обычный комплекс механических свойств чаще не изменяется (см. рис. 15, 1). Однако у некоторых металлов, например Al, Ni, в монокристаллах Mo и W в процессе возврата происходит заметное понижение прочности и повышение пластичности (рис. 15, 2).

В этих металлах полигонизация протекает с большой скоростью, и субзерна достигают значительных размеров, что вызывает сильное разупрочнение. Некоторые физические свойства, например электросопротивление, в процессе возврата даже на первой его стадии восстанавливаются практически полностью. Это связано с уменьшением концентрации вакансий и с перераспределением дислокаций.

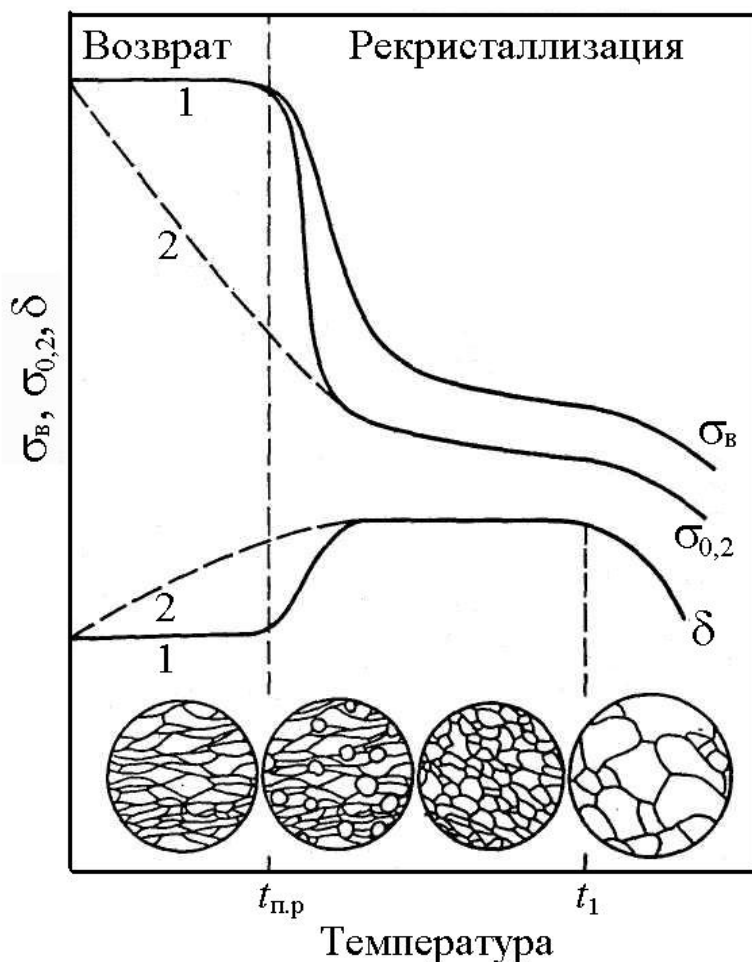


Рис. 15. Влияние нагрева на механические свойства и структуру металла, упрочненного деформацией

2.4.2. Рекристаллизация

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

Как видно из рис. 15, до температуры $T_{п.р}$ сохраняется деформированное зерно. При температуре $T_{п.р}$ в деформированном металле образуются и растут зародыши (рис. 15) новых зерен с неискаженной решеткой, отделенные от остальной части матрицы границами с большими углами разориентировки (высокоугловыми границами). Зародыши новых зерен, вероятно, возникают в участках с повышенной плотностью дислокаций, где сосредоточены наибольшие искажения решетки, т. е. у границ деформированных зерен (блоков) или плоскостей сдвига внутри зерен; затем они растут в результате перехода к ним атомов от деформированных участков.

При нагреве наклепанного металла не восстанавливается старое зерно, а появляется совершенно новое зерно, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. Образование новых, равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла называется *рекристаллизацией обработки*, или *первичной рекристаллизацией*.

Процесс первичной рекристаллизации термодинамически выгоден, так как сопровождается уменьшением объемной свободной энергии. В результате рекристаллизации наклеп практически полностью снимается и свойства приближаются к их исходным значениям. При рекристаллизации предел прочности и особенно предел текучести резко снижаются, а пластичность возрастает. Разупрочнение объясняется снятием искажения решетки и резким уменьшением плотности дислокаций. Плотность дислокации после рекристаллизации снижается с 10^{10} – 10^{12} см⁻² до 10^6 – 10^8 см⁻². Наименьшую температуру начала рекристаллизации $t_{п.р}$ (см. рис. 15), при которой протекает процесс рекристаллизации и происходит разупрочнение металла, называют *температурным порогом рекристаллизации*.

Эта температура не является постоянной физической величиной, как, например, температура плавления. Для данного металла (сплава) она зависит от длительности нагрева, степени предварительной деформации, величины зерна до деформации, чистоты по примесям и т. д. Температурный порог рекристаллизации тем ниже, чем выше степень деформации, больше длительность нагрева или меньше величина зерна до деформации.

Температура начала рекристаллизации $t_{п.р}$ металлов, подвергнутых значительной деформации, для технически чистых металлов составляет примерно $0,4 T_{пл}$ (правило А. А. Бочвара), для чистых металлов снижается до $(0,1–0,2) T_{пл}$, а для сплавов с образованием твердых растворов возрастает до $(0,5–0,6) T_{пл}$.

Это позволяет в первом приближении определить температуру начала первичной рекристаллизации для свинца \sim минус 33 °С, а для меди \sim 270 °С. Для полного снятия наклепа металл нагревают до более высоких температур, чтобы обеспечить высокую скорость рекристаллизации и полноту ее протекания. Такая термическая обработка получила название *рекристаллизационный отжиг*.

Собирательная рекристаллизация. После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева

происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Это происходит путем передвижения высокоугловых границ так, что зерна с вогнутыми границами «поедают» зерна с выпуклыми границами. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют *собирательной рекристаллизацией*. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограницной («поверхностной») энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна. В период собирательной рекристаллизации предел текучести уменьшается в соответствии с соотношением Холла – Петча. При высокой температуре (выше t_1) пластичность может также уменьшаться, что объясняется сильным ростом зерна (явление перегрева при рекристаллизации) (см. рис.15).

Размер зерна после рекристаллизации. Размер рекристаллизованного зерна оказывает влияние на свойства металла. Как указывалось выше, металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью и особенно пластичностью. Однако в некоторых случаях необходимо, чтобы металл имел крупное зерно. Так, например, трансформаторная сталь или техническое железо наиболее высокие магнитные свойства имеют при крупном зерне. Величина зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации может быть больше или меньше исходного зерна (рис. 16).

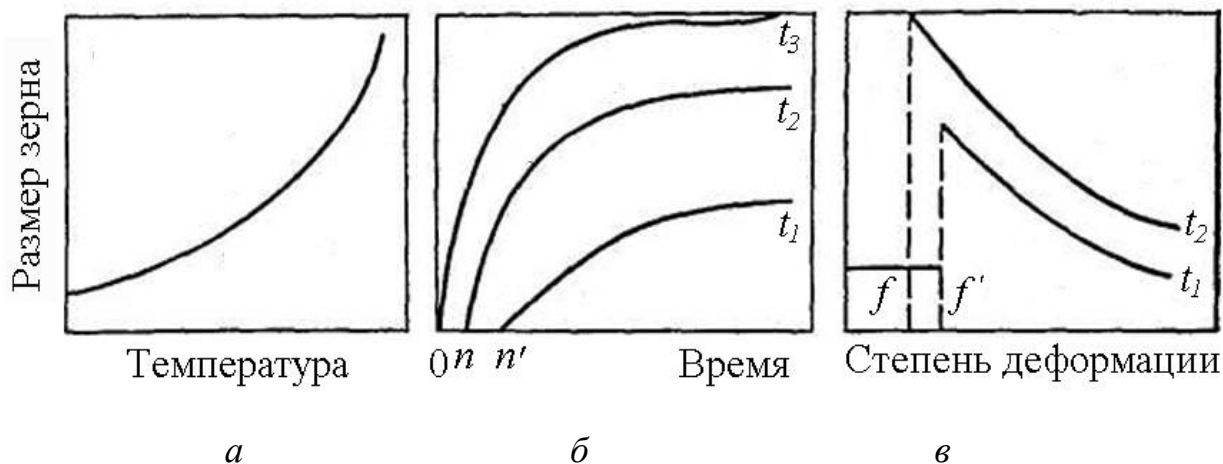


Рис. 16. Влияние температуры, продолжительности нагрева и степени деформации на величину рекристаллизованного зерна ($t_1 < t_2 < t_3$)

Величина зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига (рис.16, а), его продолжительности (рис. 16, б), степени предварительной деформации (рис. 16, в), химического состава сплава, размера исходного зерна, наличия нерастворимых примесей и т. д. При данной степени деформации с повышением температуры и

при увеличении продолжительности отжига размер зерна возрастает. Величина рекристаллизованного зерна тем меньше, чем больше степень деформации (см. рис. 16, в). При низких температурах образование рекристаллизованного зерна происходит не сразу, а через некоторый отрезок времени – так называемый инкубационный период. При сравнительно небольшой *критической деформации* (обычно от 1 до 15 %) при отжиге вырастает очень крупное зерно, иногда достигающее нескольких сантиметров. Механизм образования крупного зерна при критической деформации качественно отличен от механизма рекристаллизации после высоких степеней деформации. С увеличением степени деформации в докритической области возрастает неоднородность наклепа разных зерен. Критическая степень деформации соответствует состоянию, когда эта неоднородность становится столь большой, что из-за разности накопленной объемной энергии соседних зерен при нагреве идет быстрая миграция отдельных границ зерен на расстояния, соизмеримые с размером зерен, т. е. отдельные исходные зерна растут за счет соседних зерен.

Следовательно, *критической называют такую деформацию, после которой при рекристаллизации происходит резкий рост зерна.* Зависимость размера зерна от температуры и степени деформации часто изображают в виде диаграмм рекристаллизации (см. рис. 17). Эти диаграммы дают возможность в первом приближении выбрать режим рекристаллизационного отжига. Но следует учитывать, что результаты отжига зависят и от других факторов. Диаграммы рекристаллизации не учитывают влияние примесей, скорости нагрева и величины зерна до деформации. Чем быстрее нагрев, тем мельче зерно. При уменьшении исходного зерна повышается критическая степень деформации и рекристаллизованное зерно (при данной степени деформации) оказывается мельче.

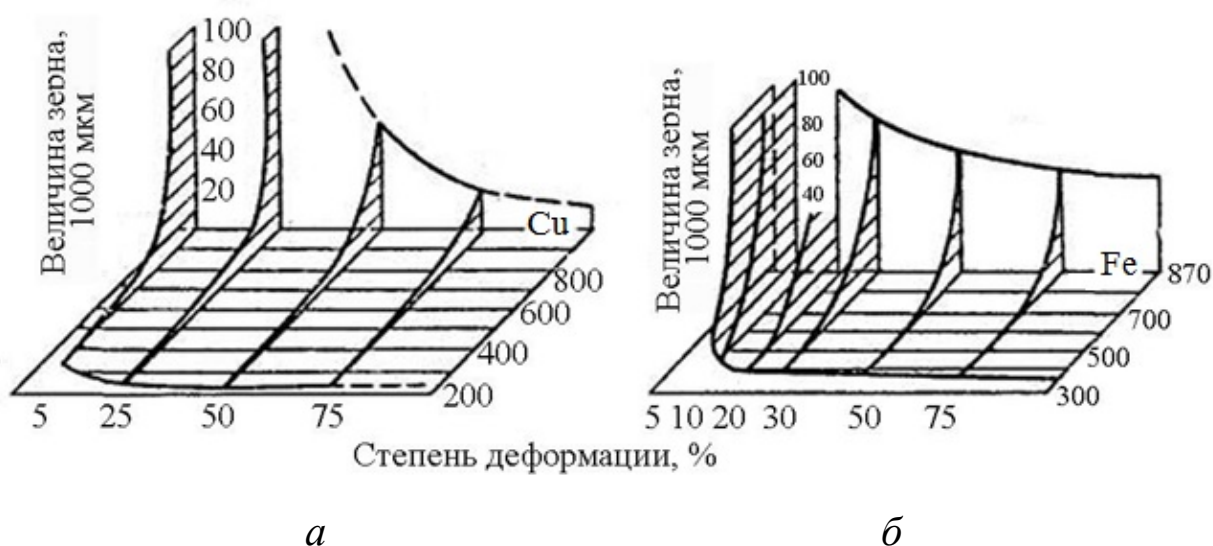


Рис. 17. Диаграмма рекристаллизации: а – меди; б – железа

2.5. Горячая и холодная деформации

В зависимости от соотношения температуры деформации и температуры рекристаллизации различают *холодную* и *горячую* деформации. Холодной деформацией называют такую, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации, поэтому холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла. Деформацию называют горячей, если ее проводят при температуре выше температуры рекристаллизации для получения полностью рекристаллизованной структуры. При этих температурах деформация также вызывает упрочнение («горячий наклеп»), которое полностью или частично снимается полигонизацией и рекристаллизацией, протекающими при температурах обработки и при последующем охлаждении. В отличие от *статической* полигонизации и рекристаллизации рассмотренные ранее процессы полигонизации и рекристаллизации, происходящие в период деформации, называют *динамическими*.

При горячей обработке давлением (прокатке, прессовании, ковке, штамповке и т. д.) упрочнение в результате наклепа (повышение плотности дислокации) непосредственно в процессе деформации непрерывно чередуется с процессом разупрочнения (уменьшением плотности дислокаций) при динамической полигонизации и рекристаллизации во время деформации и охлаждения.

В этом основное отличие динамической полигонизации и рекристаллизации от статической. Механизмы процессов статической и динамической полигонизации и рекристаллизации одинаковые.

Следует подчеркнуть, что границы между холодным и горячим деформированием условны и зависят от схемы, скорости и температуры обработки, условий охлаждения, а также скорости рекристаллизации металла (сплава). Горячую деформацию в зависимости от состава сплава и скорости деформации обычно проводят при температурах $(0,70-0,75) T_{пл.}$. При этих температурах процессы динамической полигонизации и рекристаллизации успевают проходить в процессе деформации, что значительно снижает сопротивление металла пластической деформации и повышает пластичность.

Если металл после деформации имеет частично рекристаллизованную структуру, то такую обработку правильнее называть *неполной горячей* или *теплой деформацией*. В этом случае процесс деформации металла с большими обжатиями и больших сечений затруднен.

3. ДВОЙНЫЕ СПЛАВЫ

Сплавы применяются в технике значительно чаще, чем чистые металлы, потому что обладают большим многообразием свойств и превосходят в ряде случаев чистые металлы по уровню ряда свойств.

Элементы, из которых получен сплав, называют *компонентами*. Сплав считается двойным, если он получен из двух компонентов, и тройным, если – из трех, и т. д.

Сплавы при различных температурах могут находиться в жидком или твердом состоянии. При охлаждении жидкого сплава в нем будет происходить кристаллизация, т.е. формирование кристаллических образований (зерен, кристаллитов).

В застывшем сплаве при его охлаждении могут происходить дальнейшие превращения, в результате которых возможно появление новых кристаллических образований. *Фазой* называют однородные составные части сплава (системы), имеющие одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние и отделяющиеся от остальных частей поверхностями раздела. Рассмотрим кратко характеристику встречающихся фаз в сплавах.

3.1. Фазы в сплавах

Большинство сплавов при соответственно высоких температурах образуют однородную жидкую фазу.

При кристаллизации жидкого сплава в зависимости от вида взаимоотношения компонентов могут выделиться такие кристаллические фазы: твердые растворы, исходные компоненты, химические соединения, промежуточные фазы.

Твердые растворы являются самой распространенной фазой в сплавах. Главные признаки твердого раствора – он всегда сохраняет кристаллическую решетку металла–растворителя и имеет переменный химический состав. На диаграммах состояния область твердых растворов всегда примыкает к ординатам, отвечающим чистым компонентам, и поэтому их принято называть *граничными твердыми растворами*.

Твердым раствором называется такая кристаллическая фаза переменного состава, в которой атомы растворенного элемента частично замещают атомы растворителя в его кристаллической решетке или располагаются в промежутках между ними. Твердый раствор представляет собой однородную фазу. Все зерна одинаковы по кристаллическому строению и химическому составу и состоят из атомов обоих компонентов (рис. 18). Твердые растворы по характеру своего образования делятся на растворы замещения и внедрения.

При образовании *твердых растворов замещения* атомы растворенного компонента (металла) замещают атомы металла–растворителя в его кристаллической решетке (см. рис. 19).

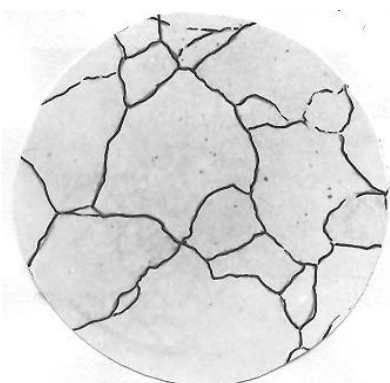


Рис. 18. Микроструктура сплава твердого раствора из компонентов *A* и *B*

Последовательность замещения атомов при увеличении концентрации растворенного компонента бывает произвольная, и не в каждой кристаллической ячейке замещается одинаковое число

атомов (особенно при малых концентрациях растворенного компонента). Если размеры атомов растворенного компонента (металла) больше размеров атомов металла-растворителя, то параметр кристаллической решетки увеличивается.

В зависимости от пределов возможного растворения одного компонента в другом твердые растворы делятся на растворы с *неограниченной* и *ограниченной* растворимостью компонентов.

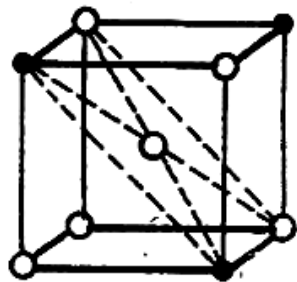


Рис.19. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения

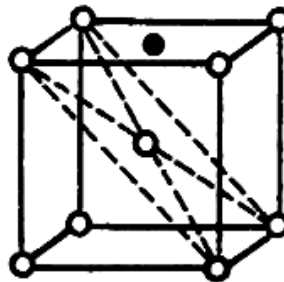


Рис.20. Кристаллическая решетка твердого раствора внедрения

Твердые растворы с неограниченной растворимостью компонентов образуются в том случае, если кристаллические решетки компонентов одноптипны (Au – Ag, Cu – Ni, Ni – Fe и др.), а размеры атомов близки друг к другу (разница не должна превышать 15 %). Это положение можно записать $r_B/r_A \geq 0,85$, где r_B – атомный радиус растворенного металла, r_A – атомный радиус металла растворителя. Еще одно из неперемных условий: электронная концентрация компонентов не должна превышать критическую, т. е. предельную растворимость, которая наступает при достижении некоторой критической величины $C_{эл}$.

$C_{эл} = N_{эл}/N_A$, где $N_{эл}$ и N_A – число валентных электронов и число атомов.

Было замечено, что неограниченная растворимость в твердом состоянии наблюдается главным образом у элементов, близко расположенных друг к другу в Периодической системе элементов Менделеева. Перечисленные выше условия обязательны для возникновения твердых растворов с неограниченной растворимостью компонентов, но часто этого бывает недостаточно.

Гораздо чаще встречаются случаи ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии. Такие твердые растворы могут

образовываться методом замещения и внедрения, в то время как растворы с неограниченной растворимостью компонентов – только методом замещения. Ограниченная растворимость в твердом состоянии одного компонента в другом обычно оказывается различной по своей величине при разных температурах и чаще всего уменьшается с понижением температуры.

Твердые растворы внедрения. Условия образования твердых растворов внедрения отличаются от образования твердых растворов замещения. Для формирования твердого раствора внедрения требуется определенное соотношение между радиусом внедряющегося атома и поры ($r_x/r_M \leq 0,59$, где r_x и r_M – атомные радиусы неметалла и металла). При образовании твердых растворов внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях между атомами растворителя, микропорах (см. рис. 20). Чем меньше размеры атомов растворенного компонента и чем больше по величине промежутки между атомами растворителя, тем выше может быть концентрация растворенного компонента в твердом растворе внедрения. Обычно твердые растворы внедрения образуются металлами переходных групп с четырьмя элементами: углеродом, азотом, водородом и бором, обладающими малыми размерами атомов. При образовании твердого раствора внедрения параметр кристаллической решетки увеличивается. При этом возникают искажения кристаллической решетки значительно большие, чем при образовании твердых растворов замещения. Твердые растворы внедрения всегда имеют ограниченную растворимость.

В металловедении различные твердые растворы принято обозначать буквами греческого алфавита: α , β , γ , δ и т. д.

При образовании твердых растворов замещения встречаются случаи, когда атомы каждого компонента в решетке твердого раствора занимают вполне определенные места. Такие растворы называют *упорядоченными*. Например, в сплавах Cu с Au (при атомной концентрации 75 % Cu и 25 % Au) атомы Au занимают углы гранцентрированной кубической ячейки кристаллической решетки, а атомы Cu – места в центре всех граней (см. рис. 21). Поскольку в этом случае на одну элементарную ячейку раствора приходится 1 атом Au ($1/8 \cdot 8 = 1$) и 3 атома Cu ($1/2 \cdot 6 = 3$), то этот упорядоченный твердый раствор напоминает химическое соединение с формулой Cu_3Au . Некоторые твердые растворы, не упорядоченные при

повышенных температурах, становятся упорядоченными при низких температурах. Нагрев выше определенной температуры снова переводит твердый раствор в неупорядоченное состояние. В этих явлениях важно то, что в упорядоченном твердом растворе по сравнению с неупорядоченным возрастают твердость, предел упругости и предел прочности. Заметно увеличивается также электропроводность. Нагрев и холодная пластическая деформация вызывают разупорядочение сплава.

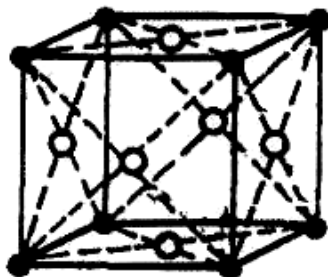


Рис. 21. Кристаллическая решетка упорядоченного твердого раствора меди с золотом
● – атомы золота; ○ – атомы меди

При кристаллизации жидкой фазы сплавов нередко образуются *химические соединения* компонентов. Они возникают, когда один из компонентов сильно отрицателен, а другой электроположителен и между ними образуются соединения с ионной связью. Химические соединения характеризуются тем, что имеют свою кристаллическую решетку, отличную от решеток исходных компонентов, и практически постоянный химический состав. Они обладают особыми физическими, механическими и другими свойствами, т. е. проявляют себя в сплавах как самостоятельные новые фазы. Как правило, химические соединения в металлических сплавах тугоплавки и тверды. Замечено, что чаще всего они образуются в сплавах между элементами, далеко расположенными друг от друга в Периодической системе элементов Менделеева. При образовании химических соединений вступает во взаимодействие определенное число атомов одного (например, A) и другого компонента (B), поэтому состав такого соединения можно выразить формулой A_mB_n , где m и n – целые простые числа. Лишь немногие из химических соединений, образующихся в металлических сплавах, имеют формулу, подчиняющуюся правилу валентности. Такие соединения (Mg_2Si , Mg_2Sn_2 , Mg_3Sb_2 и др.) обычно не образуют твердых растворов.

Большую группу фаз, встречающихся в сплавах, относят к числу *промежуточных*, так как они занимают промежуточное место между твердыми растворами и химическими соединениями, будучи чем-то сходными с теми и другими. Из числа промежуточных фаз отметим *электронные соединения, фазы Лавеса, а также фазы внедрения и фазы вычитания.*

Многие металлы при своем сплавлении образуют электронные соединения. Они возникают в сплавах между одновалентными (Cu, Ag, Au, Li, Na) или переходными металлами (Mn, Fe, Co и др.), с одной стороны, и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 (Be, Mg, Zn, Cd, Al, Sn и др.) – с другой.

Эти соединения характеризуются определенной электронной концентрацией (отношением числа валентных электронов к общему числу атомов соединения) и имеют переменный химический состав. Для фаз характерно наличие металлической связи.

Встречаются электронные соединения с электронной концентрацией $3/2$, $21/1$, $7/4$. Первая фаза обычно обозначается как β , вторая – γ , третья – ε . Каждая из них обладает переменным составом, т. е. растворяет в избытке исходные компоненты. Характерно для этих фаз также то, что все они имеют свои определенные кристаллические решетки: β -фаза – объемно-центрированную кубическую решетку, γ -фаза – сложную кубическую решетку, ε -фаза – гексагональную решетку. Примерами таких соединений могут быть:

- а) в латунях (сплав Cu – Zn): β – CuZn, γ – Cu₅Zn₃, ε – CuZn₃;
- б) в бронзах (сплав Cu – Sn): β – Cu₅Sn, γ – Cu₃₁Sn₈, ε – Cu₃Sn.

Каждая из этих фаз имеет свою определенную кристаллическую решетку и определенное соотношение атомов, что делает их похожими на химические соединения. Однако тот факт, что электронные соединения в то же время являются фазами переменного состава, делают их сходными с твердыми растворами. В электронных соединениях может наблюдаться явление упорядочения.

К промежуточным фазам относят так называемые *фазы внедрения*. Они образуются между металлами переходных групп и неметаллами с малым атомным радиусом (углерод, азот, водород, бор), когда отношение атомного радиуса неметалла к атомному радиусу металла равно или менее 0,59. Образующиеся при этом фазы называются карбидами, нитридами, гидридами и боридами. При

образовании фаз внедрения кристаллическая решетка металла изменяется (происходит перекристаллизация), что отличает эти фазы от твердых растворов внедрения, в которых решетка остается неизменной, присущей основному компоненту – металлу–растворителю.

Фазы внедрения можно разделить на *типичные* и *нетипичные*. К типичным фазам внедрения относятся такие, для которых отношение атомного радиуса неметалла r_x к атомному радиусу металла r_M не превышает 0,59. Для них характерны простые кристаллические решетки. Атомы неметалла могут располагаться в октаэдрических или тетраэдрических порах. В решетках ГЦК и ГПУ размер окта- и тетрапор одинаков и составляет для первых величину $0,41 r$, а для вторых – $0,225 r$, где r – радиус металлического атома. Так как размер октапор в 2 раза больше, чем тетрапор, поэтому в тетрапорах могут располагаться только малые по размеру атомы, например, водорода.

На один металлический атом в ГЦК и ГПУ решетках приходится две тетраэдрические и одна октаэдрическая поры. В ОЦК решетке октапора имеет размер $0,154 r$, а тетрапора – $0,291 r$, т. е. последние поры являются более крупными.

Типичные фазы внедрения могут быть выражены следующими формулами: MX_2 , MX , M_2X и M_4X , где M – металл, X – неметалл (углерод, бор, водород, азот).

При отношении $r_x/r_M = 0,41-0,59$ атомы неметалла в ГЦК и ГПУ решетках размещаются в октапорах, для случая фаз внедрения, имеющих формулы M_2X и M_4X , неметаллические атомы заполняют только часть пор, а в соединении MX они заполняют все поры. Если $r_x/r_M < 0,41$, то атомы металла занимают не все поры, и такая структура становится неустойчивой. Типичные фазы внедрения чаще всего имеют переменный химический состав и в некоторых случаях область гомогенности весьма значительна.

Фазы внедрения, несмотря на значительный процент неметалла, обладают типичными металлическими свойствами (металлическим блеском, электропроводностью). Наиболее важным свойством фаз внедрения является их очень высокая твердость, поэтому некоторые из них (например, карбиды вольфрама и титана) находят широкое применение при изготовлении твердых сплавов.

Нетипичные фазы внедрения образуются металлами и теми же неметаллами, но имеют иной размерный фактор – $r_x / r_M > 0,59$ (в пределах 0,59–0,63). Этим фазам внедрения присуща сложная кристаллическая решетка, в ряде случаев они сохраняют узкую область гомогенности.

К нетипичным фазам внедрения относятся все бориды и карбиды хрома, марганца и железа. Примером указанных фаз является карбид железа Fe_3C (цементит), имеющий сложную ромбическую решетку. Свойства типичных и нетипичных фаз внедрения во многом близки.

Фазы вычитания. Данные фазы (или твердые растворы вычитания) представляют собой соединения, в которых некоторые позиции одного из компонентов в кристаллической решетке оказываются незанятыми. К фазам этого типа обычно относятся соединения, у которых формальное соотношение долей атомов разного сорта должно составлять 1:1, однако некоторые места, принадлежащие одному из компонентов, оказываются пустыми (вакантными). Так, в одном из окислов железа (вюстит FeO) не соблюдается указанное соотношение – все кислородные позиции заняты, а некоторые железные пустуют (рис. 22).

Наличие незанятых позиций приводит к отклонению от стехиометрического соотношения атомов и вместо формулы типа AB можно записать формулу типа AB_n . Это приводит к изменению (уменьшению) параметра решетки.

Структуры вычитания могут быть образованы металлами и металлоидами (упомянутый окисел FeO , сульфид FeS , некоторые карбиды, например, TiC , NbC , VC), а также только металлами. Они встречаются в различных промежуточных фазах, в частности, фазах внедрения, электронных соединениях.

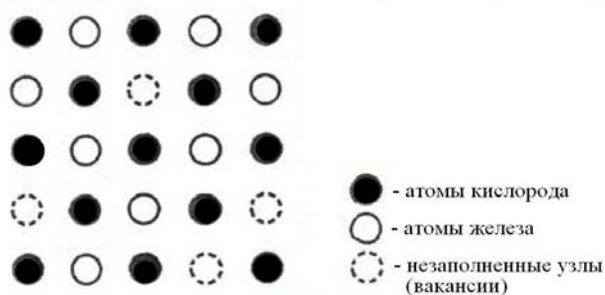


Рис. 22. Фаза вычитания (структура вюститита FeO)

Таким образом, фазы внедрения имеют сходство как с химическими соединениями, так и с твердыми растворами, поэтому

их, как и электронные соединения, относят к разряду промежуточных фаз. Отметим, что и упорядоченные твердые растворы также можно отнести к числу промежуточных фаз.

Сплавы при комнатной температуре могут состоять из одной кристаллической фазы или из смеси разных фаз. Окончательные свойства сплава (например, механические) зависят от физической природы, химического состава и количества присутствующих фаз, а также от внешней формы, степени измельчения и взаиморасположения этих фаз, т. е. от структуры сплава, поэтому понятна вся важность изучения превращений, совершающихся при кристаллизации сплавов, и закономерностей формирования их структуры.

3.2. Диаграммы состояния двойных систем

Диаграммы состояния для каждой пары компонентов (системы) показывают характер взаимоотношения компонентов, описывают фазовый состав любого сплава при любой температуре и дают возможность изучить процессы превращений в сплавах при их нагреве и охлаждении.

Прежде чем перейти к изучению построения диаграмм состояния двойных систем, напомним, что процессы кристаллизации и дальнейших превращений в твердом состоянии подчиняются правилу фаз Гиббса, рассмотренному ранее. На основании правила фаз, примененного к изучаемому сплаву, можно не только устанавливать вариантность системы (число степеней свободы – C), но и определять число фаз (Φ) или число компонентов (K) сплава. Применение правила фаз будет показано далее на конкретных примерах при изучении различных диаграмм состояния.

Диаграммы состояния систем строятся на основании использования данных многочисленных опытов с применением различных методов исследований (термических, магнитных, рентгеноструктурных, металлографии, электросопротивления, дилатометрии и т. д.).

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния сплава. Строится она в системе прямоугольных координат, где по вертикальной оси откладывается температура, а по горизонтальной – концентрация компонентов в весовых (иногда в атомных) процентах.

В левом углу диаграммы находится 100 % одного компонента (*A*), а в правом – 100 % другого компонента (*B*). Сплав в точке *a* на рис. 44 состоит из 35 % *A* и 65 % *B*. Любая точка, взятая на диаграмме, называется *фигуративной*. Фигуративная точка *b* определяет химический состав (концентрацию компонентов) и температуру сплава путем проекции этой точки на соответствующие оси диаграммы. Вертикальные линии, проведенные на диаграмме состояния и отвечающие сплаву определенного состава, называются *линиями фигуративных точек* сплава.

Рассмотрим примеры основных диаграмм состояния двойных систем.

Диаграмма состояния с отсутствием растворимости в твердом состоянии и эвтектическим превращением

Полного отсутствия растворимости компонентов в твердом состоянии, строго говоря, не существует. Однако при очень малой растворимости компонентов можно считать, что растворимость в твердом состоянии *практически* отсутствует. Подобный тип диаграммы состояния системы образуют, например, такие компоненты, как Pb и Sb. Рассмотрим диаграмму состояния этой системы (см. рис. 23).

Pb плавится при температуре 327 °С, а Sb – при 630 °С. Выше верхних линий *ac* и *bc* все сплавы находятся в виде однородной жидкой фазы – раствора компонентов (область *I*). Линии *ac* и *bc* соответствуют началу кристаллизации сплавов при охлаждении, причем по линии *ac* из сплавов выделяются кристаллы Pb, а по линии *bc* – кристаллы Sb и называются линиями *ликвидуса* (в переводе с латинского – жидкий). Линии ликвидуса *ac* и *bc* показывают пределы растворимости одного компонента в другом – жидком состоянии. В рассматриваемой диаграмме состояния линия ликвидуса *ac* показывает пределы насыщения жидкой фазы Pb, а линия ликвидуса *bc* – Sb при соответствующих этим линиям температурах. Нетрудно заметить, что пределы растворимости уменьшаются при понижении температуры и увеличиваются при повышении ее.

Линия *kcp* является линией конца кристаллизации всех сплавов (246 °С). Линия, ниже которой при охлаждении полностью исчезает жидкая фаза, называется линией *солидуса* (в переводе «солидус» – твердый). Таким образом, в области *II* имеются две фазы: кристаллы

Sb и жидкая фаза (L), в области III – также две фазы: кристаллы Pb и жидкая фаза (L) и, наконец, ниже линии kcn , в области IV – две твердые фазы: кристаллы Pb и кристаллы Sb.

При обсуждении процессов, протекающих в сплавах, широко применяется *правило фаз*. Таким образом, в сплаве 95 % Pb + 5 % Sb кристаллизация начинается с выделения кристаллов Pb и будет продолжаться до линии солидуса. В сплаве 70 % Pb + 30 % Sb кристаллизация начинается на линии ликвидуса bc с выделения кристаллов Sb и заканчивается на линии ksn . Интервал кристаллизации в сплаве 20 % Pb + 80 % Sb по температуре еще больший. Легко заметить, что температура начала кристаллизации сплавов разная, а температура конца кристаллизации одинакова для всех сплавов. Единственный сплав состава точки c (87 % Pb + 13 % Sb) кристаллизуется при постоянной температуре, равной 246 °C.

Проследим за кристаллизацией сплава с 50 % Sb по рис. 23. Кристаллизация сплава начинается в точке l (точнее несколько ниже точки l , находящейся на линии ликвидуса, когда жидкая фаза переохлаждена) с выделения кристаллов Sb и продолжается до точки s . Химический состав жидкой фазы сплава изменяется следующим образом. Жидкая фаза, выделяя кристаллическую сурьму, будет, естественно, обедняться сурьмой. При любой заданной температуре сурьмы выделяется столько, что жидкая фаза все время оказывается предельно насыщенной сурьмой и химический состав жидкой фазы при охлаждении от точки l до точки s непрерывно изменяется согласно ходу линии ликвидуса от точки l к точке s . Например, при температуре t_1 жидкая фаза должна иметь состав, соответствующий точке p (при проекции этой точки на ось концентраций получаем точку p'). При достижении сплавом температуры 246 °C (точка s) жидкая фаза соответствует по концентрации компонентов точке c , т. е. содержит 87 % Pb и 13 % Sb.

Следовательно, жидкая фаза предельно насыщена как свинцом, так и сурьмой, которые могут одновременно выделяться из нее, поэтому конец кристаллизации сплава с 50 % Sb, а также сплавов с 5 и 30 % Sb, как и всякого другого из этой системы, будет в соответствующих точках s на линии kcn своеобразным: с одновременным выделением как кристаллов Pb, так и Sb. Такая кристаллизация двух твердых фаз из одной жидкой называется эвтектической (от греческого слова «эвтектика», что означает «легко

плавящаяся»). Точка c называется эвтектической точкой, а линия kcn – линией эвтектического превращения.

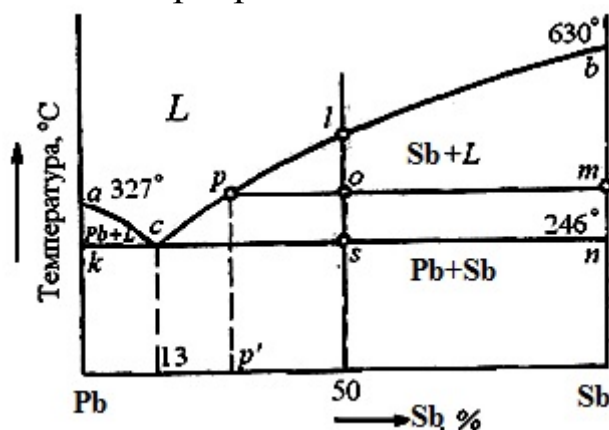


Рис. 23. Диаграмма состояния системы Pb – Sb (кристаллизация сплава с 50 % Sb)

Одновременная кристаллизация двух твердых фаз из одной жидкой фазы, наблюдаемая при эвтектическом превращении, протекает при постоянной температуре и приводит к получению особой смеси из обеих кристаллических фаз. Эвтектики различных систем имеют свою характерную структуру и, как было показано ранее, состоят из двух фаз. В сплаве с 50 % сурьмы кристаллизация начиналась выделением сурьмы, а заканчивалась образованием эвтектики из свинца и сурьмы. Кристаллизация сплава с 5 % сурьмы начиналась выделением свинца, а заканчивалась образованием той же эвтектики. На рис. 24 схематически изображены типы микроструктур обоих сплавов, которые можно увидеть в микроскоп при комнатной температуре. Сплав с 13 % Sb будет называться *эвтектическим* и его структура должна быть представлена одной эвтектикой. Сплавы, лежащие правее точки c , называются *заэвтектическими*, а левее точки c – *доэвтектическими*.

Заэвтектический сплав с 50 % Sb (рис. 23) при температуре t_1 характеризуется фигуративной точкой o и состоит из двух фаз: жидкой – состава точки p и кристаллов сурьмы.

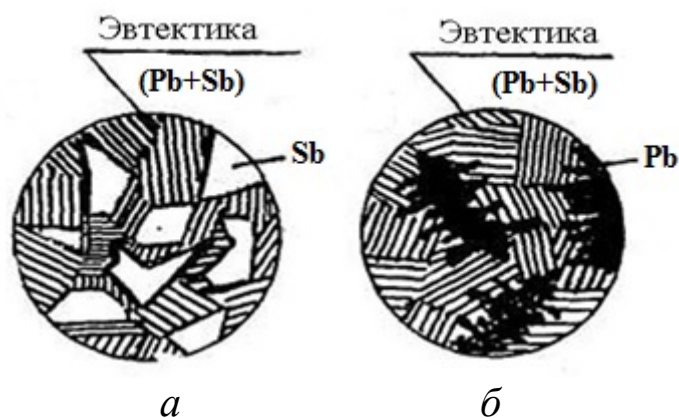


Рис. 24. Микроструктура сплавов Pb и Sb (схематически):
 а – сплав с 50 % Sb; б – сплав с 5 % Sb

Чтобы определить, какие фазы находятся в равновесии друг с другом в любой двухфазной области диаграммы двойной системы, и узнать весовые количества этих фаз, надо применить *правило рычага*:

1. Через заданную фигуративную точку провести горизонтальную линию (коноду) вправо и влево до встречи с ближайшими фазовыми линиями диаграммы. Тогда точки встречи (пересечения) укажут физическую природу равновесных фаз, а их проекции на ось концентраций – химический состав фаз.
2. Проведенная конода делится в фигуративной точке на два отрезка (плеча), величина которых обратно пропорциональна весовым количествам сосуществующих фаз.

На основании этого правила можно всегда установить, какая кристаллическая фаза будет выделяться из жидкой фазы и каков ее химический состав. Для этого надо из соответствующей точки на линии ликвидуса провести коноду до встречи с сопряженной линией равновесия. Проекция точки пересечения на ось концентраций укажет состав кристаллизующейся фазы. Применяя правило рычага, получим для сплава с 50 % Sb в фигуративной точке *o* (см. рис. 23):

$$Q_L / Q_{Sb} = om / op,$$

где Q_L – количество жидкой фазы состава точки *p*; Q_{Sb} – количество кристаллической сурьмы (точка *m*). Следовательно,

$$Q_{Sb} = op / pm \cdot 100 \%, \\ Q_L = om / pm \cdot 100 \%.$$

Таким образом, для определения количества любой фазы в двухфазной области необходимо взять отношение длины противоположного плеча к длине всего рычага (коноды) и выразить в

процентах. Весовое количество фазы в однофазной области всегда 100 %, т. к. количество сплава принимаем за 100 %. Химический состав фазы в однородной области равен составу сплава.

Для диаграмм состояния действует правило соприкасающихся пространств состояний, согласно которому в сплавах области диаграмм, граничащие между собой по линии, различаются по числу фаз на единицу. Проследим это правило на примере сплава 50 % Sb при различных температурах.

Выше точки l сплав представляет собой однородную жидкую фазу, поэтому

$$C = K - \Phi + I = 2 - 1 + 1 = 2.$$

Это означает, что сплав, находясь выше линии ликвидуса, остается в однофазном состоянии при одновременном изменении температуры и концентрации компонентов.

В двухфазной области между точками l и s :

$$C = K - \Phi + I = 2 - 2 + 1 = 1.$$

Значит, двухфазное состояние может сохраняться при изменении температуры или концентрации компонентов в фазах. Однако каждой температуре будут соответствовать определенные концентрации компонентов в фазах. Так, при t_1 жидкая фаза имеет состав точки p , твердая фаза – состав точки m (в данной системе твердые фазы имеют постоянный состав, т. к. являются компонентами).

При эвтектическом превращении одновременно существуют три фазы: жидкая состава точки s , кристаллы Pb и кристаллы Sb, поэтому

$$C = K - \Phi + I = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Следовательно, трехфазное состояние возможно только при определенной температуре (246 °C) и определенной концентрации компонентов во всех трех фазах (точки k , s , n).

Анализируя процесс кристаллизации любого доэвтектического и заэвтектического сплава, нетрудно понять, что после завершения всех превращений каждый сплав при комнатной температуре состоит из смеси двух твердых фаз – кристаллов Pb и Sb. Эти кристаллы являются фазовыми составляющими всех сплавов системы Pb – Sb при комнатной температуре.

Наряду с представлением о фазовых составляющих сплавов важным также является понятие о структурных составляющих. Под структурными составляющими понимаются одинаковые части видимой под микроскопом структуры сплава, состоящие из одной

или нескольких фаз и обладающие характерными особенностями строения (структуры). Так, в сплаве с 50 % Sb (и также во всех заэвтектических сплавах) структурными составляющими при комнатной температуре являются кристаллы сурьмы, выделившиеся первыми из жидкой фазы, и эвтектика, состоящая из смеси более мелких кристалликов сурьмы и свинца. В сплаве с 5 % Sb (и во всех доэвтектических сплавах) структурными составляющими при комнатной температуре являются кристаллы Pb, выделившиеся первыми из жидкой фазы, а также эвтектика.

Структура эвтектического сплава (13 % Sb) будет состоять из одной эвтектики. Понятие о структурных составляющих сплавов не противоречит понятию о фазовых составляющих, так как в структурных составляющих заэвтектических и доэвтектических сплавов фактически имеются две фазы – Pb и Sb.

Диаграмма состояния с химическими соединениями

Устойчивым химическим соединением называется такое соединение, которое имеет ясно выраженную точку (температуру) плавления.

Диаграмма состояния в общем виде при компонентах A и B с образованием химического соединения A_mB_n представлена на рис. 25. Устойчивое химическое соединение A_mB_n имеет четкий максимум из двух линий ликвидуса. Вся диаграмма состоит из двух диаграмм с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическими превращениями, где химическое соединение играет роль как бы нового компонента. Кристаллизация различных по концентрации сплавов будет происходить так же, как и в первом типе диаграммы.

В приведенной системе (см. рис. 25) образуются две разные эвтектики: одна состоит из фаз A и A_mB_n , вторая – из B и A_mB_n . Структурными составляющими сплавов концентрации от A до A_mB_n будут:

- а) доэвтектические сплавы: A + эвтектика ($A + A_mB_n$);
- б) заэвтектические сплавы: A_mB_n + эвтектика ($A + A_mB_n$).

Структурными составляющими сплавов концентрации от A_mB_n до B :

- а) доэвтектические сплавы: A_mB_n + эвтектика ($B + A_mB_n$);
- б) заэвтектические сплавы: B + эвтектика ($B + A_mB_n$).

В любой двухфазной области может быть применено правило рычага для определения весовых количеств фаз.

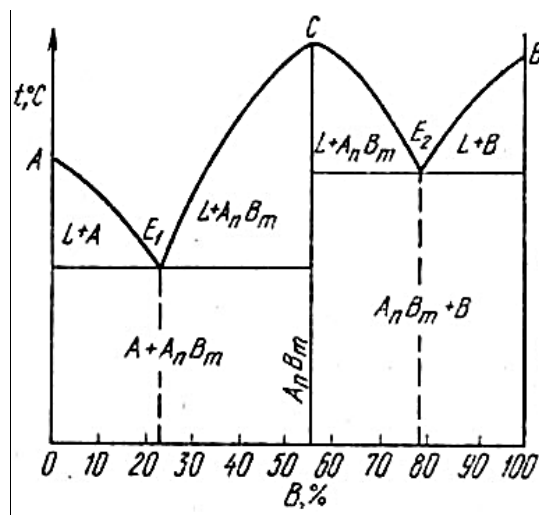


Рис. 25. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием устойчивого химического соединения A_nB_m

Диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Систему подобного типа образуют, например, медь и никель. Диаграмма состояния этой системы приведена на рис. 26. Верхняя линия – линия ликвидуса, нижняя – линия солидуса. В случае образования твердых растворов в сплавах при кристаллизации не выделяются исходные компоненты. Во всех случаях образуются кристаллы только твердого раствора, который обозначим буквой α . Процесс кристаллизации твердого раствора имеет существенные особенности, так как концентрация компонентов в нем непрерывно изменяется.

Рассмотрим сплав с 50 % Ni. При температуре t_1 (фиг. точка a) сплав находится в однофазном жидком состоянии – L . Кристаллизация сплава начнется в точке b при температуре t_2 , когда выделяются первые кристаллы α -твердого раствора меди и никеля химического состава точки $c(c')$. Первые порции α -твердого раствора имеют значительно большее содержание Ni (компонента с более высокой температурой плавления, чем у Cu) по сравнению со средним составом сплава. При дальнейшем охлаждении сплава (до температуры t_4) продолжается кристаллизация α -твердого раствора, причем химический состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса от точки b к точке n , а химический состав α -твердого раствора – по линии солидуса от точки c к точке m . Следовательно,

обе фазы в процессе кристаллизации обогащаются медью. Итак, выделяющийся α -твердый раствор постепенно приближается по составу к исходной концентрации компонентов, т. е. к 50 % Ni и 50 % Cu. Изменение содержания меди и никеля в α -твердом растворе осуществляется путем диффузии внутри твердого раствора и в жидкой фазе – при межфазовом взаимодействии расплава и кристаллов. Для выравнивания химического состава твердого раствора необходимо очень медленное охлаждение сплава. При промежуточной температуре t_3 жидкая фаза сплава имеет состав точки $d(d')$, а α -твердый раствор – точки $e(e')$.

Количество жидкой фазы

$$Q_L = ke/de \cdot 100 \%$$

Количество α -твердого раствора

$$Q_L = dk/de \cdot 100 \%$$

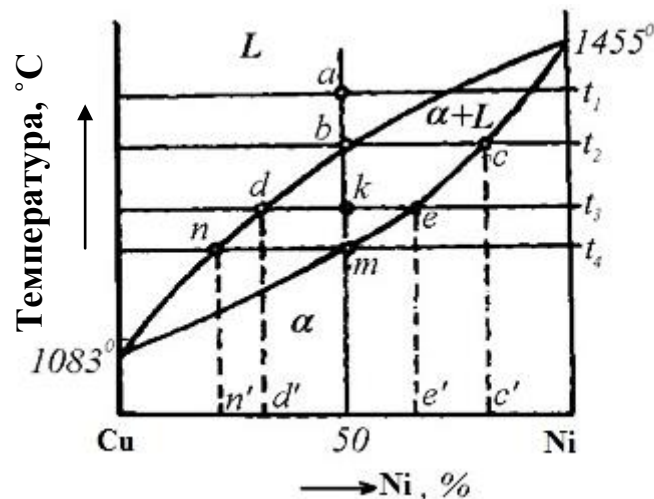


Рис. 26. Диаграмма состояния системы Cu – Ni с образованием твердого раствора с неограниченной растворимостью компонентов

Правило фаз, примененное к сплаву, находящемуся между линиями ликвидуса и солидуса, когда

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1,$$

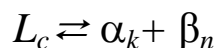
указывает, что кристаллизация α -твердого раствора из жидкой фазы будет происходить при переменной температуре, но зато при каждой заданной температуре концентрация компонентов в обеих фазах совершенно определенная (при t_3 в жидкой фазе – d , а в α -твердом растворе – c). Кристаллизация сплава закончится в точке m при температуре t_4 , причем последняя порция жидкой фазы будет иметь состав точки $n(n')$. Таким образом, α -твердый раствор в итоге имеет исходную концентрацию компонентов, т. е. 50 % Ni и 50 % Cu, и при

дальнейшем охлаждении не испытывает никаких превращений. Отметим еще раз, что вполне однородным сплав будет только при очень малой скорости охлаждения во время кристаллизации.

Из диаграммы состояния данной системы видно, что ниже линии солидуса имеется однофазная область α -твердого раствора. Кристаллизация любого другого сплава происходит так же, как и в сплаве с 50 % Ni.

Диаграмма состояния с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и наличием эвтектического превращения

На рис. 27 показана диаграмма состояния, когда образуются два разных твердых раствора с ограниченной растворимостью. Твердый раствор компонента B в A обозначим как α , а твердый раствор компонента A в B как β . На линии ликвидуса ac начинается кристаллизация сплавов с выделения кристаллов α -твердого раствора, концентрация компонентов в котором изменяется по ходу линии солидуса ak . На линии ликвидуса bc начинается кристаллизация сплавов с выделения кристаллов β -твердого раствора, концентрация компонентов в котором изменяется по ходу линии солидуса bn . Линия kcn является линией эвтектического превращения, состоящего в том, что жидкая фаза состава точки c при постоянной температуре кристаллизуется с одновременным выделением смеси из двух твердых растворов: α -раствора состава точки $k(k')$ и β -раствора состава точки $n(n')$. Схематически эвтектическое превращение можно записать так:



Линия kp указывает на пределы растворимости компонента B в A , т. е. в α -растворе, а линия nt – на пределы растворимости компонента A в B , т. е. в β -растворе, при разных температурах (линии сольвуса).

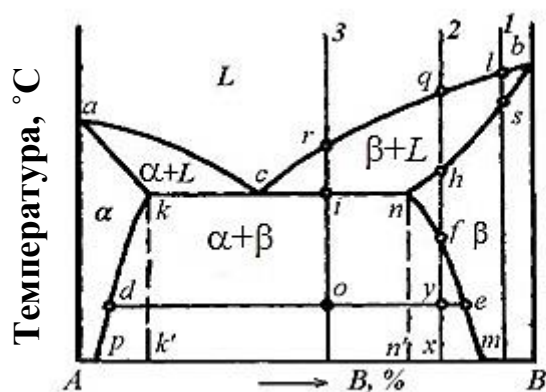


Рис. 27. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием твердых растворов α и β с ограниченной растворимостью компонентов при наличии эвтектического превращения

По диаграмме состояния (рис. 27) можно судить о том, что в любом сплаве этой системы при кристаллизации жидкой фазы и при последующем охлаждении могут образовываться только твердые растворы.

Рассмотрим процессы фазовых превращений в разных сплавах при их охлаждении. Кристаллизация сплава 1 начинается в точке l на линии ликвидуса bc с выделения β -твердого раствора и будет продолжаться при понижении температуры до точки s на линии солидуса bn . В точке s кристаллизация заканчивается, и далее сплав охлаждается без всяких изменений в виде одной фазы β -раствора с исходной концентрацией. Важно обратить внимание на то, что в сплаве 1 при охлаждении ниже точки s в β -растворе будет неизменное количество растворенного компонента A , меньшее по сравнению с предельно возможным, описываемым линией предела насыщения nm .

Кристаллизация сплава 2 начинается также на линии ликвидуса bc в точке q с выделения кристаллов β -твердого раствора и будет продолжаться до точки h на линии солидуса bn . Изменение концентрации компонентов в твердом растворе и в жидкой фазе сплава 2, а также и сплава 1, в процессе кристаллизации происходит так, как это было описано при разборе предыдущей диаграммы состояния.

При дальнейшем охлаждении от точки h до точки f в сплаве 2 не происходит никаких изменений. Сплав остается однофазным (β -раствор). В точке f , лежащей на линии nm , β -раствор становится предельно насыщенным компонентом A и потому, начиная с этой

температуры, при дальнейшем охлаждении из β -раствора должен выделиться избыток компонента A . Ввиду того, что компонент A при этой температуре может растворить некоторое количество компонента B , фактически при охлаждении сплава 2 ниже точки f из β -раствора выделяется α -раствор с концентрацией компонентов, определяемой линией kr . Таким образом, ниже точки f сплав становится двухфазным, состоящим из смеси α - и β -растворов. С понижением температуры химический состав (концентрация компонентов) в обоих твердых растворах должен изменяться согласно ходу линий kr для α -фазы и nt для β -фазы, т. е. α -раствор будет обедняться компонентом B , а β -раствор – компонентом A . Это обеднение твердых растворов соответствующими компонентами происходит путем взаимного перераспределения атомов A и B между кристаллами α - и β -растворов. Так, в точке u сплав 2 будет состоять из смеси β -раствора состава точки e и α -раствора состава точки d . Количество каждого твердого раствора может быть определено на основании применения правила рычага, когда должна учитываться длина плеч du и eu при общей величине рычага (коноды) de .

При достижении низшей температуры на диаграмме в точке x сплав состоит из смеси зерен α -твердого раствора состава точки p и β -твердого раствора состава точки m . В структуре сплава 2 отсутствует эвтектика из α - и β -растворов, так как эвтектика как структурный элемент может присутствовать только в сплавах, имеющих составы от точки $k(k')$ до точки $n(n')$.

Кристаллизация сплава 3 начинается, как и для первых двух сплавов, на линии ликвидуса bc в точке r с выделения β -раствора. При достижении эвтектической температуры сплав должен состоять из β -твердого раствора с максимальной концентрацией растворенного компонента A (точка $n(n')$) и жидкой фазы с эвтектической концентрацией (точка c). В точке i (точнее – немного ниже этой точки) на линии солидуса kcn в сплаве происходит эвтектическое превращение:



в результате которого вся жидкая фаза закристаллизовывается с образованием эвтектической смеси α - и β -растворов предельного насыщения. Ниже точки i застывший сплав состоит из смеси двух твердых фаз: α - и β -твердых растворов, которые при понижении температуры изменяют свою концентрацию согласно ходу линий kr

(для α -раствора) и nt (для β -раствора). В понятие «фаза» при этом включаются кристаллы β -раствора, выделившиеся первыми из жидкой фазы, и кристаллы β -раствора, находящиеся в эвтектической смеси, закристаллизовавшиеся позднее. В точке o сплав состоит из смеси α -раствора состава точки d и β -раствора состава точки e в соотношении

$$Q_{\alpha} / Q_{\beta} = oe/od.$$

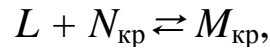
Поскольку левая часть диаграммы состояния (от точки c) аналогична правой ее части, нет необходимости разбирать процессы фазовых превращений в сплавах с первоначальным выделением кристаллов α -раствора. Последовательность фазовых изменений в этом случае должна оставаться такой же, как и в сплавах 1, 2 и 3.

Сплавы, в которых есть переменная растворимость компонентов в твердых растворах при изменении температуры, представляют особый интерес для технических целей. На диаграмме (см. рис. 27) к ним можно отнести две группы сплавов: от точки p до точки k' и от точки n' до точки m .

В подобных сплавах методом специальной термической обработки можно получить различные неравновесные состояния и структуры, в результате чего эти сплавы могут приобрести ценные свойства (повышенную прочность и твердость). Если, например, нагреть сплав 2 до температуры выше точки f (но ниже точки h), то фазовое состояние сплава будет представлено одним β -твердым раствором с исходной концентрацией компонентов. Последующее быстрое охлаждение в воде (закалка) предотвратит выделение избыточной α -фазы, и сплав при комнатной температуре будет состоять, как и в нагретом состоянии, из одного β -раствора состава точки x . Но это уже будет неравновесное состояние сплава, β -твердый раствор окажется пересыщенным компонентом A . Последующий распад такого пересыщенного твердого раствора, происходящий при комнатной температуре (естественное старение) или при невысоком нагреве (искусственное старение), может привести к получению новых структурных состояний и свойств. Так, например, получают повышенную прочность и твердость сплавов алюминия с медью (дуралюмины) и меди с бериллием (бериллиевые бронзы).

Диаграмма состояния системы с перитектическим превращением

Перитектическим превращением называется такое фазовое превращение, когда в результате взаимодействия жидкой фазы с ранее выделившейся кристаллической образуется новая кристаллическая фаза. В общем виде такая реакция может быть записана так:



где L – жидкая фаза; $N_{\text{кр}}$ и $M_{\text{кр}}$ – кристаллические фазы.

В результате перитектического превращения в структуре сплавов иногда новая кристаллическая фаза ($M_{\text{кр}}$) окружает участки старой кристаллической фазы ($N_{\text{кр}}$), поэтому такую структуру и само превращение назвали перитектическими («peru» в переводе с греческого – «вокруг»). Поскольку при перитектическом превращении одновременно наблюдаются три фазы, эта реакция, как и эвтектическая, должна протекать при постоянной температуре и при постоянных концентрациях компонентов во всех трех фазах, так как по правилу фаз:

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Рассмотрим диаграмму состояния, когда в системе образуются твердые растворы с ограниченной растворимостью компонентов при наличии перитектического превращения (рис. 28). Следует отметить, что этот случай является весьма распространенным в технически важных системах. Подобные диаграммы состояний встречаются в железоуглеродистых сплавах и во многих цветных сплавах (бронзах, латунях и др.).

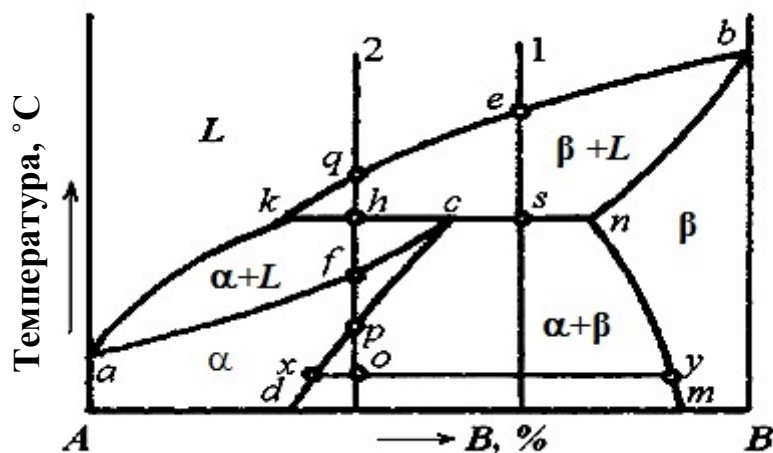


Рис. 28. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием твердых растворов α и β с ограниченной растворимостью компонентов при наличии перитектического превращения

В системе, приведенной на рис. 28, так же как и в ранее рассмотренной (см. рис. 27), образуются два твердых раствора с ограниченной растворимостью компонентов α и β . Линия cd указывает на пределы растворимости компонента B в A , т. е. в α -растворе, а линия nt – на пределы растворимости компонента A в B , т. е. в β -растворе при разных температурах. Линия kcn является линией перитектического превращения. На этой линии, а точнее – несколько ниже ее, жидкая фаза состава точки k взаимодействует с β -твердым раствором состава точки n , в результате чего образуется α -твердый раствор состава точки c : $L + \beta_n \rightleftharpoons \alpha_c$.

Кристаллизация сплава 1 начнется при температуре чуть ниже точки l на линии ликвидуса bk с выделения первичных кристаллов β -твердого раствора, состав которого будет с понижением температуры постепенно изменяться по линии солидуса к точке n . Жидкая фаза изменяется при этом согласно ходу линии ликвидуса к точке k . При достижении точки s на линии kcn закончится кристаллизация β -твердого раствора.

При температуре немного выше линии kcn сплав состоит из двух фаз: L_k и β . На линии kcn (т. е. при данной температуре) в сплаве происходит перитектическое превращение, в результате которого образуется некоторое количество α -твердого раствора состава точки c .

После перитектического превращения сплав 1 (и все сплавы по составу от точки c до n) состоит из двух твердых растворов α_c и β_n . Следовательно, в процессе превращения жидкая фаза L_k израсходовалась полностью, кристаллы же β -твердого раствора (β_n) частично пошли на образование α -твердого раствора и остались еще в избытке. При дальнейшем охлаждении будет изменяться концентрация компонентов как в α -, так и в β -растворах, согласно ходу линий cd и nt ; при этом возможно некоторое изменение количества обеих твердых фаз, что легко установить, применяя правило рычага. При низшей температуре сплав 1 состоит из двух растворов: α -раствора состава точки d и β -раствора состава точки t .

Кристаллизация сплава 2 начнется в точке q и закончится в точке h с выделения кристаллов β -твердого раствора, так же как и в сплаве 1 . На линии kcn происходит то же самое перитектическое превращение с тем отличием, что по окончании этого превращения в избытке окажется жидкая фаза, а β -раствор полностью

израсходуется на образование α -твердого раствора. Это можно установить, если проанализировать фазовый состав сплава при температуре немного ниже точки h . Нетрудно заметить, что подобный результат перитектического превращения будет получен во всех сплавах, имеющих состав от точки k до точки s . Перитектическую реакцию нельзя рассматривать как подобие химической реакции соединения двух фаз с образованием новой фазы. Сущность ее состоит в следующем. При переохлаждении ниже перитектической температуры жидкий раствор становится пересыщенным по отношению к перитектической фазе – α -твердому раствору, которая поэтому и кристаллизуется. При кристаллизации α -фазы жидкий раствор обедняется компонентом B и становится ненасыщенным по отношению к β -фазе, что приводит к ее растворению в жидкости.

Итак, в сплаве 2, в отличие от сплава 1, после окончания перитектического превращения еще остается жидкая фаза, которая при дальнейшем охлаждении будет кристаллизоваться с выделением α -твердого раствора вплоть до точки f , лежащей на линии солидуса ac . В соответствии с законами кристаллизации твердых растворов в кристаллах α -фазы будет происходить изменение концентрации компонентов от точки s до точки f .

От точки f до точки p сплав охлаждается в однофазном состоянии в виде α -твердого раствора с исходной концентрацией компонентов. При достижении точки p на линии cd α -раствор становится предельно насыщенным компонентом B , поэтому при охлаждении ниже точки p из α -раствора начнется выделение β -раствора состава, определяемого линией nt . При дальнейшем понижении температуры состав α -твердого раствора будет изменяться согласно линии cd , а состав β -твердого раствора – согласно линии nt аналогично тому, как это было показано при разборе сплава 1.

После окончания всех фазовых превращений сплав 2 состоит из кристаллов α -твердого раствора состава точки d и β -твердого раствора состава точки t . Рассматривать фазовые превращения в сплавах, лежащих правее точки n и левее точки k , т. е. не испытывающих при кристаллизации перитектического превращения, нет необходимости, так как аналогичные примеры уже были рассмотрены на сплавах по предыдущим диаграммам.

Перитектическое превращение в сплаве состава точки c закончится образованием одного α -твердого раствора.

В заключение отметим, что в некоторых сплавах в результате перитектического превращения образуется не твердый раствор с ограниченной растворимостью компонентов, а *неустойчивое химическое соединение*. К неустойчивым химическим соединениям относят такие, которые при нагреве не плавятся, а распадаются на две другие фазы, из которых одна жидкая, а другая кристаллическая.

На рис. 29 показана диаграмма состояния такой системы, когда на линии pot в результате перитектического превращения при взаимодействии жидкой фазы L_p и твердого раствора β_m образуется неустойчивое химическое соединение A_mB_n . Это соединение при нагреве на линии pot , т. е. при достижении данной температуры, распадается соответственно на кристаллы β -твердого раствора состава точки t и жидкую фазу состава точки p .

При охлаждении сплавов, находящихся в области диаграммы $A_mB_n - omq$, наблюдается обеднение β -фазы растворенным компонентом A путем выделения из β -фазы некоторого количества второй твердой фазы, более богатой компонентом A , чем β -раствор, т. е. неустойчивого химического соединения A_mB_n . Следовательно, в этой области количество β -раствора при охлаждении уменьшается, а количество A_mB_n соответственно увеличивается.

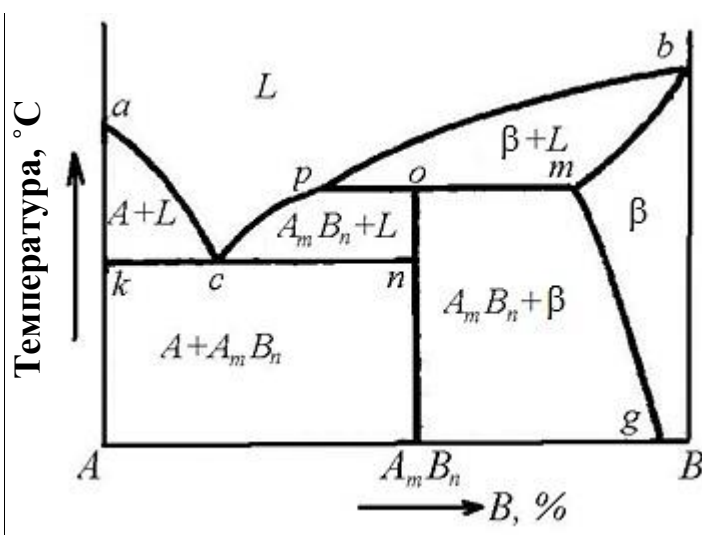


Рис. 29. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием неустойчивого химического соединения A_mB_n при наличии перитектического превращения

Линия kcn является линией эвтектического превращения, в результате которого жидкая фаза состава точки c кристаллизуется с

образованием смеси из двух кристаллических фаз: компонента A и химического соединения $A_m B_n$.

*Диаграмма с ограниченной растворимостью компонентов
в жидком состоянии.*

До сих пор мы рассматривали диаграммы с неограниченной взаимной растворимостью компонентов в жидком состоянии. Однако существует ряд металлов, которые в жидком состоянии дают ограниченную растворимость. На диаграммах состояния таких систем существует двухфазная область несмешиваемости $L_1 + L_2$. На рис. 30 приведены примеры таких систем. Пунктирной линией на них показана область ограниченной растворимости компонентов в жидком состоянии (*область несмешиваемости* или *купол расслоения*). С повышением температуры концентрационный интервал ограниченной растворимости уменьшается, и, наконец, выше определенной температуры сплав находится полностью в состоянии однородного жидкого раствора, т. е. состоит из одной фазы.

Рассмотрим диаграмму, изображенную на рис.30, где показаны фазовые превращения при охлаждении в сплаве состава x . До температуры t_1 (точка I) сплав не испытывает никаких превращений. При температуре t_1 (чуть ниже) из основного жидкого раствора начинают выделяться первые порции жидкой фазы другого химического состава (точка I'), обогащенного компонентом B . По мере понижения температуры в интервале $t_1 - t_2$ (точки $I - 2$) составы обеих жидких фаз будут изменяться по соответствующим линиям купола расслоения – одна из них меняет состав по отрезку $I - M$ в сторону увеличения в ней концентрации компонента A , а другая жидкость по отрезку $I' - K$, обогащаясь компонентом B .

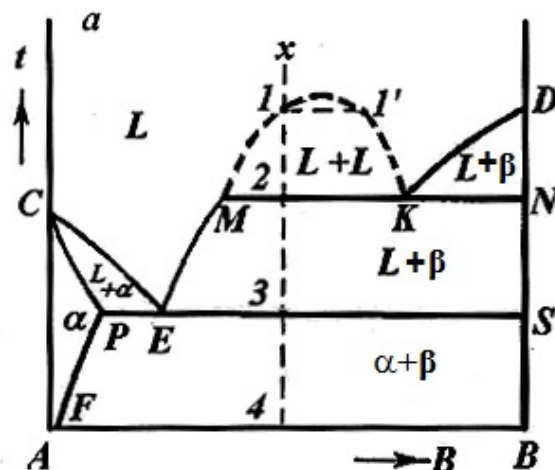


Рис. 30. Диаграмма состояния систем с ограниченной растворимостью компонентов в жидком состоянии и наличием монотектического превращения

Когда охлаждение сплава x дойдет до температуры t_2 , соответствующей линии MKN , начнется превращение, заключающееся в распаде одной жидкой фазы на другую жидкую фазу и твердую (в данном случае это чистый компонент B), т. е. реакция проходит по схеме:



Такое превращение называется *монотектическим*. На самой линии MKN реакция является обратимой, в равновесии находятся три фазы, но уже при малейшем переохлаждении ниже температуры t_2 превращение становится направленным. Это приводит к исчезновению жидкой фазы, состав которой отвечает точке K , после чего в сплаве остается другая жидкая фаза, богатая компонентом A , а также кристаллы компонента B . При последующем охлаждении в интервале температур $t_2 - t_3$ (точки 2–3) происходит выделение B из жидкой фазы. Это вызовет изменение ее состава (в соответствии с линией ME). При температуре t_3 будет протекать уже известное эвтектическое превращение $L_E \rightleftharpoons \alpha_p + B$, связанное с распадом жидкого раствора на две твердые фазы – твердый раствор α (состава точки P) и чистый компонент B . В интервале $t_3 - t_4$ (точки 3–4) произойдет завершающий этап фазовых превращений в сплаве – выделение кристаллов B из твердого раствора α , при этом состав последнего будет меняться по линии сольвуса PF .

Во всех своих остальных частях диаграмма состояния может быть легко понята на основе рассмотренных ранее диаграмм.

Заключение по рассмотренным диаграммам состояния

Всякая диаграмма двойной системы справедлива только для равновесного состояния, наибольшему приближению к которому будет способствовать длительная выдержка сплава во времени при любой температуре или очень малая скорость нагрева и охлаждения. Диаграмма точно описывает фазовое состояние сплава (фазы, их состав и количество) и чем точнее, тем ближе сплав находится к состоянию равновесия. Сама диаграмма состояния, будучи по своей природе фазовой, по существу не характеризует структуру сплавов. Однако представление о структурном составе сплавов является очень важным, так как свойства сплавов при данном химическом составе определяются структурой (в атомном, микроскопическом и макроскопическом представлениях). Часто, когда рассматривают какой-либо сплав по равновесной диаграмме состояния и изучают происходящие в нем фазовые превращения, одновременно высказывают и предположения о возможной структуре сплава при комнатной температуре (при этом обычно имеют в виду микроструктуру).

4. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Сплавы железа с углеродом, т. е. сталь и чугун, составляют подавляющее большинство применяемых в промышленности сплавов, а термическая обработка их, основывающаяся на данной диаграмме, с каждым годом получает все большее распространение. Имеется две диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов: метастабильная, характеризующая превращения в системе Fe–Fe₃C (цементит), и стабильная, характеризующая превращения в системе Fe–C (см. рис. 31).

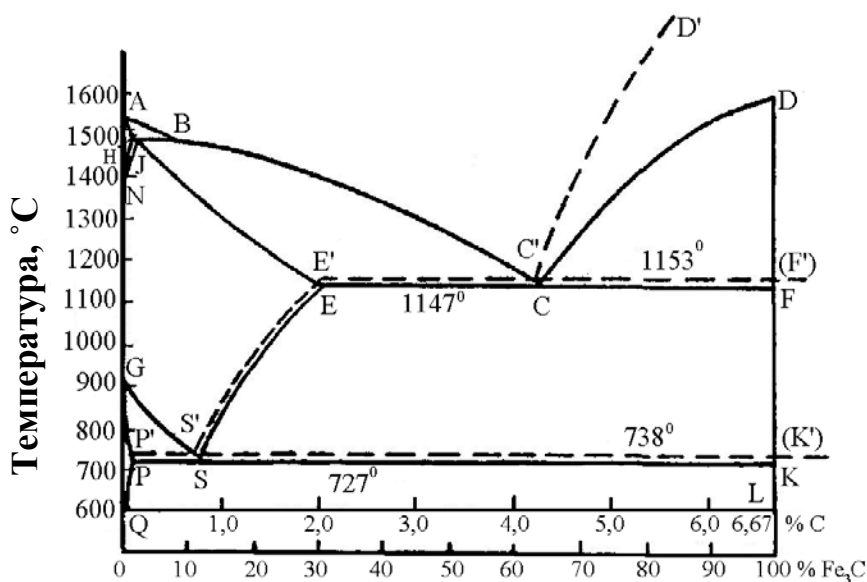


Рис. 31. Диаграмма состояния системы «железо – углерод»

На то, что система Fe–C является более стабильной, чем система Fe–Fe₃C, указывает тот факт, что при нагреве до высоких температур цементит распадается на железо и графит, т. е. переходит в более стабильное состояние. Диаграмма сплавов железа с углеродом охватывает не все сплавы, содержащие от 0 до 100 % C, а только часть их с содержанием от 0 до 6,67 % C, т. к. сплавы с более высоким содержанием углерода практического применения не имеют.

Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом

Железо и углерод – элементы полиморфные. Железо с температурой плавления 1539 °C имеет две модификации – α и γ . Модификация Fe _{α} существует от комнатной температуры до 911 °C и имеет ОЦК решетку с периодом 0,286 нм. Важной особенностью Fe _{α} является его ферромагнетизм, проявляющийся ниже температуры 768 °C, называемой точкой Кюри, которую обозначают как A_2 . Выше точки Кюри железо становится парамагнитным. При температуре 911 °C α -Fe переходит в γ -Fe с ГЦК решеткой. Эта модификация существует в температурном интервале 911–1392 °C. ГЦК решетка более компактная, чем ОЦК. В связи с этим при Fe _{γ} → Fe _{α} объем железа уменьшается приблизительно на 1 %. При температуре 1392 °C γ -Fe переходит в δ -Fe снова с решеткой ОЦК. Обычно

температуру полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ обозначают как критическую точку A_3 , а температуру превращения $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ при $1392\text{ }^\circ\text{C}$ как точку A_4 .

Углерод – элемент с большим числом аллотропических модификаций: графит, алмаз, фуллерены, нанотрубка, лонсдейлит, графен. При нормальных условиях стабилен графит, алмаз представляет собой его метастабильную модификацию.

Фазы в сплавах железа с углеродом представляют собой *жидкий раствор, феррит, аустенит, цементит и свободный углерод в виде графита*.

Феррит (обозначают Φ или α) – твердый раствор внедрения углерода в Fe_α . Различают низкотемпературный и высокотемпературный феррит. Предельная концентрация углерода в низкотемпературном феррите составляет лишь $0,02\%$, в высокотемпературном – $0,1\%$. Столь низкая растворимость углерода в Fe_α обусловлена малым размером межатомных пор в ОЦК решетке. Значительная доля атомов углерода вынуждена размещаться в дефектах (вакансиях, дислокациях). Феррит – мягкая, пластичная фаза со следующими механическими свойствами: $\sigma_g = 300\text{ МПа}$; $\delta = 40\%$; $\psi = 70\%$; $\text{КСУ} = 2,5\text{ МДж/м}^2$; твердость – $80\text{--}100\text{ НВ}$.

Аустенит (обозначают A или γ) – твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ . Он имеет ГЦК решетку, межатомные поры в которой больше, чем в ОЦК решетке, поэтому растворимость углерода в Fe_γ значительно больше и достигает $2,14\%$. Аустенит пластичен, но прочнее феррита ($160\text{--}200\text{ НВ}$) при $20\text{--}25\text{ }^\circ\text{C}$.

Цементит (обозначают Ц или Fe_3C) – карбид железа (почти постоянного состава) Fe_3C , содержит $6,67\%$ C и имеет сложную ромбическую решетку. При нормальных условиях цементит тверд (800 НВ) и хрупок. Он слабо ферромагнитен и теряет ферромагнетизм при $210\text{ }^\circ\text{C}$. Температуру плавления цементита трудно определить в связи с его распадом при нагреве. При нагреве лазерным лучом она установлена равной $1260\text{ }^\circ\text{C}$.

Графит – углерод, выделяющийся в железоуглеродистых сплавах в свободном состоянии. Имеет гексагональную кристаллическую решетку. Графит электропроводен, химически стоек, малопрочен, мягок.

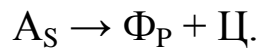
4.1. Превращения в сплавах системы «железо – цементит»

4.1.1. Фазовый состав

Диаграмма состояния Fe–Fe₃C (см. рис. 31) характеризует фазовый состав и превращения в системе Fe–Fe₃C. Особенность диаграммы – наличие на оси составов двух шкал, показывающих содержание углерода и цементита. Координаты характерных точек диаграммы следующие: точка *A* (1539 °С) определяет температуру плавления; точка *N* (1392 °С) и *G* (911 °С) соответствуют температурам полиморфных превращений железа. Точки *H* (0,1 % С) и *P* (0,02 % С) характеризуют предельную концентрацию углерода соответственно в высокотемпературном и низкотемпературном феррите. Точка *E* (2,14 % С) определяет наибольшую концентрацию углерода в аустените. Значения остальных точек будут ясны после проведенного анализа диаграммы.

Превращения в сплавах системы Fe–Fe₃C происходят как при затвердевании жидкой фазы, так и в твердом состоянии. Первичная кристаллизация идет в интервале температур, определяемых на линиях ликвидус (*ABCD*) и солидус (*АНJЕСFD*). Вторичная кристаллизация вызвана превращением железа одной модификации в другую и переменной растворимостью углерода в аустените и феррите; при понижении температуры эта растворимость уменьшается. Избыток углерода из твердых растворов выделяется в виде цементита. Линии *ES* и *PQ* характеризуют изменение концентрации углерода в аустените и феррите соответственно. Цементит имеет почти неизменный состав (вертикальная линия *DFKQ*). Выделяющийся из расплава цементит называют *первичным*, из аустенита – *вторичным*, из феррита – *третичным*. Соответственно на диаграмме состояния *CD* – линия выделения первичного цементита, *ES* – линия выделения вторичного цементита (принято критические точки, соответствующие линии *ES*, обозначать *A_{cm}*); *PQ* – линия выделения третичного цементита. В системе Fe–Fe₃C происходят три изотермических превращения:

- перитектическое превращение на линии *HJB* (1499 °С):
$$\Phi_H + Ж_B \rightarrow A_J;$$
- эвтектическое превращение на линии *ECF* (1147 °С):
$$Ж_C \rightarrow A_E + Ц;$$
- эвтектоидное превращение на линии *PSK* (727 °С):



Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется *ледебуритом*, эвтектоидная смесь феррита и цементита – *перлитом*. *Эвтектоид* – *перлит* (0,8 % С) и *эвтектику* – *ледебурит* (4,3% С) рассматривают как самостоятельные структурные составляющие, которые оказывают заметное влияние на свойства сплавов. Перлит чаще всего имеет пластинчатое строение и является прочной структурной составляющей: $\sigma_{\text{в}} = 800\text{--}900$ МПа; $\sigma_{0,2} = 450$ МПа; $\delta \leq 16$ %; твердость 180–220 НВ. При охлаждении ледебурита до значения температуры ниже линии *PSK* входящий в него аустенит превращается в перлит и при 20–25 °С ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита (*превращенный ледебурит*). В этой структурной составляющей цементит образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита. Такое строение ледебурита служит причиной его большой твердости (больше 600 НВ) и хрупкости. Присутствие ледебурита в структуре сплавов обуславливает их неспособность к обработке давлением, затрудняет обработку резанием.

Железоуглеродистые сплавы подразделяют на две группы: стали, содержащие от 0,02 до 2,14 % С, и чугуны, содержащие выше 2,14 % С. Различают *доэвтектоидные стали*, расположенные по составу левее точки *S* диаграммы, т. е. между точками *P* и *S*, и *заэвтектоидные стали*, находящиеся правее точки *S*, т. е. между точками *S* и *E* диаграммы. Сплав железо–углерод, отвечающий точке *S*, называется *эвтектоидной сталью*. Чугун может быть *доэвтектическим*, расположенным по составу между точками *E* и *C* диаграммы, и *заэвтектическим*, лежащим по составу между точками *C* и *F* диаграммы. Отметим, что на практике содержание углерода в заэвтектических чугунах обычно не превышает 5 %. Чугун, состав которого отвечает составу точки *C*, называется *эвтектическим*.

Структура чугунов может формироваться как по метастабильной, так и по стабильной диаграмме «железо – углерод». Чугуны, структура которых образуется по метастабильной диаграмме Fe – Fe₃C, называют *белыми чугунами*, а чугуны, кристаллизующиеся по стабильному варианту диаграммы Fe – C, – *серыми чугунами*.

Эти названия чугуны получили по виду излома. Излом белых чугунов блестящий, кристаллический, а у серых чугунов – матовый, что обусловлено наличием в их структуре графита.

4.1.2. Кристаллизация сталей

Кристаллизация чистого железа протекает изотермически при 1539 °С, а сплавов железа с углеродом – в интервале температур. Рассмотрим подробно процессы превращений, происходящих в сплавах при охлаждении; процессы превращений при нагреве сплавов идут аналогично процессам, происходящим при охлаждении, но в обратном порядке.

Во всяком сплаве с содержанием углерода до 0,5 % при его охлаждении происходит кристаллизация δ -твердого раствора. Рассмотрим несколько примеров разбора происходящих при этом процессов, для чего воспользуемся рис. 32, где изображен верхний левый угол диаграммы с областью кристаллизации δ -твердого раствора.

Сплав I. Содержание углерода 0,01 %. Выше точки 1, лежащей на линии ликвидуса AB , сплав находится в жидком виде. Из жидкого сплава в точке 1 начинается кристаллизация δ -твердого раствора. Процесс заканчивается в точке 2, и дальше полностью застывший сплав в состоянии δ -твердого раствора охлаждается без всяких превращений до тех пор, пока не придет в точку 3 линии HN .

При температуре точки 3 δ -твердый раствор начинает перестраиваться в γ -твердый раствор, причем состав первых кристаллов образовавшегося аустенита определяется точкой b на линии JN .

В интервале температур между точками 3 и 4 этот переход δ -твердого раствора в аустенит будет продолжаться. Состав же кристаллов аустенита будет определяться при любой искомой температуре на линии JN в непрерывном изменении от точки b до точки 4.

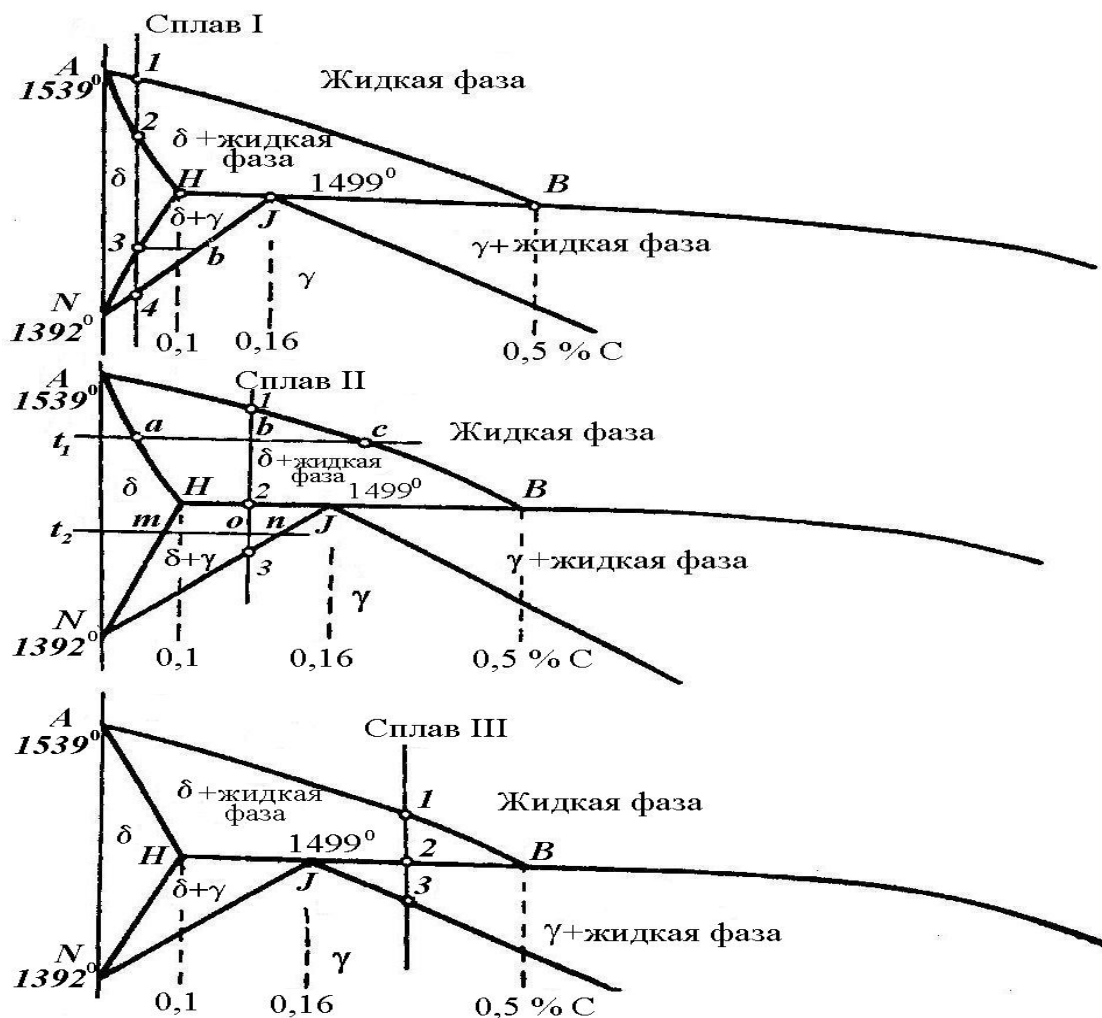


Рис. 32. Схема кристаллизации δ -твердого раствора

Состав остающихся кристаллов δ -твердого раствора будет соответственно изменяться по линии HN в направлении от точки 3 к точке N . В точке 4 (A_4) процесс перехода $\delta \rightarrow \gamma$ закончится и дальше сплав с содержанием 0,01 % углерода будет охлаждаться в состоянии аустенита.

Сплав II. Содержание углерода 0,13 %

Кристаллизация сплава начнется в точке I с выделением кристаллов δ -твердого раствора. С дальнейшим охлаждением продолжается процесс кристаллизации, причем состав жидкой фазы будет непрерывно изменяться по линии ликвидуса от точки I к точке B , а состав кристаллов δ -твердого раствора будет одновременно изменяться по линии AN по направлению к точке H .

Вместе с изменениями химического состава жидкой и твердой фаз будут изменяться и их весовые количества. Так, например, при некоторой промежуточной температуре t_1 сплав будет состоять из

жидкой фазы состава точки *c* и твердой фазы состава точки *a*, находящихся между собой в равновесии.

Когда сплав достигнет температуры 1499 °С, т. е. точки 2, он будет претерпевать перитектическое превращение. При этой температуре жидкая фаза состава точки *B* будет реагировать с δ -твердым раствором предельной насыщенности состава точки *H*, в результате чего образуется некоторое количество новой твердой фазы – аустенита, состава точки *J*.

Поскольку во время протекания перитектической реакции сплав состоит из трех фаз (жидкий сплав, δ -твердый раствор и аустенит), то по правилу фаз система не должна иметь ни одной степени свободы, т. к.

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Поэтому линия *NB* является горизонтальной, т. е. все эти три фазы находятся при постоянной температуре.

К моменту охлаждения сплава до точки 2 количество жидкой фазы состава точки *B* было пропорционально отрезку *H2*, а твердого раствора состава точки *H* – пропорционально отрезку *B2*.

Перитектическая реакция сплава *II* (как и для всякого другого сплава с содержанием углерода 0,1 %–0,16 %) окончится тем, что жидкая фаза будет израсходована полностью и исчезнет из системы, а δ -твердый раствор частично останется неиспользованным.

По окончании реакции сплав будет состоять из двух фаз: δ -твердого раствора состава точки *H* и аустенита состава точки *J*. Когда сплав станет двухфазным, у него появится одна степень свободы и система будет охлаждаться дальше от точки 2 к точке 3. В этом интервале температур δ -твердый раствор будет постепенно переходить в аустенит вследствие перестройки железа- δ в железо- γ , причем первый (δ -твердый раствор) будет менять свой состав по линии *HN*, а второй (аустенит) по линии *JN*. Количество δ -твердого раствора будет все время уменьшаться, а количество аустенита увеличиваться.

В точке 3 (*A₄*) процесс перекристаллизации закончится полностью и дальше сплав с содержанием углерода 0,13 % будет охлаждаться в состоянии аустенита.

Сплав III. Содержание углерода 0,25 %

В сплаве начнется кристаллизация в точке 1. Чем больше углерода содержится в сплаве (до 4,3 %), тем при более низкой

температуре он начинает кристаллизоваться. Между точками 1 и 2, как и в первых двух разобранных выше сплавах, из жидкой фазы выделяются кристаллы δ -твердого раствора. При температуре 1499 °С сплав будет также претерпевать перитектическое превращение, аналогично разобранным ранее в сплаве II.

В сплаве III ввиду иного соотношения количества имеющихся в системе фаз, где уже в избытке имеется жидкая фаза, перитектическое превращение окончится тем, что δ -твердый раствор будет весь израсходован и уйдет из системы, а останется вновь образованная твердая фаза – аустенит состава точки J и не полностью израсходованная жидкая фаза состава точки B.

С дальнейшим понижением температуры от точки 2 жидкий сплав кристаллизуется с непосредственным выделением кристаллов аустенита, состав которого будет непрерывно изменяться от точки J (0,16 % C) к точке 3. В точке 3 сплав полностью закристаллизуется и будет находиться в состоянии аустенита.

Таким образом, на трех примерах рассмотрена первичная кристаллизация железуглеродистых сплавов (т. е. кристаллизация из жидкой фазы) с малым содержанием углерода, до 0,5 %, причем установили, что сплавы, содержащие до 0,1 % углерода, не имеют перитектического превращения, а сплавы, содержащие 0,1–0,5 % углерода, имеют перитектическое превращение.

Первичная кристаллизация сплавов, содержащих 0,5–2,14 % углерода, не представляет каких-либо затруднений для анализа, потому что является обычной кристаллизацией твердых растворов.

Разбор процессов кристаллизации всех сплавов мы довели до состояния аустенита, занимающего обширную область *NJESG*. Дальнейшие превращения в сплавах будут разобраны ниже.

Процессы фазовых превращений, идущих в твердом состоянии сплавов, называют *перекристаллизацией*.

Теперь рассмотрим превращения в сплавах из состояния аустенита при дальнейшем понижении температуры.

Итак, область *NJESG* включает в себе сплавы в состоянии твердого раствора углерода в γ -железе, т. е. аустенит. Этот аустенит в сплавах, содержащих до 0,5 % углерода, образовался из первоначально, выкристаллизовавшегося δ -твердого раствора, а аустенит с содержанием 0,5–2,14 % углерода непосредственно сам кристаллизовался из жидкого сплава. Несмотря на различный генезис

этих двух групп, аустенит везде имеет одинаковую природу и свойства.

Аустенит с содержанием углерода 0,8 % при температуре 727 °С испытывает эвтектоидное превращение.

Однако есть небольшая подгруппа сплавов, не испытывающих эвтектоидного превращения. Это сплавы с содержанием углерода до 0,02 %, которые называют *техническим железом*. Распад охлаждающегося аустенита на смесь других фаз протекает в две стадии.

Перекристаллизация всех доэвтектоидных сталей (сплавов железа с углеродом, содержащих углерод 0,02–0,8 %) начинается с первой стадии – полиморфного превращения аустенита в феррит. Чем выше содержание углерода в стали, тем при более низких температурах начинается превращение. В чистом виде превращение γ -Fe в α -Fe происходит при температуре 911 °С, а в сплаве с 0,8 % С оно снижается до 727 °С. Ввиду того, что феррит практически почти не растворяет в себе углерода, концентрация углерода в аустените с понижением температуры будет увеличиваться. Это происходит до тех пор, пока оставшаяся порция аустенита не примет концентрацию, равную 0,8 % С. И только в сплаве, содержащем 0,8 % С, превращение γ в α совершается при постоянной температуре.

Перекристаллизация всех заэвтектоидных сплавов (с содержанием углерода 0,8–2,14 %) начинается с выделения из аустенита вторичного цементита вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените при понижении температуры. Выделение цементита, так же как и феррита в доэвтектоидных сталях, продолжается при понижении температуры до тех пор, пока концентрация углерода в аустените не достигнет 0,8 %.

Перекристаллизация в доэвтектоидных и в заэвтектоидных сплавах заканчивается одинаковой для всех этих сплавов второй стадией распада аустенита. Она заключается в эвтектоидном распаде последних порций аустенита с концентрацией углерода 0,8 % при постоянной температуре 727 °С с образованием механической смеси двух фаз: феррита и цементита.

Таким превращением последних порций аустенита заканчивается фазовая перекристаллизация сплавов (если пренебречь изменением растворимости углерода в феррите по линии PQ).

Рассмотрим теперь на нескольких примерах процессы фазовой перекристаллизации сплавов (рис. 33).

Сплав IV. Содержание углерода 0,01 %

При охлаждении сплава IV процесс распада аустенита с выделением первых кристаллов феррита начнется в точке 1 на линии GS. С дальнейшим понижением температуры происходит нарастающий процесс образования феррита, а количество остающегося аустенита соответственно уменьшается, одновременно с этим процессом он обогащается углеродом.

Таким образом, состав аустенита изменяется теперь все время по линии GS, скользя от точки 1 вправо – вниз. В точке 2 на линии PG полностью закончится процесс перехода аустенита в феррит с той же исходной концентрацией, т. е. с 0,01 % С. В интервале значений температуры между точками 2 и 3 феррит находится в ненасыщенном состоянии. Начиная с точки 3 линии PQ, феррит оказывается предельно насыщенным углеродом, избыток которого из-за уменьшения растворимости при понижении температуры начинает выделяться в виде третичного цементита. Выделение цементита продолжается при дальнейшем охлаждении. В итоге сплав IV после полного охлаждения будет состоять из смеси феррита с цементитом, причем количество цементита будет крайне малым, в чем легко убедиться при помощи правила рычага. Конечная структура сплава – феррит и третичный цементит в виде прослоек по границам зерен, выделения которого ухудшают технологическую пластичность.

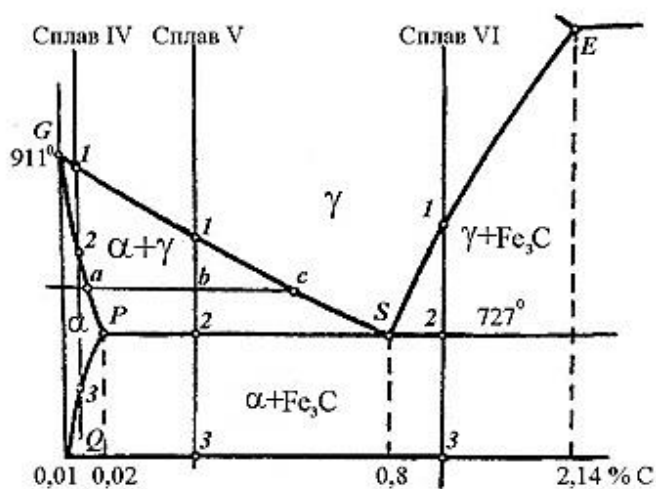


Рис. 33. Схема кристаллизации доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей

Сплав V. Содержание углерода 0,50 %

Процесс перекристаллизации начнется при значении температуры в точке I на линии GS с выделением феррита из аустенита. При дальнейшем понижении температуры процесс перехода аустенита в феррит будет нарастать. При этом состав феррита будет изменяться по линии PG , а состав аустенита – по линии GS , т. е. аустенит будет заметно обогащаться углеродом. Количество аустенита все время будет уменьшаться, а количество феррита увеличиваться.

Применив правило фаз $C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$, видим, что в системе может изменяться одна степень свободы (например, температура), и число фаз между линиями GS и PSK остается неизменным, т. е. равным двум.

Процесс перестройки аустенита в феррит будет продолжаться до тех пор, пока аустенит, изменяя свой состав по линии GS , не придет в точку S , т. е. достигнет концентрации 0,8 % углерода при температуре 727 °С (а феррит 0,02 % С). При постоянной температуре 727 °С аустенит состава точки S оказывается предельно насыщенным как ферритом, так и цементитом, в результате чего он (аустенит) распадается на механическую смесь этих двух фаз: феррита и цементита (точка A_1).

При эвтектоидной реакции по правилу фаз число степеней свободы системы равно нулю $C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$, т. к. в равновесии находятся одновременно три фазы: аустенит состава точки S , феррит состава точки P и цементит состава точки K .

Превращение окончится тем, что весь аустенит полностью распадется и сплав будет состоять из механической смеси двух фаз: феррита и цементита.

По окончании превращения аустенита можно по правилу рычага подсчитать количество этих фаз.

Как только одна из фаз (аустенит) исчезает из системы, сплав, имея только одну степень свободы, получает возможность охлаждаться далее при наличии двух фаз.

Сплав с 0,5 % С в состоянии смеси феррита и цементита при дальнейшем охлаждении не будет испытывать почти никаких фазовых превращений, за исключением выделения цементита (третичного) из феррита за счет уменьшения растворимости углерода в феррите с понижением температуры по линии PQ .

Структура доэвтектоидных сталей состоит из мягкого избыточного феррита, выделившегося из аустенита при охлаждении между линиями GS и PSK , и перлита (пластинчатая смесь феррита и цементита), образовавшегося в результате распада аустенита.

Количественное соотношение между структурными составляющими (феррита и перлита) в доэвтектоидных сталях определяется содержанием углерода. Чем ближе содержание углерода к эвтектоидной концентрации (0,8 %), тем больше в стали содержится углерода, тем больше в структуре перлита (и меньше феррита) и, следовательно, выше прочностные свойства стали.

Сплав VI. Содержание углерода 1,20 %

Этот сплав, находясь по концентрации углерода правее точки S (0,8 % C), относится к группе заэвтектоидных сталей. Процесс распада аустенита в сплаве VI начнется при температуре точки I на линии ES (точка A_{cm}).

При данной температуре аустенит с содержанием 1,20 % углерода оказывается предельно насыщенным углеродом и при дальнейшем понижении температуры будет выделять из себя вторичный цементит. Следовательно, содержание углерода в аустените, начиная с точки I , при дальнейшем охлаждении будет все время уменьшаться, изменяясь по линии ES .

Выделение цементита происходит до момента прихода сплава в точку 2 , т. е. до температуры 727°C .

При достижении точки 2 сплав будет состоять из двух фаз (точнее сказать, при подходе к точке 2): аустенита – состава точки S и цементита – в следующих количественных соотношениях:

$$Q_{\text{ц}} = S2/SK \cdot 100 \% ; \quad Q_{\text{А}} = K2/SK \cdot 100 \% .$$

При температуре 727°C происходит эвтектоидный распад аустенита (A_1) на механическую смесь, состоящую из феррита и цементита, и в итоге этого превращения сплав будет состоять из этих двух фаз. Выделение некоторого количества цементита из феррита по линии PQ при дальнейшем охлаждении сплава от точки 2 до точки 3 , как и в доэвтектоидных сталях, не внесет существенных изменений в состав сплава после его полного охлаждения. Конечная структура заэвтектоидной стали следующая: наряду с перлитом присутствует белая сетка вторичного цементита. В чисто перлитной стали, а также в заэвтектоидных сталях с помощью специальной термообработки можно получить особую структуру так называемого зернистого

цементита: мелкие неправильной формы зернышки цементита на общем фоне феррита. Инструментальная сталь перед ее механической обработкой и окончательной термообработкой обычно имеет структуру зернистого цементита.

4.1.3. Кристаллизация чугунов

Белые чугуны находятся на диаграмме «железо – цементит» правее точки *E* (см. рис. 34), т. е. все они, в отличие от сталей, обязательно должны содержать эвтектику. Благодаря большому содержанию цементита, эти чугуны имеют светлый излом и поэтому называются белыми. Белые чугуны подразделяются на *доэвтектические*, *эвтектические* и *заэвтектические*.

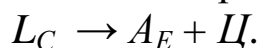
Сплав VII. Содержание углерода 3 %

При охлаждении доэвтектического чугуна кристаллизация начинается в точке *I* на линии ликвидуса *BC* с выделением твердой фазы – аустенита. Он растет в виде дендритов с округлыми ветвями. Дальнейшее охлаждение приводит к увеличению количества аустенита и к уменьшению количества жидкой фазы, причем содержание углерода в обеих фазах растет (в аустените по линии *JE*, а в жидкой фазе – по линии *BC*).

При некоторой промежуточной температуре t_1 количества аустенита (состава точки *a*) и жидкой фазы (состава точки *c*) будут находиться в следующем соотношении:

$$Q_A = bc/ac \cdot 100 \% ; \quad Q_L = ab/ac \cdot 100 \% .$$

По достижении сплавом температуры 1147 °С (точка 2) жидкая фаза, придя в точку *C*, будет иметь 4,3 % углерода и насыщаться одновременно по отношению к аустениту состава точки *E*, по отношению к цементиту, и из него будет кристаллизоваться эвтектика *A + Ц*, называемая *ледебуритом* (по имени немецкого металлурга Ледебура). Эвтектическое превращение записывается так:



В результате эвтектического превращения жидкая фаза исчезает и металл затвердевает в виде механической смеси двух фаз: аустенита и цементита. При дальнейшем понижении температуры аустенит (состава точки *E*) не может содержать в себе 2,14 % углерода и поэтому начинает выделять его в виде новых порций цементита.

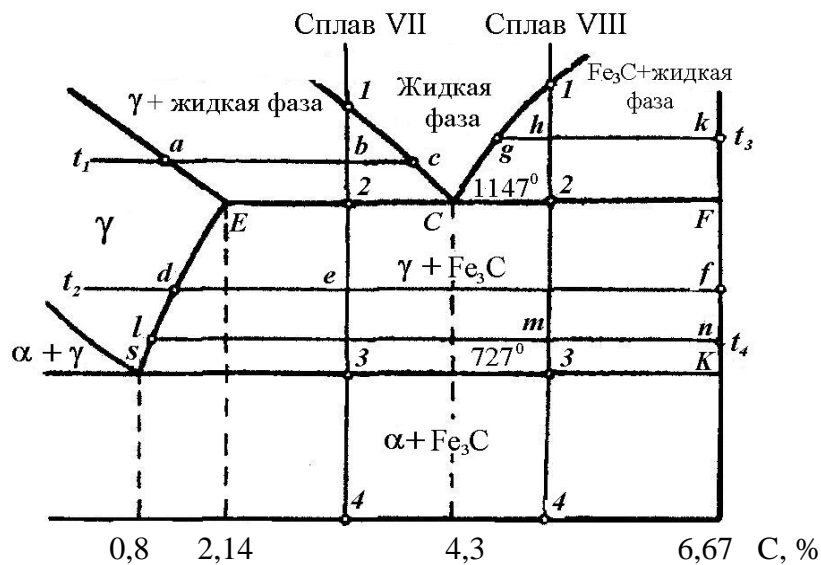


Рис. 34. Схема кристаллизации доэвтектических и заэвтектических сплавов

В результате в интервале значений температуры между точками 2 и 3 (т. е. между 1147 и 727 °С) сплав, все время находясь в двухфазном состоянии, испытывает количественное и качественное изменения. Заключаются они в том, что количество цементита увеличивается, а аустенита – уменьшается, причем содержание углерода в аустените понижается по линии ES . Этот цементит самостоятельной структурной составляющей не является.

При некоторой промежуточной температуре t_2 в сплаве будут находиться аустенит состава точки d и цементит состава точки f .

При достижении сплавом точки 3 аустенит будет иметь химический состав точки S , т. е. в нем будет 0,8 % углерода.

При температуре 727 °С произойдет эвтектоидное превращение аустенита, в результате которого образуется смесь из феррита и цементита. При этом бывшие первичные кристаллы аустенита образуют отдельные перлитные колонии. Аустенит, входящий в состав ледебурита, также распадается на феррит и цементит. Ледебурит, аустенит которого испытал эвтектоидный распад, называется *превращенным ледебуритом*.

В итоге структура доэвтектического белого чугуна состоит из двух смесей: перлита и превращенного ледебурита. Обе смеси включают одни и те же фазы (феррит и цементит), но значительно различаются по строению, свойствам и соотношению между ними. Количество цементита в превращенном ледебурите больше, чем в перлите, и твердость превращенного ледебурита выше твердости перлита. Структура доэвтектического белого чугуна состоит из

темных крупных колоний перлита (образовавшихся в результате распада первичных кристаллов аустенита) и чередующихся включений перлита в светлой цементитной матрице (превращенного ледебурита).

Сплав VIII. Содержание углерода 5,5 %

Данный сплав относится к подгруппе заэвтектических чугунов. При охлаждении такого сплава кристаллизация его начнется в точке 1 на линии ликвидуса *CD* с выделением твердой фазы – цементита (*первичного*). При дальнейшем понижении температуры между точками 1 и 2 будет происходить процесс кристаллизации цементита, причем количество его будет увеличиваться, а жидкой фазы – уменьшаться.

Выделение цементита из жидкой фазы приводит к обеднению ее (жидкой фазы) углеродом, поэтому состав жидкой фазы изменяется по линии *CD* от точки 1 к точке *C*. Когда сплав охладится до точки 2, т. е. до температуры 1147 °С, жидкая фаза примет состав 4,3 % углерода и при этой постоянной температуре закристаллизуется полностью, образуя механическую смесь из аустенита (состава точки *E*) и цементита – ледебурит. При исчезновении жидкой фазы и появлении одной степени свободы происходит дальнейшее охлаждение сплава.

Как и в сплаве VII, в интервале значений температуры от точки 2 до точки 3 из аустенита будет выделяться избыточный цементит, количество которого будет увеличиваться, а аустенита уменьшаться.

Когда сплав охладится до точки 3 (температура 727 °С), а аустенит обеднится углеродом до 0,8 %, он распадется на механическую смесь феррита и цементита. На этом превращении (*A₁*) заканчиваются все процессы превращения в сплаве (если пренебречь изменениями по линии *PQ* при дальнейшем охлаждении от точки 3 до точки 4).

В итоге структура заэвтектического белого чугуна состоит из первичного (избыточного) цементита и превращенного ледебурита. Типичная структура заэвтектического белого чугуна представлена на рис. П.3.4. Первичный цементит в структуре такого чугуна имеет вид крупных пластин, окруженных ледебуритной эвтектикой. С увеличением содержания углерода в заэвтектическом белом чугуне количество цементита увеличивается, а доля превращенного ледебурита уменьшается.

4.2. Превращения в сплавах системы «железо – графит»

При небольших скоростях охлаждения кристаллизация чугунов происходит согласно стабильной диаграмме «железо – графит» с образованием в качестве одной из структурных составляющих графита. Это происходит потому, что температура эвтектического превращения по стабильному варианту диаграммы (линия $E'CF'$) находится выше температуры эвтектического превращения для метастабильного варианта диаграммы (ECF).

Диаграмма состояния Fe–C нанесена на диаграмме Fe–Fe₃C пунктирными линиями (рис. 35). Такой способ изображения системы Fe–C дает возможность сравнивать обе диаграммы.

Линия $C'D'$ указывает изменение состава жидкой фазы во время кристаллизации первичного графита.

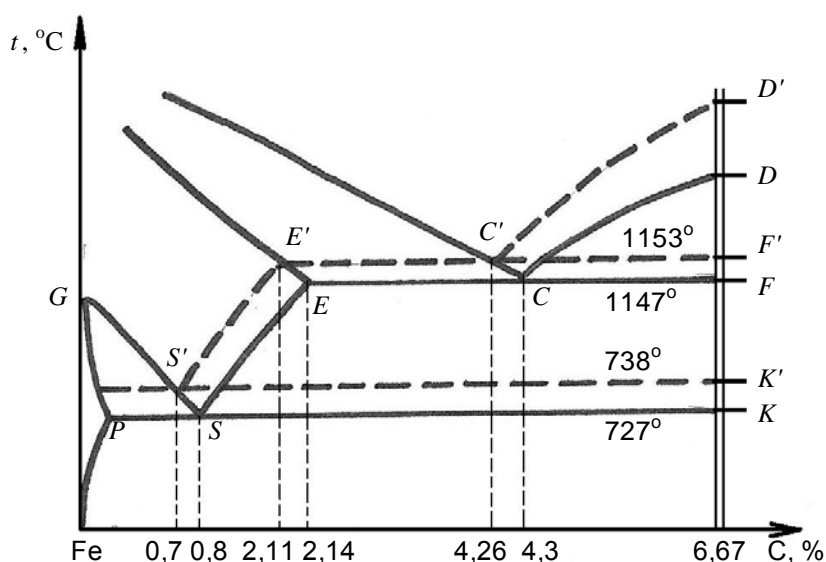


Рис. 35. Диаграммы состояния Fe–C

В системе Fe–C эвтектика образуется при 1153 °C. Она содержит 4,26 % C и состоит из аустенита и графита. Ее называют графитной эвтектикой. В образующейся согласно стабильной диаграмме аустенитно–графитной эвтектике графит является базовой фазой, на которой откладывается аустенит. Аустенитно–графитная эвтектика не имеет специального названия. В интервале температур 1153–738 °C из аустенита выпадает вторичный графит, при этом аустенит изменяет свой состав по линии $E'S'$.

Эвтектоидное превращение у сплавов системы Fe–C протекает при температуре 738 °С, причем эвтектоидная точка соответствует значению 0,7 % C. Структура эвтектоида состоит из феррита и графита. Вторичный графит, выделяющийся из аустенита, не образует самостоятельную структурную составляющую, а присоединяется к имеющемуся эвтектическому или первичному графиту.

Чтение диаграммы состояния Fe–C не отличается принципиально от чтения диаграммы состояния Fe–Fe₃C, но во всех случаях из сплавов выпадает не цементит, а графит. Железоуглеродистые сплавы могут кристаллизоваться в соответствии с диаграммой Fe–C только при весьма медленном охлаждении и наличии графитизирующих добавок (Si, Ni и др.). Кристаллическая структура графита слоистая. Прочность и пластичность графита весьма низкие.

В обычном сером чугуна, полученном при медленном охлаждении во время кристаллизации, графит похож на розетку с небольшим числом изогнутых лепестков. В шлифе такие лепестки имеют вид изогнутых пластинок, сужающихся на концах. Графит плохо полируется и, рассеивая свет, имеет темный оттенок на светлом фоне металлической матрицы нетравленного шлифа.

4.3. Влияние углерода на свойства сталей

Стали – сложные по составу железоуглеродистые сплавы. Кроме железа и углерода – основных компонентов, а также возможных легирующих элементов, стали содержат некоторое количество постоянных и случайных примесей, влияющих на их свойства.

Углерод, концентрация которого в конструкционных сталях достигает 0,5 (0,6) %, оказывает определяющее влияние на их свойства. Степень его влияния зависит от структурного состояния стали, ее термической обработки.

После отжига углеродистые конструкционные стали имеют ферритно–перлитную структуру, состоящую из двух фаз: феррита и цементита. Количество цементита, который отличается высокой твердостью и хрупкостью, увеличивается пропорционально концентрации углерода. В связи с этим по мере повышения

содержания углерода возрастает прочность и твердость, но снижается пластичность и вязкость (рис. 36).

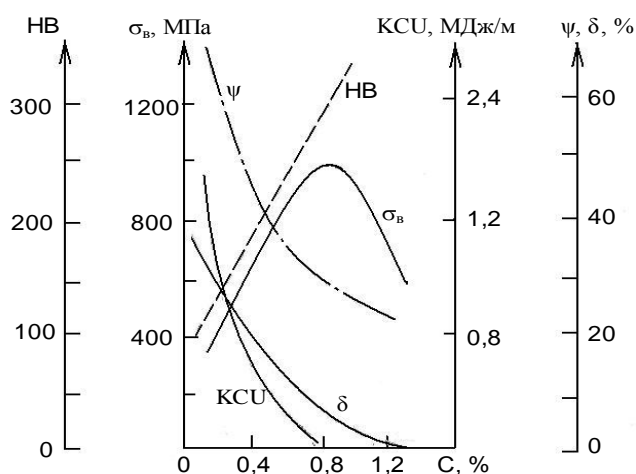


Рис. 36. Влияние углерода на механические свойства горячекатаных сталей

Кроме того, углерод заметно повышает верхний порог хладноломкости, расширяя тем самым температурный интервал перехода стали в хрупкое состояние (см. рис. 36).

Каждая 0,1 % С повышает верхнюю границу этого перехода примерно на 20 °С. При 0,4 % С порог хладноломкости равен 0 °С, при большей концентрации углерода температура достигает 20 °С; такие стали менее надежны в работе.

Влияние углерода еще более значительно при неравновесной структуре стали. После закалки на мартенсит временное сопротивление сталей интенсивно возрастает по мере увеличения содержания углерода и достигнет максимума при 0,4 % С. При низком отпуске механические свойства сталей полностью определяются концентрацией углерода в твердом растворе. Углерод изменяет технологические свойства стали. При увеличении его содержания снижается способность сталей деформироваться в горячем, особенно в холодном состояниях, затрудняется свариваемость. Постоянными примесями в стали являются: Mn, Si, P, а газами – O₂, N₂, H₂.

4.4. Классификация железоуглеродистых сплавов

4.4.1. Стали

Стали классифицируют по химическому составу, качеству, степени раскисления, структуре и назначению.

По *химическому составу* стали классифицируют на углеродистые и легированные. В зависимости от концентрации углерода и те и другие подразделяются на низкоуглеродистые (до 0,25 % С), среднеуглеродистые (0,25 – 0,5 % С) и высокоуглеродистые (выше 0,7 % С). По количеству введенных элементов легированные стали разделяют на *низко–, средне– и высоколегированные*. В низколегированных сталях количество легирующих элементов не превышает 2,5 %, в среднелегированных содержится 2,5–10 %, в высоколегированных – более 10 %.

По *качеству*: стали *обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особо высококачественные*.

Стали обыкновенного качества содержат до 0,050 % S и 0,040 % P, качественные – не более 0,04 % S и 0,035 % P (инструментальные до 0,03 %), высококачественные – не более 0,025 % S и 0,025 % P, особо высококачественные – не более 0,015 % S и 0,025 % P.

По *степени раскисления* и характеру затвердевания стали классифицируют:

- спокойные (раскисляют марганцем, кремнием и алюминием);
- полуспокойные (по степени раскисления занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими);
- кипящие (раскисляют только марганцем).

По *структуре* в отожженном (равновесном) состоянии стали разделяют на следующие классы: доэвтектоидные, имеющие в структуре избыточный феррит; эвтектоидные, структура которых состоит из перлита; заэвтектоидные, имеющие в структуре перлит и цементит вторичный; ледебуритные, аустенитные и ферритные.

По структуре после нормализации стали подразделяют на следующие основные классы: перлитный, мартенситный, аустенитный, ферритный.

По *назначению* стали подразделяются на конструкционные, инструментальные и стали специального назначения.

Конструкционные по назначению подразделяются на машиностроительные, предназначенные для изготовления деталей машин и механизмов (цементуемые и улучшаемые), и строительные, используемые для металлоконструкций и сооружений.

Инструментальные стали по назначению подразделяются на стали (материалы) для режущего инструмента, для штампового инструмента (холодной и горячей штамповки) и измерительного инструмента.

Стали со специальными физико-химическими свойствами по назначению могут быть коррозионно-стойкими, жаростойкими, жаропрочными, износостойкими, электротехническими и т. д., в которых получение тех или иных свойств достигается соответствующим легированием.

Конструкционные стали (углеродистые и легированные стали)

Углеродистые стали обыкновенного качества

Стали обыкновенного качества поставляют горячекатаными в виде проката (прутки, листы, уголки, трубы и т. п.). Марки для этих сталей, химический состав и степень раскисления при выплавке регламентирует ГОСТ 380–94 (табл. 1)

Таблица 1

Содержание элементов в углеродистых сталях
обыкновенного качества, %

| Марка стали | С | Mn | Si в стали | | | S | P |
|-------------|-----------|----------|------------|-----------|-----------|------|------|
| | | | кп | пс | сп | | |
| Ст0 | ≤ 0,23 | – | – | – | – | 0,06 | 0,07 |
| Ст1 | 0,06–0,12 | 0,25–0,5 | 0,05 | 0,05–0,17 | 0,12–0,30 | 0,05 | 0,04 |
| Ст2 | 0,09–0,15 | 0,25–0,5 | | | | | |
| Ст3 | 0,14–0,22 | 0,3–0,65 | | | | | |
| Ст4 | 0,18–0,27 | 0,4–0,70 | | | | | |
| Ст5 | 0,28–0,37 | 0,5–0,80 | – | – | 0,15–0,35 | – | – |
| Ст6 | 0,38–0,49 | 0,5–0,80 | – | – | | | |
| Ст3Г | 0,14–0,22 | 0,8–1,10 | – | – | – | – | – |
| Ст5Г | 0,28–0,37 | 0,8–1,10 | – | – | – | – | – |

Примечание. В сталях Ст1 – Ст6 допускается не более 0,3 % Cr; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,08 % As; 0,01 % N.

Концентрация марганца возрастает от 0,25–0,50 % в стали Ст1 до 0,50–0,80 % в стали Ст6. Три марки стали производят с повышенным (0,80–1,1 %) содержанием марганца, на что указывает буква «Г» в марке: Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст5Гпс.

Прокат подразделяется на три группы (I – III) и пять категорий (1 – 5). Группа проката оценивает качество поверхности и способ использования проката. Прокат I группы используют без обработки поверхности, II группы – для изготовления деталей обработкой резанием, III группы – для заготовок и деталей, получаемых горячей обработкой давлением.

Механические свойства горячекатаных сталей обыкновенного качества регламентирует ГОСТ 535–88 (табл. 2).

Категории проката различаются набором нормируемых показателей механических свойств. Для всех категорий гарантируют уровень σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и допустимый угол загиба.

Таблица 2

Механические свойства углеродистых сталей
обыкновенного качества

| Марка стали | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | $KCU_{20^\circ C}$, МДж/м ² |
|-------------|------------------|----------------------|--------------|--|
| | | не менее | | |
| Ст0 | ≥ 310 | – | 20 | – |
| Ст1 | 320–420 | – | 31 | – |
| Ст2 | 340–440 | – | 29 | 0,9–1,1 |
| Ст3 | 380–490 | 255 | 26 | 0,7–1,0 |
| Ст4 | 410–530 | 265 | 24 | – |
| Ст5 | 490–630 | 295 | 20 | – |
| Ст6 | ≥ 590 | 315 | 15 | – |

Примечание. В кипящих сталях Ст1кп – Ст4кп значения σ_B на 10–20 МПа, $\sigma_{0,2}$ на 10 МПа меньше, а δ на 1,0 % больше, чем в приведенных сталях тех же марок.

Для категории 3 дополнительно определяют KCU при 20 °С; для категории 4 – KCU при – 20 °С; для категории 5 – KCU при – 20°С и склонность стали к деформационному старению.

Уровень механических свойств зависит от толщины проката. Сортамент изделий из проката отличается большим разнообразием. Его подразделяют на четыре группы: *сортовая сталь* (круглый,

квадратный, полосовой, угловой прокат; швеллеры; двутавровые балки), *листовая сталь, специальные профили, трубы.*

Прокат из углеродистых сталей обыкновенного качества предназначен для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Этим технологическим требованиям в наибольшей степени отвечают низкоуглеродистые стали, из которых изготавливают сварные фермы, рамы и другие строительные металлоконструкции.

На выбор стали большое влияние оказывают также технологические свойства, прежде всего свариваемость и способность к холодной обработке давлением.

Стали, поставляемые по техническим условиям, имеют также и специальное назначение: котло–, мосто– и судостроение. Стали Ст4 и особенно Ст3 широко применяют в сельскохозяйственном машиностроении.

Углеродистые качественные стали

К этим сталям предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,04 %, фосфора не более 0,035 %) и неметаллических включений. Качественные углеродистые стали выплавляют в электропечах, кислородных конвертерах и мартеновских печах. Качественные стали поставляют заказчикам с контролем по химическому составу и по механическим свойствам ГОСТ 1050–88 (табл. 3).

Качественные углеродистые стали маркируют двузначными цифрами 08, 10, 15,...60, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. При обозначении кипящей стали или полуспокойной в конце марки указывается степень раскисления: кп, пс. В случае спокойной стали степень раскисления не указывается.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на низкоуглеродистые до 0,25 % С (малопрочные и высокопластичные стали и цементуемые), среднеуглеродистые свыше 0,25 до 0,5 % С (улучшаемые) и высокоуглеродистые конструкционные стали до 0,65 % С.

Таблица 3

Состав и свойства некоторых марок качественных
углеродистых сталей (ГОСТ 1050–88)

| Содержание, % | | | | | Механические свойства, не менее | | | | |
|----------------|-----------|---------------|---------------|-----------------|------------------------------------|---------------------|-----------------|---------------|--|
| Марка стали | C | Mn | Si | Cr, не более | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | $KCU_{20^\circ C}$, МДж/м ² |
| 08 | 0,05–0,12 | 0,35– 0,65 | 0,17– 0,37 | 0,10 | 196 | 320 | 33 | 60 | – |
| 10 | 0,07–0,14 | | | 0,15 | 205 | 330 | 31 | 55 | – |
| 15 | 0,12–0,19 | | | 0,25 | 225 | 370 | 27 | 55 | – |
| 20 | 0,17–0,24 | | | 0,25 | 245 | 410 | 25 | 55 | – |
| 25 | 0,22–0,30 | 0,50– 0,80 | | 0,25 | 275 | 450 | 23 | 50 | 0,88 |
| 30 | 0,27–0,35 | | | 0,5 | 295 | 490 | 21 | 50 | 0,78 |
| 35 | 0,32–0,40 | | | 0,25 | 315 | 530 | 20 | 45 | 0,69 |
| 40 | 0,37–0,45 | | | 0,25 | 335 | 570 | 19 | 45 | 0,59 |
| 45 | 0,42–0,50 | | | 0,25 | 355 | 600 | 16 | 40 | 0,49 |
| 50 | 0,47–0,55 | | | 0,25 | 375 | 630 | 14 | 40 | 0,38 |
| 55 | 0,52–0,60 | | | 0,25 | 380 | 650 | 13 | 35 | – |
| 60 | 0,57–0,65 | | | 0,25 | 400 | 680 | 12 | 35 | – |

Стали легированные

Обозначение легированных сталей (ГОСТ 4543–71) состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих ее химический состав. Принято обозначать хром – Х, никель – Н, марганец – Г, кремний – С, молибден – М, вольфрам – В, титан – Т, ванадий – Ф, алюминий – Ю, медь – Д, ниобий – Б, бор – Р, кобальт – К. Буква А в середине марки стали показывает содержание азота, а в конце марки – сталь высококачественная, в начале – сталь автоматная (для обработки на автоматических станках). Число, стоящее после буквы, указывает на примерное содержание легирующего элемента в процентах. Если число отсутствует, то легирующего элемента меньше или около 1 %.

Число в начале марки конструкционной легированной стали показывает содержание углерода в сотых долях процента. Например, сталь 30ХГС в среднем содержит 0,30 % С, 1 % Cr, 1 % Mn и 1% Si. Особо высококачественные стали (например, после электрошлакового переплава) имеют в конце букву Ш, например 30ХГС–Ш.

Инструментальные углеродистые стали

Углеродистые стали, содержащие более 0,7 % углерода, используются для изготовления инструмента. Их маркируют У7, У8, У10, У12, У13, где «У» означает углеродистую сталь, цифра – содержание углерода в десятых долях процента. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435–90) производят качественными У7, У8–У13 и высококачественными У7А, У8А–У13А. Углеродистые стали поставляют после отжига на зернистый цементит. Благодаря невысокой твердости состояния поставки (187–217 НВ) углеродистые стали хорошо обрабатываются резанием и деформируются. Из-за низкой прокаливаемости (10–12 мм) углеродистые стали пригодны для мелких инструментов (метчики, сверла, напильники, пилы и др.).

Инструментальные легированные стали

Марка инструментальных легированных сталей состоит из сочетания букв и цифр, как и в конструкционных легированных сталях, обозначающих химический состав.

Число в начале марки инструментальной легированной стали показывает содержание углерода в десятых долях процента. Например, сталь 9ХВГ в среднем содержит 0,9 % С, 1 % Cr, 1 % W, 1 % Mn. Если число перед буквами отсутствует, то углерода в стали около или выше 1 %. Например, сталь ХВСГ в среднем содержит 0,95–1,05 % С, 1 % Cr, 1 % W, 1 % Si, 1 % Mn.

4.4.2. Чугуны

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % С, называются чугунами. Из-за большого количества цементита они твердые (450–550 НВ), хрупкие и для изготовления деталей машин не используются. Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки из серого чугуна со слоем белого чугуна в виде твердой корки на поверхности. Из них изготавливают прокатные валки, лемехи плугов, тормозные колодки и другие детали, работающие в условиях износа.

Белые чугуны

Белыми называются чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита. Цементит придает излому специфический белый цвет и характерный блеск. Чугуны выплавляют

в доменных печах, вагранках и электропечах. Выплавляемые в доменных печах чугуны бывают *передельными*, *специальными* (ферросплавы) и *литейными*. Передельные и специальные чугуны используют для последующей выплавки стали и чугуна. В вагранках и электропечах переплавляют литейные чугуны (ГОСТ 4832–80). Около 20 % всего выплавляемого чугуна используют для изготовления литья. В литейном чугуне обычно содержится не более 4,0 % С. Кроме углерода, обязательно присутствуют в примеси S, P, Mn, Si, причем в значительно большем количестве, чем в углеродистой стали.

Марки литейного чугуна: Л1, Л2, Л3, Л4, Л5, Л6 (2,43–4,01% С). С увеличением порядкового номера от 1 до 6 содержание Si уменьшается с 3 до 6 %, а Mn может изменяться в зависимости от группы I – VI от 0,3 до 1,5 %.

Серые чугуны

Серые чугуны – это чугуны, в которых весь углерод или большая его часть находится в свободном состоянии в виде графита, а содержание углерода в связанном состоянии в виде цементита составляет не более 0,8 % С. Графит придает излому серый цвет, поэтому его называют *серым чугуном*.

В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов:

- *серый с пластинчатым графитом*. По химическому составу серые чугуны разделяют на *обычные* (нелегированные) и *легированные*. Обычные серые чугуны – сплавы сложного состава, содержащие основные элементы Fe, С, Si и постоянные примеси Mn, P и S. Содержание этих элементов в серых чугунах колеблется следующих пределах, %: 2,2–3,7 С; 1–3 Si; 0,2–1,1 Mn; 0,02–0,3 P и 0,02–0,15 S;
- *высокопрочный с шаровидным графитом*. Его получают модифицированием магнием, который вводят в жидкий чугун в количестве 0,02–0,08 %;
- *ковкий чугун с хлопьевидным графитом*. Их получают отжигом белых доэвтектических чугунов;
- *чугуны с вермикулярным графитом*. Структура формируется под действием комплексного модификатора (около 5 % Mg). Графит приобретает шаровидную (до 40 %) и вермикулярную – в виде мелких тонких прожилок – форму.

Серые чугуны могут иметь различную металлическую основу:

- *серые чугуны*
 - ферритную основу;
 - ферритоперлитную основу;
 - перлитную основу;
- *высокопрочные чугуны*
 - ферритную основу;
 - ферритоперлитную основу;
 - перлитную основу;
- *ковкие чугуны*
 - ферритную основу;
 - перлитную основу.

Чугуны целесообразнее использовать для деталей, работающих на сжатие. Однако в реальных условиях эксплуатации может возникнуть сложное напряженное состояние. В этом случае работоспособность чугуна лимитируется долей растягивающих напряжений, поэтому показателем механических свойств серых чугунов, в соответствии с ГОСТ 1412–85, является прочность при статическом растяжении (см. табл. 4). Механические свойства серых чугунов зависят от свойств металлической основы и главным образом от количества, формы и размеров графитных включений. Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны: жаростойкие (дополнительно содержат Cr, Al), жаропрочные (Cr, Ni, Mo). Высокопрочные чугуны применяют в различных отраслях техники, эффективно заменяя сталь во многих изделиях и конструкциях. Из них изготавливают оборудование прокатных станов (прокатные валки массой до 12 т), кузнечно–прессовое оборудование (траверса прессы, шабот ковочного молота); в турбостроении – корпус паровой турбины, лопатки направляющего аппарата; в дизеле–, тракторо– и автомобилестроении: коленчатые валы, поршни и многие другие ответственные детали, работающие при высоких циклических нагрузках и в условиях изнашивания.

Таблица 4

Механические свойства чугунов

| Марка чугуна | σ_B | $\sigma_{0,2}$ | $\delta, \%$ | НВ | Структура металлической основы |
|---|------------|----------------|--------------|---------|--------------------------------|
| | МПа | | | | |
| Серые чугуны (ГОСТ 1412–85) | | | | | |
| СЧ10 | 100 | – | – | 190 | Ф |
| СЧ15 | 150 | – | – | 163–210 | Ф |
| СЧ25 | 250 | – | – | 180–245 | Ф+П |
| СЧ35 | 350 | – | – | 220–275 | П |
| Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293–85) | | | | | |
| ВЧ35 | 350 | 220 | 22 | 140–170 | Ф |
| ВЧ45 | 450 | 310 | 10 | 140–225 | Ф+П |
| ВЧ60 | 600 | 370 | 3 | 192–227 | Ф+П |
| ВЧ80 | 800 | 490 | 2 | 248–351 | П |
| ВЧ100 | 1000 | 700 | 2 | 270–360 | Б |
| Ковкие чугуны (ГОСТ 1215–79) | | | | | |
| КЧ 30–6 | 300 | – | 6 | 100–163 | Ф+до 10 % П |
| КЧ 35–8 | 350 | – | 8 | 100–163 | |
| КЧ 37–12 | 370 | – | 12 | 110–163 | |
| КЧ 45–7 | 450 | – | 7 | 150–207 | |
| КЧ 60–3 | 600 | – | 3 | 200–269 | П+ до 20 % Ф |
| КЧ 80–1,5 | 800 | – | 1,5 | 270–320 | |
| Чугуны с вермикулярным графитом (ГОСТ 28394–89) | | | | | |
| ЧВГ 30 | 300 | 240 | 3 | 130–180 | Ф |
| ЧВГ 35 | 350 | 260 | 2 | 140–190 | Ф+П |
| ЧВГ 40 | 400 | 320 | 1,5 | 170–220 | Ф+П |
| ЧВГ 45 | 450 | 380 | 0,8 | 190–250 | П |

Чугуны с вермикулярным графитом заменяют серые чугуны в отливках, подвергаемых циклическим нагрузкам и частым теплосменам. Из них отливают блоки цилиндров, поршни, гильзы, крышки цилиндров двигателей внутреннего сгорания, а также изложницы и кокили. При введении в состав чугунов до 1,2 % Ni и 0,4 % Mo они хорошо противостоят изнашиванию и кавитации.

5. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

5.1. Медь и ее сплавы

Медь – металл красновато–розового цвета, кристаллическая ГЦК решетка с периодом $a = 0,3608$ нм, полиморфных превращений нет, температура плавления 1083°C . Медь относится к тяжелым цветным металлам; ее плотность при 20°C равна $8,94$ т/м³. Она обладает ценными технологическими свойствами: высокой электро– и теплопроводностью, хорошо обрабатывается давлением, сваривается всеми видами сварки, легко полируется. Чистая медь в отожженном состоянии имеет небольшую прочность и высокую пластичность:

$$\sigma_{\text{в}} = 220\text{--}240 \text{ МПа}, \delta = 50 \% \text{ и } E = 132 \text{ ГПа}.$$

Медь обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в воздушной атмосфере. При взаимодействии с воздухом на меди образуется защитная пленка (патины), которая в зависимости от влажности и состава атмосферы, а также длительности пребывания в ней имеет разный состав и различные оттенки – от черного и коричневого до зеленого и синего.

Среди цветных металлов по объему потребления медь находится на втором месте (после алюминия). Удельное электрическое сопротивление отожженной меди равно $0,0178$ мкОм·м. Из меди изготавливают провода, кабели, шины и другие токопроводящие изделия. Их получают методом холодной пластической деформации (волочением, прокаткой, плющением). Холодная пластическая деформация вызывает значительные изменения в структуре и свойствах меди. При больших степенях деформации медь принимает волокнистое строение. Прочность значительно возрастает (с 220 до 450 МПа), а пластичность падает (с 50 до 2 %). Под действием деформации электропроводность меди уменьшается. Для получения высокой электропроводности и пластичности медь на готовом размере подвергают рекристаллизационному отжигу. Величина зерна рекристаллизованной меди зависит от степени холодной пластической деформации, а также от температуры и продолжительности отжига. Значительное повышение температуры отжига (выше 900°C) вызывает сильное укрупнение зерна за счет собирательной рекристаллизации и резкое понижение прочности меди. Оптимальные температуры отжига – $600\text{--}700^{\circ}\text{C}$.

Нашей промышленностью производится 11 марок меди с различным содержанием примесей. Наивысшей электропроводностью обладает бескислородная медь, полученная вакуумной плавкой. По ГОСТ 859–2001 в зависимости от содержания примесей различают следующие марки меди: М00 (99,99 % Cu), М0 (99,97 % Cu), М1 (99,9 % Cu), М2 (99,7 % Cu), М3 (99,5 % Cu) и др.

По характеру взаимодействия с медью легирующие элементы и примеси разделяют на три группы:

- растворимые в меди элементы Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Ag повышают прочность и твердость меди и используются для легирования сплавов на медной основе;
- нерастворимые элементы Pb и Bi ухудшают механические свойства меди и однофазных сплавов на ее основе. Эти элементы почти нерастворимы в меди и образуют легкоплавкие эвтектики по границам зерен, что способствует красноломкости и ухудшает способность к горячей деформации;
- особо вредными примесями являются кислород и сера, образующие даже в небольших количествах хрупкую эвтектику Cu–Cu₂O или Cu–Cu₂S по границам зерен. При нагреве металла с включениями эвтектики в атмосфере, содержащей водород, диффундирующий в глубь меди, проявляется так называемая водородная болезнь $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$ (или H_2S), в результате чего пары воды (или газ H_2S) создают высокое давление и возможно образование трещин.

Медь является основой важнейших сплавов – латуней, бронз и медно–никелевых сплавов.

Медные сплавы

Сохраняя положительные качества меди (высокие теплопроводность и электропроводность, коррозионную стойкость и т. д.), ее сплавы обладают хорошими механическими и антифрикционными свойствами. Для легирования медных сплавов в основном используют элементы, растворимые в Cu, – Zn, Sn, Al, Be, Si, Mn, Ni. Повышая прочность медных сплавов, легирующие элементы практически не снижают, а некоторые из них (Zn, Sn, Al) увеличивают пластичность. Высокая пластичность – отличительная особенность медных сплавов. Относительное удлинение некоторых однофазных сплавов достигает 65 %. По прочности медные сплавы уступают только сталям. Временное сопротивление большинства

сплавов меди лежит в интервале 300–500 МПа, что соответствует свойствам низкоуглеродистых нелегированных сталей в нормализованном состоянии. И только временное сопротивление наиболее прочных бериллиевых бронз после закалки и старения находится на уровне среднеуглеродистых легированных сталей, подвергнутых термическому улучшению ($\sigma_{\text{в}}=1100\text{--}1200$ МПа).

По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые (обрабатываемые давлением) и литейные; по способности упрочняться с помощью термической обработки – на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой. Однако наиболее распространенным является деление медных сплавов на *бронзы, латуни и медно–никелевые сплавы*.

Латунями называют сплавы Cu с Zn. Маркируют латуни буквой Л и числами, характеризующими среднее содержание легирующих элементов. Так, например, латунь Л 90 содержит 90 % Cu и 10 % Zn. Если латунь легирована, то алюминий в них обозначается буквой А; бериллий – Б; железо – Ж; кремний – К; медь – М; магний – Мг; мышьяк – Мш; никель – Н; олово – О; свинец – С; серебро – Ср; сурьма – Су; фосфор – Ф; цинк – Ц; цирконий – Цр; хром – Х; марганец – Мц.

В многокомпонентных деформируемых латунях (ГОСТ 15527–70) после Л ставятся буквы – символы элементов, а затем числа, указывающие содержание меди и каждого легирующего элемента. Например, латунь ЛАН 59–3–2 содержит 59 % Cu, 3 % Al и 2 % Ni (остальное Zn). В марках литейных латуней (ГОСТ 17711–93) указывается содержание Zn, а количество каждого легирующего элемента ставится непосредственно за буквой, обозначающей его. Например, латунь ЛЦ40Мц3А содержит 40 % Zn, 3 % Mn и 1 % Al.

Диаграмма состояния Cu–Zn показана на рис. 37. Сложная, на первый взгляд, диаграмма имеет пять простых перитектических превращений.

В зависимости от содержания Zn из жидкой фазы выпадают различные твердые фазы α , β , γ , ϵ , δ , η :

α – граничный твердый раствор Zn в Cu. Этот раствор имеет решетку гранцентрированного куба. Из диаграммы видно, что с понижением температуры растворимость Zn в Cu возрастает;

β – промежуточная фаза, электронное соединение CuZn с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным 3/2.

Имеет решетку объемно–центрированного куба. При температурах ниже 454–468° С эта фаза принимает упорядоченное расположение атомов и обозначается β' . Упорядоченный твердый раствор на базе химического соединения CuZn имеет высокую твердость и хрупкость;

γ – промежуточная фаза, электронное соединение Cu_5Zn_8 с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным 21/13 (γ –фаза имеет сложную кубическую решетку);

ε – промежуточная фаза, электронное соединение CuZn_3 с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным 7/4 (ε –фаза имеет гексагональную решетку);

δ – промежуточная фаза, природа которой в настоящее время не установлена;

η – твердый раствор Cu в Zn . Этот твердый раствор имеет гексагональную решетку.

При рассмотрении диаграммы состояния $\text{Cu} - \text{Zn}$ видно, что в сплавах, содержащих 32 % Zn при температуре 902° С, в результате перитектического превращения появляется β –фаза, которая при дальнейшем очень медленном охлаждении растворяется в α –фазе, и сплавы при комнатной температуре будут иметь однофазное состояние. Все сплавы, содержащие до 39 % Zn , согласно диаграмме состоят из одного α –твердого раствора.

В производственных условиях при ускоренном охлаждении сплавов β –фаза не успевает полностью раствориться в α –твердом растворе и будет присутствовать в структуре сплавов, содержащих около 32 % Zn , но не 39 %, как это показано на диаграмме состояния. Однофазные α –латуни имеют пластичность, которая увеличивается с повышением содержания Zn до 32 %. Эти латуни подвергаются холодной пластической деформации и рекристаллизации.

Марки однофазных α –латуней – Л 80 и Л 90 имеют цвет золота, их применяют для ювелирных и декоративных изделий. Такие латуни, содержащие высокий процент Cu , называют полутомпаком или томпаком. α –латуни содержат 55–61 % Cu ; наиболее распространенная марка Л60, из нее изготавливают прутки, а из них с помощью обработки резанием различные детали. Повышение содержания Zn удешевляет латуни, улучшает их обрабатываемость резанием, повышает способность прирабатываться и противостоять износу. Вместе с тем уменьшаются теплопроводность и

электрическая проводимость, которые составляют 20–50 % от характеристик Cu.

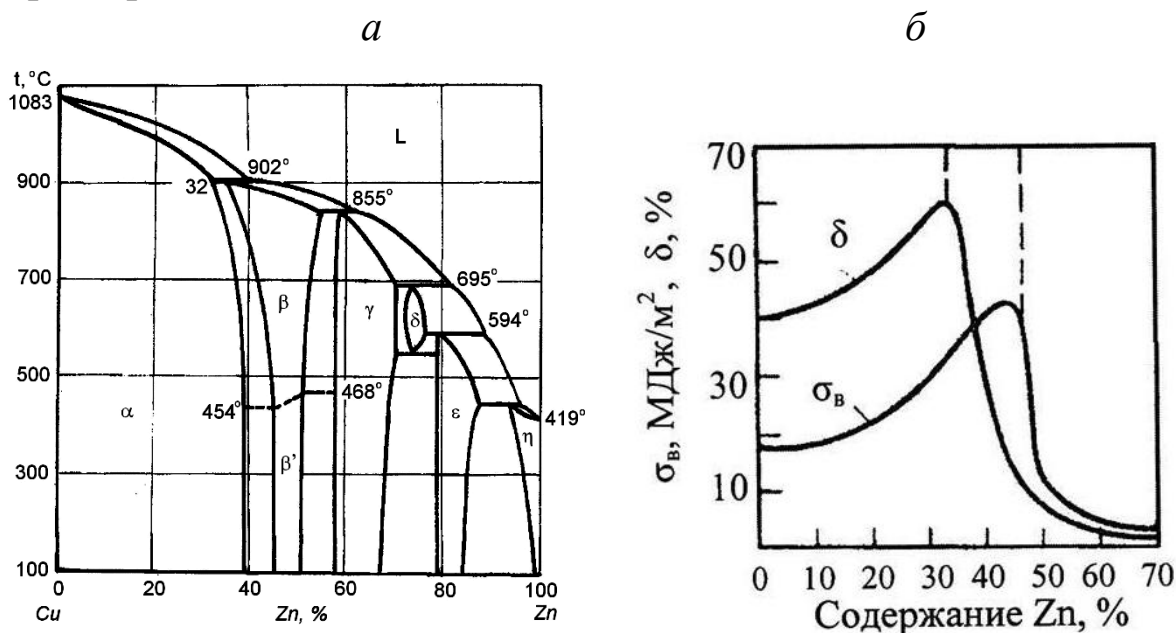


Рис. 37. Диаграмма состояния Cu–Zn (а) и влияние Zn на механические свойства латуни (б)

Примеси повышают твердость и снижают пластичность латуней. Особенно неблагоприятно действуют Pb и Bi, которые в однофазных латунях вызывают краснеломкость, поэтому однофазные латуни в основном выпускают в виде холоднокатаных полуфабрикатов: полос, лент, проволоки, листов, из которых изготавливают детали методом глубокой вытяжки (радиаторные трубки, снарядные гильзы, сильфоны, трубопроводы), а также детали, требующие по условиям эксплуатации низкую твердость (шайбы, втулки, уплотнительные кольца и др.).

В двухфазных латунях вследствие $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения легкоплавкие эвтектические фазы находятся не по границам, а внутри зерен твердого раствора и не влияют на их способность к горячей пластической деформации. Иногда добавляют Pb для улучшения обрабатываемости резанием и повышения антифрикционных свойств. Ввиду малой пластичности при низких температурах эти латуни выпускают в виде горячекатаного полуфабриката: листов, прутков, труб, штамповок. Из них изготавливают втулки, гайки, тройники, штуцеры, токопроводящие детали электрооборудования и др.

Вследствие небольшого температурного интервала кристаллизации двойные латуни обладают низкой склонностью к дендритной ликвации, высокой жидкотекучестью, малой рассеянной

усадочной пористостью и хорошей герметичностью. Но, несмотря на это, они практически не применяются для фасонных отливок, так как имеют довольно большую концентрированную усадочную раковину. Этот недостаток в меньшей степени присущ легированным латуням.

Механическая прочность латуней невысока. Для α -латуней характерны следующие значения механических свойств: $\sigma_B = 250\text{--}350$ МПа, $\delta = 50\text{--}55$ %, $\alpha+\beta$ -латуни имеют несколько большую прочность ($\sigma_B = 400\text{--}450$ МПа), но меньшую пластичность ($\delta = 35\text{--}40$ %). Прочность однофазной латуни может быть значительно повышена холодной пластической деформацией ($\sigma_B = 450\text{--}700$ МПа), однако пластичность резко снижается ($\delta = 3\text{--}5$ %). В табл. 5 указаны химические составы и механические свойства ряда специальных латуней.

Двухфазные латуни нередко легируют Al, Fe, Ni, Sn, Mn, Pb и другими элементами. Такие латуни называют *специальными* или *многокомпонентными*. Под влиянием третьего компонента резко изменяются свойства латуней. Сопротивление коррозии повышают Al, Zn, Si, Mn и Ni. Al повышает механические свойства латуней и улучшает коррозионную стойкость. Fe задерживает рекристаллизацию латуней и измельчает зерно. Особенно благоприятное действие Fe оказывает на латуни в сочетании с Mn, Ni и Al. Sn в количестве 0,5–1,5 % существенно улучшает коррозионные свойства латуней, вследствие чего оловянные латуни называют *морскими*. Pb добавляют в латуни для облегчения обрабатываемости резанием и улучшения антифрикционных свойств. Применение находят высокомедные латуни с добавлением Al до 4 % (ЛА 77–2), которые хорошо обрабатываются резанием благодаря однофазной структуре.

Никелевые латуни хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состояниях. Si улучшает жидкотекучесть, свариваемость и способность к горячей и холодной пластической деформации латуни. Кремниевые латуни характеризуются высокой прочностью, пластичностью, вязкостью при различных температурах (от комнатной до низких).

Таблица 5

Химический состав и механические свойства
некоторых марок латуней

| Марка латуни | Структура | Содержание, % | | $\sigma_{в}$, МПа | δ , % | НВ | Назначение |
|---|----------------|---------------|--|--------------------|--------------|-----|--|
| | | Cu | Легир.элемент. | | | | |
| <i>Деформируемые латуни (ГОСТ 15527–2004)</i> | | | | | | | |
| Л 90 (томпак) | α | 88–91 | – | 260 | 45 | 530 | Ленты, листы, трубы, художественные изделия, мембраны, змеевики |
| Л 80 | α | 79–81 | – | 320 | 52 | 550 | Ленты, проволока, трубы конденсаторов, теплообменников |
| Л 63 | $\alpha+\beta$ | 62–65 | – | 330 | 50 | 560 | Ленты, проволока, прудки, трубы деталей радиаторов, патрубков, прокладки |
| ЛС59–1 | $\alpha+\beta$ | 57–60 | 0,8–1,9 Рь | 400 | 45 | 900 | Полосы, прутки, втулки, краны, прокладки |
| ЛЖМц59–1–1 | $\alpha+\beta$ | 57–60 | 0,6–1,2 Fe 0,5–0,8 Mn | 450 | 50 | 880 | Проволока, трубы |
| ЛАЖ60–1–1 | $\alpha+\beta$ | 58–61 | 0,75–1,5 Al 0,75–1,5 Fe | 450 | 45 | | Трубы, прутки, свариваемые элем. |
| <i>Литейные латуни (ГОСТ 17711–93)</i> | | | | | | | |
| ЛЦ16К4 | $\alpha+\beta$ | 78–81 | 3,0–4,5 Si | 300 | 15 | 100 | Арматура, детали приборов |
| ЛЦ40Мц ЗЖ | $\alpha+\beta$ | 53–58 | 3,0–4,0 Mn 0,5–1,5 Fe | 500 | 10 | 100 | Детали отв. назначения, гребные винты и их лопасти |
| ЛЦ23А6 ЖЗМц2 | $\alpha+\beta$ | 64–68 | 4,0–7,0 Al 2,0–4,0 Fe 1,5–3,0 Mn | 700 | 7 | 160 | Гайки нажимных винтов, червячные винты |

Бронзы – это сплавы Cu, в которых основной добавкой является любой элемент (Sn, Al, Be, Cd, Ni и т. д.), кроме Zn. Бронзы обозначают буквами Бр, за которыми ставятся буквы и числа.

Бронзы подразделяют на оловянные (см. табл. 6) и безоловянные (см. табл. 7) и в каждой из этих групп – на обрабатываемые давлением и литейные. В марке обрабатываемых давлением оловянных (ГОСТ 4748–92) и безоловянных бронз (ГОСТ 18175–78), как было показано выше, после букв Бр стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации, а в конце марки в той же последовательности указаны средние концентрации соответствующих элементов (например, БрАЖМц10–3–1,5). В марке же литейных оловянных (ГОСТ 613–79) и безоловянных бронз (ГОСТ 493–79) после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. Если составы литейной и деформируемой бронз перекрываются, то в конце марки литейной бронзы стоит буква Л (например, БрА9ЖЗЛ).

Сплавы меди с оловом

В промышленности применяются оловянные бронзы с содержанием Sn не выше 12 %. Бронзы в литом состоянии при содержании олова меньше 6 % имеют однофазную структуру α -твердого раствора. Дендритное строение объясняется большой склонностью этих сплавов к внутрикристаллической ликвации. Сплавы с содержанием олова больше 6 % состоят из двух фаз и двух структурных составляющих: α -твердого раствора и эвтектоида $\alpha+\delta$ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$). С увеличением содержания олова в промышленных литых сплавах возрастает их прочность. Пластичность сначала несколько повышается (до 6 %), а затем резко понижается в связи с появлением δ -фазы. В горячем состоянии δ -фаза довольно пластична, а в холодном – твердая и хрупкая, поэтому можно деформировать сплавы с содержанием олова более 6 % только в горячем состоянии. Оловянные бронзы хорошо воспринимают сварку и пайку, не дают искры при ударах, немагнитны, морозостойки и обладают высокими антифрикционными свойствами.

Литые сплавы характеризуются резко выраженной ликвацией, что объясняется широким интервалом затвердевания этих сплавов. Вследствие того, что диффузия в оловянных бронзах протекает крайне медленно, избавиться от внутрикристаллической ликвации

можно лишь после многократной деформации и термической обработки, что осложняет технологический процесс.

Таблица 6

Химический состав и механические свойства
некоторых марок оловянных бронз

| Марка сплава | Содержание, % | | | | $\sigma_{в}$, МПа | δ , % | НВ | Назначение |
|--|---------------|-------------|-------------|--------------|-----------------------|-----------------|-----|--|
| | Sn | Zn | Pb | P | | | | |
| <i>Бронзы, обрабатываемые давлением (ГОСТ 4748–92)</i> | | | | | | | | |
| БрОФ4–0,25 | 3,5– 4,0 | – | – | 0,2– 0,3 | 340 | 52 | 650 | Трубки аппаратов и приборов |
| БрОФ6,5–0,15 | 6–7 | – | – | 0,1– 0,25 | 400 | 65 | 700 | Ленты, полосы, контакты электрооборудования, мембраны, сетки |
| БрОЦ4–3 | 3,5– 4,0 | 2,7– 3,3 | – | – | 350 | 40 | 600 | Ленты, полосы, прутки, проволока для пружин |
| БрОЦС4–0,25 | 3,5 | 3,5 | 1,5– 3,5 | – | 350 | 40 | 600 | Ленты для прокладок втулок |
| <i>Литейные бронзы (ГОСТ 613–79)</i> | | | | | | | | |
| БрО10Ф1 | 9–11 | – | – | 0,4– 1,1 | 250 | 7 | 800 | Сложное литье, подшипники, шестерни, червячные передачи |
| БрО5Ц5С5 | 4–6 | 4–6 | 4–6 | – | 180 | 4 | 600 | Водная и паровая арматура, шестерни |
| БрО6Ц6С2 | 5–7 | 5–7 | 1–3 | – | – | – | – | Сложные худ. отливки |

Обработке давлением подвергаются однофазные бронзы. После холодной деформации бронзы рекристаллизуются при температуре 600–650 °С для придания полуфабрикатам (листам, лентам) определенных свойств или применяются в холоднодеформированном

состоянии. Двухфазные бронзы имеют высокие антифрикционные свойства и хорошую коррозионную стойкость. Их применяют для вкладышей подшипников, паровой и водяной арматуры. В оловянные бронзы вводятся Zn с целью уменьшения содержания дорогостоящего олова, Pb – для улучшения обрабатываемости и P – для раскисления и улучшения литейных свойств.

Таблица 7

Механические свойства и назначения безоловянных бронз
(ГОСТ 18175–78, ГОСТ 493–79)

| Марка бронзы | Содержание, % | Механические свойства | | Назначение |
|----------------------------------|----------------------|-----------------------|--------------|---|
| | | σ_B , МПа | δ , % | |
| Алюминиевые бронзы БрАЖ9–4 | 9 Al, 4 Fe | 600 | 40 | Для изготовления проката, штампованных шестерен, втулок, труб Арматура обоймы подшипников |
| БрАЖН10–4–4 | 10 Al, 4 Fe, 4 Ni | 650 | 35 | |
| БрА10ЖЗМц2 | 10 Al, 3 Fe, 2 Mn | 390 | 10 | |
| Кремниевая бронза БрКМц3–1 | 3 Si, 2 Mn | 380 | 35 | Прутки, лента, проволока для пружин |
| Свинцовая бронза БрС30 | 30 Pb | 600 | 4 | Антифрикцион- ные детали |
| Бериллиевая бронза БрБ2 | 2 Be | 1200 | 4 | Полоса, лента, прутки, проволока, пружины, мембраны, контакты |

Ni при содержании его около 1 % положительно влияет на свойства двойных оловянных бронз, измельчая их структуру и тем самым повышая механические и коррозионные свойства. Zn не

оказывает заметного влияния на структуру и свойства оловянных бронз. Преимущество оловянных бронз перед остальными бронзами – малая величина усадки.

Сплавы меди с алюминием, бериллием, свинцом и хромом

Алюминиевые бронзы обладают высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами. Практическое применение имеют бронзы, содержащие Al от 5 до 10 %. Часть диаграммы системы Cu – Al приведена на рис. 38. При содержании Al меньше 9,5 % сплавы имеют однофазное состояние. Однофазные алюминиевые бронзы очень пластичны и легко деформируются как в холодном, так и в горячем состояниях. Сплавы с содержанием Al 9,5–11,8 % состоят из двух фаз $\alpha + \gamma'$ и двух структурных составляющих – избыточных кристаллов α и эвтектоида $\alpha + \gamma'$.

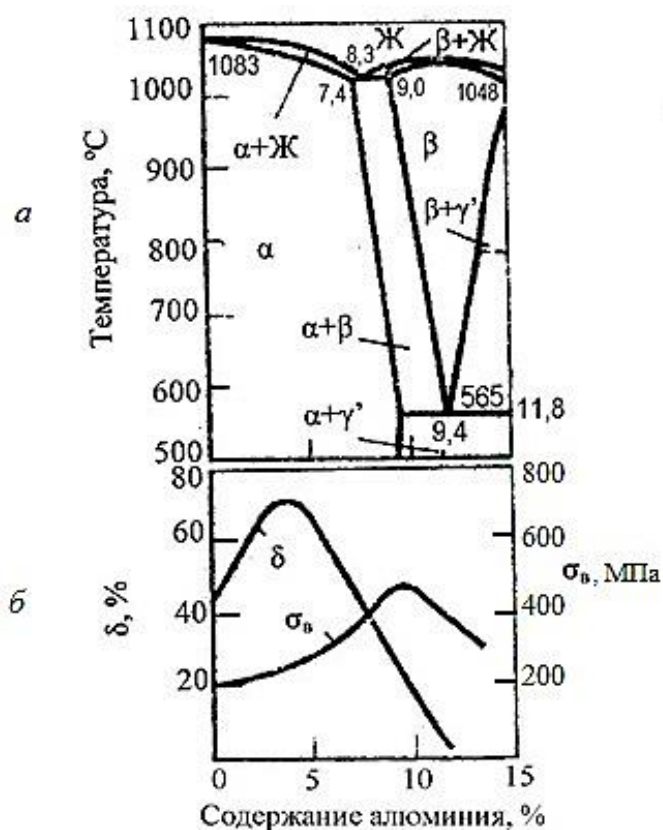


Рис.38. Диаграмма состояния Cu – Al – а; влияние Al на механические свойства сплавов – б

Механические и коррозионно-стойкие свойства у алюминиевых бронз высокие, выше, чем у оловянных. Для улучшения свойств алюминиевая бронза легируется Fe, Ni и Mn. В отношении общей коррозии в атмосферных условиях, морской воде и других растворах

алюминиевые бронзы значительно превосходят сплавы Cu с Zn и оловянные бронзы.

Большинство алюминиевых бронз относится к термически неупрочняемым сплавам. Исключение составляет бронза БрАЖН 10–4–4, которая эффективно упрочняется после закалки и последующего старения.

Классический представитель термически упрочняемых бронз – *бериллиевая бронза* БрБ2. Бериллиевые бронзы обладают очень ценными свойствами. После термической обработки стандартная бериллиевая бронза с 2 % Be обладает высокой твердостью (НВ 400) и прочностью 1250–1300 МПа, а также высокими значениями пределов упругости и усталости. Состаренная бериллиевая бронза имеет рекордный для медных сплавов уровень предела упругости ($\sigma_{0,03} = 800$ МПа), поэтому ее используют для изготовления пружин, деталей часовых механизмов, мембран и т. д. Недостаток бронзы БрБ2 – высокая токсичность паров бериллия, что требует соответствующей техники безопасности при плавке.

Свинцовую бронзу БрС30 – двойной сплав Cu с 30 % Pb применяют для заливки вкладышей подшипников. В этой бронзе мягкие включения свинца распределены в более прочной и высокотеплопроводной медной матрице. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 облегчает условия работы подшипника при больших удельных давлениях и высоком числе оборотов, когда при трении выделяется много теплоты. Недостаток сплава – склонность к ликвации по удельному весу. Для ее предотвращения необходимо ускоренное охлаждение при заливке вкладыша.

Хромовая бронза БрХ также является термически упрочняемым сплавом. По составу она близка к точке предельной растворимости Cr в Cu при эвтектической температуре. Бронзу БрХ закалывают с 1000° С в воде и подвергают старению при 450° С в течение 4 ч. При старении из пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные частицы Cr, упрочняющие сплав. Высокая точка плавления (температура эвтектики 1072 °С) обуславливает повышенную жаропрочность, а очень низкое содержание Cr в α -растворе после старения обеспечивает высокую электро- и теплопроводность. Бронзу БрХ используют для производства электропроводов сварочных машин.

Бронза БрКМц3-1 (см. табл. 7) хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состоянии, хорошо сваривается,

обладает высокими литейными свойствами. Она рекомендована в качестве заменителя оловянных бронз; в некоторых случаях может заменять дорогую бериллиевую бронзу.

Медноникелевые сплавы. Медноникелевыми называют сплавы на основе Cu, в которых легирующим элементом, определяющим основные свойства сплава, является Ni. Cu с Ni образует непрерывный ряд твердых растворов. Добавка Ni к Cu увеличивает твердость, прочность и электросопротивление, уменьшает термический коэффициент электросопротивления и повышает коррозионную стойкость во многих средах. Медно-никелевые сплавы подразделяют на коррозионно-стойкие и электротехнические.

К коррозионно-стойким относятся однофазные сплавы – мельхиор и нейзильбер.

Мельхиор МН19 применяют для изготовления медицинского инструмента и разменной монеты.

Нейзильбер МНЦ15-20 имеет серебристый цвет (от нем. Neusilber – новое серебро), хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии; из него изготавливают столовые приборы и художественные изделия (в торговле их называют мельхиоровыми). Zn полностью входит в твердый раствор, и нейзильбер можно классифицировать как никелевую латунь.

К электротехническим медно-никелевым сплавам относятся *константан* (МНМц40–1,5), *манганин* (МНМц3–12) и *копель* (МНМц43–0,5). Константан имеет высокое электросопротивление и, что особенно ценно, почти нулевой термический коэффициент электросопротивления; его используют для изготовления резисторов.

Манганин характеризуется сочетанием низкого термического коэффициента электросопротивления и очень малой термоЭДС в паре с Cu, что обуславливает широкое его применение в электроизмерительных приборах.

Копель отличается высоким удельным электросопротивлением. При контакте с Cu, Fe дает большую термоэлектродвижущую силу при ничтожно малом температурном коэффициенте.

5.2. Алюминий и его сплавы

Алюминий – металл серебристо–белого цвета, не имеет полиморфных превращений и кристаллизуется в решетке ГЦК с периодом $a = 0,4041$ нм.

Al обладает малой плотностью, хорошей теплопроводностью и электрической проводимостью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Хорошая коррозионная стойкость Al обусловлена образованием на его поверхности тонкой пленки оксида Al_2O_3 , предохраняющей металл от окисления. Примеси ухудшают все эти свойства Al. Постоянные примеси алюминия – Fe, Si, Cu, Zn, Ti. В зависимости от содержания примесей первичный Al подразделяют на три класса: особо высокой чистоты A999 ($\leq 0,001$ % примесей), высокой чистоты A995, A99, A97, A95 (0,005–0,050 % примесей) и технической чистоты A85, A8, A7 и др. Технический алюминий, выпускаемый в виде деформируемого полуфабриката (листы, профили, прутки и др.), маркируется АД0 и АД1.

Классификация алюминиевых сплавов

Широкое применение в качестве конструкционных материалов имеют сплавы Al. Все алюминиевые сплавы можно разделить на три группы:

- 1) деформируемые, предназначенные для получения проката, труб, штамповок;
- 2) литейные сплавы;
- 3) сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (спеченные алюминиевые порошки (САП) и сплавы (САС)).

Алюминиевые сплавы маркируются буквами или условными номерами. Часто за условным номером дают обозначения, характеризующие состояние сплава: М – мягкий (отожженный); Т – термически обработанный (закалка и старение); Н – нагартованный и др. Примеры обозначения сплавов с помощью буквенно–цифровой и цифровой маркировок приведены в табл. 8. Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочность и твердость алюминия.

Примеры обозначения сплавов с помощью буквенно-цифровой и цифровой маркировки приведены на рис. 39 (новая цифровая), старая буквенно-цифровая маркировка в табл. 9. Схема типовой диаграммы алюминий – легирующий элемент приведена на рис. 40. В соответствии с диаграммой состояния алюминиевые сплавы по

технологическим свойствам подразделяются на деформируемые и литейные сплавы. Точка К соответствует предельной растворимости легирующего элемента в алюминии при эвтектической температуре.

Таблица 8

Примеры маркировок алюминиевых сплавов

| Легирующие элементы | Маркировка | | Легирующие элементы | Маркировка | |
|---------------------|------------|----------|---------------------|------------|----------|
| | Буквенная | Цифровая | | Буквенная | Цифровая |
| Al чистый | АД00 | 1010 | Cu, Mn, Mn, Si | АК6 | 1360 |
| Mn | АМц | 1400 | | АК8 | 1380 |
| Mg - Mn | АМг1 | 1510 | Cu, Mg, Fe, Ni, Si | АК4 | 1140 |
| | АМг5 | 1550 | | АК4-1 | 1141 |
| Mg - Si | АВ | 1343 | Zn - Mg | - | 1911 |
| Cu - Mg | Д1 | 1100 | Zn - Mg - Cu | В95 | 1950 |
| | Д16 | 1160 | | В96Ц1 | 1960 |
| | ВАД1 | 1191 | Cu - Mn | Д20 | 1200 |
| | Д18 | 1187 | | - | 1201 |



Рис. 39. Принципы цифровой маркировки алюминиевых сплавов

Сплавы левее точки К имеют при нагреве однофазную структуру α -твердого раствора, высокую пластичность и низкую прочность. Такие сплавы легко обрабатываются давлением и относятся к

категории деформируемых. Однако деформируемые сплавы бывают двух типов: I – не упрочняемые термической обработкой и II – упрочняемые термической обработкой.

Таблица 9

Буквенно–цифровая маркировка алюминиевых сплавов

| Принцип классификации | Сплав | |
|----------------------------------|----------------|-------------|
| | Название | Обозначения |
| По химическому составу | – | АМг, Амц |
| По назначению сплава | Дуралюмин | Д1, Д6 |
| По технологическому назначению | Ковочный | АК6, АК8 |
| По свойствам | Высоко–прочный | В95, В96 |
| По методу получения | Спеченный | САП, САС |
| По виду полуфабрикатов и изделий | Литейный | АЛ2 |
| По виду полуфабрикатов | Проволочный | Амг5П |

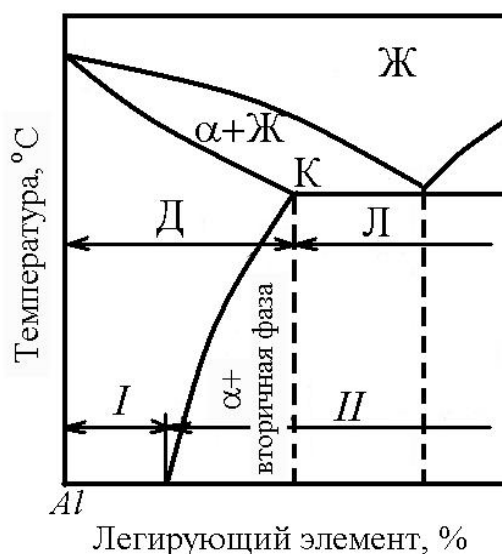


Рис. 40. Диаграмма алюминий – легирующий элемент

В деформируемых сплавах, не упрочняемых термической обработкой, содержание легирующего элемента (или элементов) меньше предела насыщения твердого раствора при комнатной температуре. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах содержание легирующих элементов превышает их равновесную концентрацию, и чем больше изменение растворимости легирующего

элемента с повышением температуры, тем больше эффект термического упрочнения.

Сплавы, находящиеся по химическому составу правее точки К, имеют структуру, состоящую из α -твердого раствора и эвтектики. Они обладают хорошими литейными свойствами (наилучшая жидкотекучесть у эвтектических сплавов), но плохо деформируются.

Деформируемые алюминиевые сплавы

Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой, имеют сравнительно низкую прочность, но более высокую пластичность и коррозионную стойкость. Их применяют в отожженном состоянии или упрочненном с помощью холодной пластической деформации. К таким сплавам относятся сплавы системы Al – Mg (АМг) и Al – Mn (АМц). Эти сплавы хорошо обрабатываются давлением и свариваются. Из них изготавливают изделия, получаемые глубокой вытяжкой из листового материала. Широкое распространение получили деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой. Примером таких сплавов являются сплавы системы Al – Cu (дуралюмины, см. рис. 41). Из диаграммы состояния Al – Cu видно, что максимальная растворимость Cu в α -твердом растворе при температуре 548° С составляет 5,7 %, в то время как при комнатной температуре – 0,2 %. Изменение предельной растворимости Cu в Al с повышением температуры дает возможность упрочнения сплава путем закалки и старения. Состав и свойства некоторых алюминиевых сплавов приведены в табл.10.

Литейные алюминиевые сплавы

Они маркируются буквами АЛ, что значит алюминиевые литейные. Наиболее распространены системы Al–Mg, Al–Cu, Al–Si. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы Al–Si (силумины). Высокая жидкотекучесть, малая усадка, отсутствие или низкая склонность к образованию горячих трещин и хорошая герметичность силуминов объясняются наличием в структуре большого количества эвтектики, состоящей из твердого раствора и кристаллов практически чистого кремния.

Механические свойства зависят от химического состава, технологии изготовления (модифицирования, способа литья) и термической обработки. Левая часть диаграммы состояния системы Al – Si приведена на рис.42.

Таблица 10

**Химический состав (%) и свойства некоторых
алюминиевых сплавов**

| Марка сплава | Содержание элементов, % | | | | Режим термо-обработки | Механические свойства | | |
|---|-------------------------|----------|---------|--------------------------------------|---|-----------------------|----------------------|--------------|
| | Cu | Mg | Mn | прочие | | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % |
| Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784–74) | | | | | | | | |
| АМц | 0,1 | 0,2 | 1,0–1,6 | – | Отжиг | 130 | 50 | 20 |
| АМг2 | 0,1 | 1,8–2,6 | 0,2–0,6 | – | –/– | 190 | 100 | 23 |
| АМг5 | 0,1 | 5,8–6,8 | 0,5–0,8 | 0,02–0,1 Ti 0,002– 0,005 Be | –/– | 340 | 170 | 20 |
| Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784–74) | | | | | | | | |
| Д1 | 3,8–4,8 | 0,4–0,8 | 0,4–0,8 | | Закалка + старение | 400 | 240 | 20 |
| Д16 | 3,8–4,9 | 1,2–1,8 | 0,3–0,9 | | –/– | 440 | 330 | 18 |
| В95 | 1,4–2,0 | 1,8–2,8 | 0,2–0,6 | 0,01–0,25 Cr 5,0–7,0 Zn | –/– | 540 | 470 | 10 |
| В96 | 2,0–2,6 | 2,3–3,0 | 0,3–0,8 | 8,0–9,0 Zn | –/– | 750 | 720 | 7 |
| АК6 | 1,8–2,6 | 0,4–0,8 | 0,4–0,8 | 0,7–1,2 Si | –/– | 400 | 300 | 12 |
| ВАД3 | 4,8–5,8 | ≤0,05 | 0,4–0,8 | 0,9–1,4 Li 0,1–0,25 Cd | –/– | 450 | 280 | 20 |
| 01420 | – | 5,0–6,0 | – | 1,9–2,3 Li 0,09–0,15 Zr | –/– | 420 | 270 | 5 |
| Литейные сплавы (ГОСТ 2685–75) | | | | | | | | |
| АК12 (АЛ2) | – | – | – | 10–13 Si | Литье в землю Литье в кокиль | 180 220 | 80 90 | 6 5 |
| АК9 | – | 0,17–0,3 | 0,2–0,5 | 8–10,5 Si | Литье в землю (зак+старе- ние) | 260 | 200 | 4 |
| АМ5 | 4,5–5,3 | – | 0,6–1,0 | 0,15–0,35 Ti | –/– | 360 | 250 | 3 |

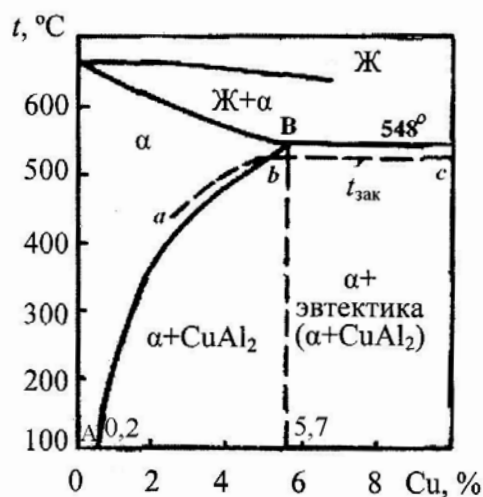


Рис.41. Диаграмма системы Al – Cu

Широкое распространение получил силумин марки АК12 (АЛ2), содержащий 10–13 % Si, обладающий высокой коррозионной стойкостью. В таком силумине (≈ 13 % Si) структура состоит из эвтектики и Si. Появление в структуре сплавов крупных включений избыточного Si вызывает снижение прочности и пластичности. Для улучшения структуры и свойств силуминов производят модифицирование. Перед разливкой в расплав вводятся модификаторы (или чистый Na 0,05–0,08 % или смесь фтористых и хлористых солей натрия – 67 % NaF и 33 % NaCl), которые значительно изменяют структуру силуминов. Под действием Na кремний в эвтектике кристаллизуется в форме сильно разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа под световым микроскопом имеют внутри эвтектики глобулярный или точечный вид, поэтому эвтектика в модифицированных силуминах имеет мелкозернистое строение, а заэвтектические сплавы (12–14 % Si) становятся по структуре доэвтектическими с избыточными кристаллами α -твердого раствора и мелкопластинчатой эвтектикой. Такое изменение структуры силуминов объясняется тем, что атомы натрия адсорбируются на поверхности растущего Si и способствуют образованию на ней множества двойников, которые и обуславливают сильное разветвление Si в эвтектических колониях. Более выгодно использовать для модифицирования $\sim 0,1$ % стронция, который не теряет своих свойств при переплавке.

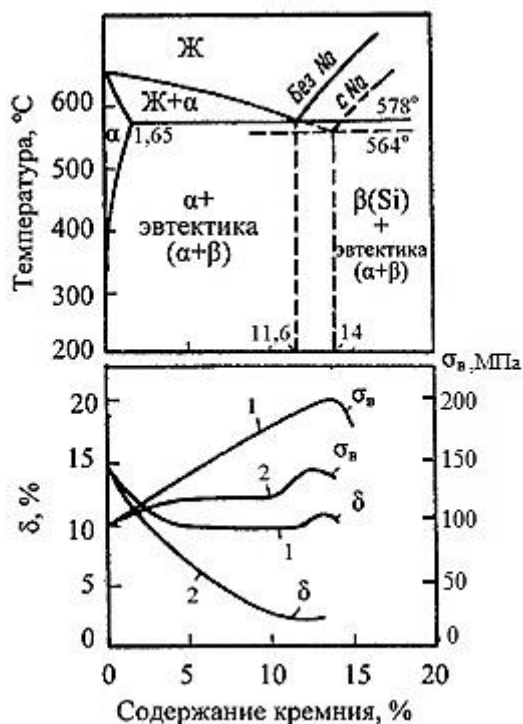


Рис. 42. Диаграмма состояния Al – Si – *a* и влияние Si на механические свойства сплавов с Al –*б*: 1 – модифицированного; 2 – без модифицирования

Прочность силумина невелика: $\sigma_b = 180$ МПа, $\sigma_{0,2} = 80$ МПа, $\delta = 7$ %. После модифицирования прочности силуминов увеличивается относительное удлинение в 2 раза.

6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Термической обработкой называется процесс, состоящий из совокупности операций нагрева, выдержки и охлаждения изделий металлов и сплавов, целью которого является изменение их структуры и свойств. Термическая обработка подразделяется на собственно термическую, термомеханическую и химико–термическую. Собственно термическая заключается только в термическом воздействии на металл или сплав, термомеханическая – в сочетании термического воздействия на металл и пластической деформации, химико–термическая – в сочетании термического и химического воздействия. Собственно термическая обработка включает следующие основные виды операций: отжиг 1 рода, отжиг 2–го рода, закалку с полиморфным превращением, без полиморфного превращения, отпуск и старение. Эти виды термической обработки относятся и к сталям, и к цветным металлам и сплавам.

Отжиг 1 рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, возникшие при литье, обработке давлением или других технологических операциях. В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают следующие виды отжига первого рода: гомогенизационный, дорекристаллизационный, рекристаллизационный и уменьшающий напряжения отжиг. Процессы, устраняющие отклонения от равновесного, идут самопроизвольно, и нагрев при отжиге первого рода проводят лишь для ускорения этих процессов. Нагрев при диффузионном отжиге проводят до максимально высоких температур, так как при этом наиболее интенсивно происходят диффузионные процессы, необходимые для выравнивания состава стали в объеме. Обычно для легированных сталей температуру гомогенизационного отжига выбирают в интервале 1050–1250 °С. Так как диффузионные процессы наиболее интенсивно протекают в начале выдержки и их интенсивность с течением времени выдержки заметно снижается, то применение длительных выдержек при гомогенизации нецелесообразно. Рекристаллизационный отжиг применяют для устранения наклепа после холодной пластической деформации. При проведении этого отжига главным процессом является рекристаллизация металла. Рекристаллизационный отжиг заключается в нагреве холоднодеформированной стали выше температуры начала рекристаллизации, выдержке при этой температуре и последующем медленном охлаждении.

Рекристаллизационный отжиг был рассмотрен ранее в разделе 2 (пластическая деформация). Отжиг для снятия внутренних напряжений проводят с целью уменьшения остаточных напряжений, образовавшихся в металле при ковке, литье, сварке, способных вызвать коробление и разрушение детали. Главным процессом, проходящим при отжиге для снятия внутренних напряжений, является полная или частичная релаксация остаточных напряжений. Этот процесс протекает вследствие того, что при определенной температуре отжига предел текучести стали становится ниже остаточных напряжений и происходит пластическая деформация, в результате которой остаточные напряжения уменьшаются до значений предела текучести.

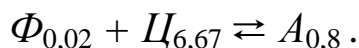
На практике отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят в температурном интервале 160–700 °С с последующим медленным охлаждением.

Отжиг второго рода – это термическая обработка, при которой главными процессами является фазовая перекристаллизация с образованием аустенита и последующее перлитное превращение при охлаждении. Для того чтобы лучше понять превращения, идущие при отжиге в сталях, рассмотрим образование аустенита при нагреве.

6.1. Образование аустенита при нагреве

При многих видах термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации). Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории диффузионных фазовых превращений.

Общее представление о превращениях, которые протекают в стали при нагреве, можно получить из диаграммы состояния Fe – Fe₃C (см. рис. 31). При нагреве эвтектоидной стали (0,8 % C) несколько выше критической точки A_{c1} (727 °C) перлит (ферритно–карбидная структура) превращается в аустенит:



Превращение состоит из двух одновременно протекающих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода и растворения в аустените цементита. При нагреве доэвтектоидной стали выше температуры критической точки A_{c1} после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура – аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$ феррит постепенно превращается в аустенит, содержание углерода в аустените при этом уменьшается в соответствии с линией GS. При температуре A_{c3} феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали. Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали. При температуре несколько выше критической точки A_{c1} (727 °C) перлит превращается в аустенит. В интервале температур $A_{c1} - A_{cm}$ происходит растворение избыточного цементита. Выше температуры A_{cm} будет только аустенит, содержание углерода в котором соответствует его содержанию в стали. Механизм процесса превращения перлита в аустенит состоит в зарождении зерен аустенита и их росте. Аустенит при температуре несколько выше A_{c1} (727 °C) содержит 0,8 % C. Как же образуется такой аустенит?

Первоначальные зародыши аустенита при нагреве несколько выше критической точки A_{c1} образуются сдвиговым путем ($\alpha \rightarrow \gamma$) при сохранении когерентных границ. В результате этого превращения образуется низкоуглеродистый аустенит пластинчатой формы. В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется Fe_3C , и содержание углерода в аустените приближается к равновесному.

При росте зародыша когерентность α - и γ -решеток нарушается, сдвиговый механизм заменяется нормальным механизмом роста и зерна аустенита приобретают равновесную форму.

Зародыш аустенита возникает на межфазовой границе раздела феррита и цементита (см. рис. 43, а, I, II).

Образовавшиеся зародыши аустенита растут благодаря интенсивной диффузии атомов углерода в аустените, что приводит к растворению цементита в аустените и превращению $\alpha \rightarrow \gamma$, одновременно зарождаются новые зерна аустенита.

Рост участков аустенита в результате полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цементита, поэтому после превращения феррита в аустенит в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цементита (см. рис. 43, а, III) и для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена. Образовавшийся аустенит (см. рис. 43, а, IV) неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше, чем в участках, прилегающих к ферриту. Для его гомогенизации требуется дополнительное время.

Для описания процесса перехода ферритно-цементитной структуры в аустенитную часто пользуются диаграммами изотермического образования аустенита, дающими представление о протекании превращения при различных температурах. Для построения диаграммы небольшие образцы из исследуемой стали, например эвтектоидной (0,8 % C), быстро нагревают до заданной температуры, лежащей выше точки A_{c1} , и выдерживают при этой температуре. В процессе изотермической выдержки фиксируют начало и конец отдельных стадий превращения перлита в аустенит. Если полученные экспериментальные точки нанести на график в координатах температура – время и соединить их плавными кривыми, то получится диаграмма, подобная схематически показанной на рис. 43.

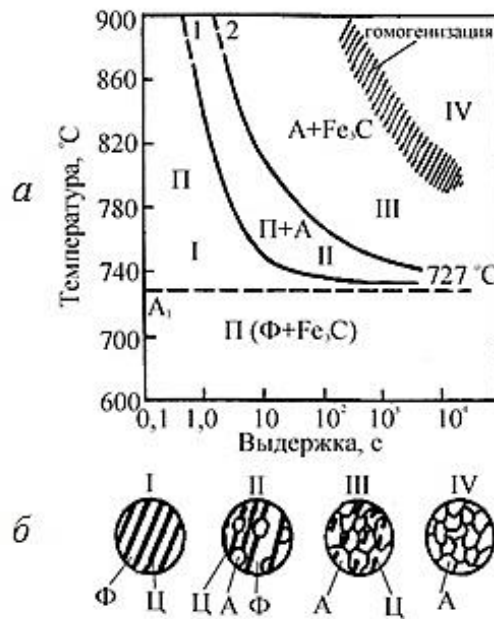


Рис. 43. Диаграмма изотермического образования аустенита для стали с 0,8 % С с исходной структурой пластинчатого перлита – *а* и схемы превращения ферритно-карбидной структуры (перлита) в аустенит – *б*: 1 – начало превращения перлита в аустенит; 2 – конец превращения перлита в аустенит

Как следует из диаграммы изотермического образования аустенита, процесс превращения перлита в аустенит резко ускоряется при повышении температуры. Время, необходимое для образования аустенита при температурах, близких к A_{c1} (727 °С), составляет минуты, тогда как при 800–850 °С превращение происходит в течение 5–10 с. Возрастает не только скорость роста аустенитных участков, но и вероятность зарождения аустенита. Это объясняется, с одной стороны, ускорением диффузионных процессов, а с другой – увеличением градиента концентрации в аустените.

Скорость превращения ферритно–цементитной структуры в аустенитную, помимо температуры нагрева, зависит от ее исходного состояния. Чем тоньше ферритно–цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и меньше пути диффузии, а следовательно, быстрее протекает процесс аустенитизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобулей, замедляет процесс образования аустенита.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенитизации, что объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита.

Введение в сталь Cr, Mo, W, V и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенитизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените.

Процесс гомогенизации аустенита по содержанию легирующих элементов требует большего времени, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в решетке γ -фазы значительно меньше, чем диффузионная подвижность углерода.

При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит протекает в некотором интервале температур. На рис. 44 приведена так называемая термокинетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева ($V_1 < V_2 < V_3$ и т. д.).

Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение ферритно–цементитной структуры (перлита) в аустенитную (см. рис. 44). Интервалы температур ($t_1 - t_2$, $t_3 - t_4$), в которых протекает превращение перлита в аустенит (см. рис. 44), тем больше, чем выше скорость нагрева, поэтому при скоростном нагреве, например токами высокой частоты, температура нагрева для аустенитизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве. При дальнейшем повышении температуры или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит рост зерна по типу собирательной рекристаллизации и оно увеличивается. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен. Зерно растет в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых. Размер зерна, образовавшегося при нагреве до данной температуры, естественно, не изменяется при последующем охлаждении (см. рис.45). Увеличение размера зерна ухудшает свойства стали. Все методы, вызывающие измельчение зерна аустенита, – микролегирование (V, Ti, Nb и др.), высокие скорости нагрева и др. – повышают конструктивную прочность стали. Крупное зерно стремятся получить только в электротехнических (трансформаторных) сталях, чтобы улучшить их магнитные свойства. Стали с номером зерна 1–5 относят к крупнозернистым, а с номером зерна 6–15 к мелкозернистым.

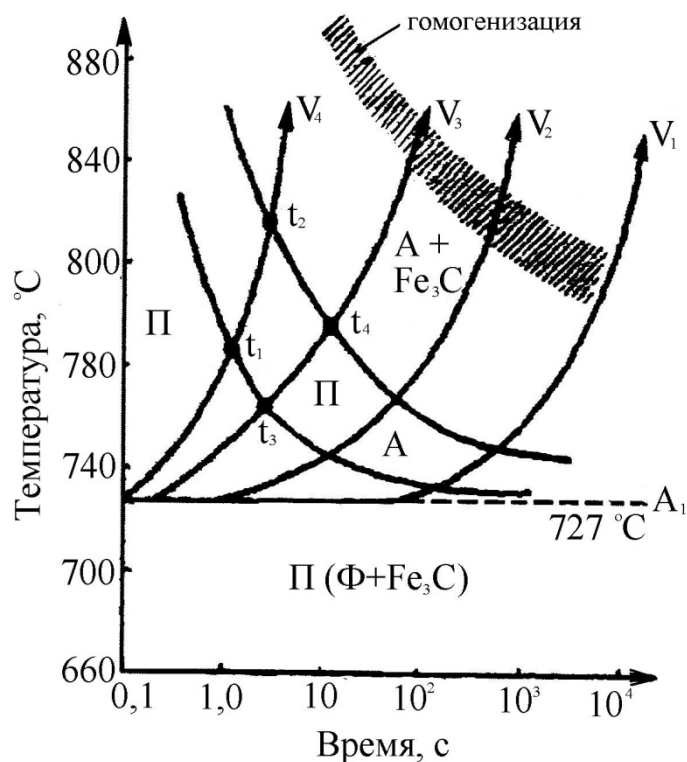


Рис. 44. Диаграмма образования аустенита при непрерывном нагреве с различными скоростями ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4$) стали с 0,8 % С: $t_1 - t_2$, $t_3 - t_4$ – интервалы температур превращения перлита (ф.к.с.) в аустенит при скоростях нагрева V_3 и V_4



Рис. 45. Микроструктура перегретой доэвтектоидной стали $\times 300$

6.2. Распад переохлажденного аустенита

Температуры фазовых превращений аустенита и их последовательность при охлаждении, описываемые диаграммой состояния железоуглеродистых сплавов, относятся к случаю крайне малых скоростей охлаждения, близких к условиям равновесия.

При реальных скоростях охлаждения характер превращения аустенита существенно меняется, и кинетика его превращения

описывается изотермическими или термокинетическими диаграммами распада переохлажденного аустенита.

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_{c3} (для доэвтектоидной стали) или выше A_{cm} (для заэвтектоидной стали), переохладить до температуры ниже A_{c1} , то аустенит оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение.

Для описания кинетики превращения переохлажденного аустенита пользуются экспериментально построенными диаграммами *время – температура – степень распада* или диаграммами изотермического превращения аустенита, т. е. превращения, протекающего при постоянной температуре.

Для изучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы стали нагревают до температур, соответствующих существованию стабильного аустенита, а затем быстро охлаждают (переохлаждают аустенит) до температуры ниже A_{c1} , например до 700, 600, 500, 400, 300° С и т. д., и выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита.

Результаты исследования при постоянной температуре характеризует кривая, показывающая количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада. Как видно из рис.46, *а, б*, в течение некоторого промежутка времени распад аустенита экспериментально не фиксируется. Этот период называют инкубационным.

По истечении этого периода аустенит начинает распадаться с образованием более стабильных структур. Скорость распада сначала быстро увеличивается, а затем постепенно замедляется. Через некоторое время процесс распада полностью заканчивается. Если при каждой определенной температуре отложить отрезки времени, соответствующие началу и концу распада переохлажденного аустенита, а одноименные точки соединить плавными кривыми, то получим диаграмму изотермического превращения аустенита, где кривая 1 – *начало превращения* характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 – *конец превращения* показывает время, необходимое для полного распада аустенита.

Область, лежащая левее кривой начала распада аустенита (см. рис. 46, *б*), определяет продолжительность инкубационного периода; в интервале температур и времени, соответствующих этой области, существует переохлажденный аустенит.

Аустенит называется *переохлажденным*, если он существует при температурах ниже равновесной линии PSK , а разность между температурой линии PSK (точка A_{c1}) и температурой, при которой начинается превращение аустенита, называется *степенью переохлаждения* Δt .

Длительность инкубационного периода характеризует устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума (t_3), и далее вновь возрастает (см. рис. 49, б).

Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняется возрастанием разности свободных энергий (энергии Гиббса) аустенита и образующимися фазами (структурой). При этом уменьшается размер критического зародыша, способного к росту, и возрастает количество объемов в исходном аустените, в которых могут возникнуть зародыши новой фазы. Повышение устойчивости аустенита и уменьшение скорости его превращения при больших степенях переохлаждения вызывается снижением скорости образования и роста новых фаз вследствие замедления процесса диффузии.

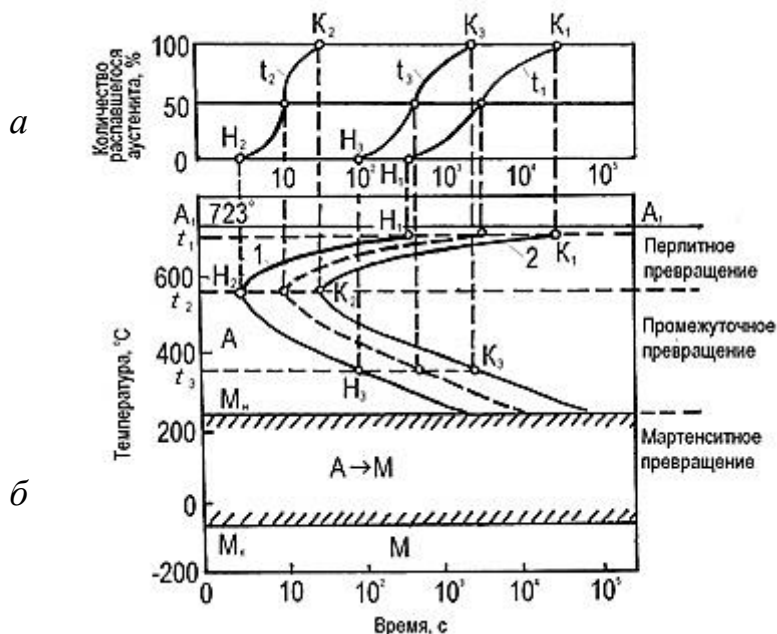


Рис. 46. Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали с 0,8 % С: *а* – кинетические кривые; *б* – диаграмма изотермического превращения аустенита

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области, или ступени, превращения: *перлитного*, *промежуточного* (промежуточного между перлитным и мартенситным превращением) и *мартенситного превращения*.

Перлитное превращение переохлажденного аустенита протекает при температуре $A_{c1} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$. В процессе превращения происходит полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение и диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию ферритоцементитной структуры: $A \rightarrow \Phi + \Psi$.

Аустенит, практически однородный по концентрации углерода, распадается с образованием феррита (0,02 % C) и цементита, содержащего 6,67 % C, т. е. состоит из фаз, имеющих различную концентрацию углерода. Ведущей, в первую очередь возникающей фазой при этом является карбид (цементит). Его зародыши, как правило, образуются на границах зерен аустенита.

В результате роста частиц этого карбида прилегающий к нему объем аустенита обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. При этом кристаллики феррита зарождаются на границе с цементитом, который облегчает этот процесс.

Последующий рост ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что затрудняет дальнейшее развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В обогащенном таким образом углеродом аустените зарождаются новые и растут ранее возникшие пластинки цементита. Вследствие этих процессов образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникновения новых и роста частиц имеющихся кристалликов (пластинок) феррита. В результате происходит колониальный (совместный) рост кристалликов феррита и цементита, образующих перлитную колонию. Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение.

Пластинчатые структуры эвтектоидного типа часто определяют как перлит, сорбит и троостит. Чем больше переохлаждение, тем тоньше получается ферритоцементитная структура, т. е. меньше межпластинчатое расстояние S_0 , равное усредненной сумме толщин двух пластинок феррита и цементита, и выше твердость (см. рис. 47, 48). Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритоцементитными (карбидными) структурами, имеющими

пластинчатое строение и различающимися лишь степенью дисперсности (см. рис. 48).

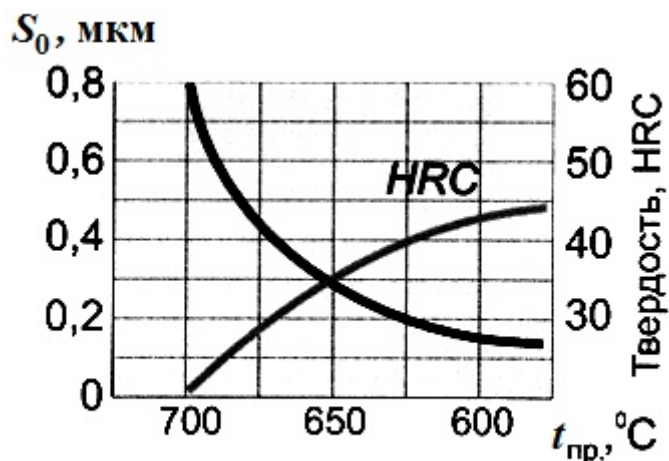


Рис. 47. Зависимость твердости и межпластинчатого расстояния от температуры перлитного превращения

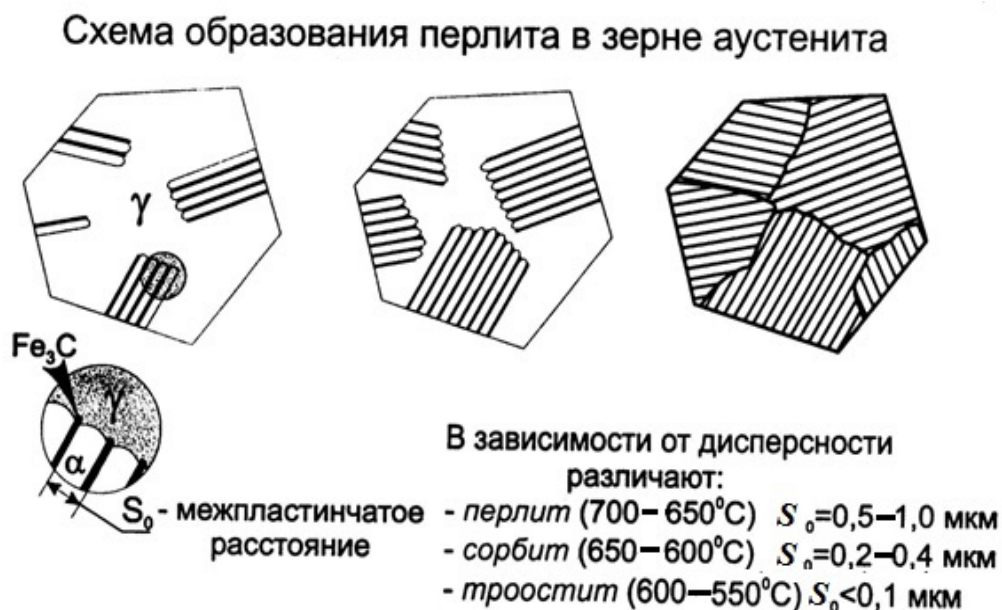


Рис. 48. Диффузионное (перлитное) превращение переохлажденного аустенита

Однако в отличие от перлита (эвтектоида) сорбит и троостит, называемые квазиэвтектоидными, не являются равновесными структурами в сталях и не соответствуют эвтектоидному составу (содержат углерода больше или меньше 0,8 %).

При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже точки M_n (см. рис. 46, б), диффузионные процессы полностью подавляются. При более низких температурах протекает

бездиффузионное превращение аустенита в структуру закаленной стали – мартенсит. *Мартенсит* – это упорядоченный пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20 °С не превышает 0,01 % С, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 % С.

Атомы углерода занимают октаэдрические поры вдоль оси [001] в решетке α -железа (мартенсита) и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рис. 49, *a*), в которой один период (c) больше другого (a). При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы (c) увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются (рис. 49, *б*).

Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение c/a , т. е. больше тетрагональность решетки.

Отношение $c/a = 1 + 0,046 C$, где C – концентрация углерода в аустените, % по массе.

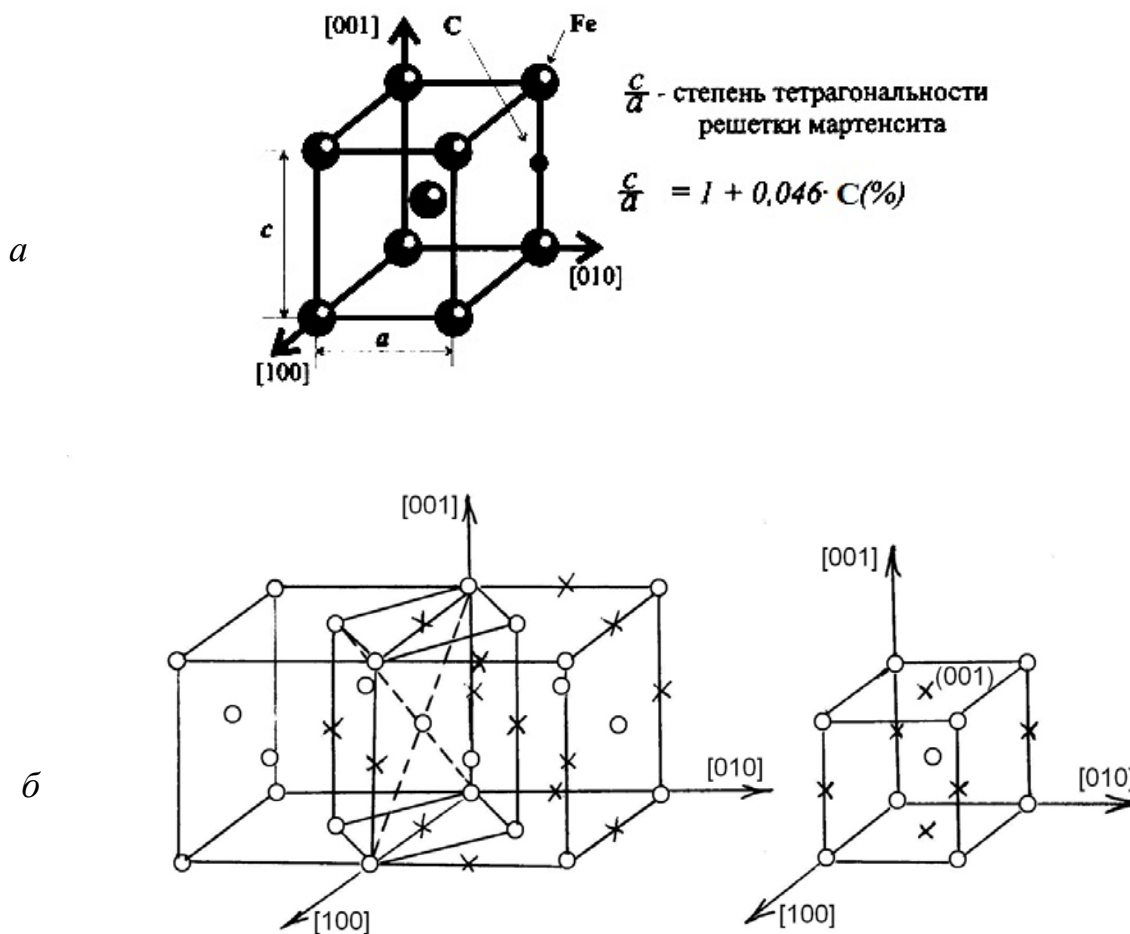


Рис. 49. Кристаллическая решетка мартенсита: *a* – кристаллическая решетка; *б* – периоды решетки в зависимости от содержания углерода

Мартенситное превращение происходит только в том случае, если быстрым охлаждением аустенит переохлажден до низких температур, при которых диффузионные процессы становятся невозможными. Превращение носит бездиффузионный характер, т. е. оно не сопровождается диффузионным перераспределением атомов углерода и железа в решетке аустенита.

Мартенситное превращение осуществляется путем сдвига и не сопровождается изменением состава твердого раствора.

При переохлаждении стали до температуры, соответствующей точке M_n (начала мартенситного превращения), аустенит начинает превращаться в мартенсит. *Минимальную скорость охлаждения*, при которой весь аустенит превращается в мартенсит, называют *критической скоростью закалки*. Мартенситное превращение требует непрерывного охлаждения. По достижении определенной для каждой стали температуры, превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают M_k . Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_n и M_k . В сталях, содержащих более 0,5 % С, мартенситное превращение не идет до конца. *Аустенит*, который сохраняется в стали после мартенситного превращения, называется *остаточным* (см. рис. 51). Он ухудшает свойства закаленной стали, понижая твердость. *Критическая скорость закалки* неодинакова для разных сталей и зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, определяемой составом стали. Чем больше его устойчивость, тем меньше $V_{кр}$ (критическая скорость закалки). Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (800–200 °С/с). Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность (см. рис. 50).

Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода: в стали с 0,6–0,7 % С твердость мартенсита составляет 65 HRC, 960 HV, что во много раз больше твердости феррита. Временное сопротивление низкоуглеродистого мартенсита (0,025 % С) составляет 1000 МПа, а при 0,6–0,8 % С достигает 2600–2700 МПа. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению.

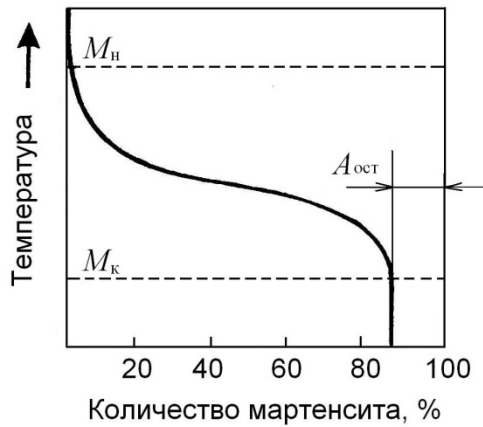


Рис. 50. Кривая мартенситного превращения: M_H и M_K – температуры начала и конца мартенситного превращения; $A_{ост}$ – остаточный аустенит

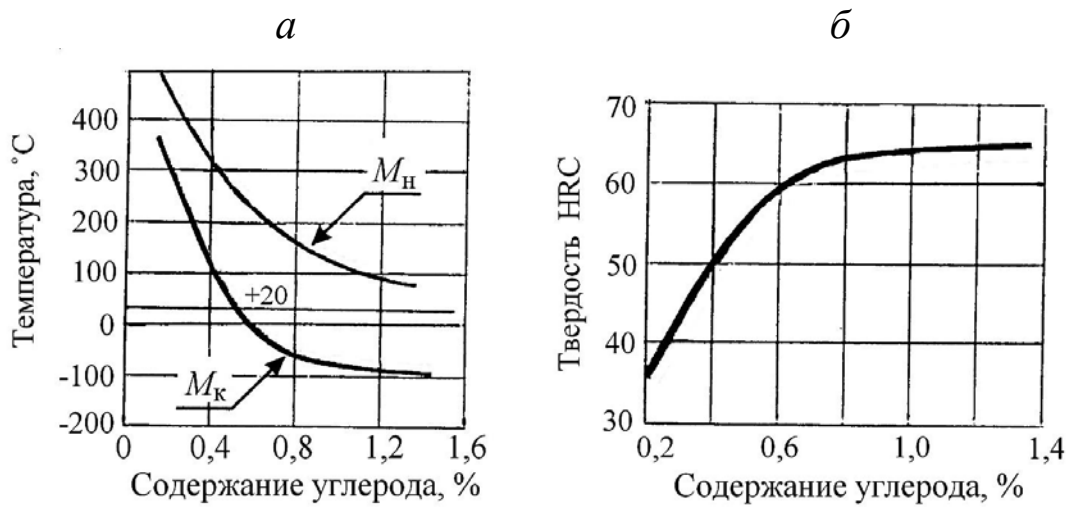


Рис. 51. Влияние углерода на положение мартенситных точек – *а* и зависимость твердости мартенсита от содержания углерода – *б*

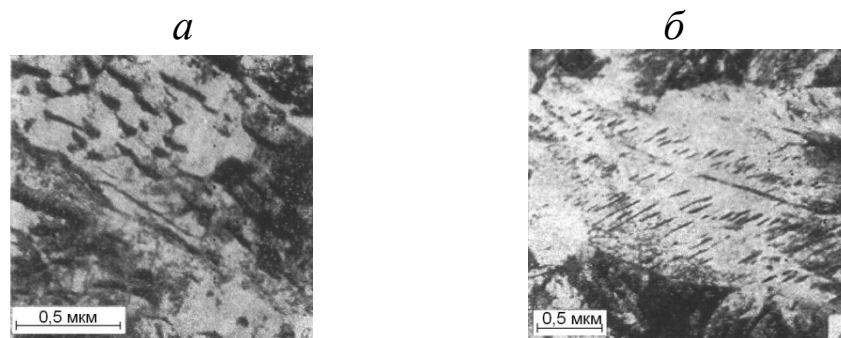


Рис. 52. Структура верхнего – *а* и нижнего – *б* бейнита

Бейнитное (промежуточное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. В результате промежуточного превращения образуется *бейнит*, представляющий собой структуру, которая состоит из α -твердого раствора, претерпевшего мартенситное

превращение и несколько пересыщенного углеродом, и частиц карбидов. Различают структуру *верхнего и нижнего бейнита* (см. рис. 52).

Верхний бейнит, образующийся обычно в области температур $\sim 500\text{--}350^\circ\text{C}$, имеет «перистый» вид (типа резаной соломы). Частицы карбидов выделяются не в виде пластинок, как в перлите, а в виде изолированных узких частиц (см. рис. 52). *Нижний бейнит* образуется обычно при температурах от 350°C до точки M_n и имеет игольчатое (пластинчатое) строение. Карбидные частицы в нижнем бейните располагаются в пластинках α -фазы (см. рис.52)

Образование верхнего бейнита (распад при $\sim 550\text{--}450^\circ\text{C}$) снижает пластичность стали по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в перлитной области. Твердость и прочность при этом не изменяются или несколько снижаются. Пониженная пластичность верхнего бейнита связана с выделением сравнительно грубых карбидов по границам ферритных зерен.

В результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения наблюдается некоторое повышение прочности, твердости и пластичности.

Нижний бейнит по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области (сорбит, троостит) имеет более высокую твердость и прочность при сохранении высокой пластичности.

Высокие прочностные свойства нижнего бейнита объясняются наличием внедренных атомов углерода и большой плотностью дислокаций в мартенситной α -фазе, а также образованием включений дисперсных карбидов, расположенных в кристаллах этой фазы. Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется.

Подведем итог вышесказанному.

Превращение аустенита при охлаждении в углеродистых сталях может развиваться двумя путями:

1. Диффузионным путем, когда возникающие при превращении фазы отличаются от аустенита по химическому составу и, следовательно, их образование требует обязательного диффузионного перераспределения атомов углерода и железа в аустените. Продуктами диффузионного превращения являются феррит, карбиды и ферритокарбидная смесь (ФКС). В зависимости от температуры распада аустенита (степени

переохлаждения) можно получать (ФКС) различной твердости и прочности.

2. Бездиффузионным путем, когда превращение не сопровождается диффузионным перемещением атомов на значительные расстояния и для начала превращения не требуется предварительного перераспределения углерода в аустените. Новая фаза имеет такой же химический состав, как и аустенит, и называется мартенситом. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в решетке α -железа с той же концентрацией углерода, как и в аустените. Мартенситная структура характеризуется высокой твердостью.

Знание этих превращений важно для решения многих практических задач. *Перлитное* превращение протекает в процессе *отжига* стали, а мартенситное – при *закалке* стали. *Промежуточное* превращение важно для понимания так называемой *изотермической* закалки стали.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях в отличие от эвтектоидной в верхнем интервале температур сначала выделяются избыточные фазы – феррит (в доэвтектоидной стали) или избыточный цементит (в заэвтектоидной стали).

Начало выделения избыточного феррита (цементита) на диаграммах изотермического распада отмечается дополнительной кривой (см. рис. 53, б, в).

Диаграммы изотермического распада аустенита могут только приближенно характеризовать превращения, протекающие при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раза больше, чем при изотермическом распаде.

Отсюда в первом приближении критическая скорость закалки ($^{\circ}\text{C}/\text{с}$) может быть определена по формуле:

$$V_{\text{крит}} = \frac{A_1 - t_{\text{мин}}}{1,5 \cdot \tau_{\text{мин}}}, \quad (1)$$

где A_1 – температура, соответствующая равновесной точке (727°C); $t_{\text{мин}}$ – температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита; $\tau_{\text{мин}}$ – время минимальной устойчивости аустенита в перлитной области.

Для разработки технологии термической обработки используют кроме диаграмм изотермического распада аустенита, необходимых

для различных изотермических методов обработки, *термокинетические диаграммы*. По этим диаграммам можно получить точные данные о температурных интервалах протекания фазовых превращений при непрерывном охлаждении и об образующихся при этом структурных составляющих.

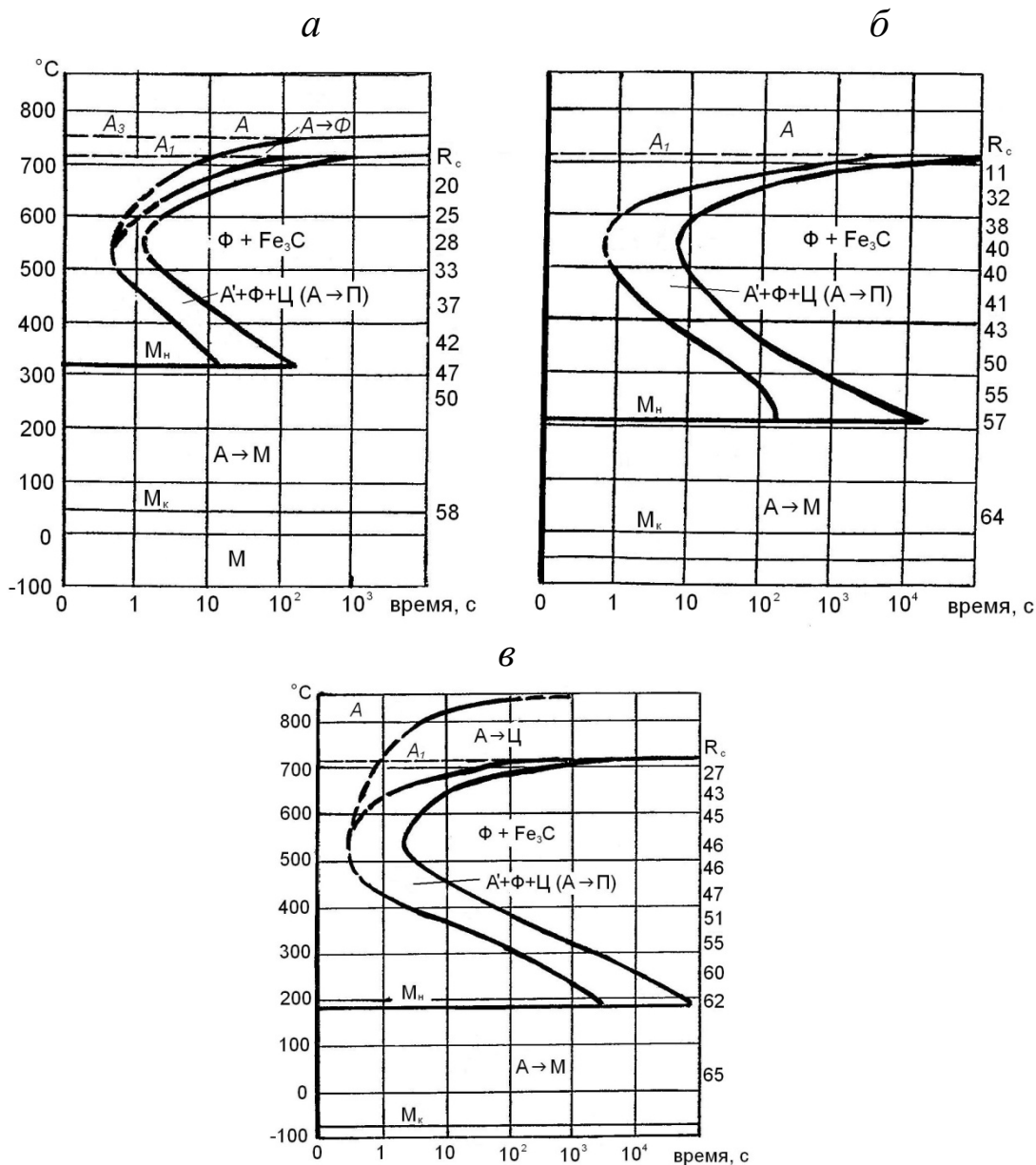


Рис. 53. Диаграммы изотермического превращения аустенита для:
a – доэвтектоидной стали (0,50 % С); *б* – эвтектоидной стали (0,8 % С);
в – заэвтектоидной стали (1,13 % С). А – аустенит, П – перлит, Ф – феррит,
 М – мартенсит

Термокинетические диаграммы также строят в координатах *температура – время* на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры начала и конца перлитного и промежуточного превращений и соответственно области этих

превращений. Диффузионное превращение в стали развивается в интервале температур от точки A_3 (или A_{cm}) до точки M_n – температуры начала мартенситного превращения и сопровождается выделением избыточного феррита и образованием ферритокарбидной смеси (ФКС).

Для ориентировочного определения температур и характера развития превращения при непрерывном охлаждении путем наложения кривых охлаждения на диаграмму можно использовать диаграммы изотермического превращения аустенита.

Время до начала и конца диффузионного превращения при различных температурах описывается соответствующими линиями. Рассмотрим диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита для доэвтектоидной стали с нанесением на нее кривых охлаждения (рис. 54).

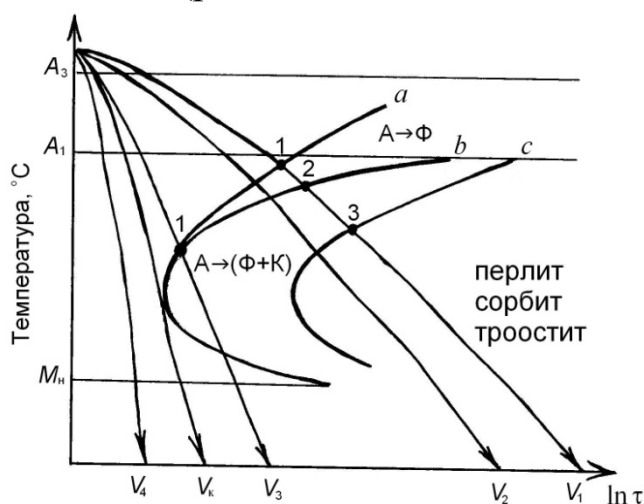


Рис. 54. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали

Линия a – показывает начало выделения феррита (или цементита), линия b – начало образования ФКС и линия c – конец превращения. При определенных температурах переохлаждения скорость образования ФКС становится больше, чем скорость образования феррита, и в среднеуглеродистых сталях превращение аустенита начинается сразу с образования ФКС.

Чем ниже температура диффузионного превращения, тем больше возникает зародышей (увеличивается степень переохлаждения) и поэтому строение образующейся ФКС становится все более дисперсными. Различают грубую ФКС, ФКС средней

дисперсности и тонкую ФКС, которые соответственно называют перлитом, сорбитом и троститом (см. рис. 48).

Горизонтальная прямая линия на диаграмме с индексом M_n показывает температуру начала бездиффузионного превращения аустенита в мартенсит.

В температурном интервале, расположенном ниже перлитного, но выше мартенситного интервала (между температурой минимальной устойчивости переохлажденного аустенита и M_n), происходит бейнитное превращение переохлажденного аустенита. Оно протекает в интервале температур, когда практически отсутствует диффузия железа, но интенсивно протекает диффузия углерода. Механизм бейнитного превращения более сложный, чем механизм перлитного и мартенситного превращений.

Точки пересечения кривых охлаждения с линиями диаграммы приблизительно покажут температуры начала и конца превращения аустенита при выбранной скорости охлаждения (см. рис. 54). Действительные температуры превращения будут несколько ниже полученных данных, причем чем больше скорость охлаждения, тем больше эти различия.

При скорости охлаждения V_1 (с выключенной печью) превращение аустенита начинается при температуре точки 1 с образованием феррита или цементита, в точке 2 начинается образование ФКС, которое полностью заканчивается при температуре точки 3. Структура стали после охлаждения будет состоять из избыточного феррита (или цементита для заэвтектоидной стали) и перлита (ФКС).

При охлаждении со скоростью V_2 (на воздухе) превращение развивается аналогичным путем, но в условиях большего переохлаждения, поэтому количество выделившегося избыточного феррита, цементита меньше, а строение ФКС более дисперсное (сорбит).

При охлаждении со скоростью V_3 (в масле) диффузионное превращение аустенита начинается в точке 1 сразу с образованием дисперсной ферритокарбидной смеси (троостит), но за счет большой скорости охлаждения времени для завершения диффузионного превращения недостаточно, и поэтому часть аустенита переохлаждается до мартенситной точки, ниже которой бездиффузионным путем превращается в мартенсит.

При скорости охлаждения V_k (касательная к линии начала превращения) весь аустенит переохлаждается до мартенситной точки и превращается в мартенсит. Такое же положение наблюдается при охлаждении аустенита со скоростью V_4 (в воде).

Изменение характера структуры вызывает изменение и свойств стали. Чем больше скорость охлаждения из аустенитного состояния, тем выше характеристики прочности и твердости. Возрастание твердости с повышением скорости охлаждения сначала связано с увеличением степени дисперсности ферритокарбидной смеси и уменьшением количества феррита в структуре, а затем с образованием новой структуры – *мартенсита* (рис. 55).

Итак, скорость охлаждения, изменяя степень переохлаждения аустенита, определяет температурные интервалы его превращения, а следовательно, характер образующихся структур и свойства сталей после охлаждения.

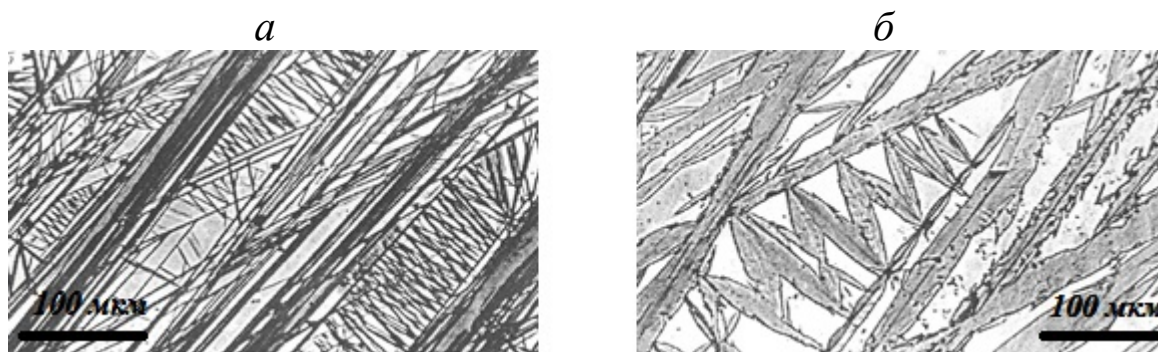


Рис.55. Микроструктура мартенсита $\times 200$: *a* – тонкопластинчатый мартенсит; *б* – линзовидный мартенсит

6.3. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита сталей

Легирующие элементы оказывают чрезвычайно важное влияние на кинетику распада аустенита. За исключением кобальта, все широко используемые легирующие элементы, растворенные в аустените (Cr, Ni, Mn, W, Mo, V и др.), замедляют перлитное превращение, сдвигая верхнюю часть C-образной диаграммы вправо, т. е. в сторону большего времени выдержки кривые начала и конца распада. Причины высокой устойчивости переохлажденного аустенита в области перлитного превращения многие исследователи связывают с тем, что в результате распада легированного аустенита в перлитной области образуется феррит и легированный цементит или

специальный карбид. Для образования такой ферритно–карбидной структуры между γ –твердым раствором и карбидом должно пройти диффузионное перераспределение не только углерода, но и легирующих элементов. Карбидообразующие элементы переходят в карбиды, а элементы, не образующие карбидов, – в феррит. Замедление распада аустенита в перлитной зоне объясняется малой скоростью диффузии *легирующих элементов в аустените и уменьшением скорости диффузии углерода* под влиянием карбидообразующих элементов. Кроме того, легирующие элементы уменьшают скорость полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, которое находится в основе распада аустенита.

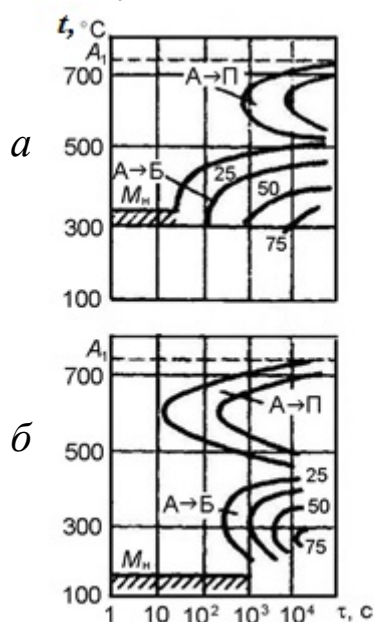


Рис.56. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (цифры у кривых указывают степень превращения, %): *а* – с невысоким содержанием углерода; *б* – с высоким содержанием углерода

Кроме этого, для легированных сталей, у которых в состав аустенита, кроме углерода, входят карбидообразующие элементы, изотермическая диаграмма имеет другой вид (рис. 56). У этих сталей на изотермической диаграмме (рис. 56, *а*, *б*) два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответствующих перлитному (диффузионному) и бейнитному (промежуточному) превращениям. Оба превращения разделены областью относительной устойчивости аустенита. У доэвтектоидной или заэвтектоидной *легированных* сталей на диаграмме изотермического распада переохлажденного аустенита, так же как и углеродистой стали, появляется добавочная линия, соответствующая началу *выделения*

избыточного легированного феррита или карбида. В области температур промежуточного превращения переохлажденного аустенита возможна лишь диффузия углерода, а диффузия легирующих элементов исключается, поэтому при распаде аустенита образуются α -раствор и карбид цементитного типа, имеющие то же содержание легирующих элементов, что и исходный аустенит. Следовательно, для образования бейнита необходима только диффузия углерода без перераспределения концентрации легирующих элементов. Особенно повышается устойчивость переохлажденного аустенита при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов, например, Cr и Ni, Cr и Mo и т. д., и притом в повышенном количестве.

Замедление распада аустенита под действием легирующих элементов широко используют для увеличения прокаливаемости стали.

6.4. Разновидности отжига сталей

Основные факторы, от которых зависит микроструктура стали после отжига второго рода, – это степень переохлаждения аустенита и температура нагрева относительно критических точек.

Полный отжиг применяется для доэвтектоидных сталей и состоит в нагреве стали на 30–50° С выше точки A_{c3} , выдержке при этой температуре до полной перекристаллизации стали и медленном охлаждении. При таком отжиге образуется мелкое аустенитное зерно, из которого при охлаждении формируется равномерная мелкозернистая ферритно–перлитная структура, поэтому полный отжиг обычно применяют с целью измельчения зерна. Кроме того, полным отжигом устраняют два порока структуры доэвтектоидной стали – видманштеттов феррит и строчечность.

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали.

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (выше A_{c1} , но ниже A_{c3}). Этот вид отжига для доэвтектоидных сталей применяют ограниченно и в основном для улучшения их обрабатываемости резанием, так как в результате частичной перекристаллизации стали (избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит. Неполный смягчающий отжиг позволяет сэкономить время и снизить стоимость обработки.

Неполный отжиг широко применяется для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. При неполном отжиге проводится нагрев до температур немного выше (на 10–30 °С) точки A_1 , что приводит к удалению карбидной сетки, практически полной перекристаллизации стали и получению зернистой (сфероидальной) формы перлита вместо обычной пластинчатой, поэтому такой отжиг называется *сфероидизирующим*. Для сфероидизирующего отжига характерен узкий температурный «интервал отжигаемости» (750–780 °С); у сталей, близких к эвтектоидному составу, интервал отжигаемости особенно узок (740–750 °С). Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770–820 °С). Сфероидизирующему отжигу подвергают углеродистые и легированные инструментальные и шарикоподшипниковые стали.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием.

Изотермический отжиг применяют для улучшения обрабатываемости легированных сталей. Он состоит в нагреве на 30–50 °С выше A_{c3} (как и при полном отжиге) и сравнительно быстром охлаждении до температуры ниже A_{r1} (обычно 660–680 °С), изотермической выдержке при этой температуре для получения равновесной перлитной структуры и последующем охлаждении на воздухе.

Такой изотермический отжиг позволяет значительно сократить длительность процесса перекристаллизации, особенно для легированных сталей, которые для требуемого снижения твердости приходится охлаждать очень медленно при полном отжиге. Кроме того, при изотермическом отжиге обеспечивается получение более однородной ферритно-перлитной структуры стали.

Изотермический отжиг – более стабильный процесс; при его проведении легче поддерживать температуру на заданном уровне, чем регулировать скорость охлаждения при проведении полного отжига.

Изотермическому отжигу чаще всего подвергают поковки (штамповки) и сортовой прокат небольших размеров из легированной цементуемой стали.

Пружинную (канатную) проволоку из стали, содержащую 0,65–0,9 % С, перед холодным волочением подвергают изотермической обработке, которая называется *патентированием*. При патентировании проволоку подвергают высокотемпературной аустенитизации (нагрев до температуры на 150–200 °С выше A_{c3}) для получения однородного аустенита, а затем пропускают через расплавленную соль с температурой 450–550 °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластинчатый троостит или сорбит. Такая структура позволяет при холодной протяжке получать большие обжатия (более 75 %) без обрывов. После заключительного холодного волочения получается проволока с высокой прочностью (σ_b от 2000 до 2250 МПа).

Если при проведении отжига охлаждение после нагрева и выдержки проводится на воздухе, то такой процесс называется нормализационным отжигом или *нормализацией*.

При нормализации сталь нагревают до температуры на 30–50°С выше линии GSE и охлаждают на воздухе. Ускоренное по сравнению с обычным отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита, поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (сорбит). Кроме того, при нормализации частично подавляется выделение избыточных фаз (феррита в доэвтектоидной стали и цементита в заэвтектоидной стали) и, следовательно, образуется квазиэвтектоид. В результате прочность стали после нормализации становится больше прочности после отжига.

Нормализацию применяют чаще всего в следующих случаях: как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием; для устранения пороков и общего улучшения структуры стали перед закалкой.

6.5. Закалка

Закалка – это термическая обработка, при которой главным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения.

Существуют принципиально отличные друг от друга два вида закалки: закалка с полиморфным превращением и закалка без полиморфного превращения.

6.5.1. Закалка без полиморфного превращения

Закалка без полиморфного превращения – это термическая обработка, фиксирующая при более низкой (комнатной) температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре.

Закалка без полиморфного превращения применима к любым сплавам, в которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой, при этом растворимость какого-либо компонента в твердом растворе меняется с изменением температуры. Например, в сплаве C_0 на рис.57 при нагреве до температуры закалки β -фаза растворяется в матричной α -фазе. При обратном медленном охлаждении β -фаза выделяется из α -фазы, в которой концентрация компонента B уменьшается в соответствии с ходом сольвуса $n-b$.

Так как составы α и β различны, то выделение β -фазы связано с диффузионным перераспределением компонентов. При достаточно быстром охлаждении диффузионное перераспределение, необходимое для зарождения и роста кристаллов β -фазы, не успевает произойти и β -фаза не выделяется из α раствора. После такой обработки (закалки) сплав при комнатной температуре состоит из одной α -фазы, как и при температуре нагрева под закалку и имеет ту же концентрацию компонента B , что и в однофазной области, т. е. определяемой точкой C_0 . Такой твердый раствор называется *пересыщенным*. Степень пересыщения его определяется разностью между фактической концентрацией компонента B в α твердом растворе (точка b) и его равновесной концентрацией (точка C_0). Пересыщенный твердый раствор находится в метастабильном состоянии, имеет повышенную свободную энергию и потому склонен к самопроизвольному переходу в термодинамически более стабильное состояние, т. е. к процессу распада с понижением уровня свободной энергии.

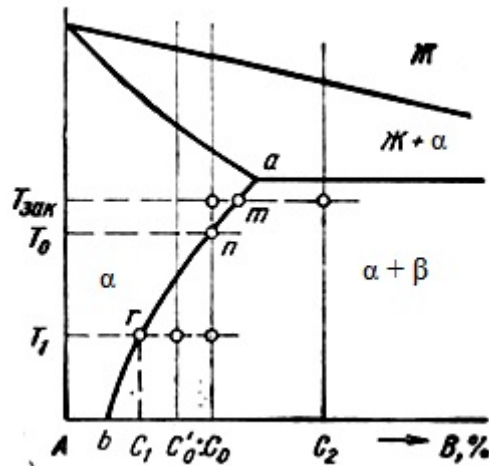


Рис. 57. Схема к объяснению закалки без полиморфных превращений

Операция термообработки, ставящая целью получение пересыщенного твердого раствора, носит название *закалки*. Основное исходное положение при выборе температуры закалки – возможно более полное растворение избыточных фаз в матричной фазе. Верхнюю границу порога закалочных температур во избежание пережога выбирают ниже точки солидуса сплава с учетом возможного перепада температур в садке и точности теплового контроля. Время выдержки при температуре нагрева выбирают так, чтобы завершились процессы растворения избыточных фаз. В большинстве цветных сплавов закалка не сопровождается полиморфными превращениями, т. е. при закалке фиксируется высокотемпературное состояние твердого раствора. Операция термообработки, заключающаяся в распаде пересыщенного твердого раствора, называется *старением* (см. гл. 6.7).

В то же время в сталях, как известно, закалка может сопровождаться полиморфными превращениями, например, мартенситным превращением аустенита.

6.5.2. Закалка с полиморфным превращением

Закалка с полиморфным превращением – это термическая обработка металла или сплава, при которой главным является мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Поэтому такую термообработку обычно называют закалкой на мартенсит. Особенности мартенситного превращения в углеродистых сталях

были приведены в главе 6.2. Рассмотрим технологические условия закалки углеродистых сталей.

Закалка стали заключается в нагреве сталей до температур выше критических, выдержки при этих температурах и последующем охлаждении со скоростью не меньше критической скорости закалки с целью достижения максимальной прочности и твердости посредством образования структуры мартенсита. Таким образом, в основе закалки стали лежит полиморфное превращение высокотемпературной фазы аустенита в процессе быстрого охлаждения. Основной фазой закаленной стали является мартенсит. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе с тетрагональной кристаллической решеткой.

Высокая прочность и твердость мартенсита обусловлена повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки – двойниковых прослоек и дислокаций (до 10^{10} – 10^{12} см⁻²), фазовым наклепом, возникающим при мартенситном превращении из-за разности удельных объемов аустенита и мартенсита, и затруднением скольжения дислокаций в пересыщенном твердом растворе вследствие взаимодействия внедренных атомов углерода с дислокациями. Основные параметры закалки – температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Выбор температуры нагрева для закалки сталей

Доэвтектоидные стали нагревают при закалке до температуры на 30–50 °С выше температуры A_3 , лежащей на линии GS диаграммы железо–углерод (см. рис. 58). Перегрев должен быть небольшим, чтобы зерна аустенита оставались мелкими. В этом случае сталь с исходной структурой перлит + феррит в процессе нагрева приобретает мелкозернистую аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мелкоигльчатый мартенсит.

Перегрев вышеуказанного интервала температур приводит к тому, что в процессе дальнейшего нагрева мелкозернистый аустенит превращается в крупнозернистый, который при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в крупноигльчатый мартенсит, что приводит к понижению твердости.

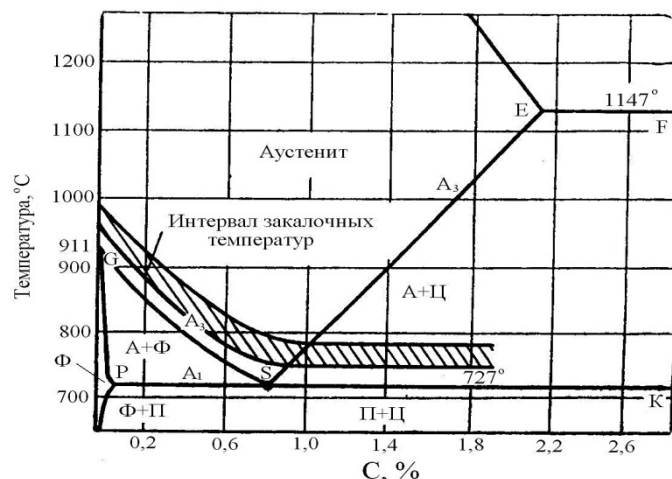


Рис. 58. Рекомендуемый интервал закалочных температур углеродистой стали: А – аустенит, П – перлит, Ц – цементит, Ф – феррит

В сталях, содержащих более 0,5 % углерода, вследствие того, что мартенситное превращение не заканчивается полностью при комнатной температуре, сохраняется небольшое количество остаточного аустенита. Обычно сталь 45 (0,45 % С) закалывают от температуры 830–850 °С.

Температуру нагрева для закалки углеродистых доэвтектоидных (конструкционных) сталей, °С, также можно выбрать с помощью диаграммы железо–углерод по формуле:

$$t_{\text{закалки}} = A_3 + (30-50).$$

Для заэвтектоидных углеродистых сталей выбор температуры нагрева для закалки существенно иной, чем для доэвтектоидных сталей: нагрев должен обеспечить получение двухфазного состояния – аустенит и карбиды. Это достигается путем нагрева стали выше точки A_1 (линия PSK) для образования аустенита, но ниже точки A_{cm} (линия ES) для сохранения нерастворившихся карбидов.

В процессе последующего охлаждения со скоростью выше критической скорости аустенит превратится в мартенсит, а сохранившиеся твердые зернистые карбиды вносят вклад в увеличение износостойкости инструмента. Такие стали в закаленном состоянии имеют структуру мелкокристаллического мартенсита, зернистых карбидов и небольшого (5–10%) количества остаточного аустенита, который не обнаруживается металлографически. Если заэвтектоидную сталь нагреть выше точки A_{cm} , в однофазную область

аустенита, то все карбиды растворятся в аустените, концентрация углерода в аустените повысится до общего его содержания в стали с соответствующим снижением мартенситной точки. После быстрого охлаждения закаленной стали, нагретой выше точки A_{cm} , твердость и износостойкость инструмента снизятся вследствие повышенного количества остаточного аустенита и отсутствия твердых карбидов. Перед закалкой структура заэвтектоидной стали чаще всего имеет структуру зернистого цементита.

Таким образом, *температуру нагрева для закалки углеродистых заэвтектоидных (инструментальных) сталей, °С*, можно выбрать с помощью диаграммы железо–углерод по формуле

$$t_{\text{закалки}} = A_1 + (30-50).$$

Обычно стали марок У8–У12 закаливают от температур 760–810 °С.

Температура нагрева для закалки легированных инструментальных сталей, например, марки Х, выбирают по такой же формуле, но так как хром (как и остальные карбидообразующие элементы) несколько изменяют точку A_1 , то температуру нагрева легированных сталей следует выбирать не по диаграмме состояния железо–углерод, а по справочникам. Кроме того, в легированных инструментальных сталях образуются легированные карбиды, имеющие более высокую температуру растворения. В результате нагрева выше A_1 на 60–80 °С легированные карбиды растворяются в аустените и происходит насыщение его углеродом до концентрации, близкой к эвтектоидной, что обеспечивает твердость и износостойкость в закаленном состоянии. Для стали Х эта температура составляет 840–850 °С.

Высоколегированные быстрорежущие стали, например, марок Р18, Р9 Р6М5, имеют наивысшую из всех сталей температуру закалки (1210–1280 °С). Температуру нагрева для закалки быстрорежущих сталей выбирают таким образом, чтобы обеспечить растворение в твердом растворе – аустените максимально возможное количество вторичных легированных карбидов. Это необходимо для того, чтобы аустенит стал достаточно легирован карбидообразующими элементами (W, Cr, Mo, V) и содержал нужное количество углерода (не менее 0,4–0,5 %). Нагрев стали Р18 производится до температуры 1270 °С, стали Р6М5 – до 1220 °С. Оставшиеся нерастворившимися карбиды задерживают рост зерна аустенита при нагреве, позволяя сохранить мелкое зерно после закалки, несмотря на высокую температуру нагрева. При последующем охлаждении

легированный аустенит превращается в легированный мартенсит в количестве 50–55 %. Кроме того, в закаленной стали сохраняется большое количество остаточного аустенита (30–35 %) и нерастворившихся первичных карбидов (10–15 %). Большое количество остаточного аустенита в закаленной быстрорежущей стали обусловлено тем, что высоколегированный аустенит имеет низкую мартенситную точку (ниже 200 °С), поэтому при закалке уменьшается количество образующегося мартенсита и соответственно возрастает количество остаточного аустенита.

Выбор охлаждающей среды для закалки сталей

При закалке на мартенсит сталь должна охлаждаться с закалочной температуры так, чтобы аустенит, не успел претерпеть распад на ферритно-карбидную смесь, переохладился ниже M_n . Для этого скорость охлаждения должна быть критической или выше критической. Критическая скорость закалки зависит от минимальной устойчивости переохлажденного аустенита: чем более устойчив аустенит (чем больше сдвиг линий начала и конца превращений переохлажденного аустенита в ферритно-карбидную смесь по С-образной диаграмме вправо), тем меньше критическая скорость закалки. Соответственно, чем менее устойчив аустенит, тем больше величина критической скорости закалки (см. рис.62). Поскольку устойчивость переохлажденного аустенита углеродистых сталей (особенно доэвтектоидных) мала, то критическая скорость закалки этих сталей большая. Поэтому охлаждающими средами при закалке углеродистых сталей чаще всего служит вода (иногда с добавлением солей, щелочей или кислот для увеличения охлаждающей способности).

Легированные стали имеют более высокую устойчивость переохлажденного аустенита, поэтому критическая скорость закалки легированных сталей меньше, чем для углеродистых. Следовательно, изделия из легированных сталей можно закалывать в средах, охлаждающих менее интенсивно, чем вода, т. е. в масле или даже на воздухе. Такая закалка при достаточной устойчивости переохлажденного аустенита также обеспечит получение в изделиях мартенситной структуры, но с меньшим уровнем напряжений.

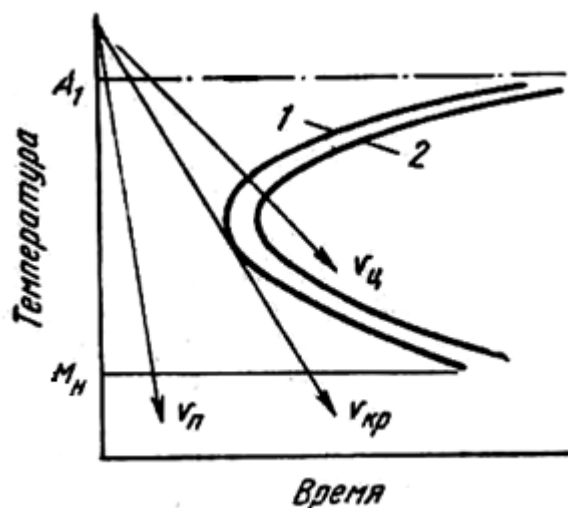


Рис. 59. Выбор охлаждающей среды (вода, масло) для закалки стали в зависимости от устойчивости переохлажденного аустенита: $V_{кр}$ — критическая скорость закалки углеродистой стали; $V_{кр}'$ — критическая скорость закалки легированной стали; V_1 — скорость охлаждения стали в воде; V_2 — скорость охлаждения стали в масле

Так как закалка сталей сопровождается увеличением объема, то в условиях высокой скорости охлаждения и неодновременности протекания мартенситного превращения по объему закаливаемого изделия появляются значительные внутренние напряжения, которые могут привести к короблению изделий и образованию трещин в процессе закалки. Закаленная на мартенсит сталь обладает высокой твердостью и хрупкостью, поэтому непригодна для практического использования. Для получения необходимого сочетания прочности и пластичности и снижения внутренних напряжений после закалки необходимо провести отпуск.

6.6. Отпуск

Отпуском закаленной стали называется операция термической обработки, состоящая в нагреве сталей до температур ниже критической точки A_1 , выдержки при этих температурах и последующем охлаждении с определенной скоростью (обычно на воздухе) с целью получения необходимого сочетания прочности и пластичности и уменьшения внутренних напряжений.

Отпуск при соответствующей температуре позволяет плавно снизить твердость закаленной стали до нужных значений в готовом изделии (см. рис. 60) и одновременно повысить пластичность и

вязкость. Поэтому отпуск является окончательной операцией термической обработки.

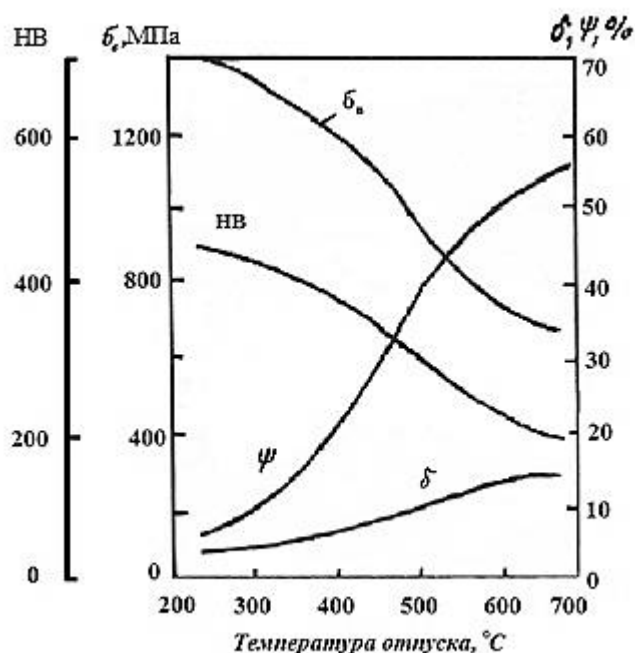


Рис. 60. Изменение механических характеристик при отпуске закаленной стали с 0,8 % С

Структура закаленной стали, состоящая из мартенсита и остаточного аустенита, метастабильна. При нагреве после закалки вследствие увеличивающейся подвижности атомов создаются условия для процессов, изменяющих структуру стали к более равновесному состоянию с образованием мелкодисперсной феррито–карбидной смеси. Различают четыре превращения при отпуске.

Первое превращение при отпуске (до 200 °С) заключается в превращении мартенсита закалки (тетрагонального) в мартенсит отпущенный (кубический). Это превращение связано с уменьшением степени тетрагональности мартенсита за счет выделения углерода из мартенсита и образования ε–карбида (Fe_xC).

Второе превращение при отпуске (200–300 °С) состоит в превращении остаточного мартенсита в отпущенный мартенсит.

Третье превращение при отпуске (300–400 °С) заключается в распаде отпущенного мартенсита в ферритно–карбидную смесь – троостит. Превращение происходит посредством диффузионного перераспределения атомов углерода, а также превращение $Fe_xC \rightarrow Fe_3C$. Троостит имеет игольчатое строение, различимое только в электронном микроскопе.

Четвертое превращение при отпуске (500–650 °С) – укрупнение и коагуляция карбидных частиц. Структура ферритно-карбидной смеси зернистого строения, полученная в результате четвертого превращения, называется сорбитом отпуска.

В практике термической обработки сталей наиболее часто применяются три вида отпуска: низкий (150–200 °С), средний (350–500 °С) и высокий (500–650 °С).

Если в изделии нужно сохранить высокую твердость, то сталь подвергают низкому отпуску (инструментальные стали), если требуется получить хорошее сочетание достаточной прочности, вязкости и пластичности (конструкционные стали), то детали подвергают высокому отпуску.

В легированных инструментальных сталях при отпуске происходят примерно такие же процессы, что и в углеродистых сталях, однако карбидообразующий элемент – хром замедляет процесс распада мартенсита и процессы сфероидизации и коагуляции карбидных частиц в образовавшейся ферритно-карбидной смеси, смещая эти процессы в область более высоких температур. Отсюда следует, что в результате среднего и высокого отпусков твердость стали X оказывается выше, чем стали У12 и, тем более, чем стали 45.

Особый, нетипичный для инструментальных сталей отпуск применяется для быстрорежущих сталей – их нагревают до температур 550–570 °С. Это обусловлено тем, что после закалки от высоких температур высоколегированный карбидообразующими элементами мартенсит обладает высокой стойкостью против распада при нагреве даже до повышенных температур (более 500 °С), а большое количество высоколегированного, но нежелательного остаточного аустенита можно использовать для получения дополнительного количества дисперсных карбидов и мартенсита. В процессе отпуска при выдержке при 560 °С из остаточного аустенита выделяются мельчайшие частицы легированных карбидов, вследствие чего аустенит обедняется углеродом и легирующими элементами. Это, в свою очередь, вызывает повышение мартенситной точки остаточного аустенита, значительная часть которого в процессе последующего охлаждения после отпуска на воздухе превращается в мартенсит. Это явление получило название вторичной закалки. Таким образом, в отличие от углеродистых сталей 45 и У12 и легированных сталей 40Х и Х твердость быстрорежущей стали в результате

высокого отпуска не только не снижается, но и обычно повышается на 1–3 единицы по шкале HRC.

Обычно для максимального уменьшения количества остаточного аустенита (до 1–2 %) закаленную быстрорежущую сталь подвергают трехкратному отпуску при 550–570 °С с выдержкой в каждом цикле 1 ч. Замена трехкратного отпуска непрерывной трехчасовой выдержкой при этих же температурах вызовет превращение остаточного аустенита в бейнит, что не обеспечит режущему инструменту нужной высокой твердости (63–65 HRC) и красностойкости (до 620 °С).

6.7. Старение

При закалке без полиморфного превращения закаленный сплав (как указывалось в гл.6.5.1) находится в метастабильном состоянии, обладает повышенной свободной энергией и поэтому стремится понизить свою энергию. Главным процессом при старении большинства закаленных промышленных сплавов является распад пересыщенного твердого раствора. При этом сплав переходит в более стабильное состояние. Процессы старения протекают самопроизвольно с выделением теплоты превращения. Если старение происходит самопроизвольно при комнатной температуре оно называется естественным старением. Предел прочности, достигнув максимального значения, не изменяется при увеличении времени выдержки (см. рис. 61). Процесс распада пересыщенного твердого раствора – диффузионный процесс, поэтому повышение температуры ускоряет процесс старения (искусственное старение). При повышенной температуре (искусственное старение) максимальное значение предела прочности достигается за более короткое время и при увеличении выдержки наблюдается его понижение. Чем выше температура старения, тем скорее предел прочности достигает своего максимального значения. Различают несколько стадий распада при старении. Рассмотрим основные стадии распада пересыщенных твердых растворов.

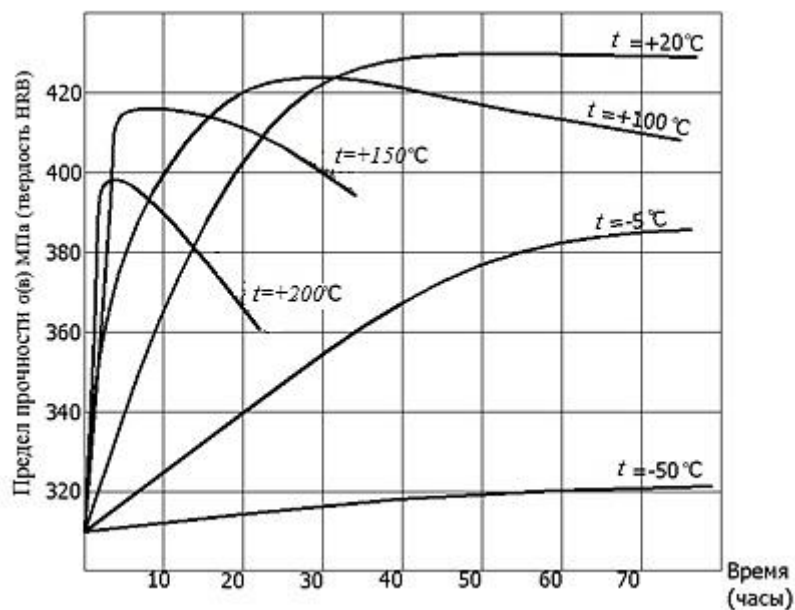


Рис. 61. Изменение предела прочности алюминиево-медного сплава Д16 в зависимости от условий старения

Первой стадией распада является образование в пересыщенном твердом растворе скоплений атомов легирующих элементов – кластеров, рассеивающих электронные волны. Вначале размер кластера очень мал. Через некоторое время кластеры могут вырасти настолько, что они вызывают дифракционные эффекты на дифрактограммах монокристаллов и электронограммах при просвечивании фазы. Кластеры, обнаруживаемые структурными методами, называют зонами Гинье–Престона. У них та же кристаллическая решетка, что и у матричного раствора, но из-за различия в атомных диаметрах металла–основы и легирующего элемента скопление легирующего элемента вызывает местное изменение межплоскостных расстояний. Зоны ГП часто называют предвыделениями. Эти искажения кристаллической решетки твердого раствора обуславливают повышение прочностных свойств и электросопротивления сплава. На рис. 62 изображена предложенная Герольдом модель строения зоны ГП в алюминиево–медном сплаве. Атомы меди занимают одну из плоскостей $\{100\}$, а по обе стороны от нее параллельные плоскости состоят из атомов алюминия. Так как атомный размер у меди меньше, чем у алюминия, то плоскости, заполненные атомами алюминия, смещены в сторону плоскости, состоящей из атомов меди. Смещение атомных слоев из нормальных положений при удалении от центра зоны ГП уменьшается, и,

согласно этой модели, четырнадцатые атомные слои по обе стороны от центральной плоскости остаются несмещенными. Из-за большой разницы в атомных диаметрах меди и алюминия, обуславливающей значительную упругую деформацию решетки, форма зон ГП в алюминий-медных сплавах тонкопластинчатая, дискообразная.

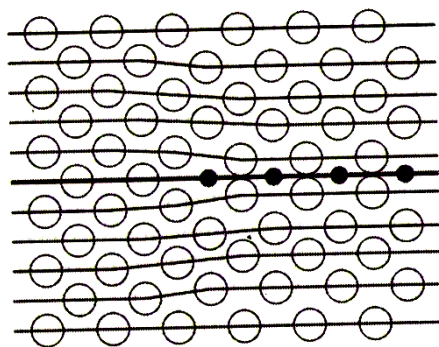


Рис. 62. Модель строения твердого раствора меди в алюминии с зоной ГП (по Герольду)

Вторая стадия старения заключается в выделении из пересыщенного раствора фаз с новой кристаллической решеткой. В большинстве стареющих промышленных сплавов из пересыщенного раствора сначала выделяется метастабильная фаза, структура которой является промежуточной между матричным раствором и стабильной фазой. В некоторых системах выделяются две промежуточные фазы. Выделения промежуточных фаз обычно частично, а иногда и полностью когерентные. Так, в алюминий-медных сплавах образуются две метастабильные фазы θ'' и θ' . Распад идет по стадиям: α пересыщенный \rightarrow ГП $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$. Решетка промежуточной θ'' фазы – тетрагональная, состав фазы соответствует CuAl_2 . В структуре θ'' часть плоскостей занята атомами алюминия, а часть только атомами меди. Выделения θ'' – полностью когерентные, причем по плоскости (001) сопряжение с алюминиевой матрицей идеальное (у θ'' , как у алюминия, период решетки $a = 0,404$ нм). По плоскостям же (010) и (100) когерентность обеспечивается большой упругой деформацией, так как около слоев, занятых атомами меди, межпластинчатое расстояние уменьшено (0,182 нм вместо 0,202 нм). Максимальная толщина выделений θ'' составляет 10 нм, а диаметр – до 150 нм. Поле упругих напряжений вокруг когерентных выделений θ'' -фазы играет большую роль в упрочнении стареющего сплава. Решетка промежуточной фазы θ' – тетрагональная с периодами $a = 0,404$ нм, $c = 0,580$ нм, состав отвечает соединению

CuAl_2 . По плоскости (001) пластинчатое выделение θ' имеет с матрицей когерентную границу с идеальным сопряжением решеток. По плоскостям (010) и (100) несоответствие строения θ' и матрицы значительно, и межфазная граница полукogerентна. Таким образом, выделения θ' -фазы – частично когерентные, и поле упругих напряжений вокруг них меньше, чем вокруг когерентных выделений θ' -фазы и зон ГП. В отличие от зон ГП промежуточные и стабильные фазы обычно зарождаются гетерогенно. Местами предпочтительного зарождения промежуточных фаз при старении служат отдельные дислокации, малоугловые границы, дефекты упаковки и предположительно вакансионные кластеры. В зонах ГП также может зарождаться промежуточная фаза. Решетка стабильной θ -фазы – тетрагональная с периодами $a = 0,607$ нм и $c = 487$ нм. Строение θ -фазы в плоскостях (001), (010) и (100) и любых других сильно отличается от строения матрицы, и поэтому выделения θ -фазы полностью некогерентные. Прочность сплава ниже, чем на стадии образования ГП и метастабильных фаз. Третья стадия – коагуляция, укрупнение выделений. Эта стадия получает все большее развитие по мере повышения температуры. В этот период происходит растворение мелких частиц ранее выделенных фаз и за счет этого рост более крупных частиц. При значительном развитии процесса коагуляции твердый раствор приближается к равновесной концентрации. Прочностные свойства при этом понижаются. Стадию старения, сопровождающуюся разупрочнением, называют перестариванием. Таким образом, упрочнить старением можно сплавы с уменьшающейся с понижением температуры растворимостью компонентов в твердом состоянии. Следует помнить, что перед старением сплавы необходимо подвергнуть закалке, целью которой является получение пересыщенного твердого раствора. Упрочнение при старении – результат торможения дислокаций теми выделениями, которые образовались при распаде пересыщенного твердого раствора. Величина упрочнения зависит от типа выделений, их строения, свойств, размеров, формы, характера и плотности распределения, степени несоответствия решеток матрицы и выделения, а также от температуры испытания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн М.И. Металлофизика высокопрочных сплавов: учебное пособие для вузов / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. М. : Металлургия, 1986. 312 с.
2. Гольдштейн М.И. Специальные стали: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. М.: МИСИС, 1999. 408 с.
3. Лахтин Ю.М. Материаловедение: учебник для вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. М. : Машиностроение, 1990. 528 с.
4. Материаловедение и технология металлов / под. ред. Г.П. Фетисова, М.Г. Карпмана, В.М. Матюнина [и др.]. М.: Высшая школа, 2002. 638 с.
5. Методы исследования материалов / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. М.: Мир, 2004. 384 с.
6. Новиков И.И. Металловедение, термообработка и рентгенография: учебник для вузов / И.И. Новиков, Г.Б. Строганов, А.И. Новиков М.: МИСИС, 1994. 480 с.
7. Металловедение: учебник. В 2 т. Т.1 / И.М. Новиков, В.С. Золотаревский, В.К. Портной [и др.]. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. 496 с.
8. Новиков И.И. Металловедение: учебник. В 2 т. Т.2 / И.М. Новиков, В.С. Золотаревский, В.К. Портной [и др.]. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. 528 с.
9. Смирнов М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие для вузов / М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г. Журавлев. Екатеринбург : УрО РАН, 1999. 495 с.
10. Солнцев Ю.П. Материаловедение: учебник для вузов / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. СПб.: ХИМИЗДАТ, 2007. 784 с.
11. Физическое металловедение: учебник для вузов / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов, В.П. Швейкин. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2009. 548 с.
12. Готтштайн Г. Физико–химические основы материаловедения: учебник / Г. Готтштайн; пер. с англ. К.Н. Золотовой, Д.О. Чаркина; под ред. В.П. Зломанова. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009. 400 с.

ПРИЛОЖЕНИЯ

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНЫМ РАБОТАМ

Лабораторная работа № 1 « Кристаллизация чистых металлов »

Порядок выполнения работы

Цель: выяснить влияние условий кристаллизации жидкого металла на размер и форму зерен.

Вся работа проводится в тигельных печах на технически чистом алюминии (температура плавления примерно 660° С).

Необходимо строго соблюдать технику безопасности при работе с расплавленными металлами. В частности, нельзя погружать в жидкий металл влажные предметы или выливать его во влажные формы.

I. Влияние температуры нагрева и скорости охлаждения

Порядок работы:

1. Подобрать условия нагрева и охлаждения, чтобы получить:
 - а) мелкие глобулярные зерна;
 - б) крупные глобулярные зерна;
 - в) столбчатые зерна.

Расплавить алюминий в тигельных печах и отлить образцы при выбранных условиях кристаллизации. Охлаждение жидкого металла можно производить в металлических изложницах (чугунных или медных) и в песке. При отливке в песок рекомендуется приготовить бумажную форму, которая зарывается в песок. Бумага предохраняет жидкий металл от попадания в него песка.

2. От полученных слитков отрезать верхнюю часть ($\frac{1}{3}$ по высоте) и на торцевой поверхности приготовить макрошлиф.
3. Шлифы протравить 50 % раствором соляной кислоты с добавкой небольшого количества азотной кислоты.
4. Структуру зарисовать и объяснить выбранные условия кристаллизации.

II. Влияние модифицирования жидкого металла

Порядок работы:

1. В расплавленный и сильно перегретый алюминий добавить модификатор – титан или его лигатуру (примерно 2–3 г на половину

тигля жидкого металла), дать выдержку в печи 3–5 мин, затем перемешать жидкий металл и залить в песчаную форму.

2. На образце, так же как и в задании № I, приготовить макрошлиф, протравить, зарисовать структуру и объяснить наблюдаемое влияние модификатора, для чего сравнить макроструктуры образцов перегретого и отлитого в песчаную форму алюминия без модификатора и с модификатором. Перечислить требования, предъявляемые к модификаторам.

Требования к отчету

В отчете к лабораторной работе 1 подробно описать методику работы. Привести зарисовки макроструктур опытных слитков и дать объяснение полученных результатов с теоретическим обоснованием выбранных условий, определяющих размер зерна после кристаллизации, и факторов, определяющих форму зерен закристаллизованного металла. Объяснить, как можно предотвратить образование крупных зерен в перегретом металле. Какие вещества называются модификаторами? Объяснить механизмы их действия. Для объяснения полученных результатов необходимо использовать теоретический материал по данной теме, изложенный в главе 1 данного учебного пособия. Сделать выводы по поставленной в работе цели.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т

по лабораторной работе № 1

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

Преподаватель _____

Студенты _____

Группа _____

г. Екатеринбург

20....

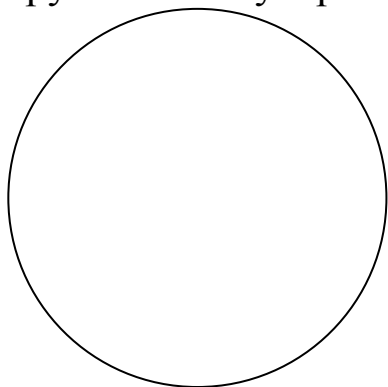
Материал: _____

Порядок выполнения работы:

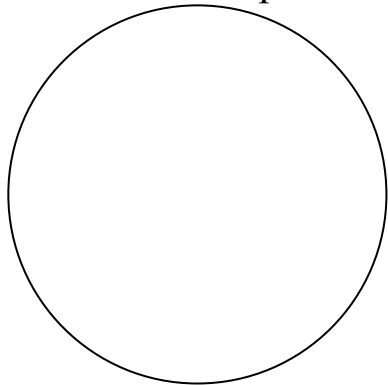
- 1.
- 2.
- 3.

Задача № 1: Подобрать условия нагрева и охлаждения, чтобы получить: (выбрать температуру нагрева и способ охлаждения и дать теоретическое обоснование)

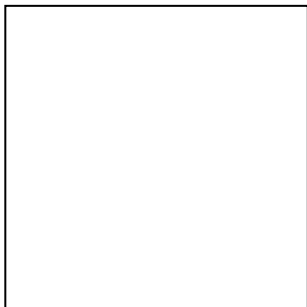
- а) мелкие глобулярные зерна
- б) крупные глобулярные зерна



- в) столбчатые зерна



Задача № 2: Изучить влияние модифицирования жидкого металла на размер зерна (*написать требования, предъявляемые к модификаторам*)



Вывод:

Лабораторная работа № 2 **«Кристаллизация двойных сплавов»**

Порядок выполнения работы

Цель: изучить влияние исходного состава сплава и скорости охлаждения на характер образующихся структур.

Работа может быть выполнена на сплавах свинец–сурьма, свинец–висмут, цинк–сурьма, цинк–алюминий, цинк–кадмий, диаграммы состояния которых приведены в отчете к лабораторной работе 2.

Материал: готовые шлифы из коллекции сплавов, по 4 образца на каждую бригаду. Работа может быть выполнена на сплавах систем свинец–сурьма, кадмий.

Порядок работы:

1. Познакомиться с теоретической частью данной работы по разделу «Двойные сплавы» (глава 3).
2. Зарисовать диаграмму заданной преподавателем двойной системы. Описать процесс кристаллизации двух сплавов заданной системы при условии очень медленного охлаждения.
3. Изучить под микроскопом структуру всех заданных образцов. Зарисовать и подписать структурные составляющие.

Требования к отчету

В отчетах необходимо привести диаграммы состояния сплавов, рекомендованных преподавателем. Нанести на диаграмму линии фигуративных точек заданных преподавателем сплавов. Построить термические кривые охлаждения для выбранных составов. Описать процесс кристаллизации двух сплавов при условии очень медленного охлаждения.

Изучить под микроскопом структуру заданных образцов. Зарисовать и подписать структурные составляющие. Указать их на зарисовках стрелками. Объяснить влияния химического состава сплава и скорости охлаждения на характер образующихся структур.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т
по лабораторной работе № 2
КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Преподаватель _____
Студенты _____
Группа _____

г. Екатеринбург
20.....

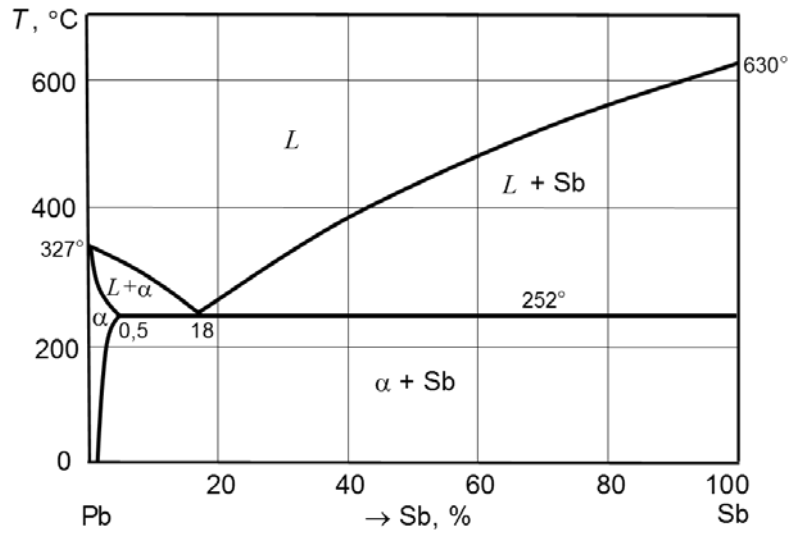


Рис. П.2.1. Система Pb-Sb

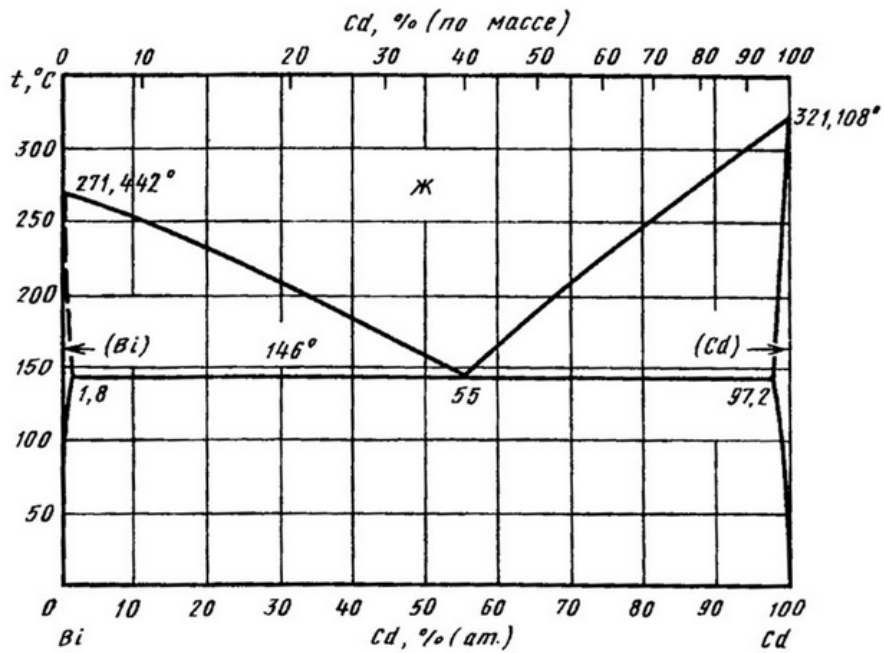
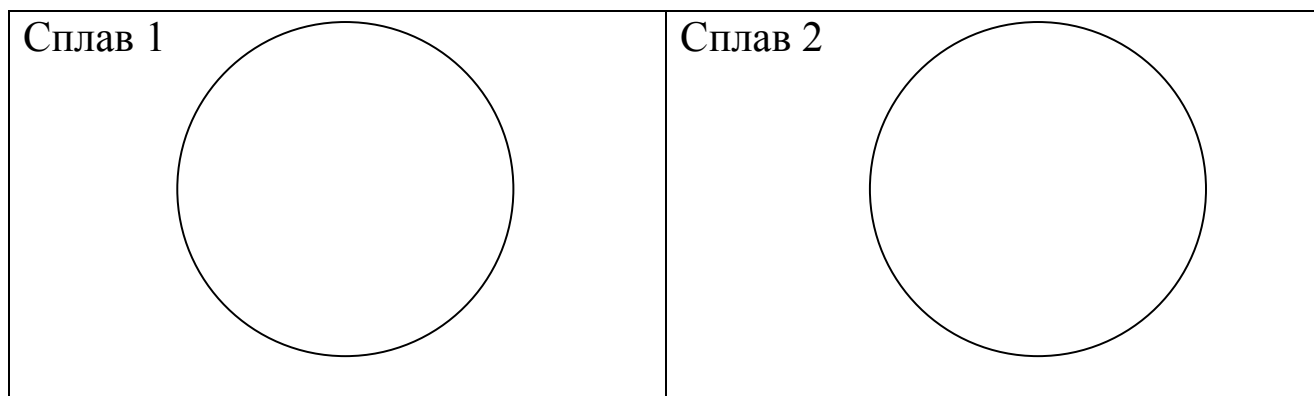


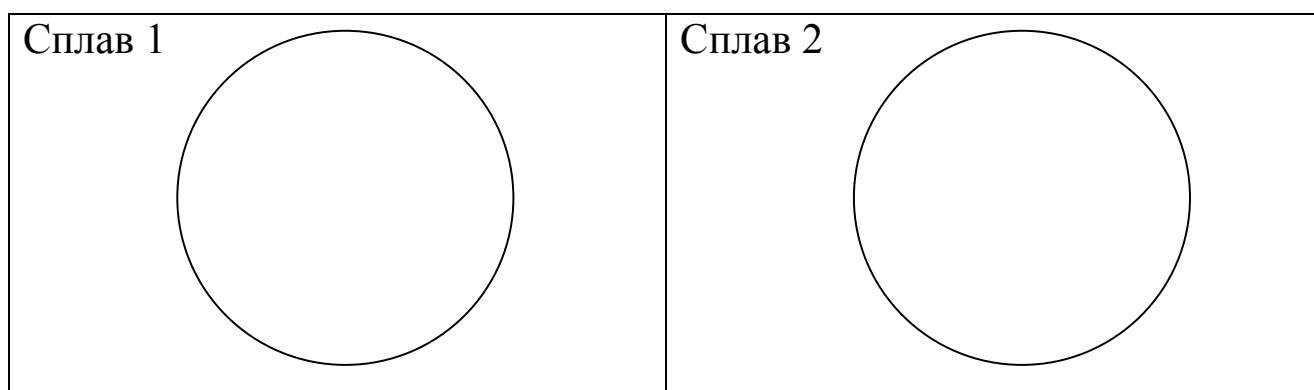
Рис. П.2.2. Система Bi-Cd

Микроструктуры исследованных сплавов

Медленное охлаждение



Быстрое охлаждение



Выводы:

Лабораторная работа № 3 **«Изучение структуры железоуглеродистых сплавов»**

Цель: изучить микроструктуры углеродистых сталей, белых и серых чугунов, научиться по микроструктуре определять тип сплава, примерное содержание углерода в сплаве.

Материал: готовые шлифы из коллекции Fe – C сплавов.

Порядок работы:

1. Познакомиться с теоретической частью данной работы по разделу «Диаграмма железо – углерод».

2. Изучить под микроскопом структуру заданных образцов. Зарисовать и подписать структурные составляющие. Указать их на зарисовках стрелками. Определить в процентах, какую долю примерно занимает каждая структурная составляющая, используя при этом диаграмму железо–углерод (цементит) и правило подсчета весового (массового) количества фаз в двухфазной (или однофазной) области. Пример приведен в отчете к лабораторной работе 3.

Требования к отчету

В отчетах должны содержаться рисунки соответствующих микроструктур. Дать определение присутствующим в сплаве фазам и объяснить, что представляют собой структурные составляющие данного конкретного сплава. Подобрать примерную марку стали (или чугуна) для каждого конкретного сплава.

В заключении должен быть сделан вывод о влиянии содержания углерода, на структуру сплава.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т
по лабораторной работе № 3

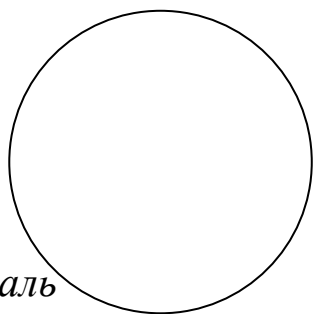
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Преподаватель _____
Студенты _____
Группа _____

г. Екатеринбург
20.....

4. Микроструктуры изучаемых железоуглеродистых сплавов.

А) Техническое железо.



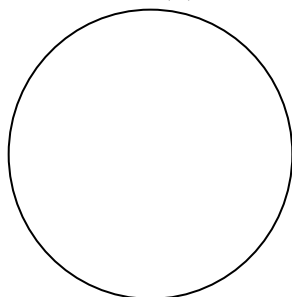
а) Содержание углерода, % _____

б) Структурные составляющие _____

в) Фазовые составляющие _____

Б) Сталь

Доэвтектоидная сталь



а) Марка стали _____

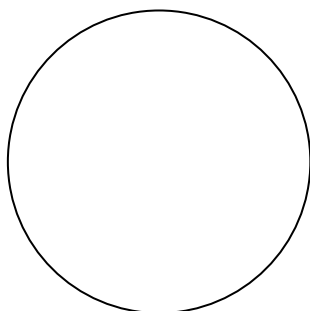
б) Содержание углерода, % _____

в) Структурные составляющие _____

г) Фазовые составляющие _____

д) Количество перлита _____

Заэвтектоидная сталь



а) Марка стали _____

б) Содержание углерода, % _____

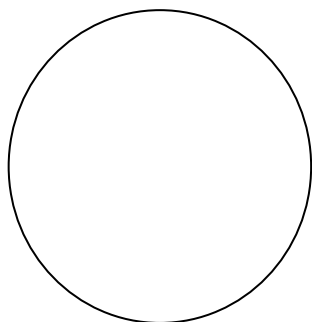
в) Структурные составляющие _____

г) Фазовые составляющие _____

д) Количество перлита _____

В) Чугун

1. Белый чугун доэвтектический



а) Марка чугуна _____

б) Содержание углерода, % _____

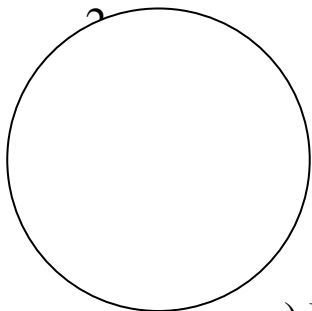
в) Структурные составляющие _____

г) Фазовые составляющие _____

д) Количество перлита _____

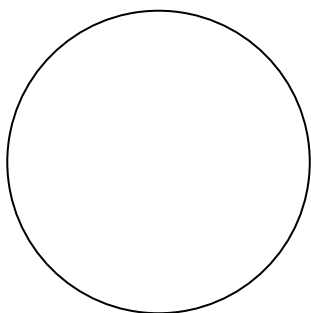
е) Количество цементита _____

2. Белый чугун заэвтектический



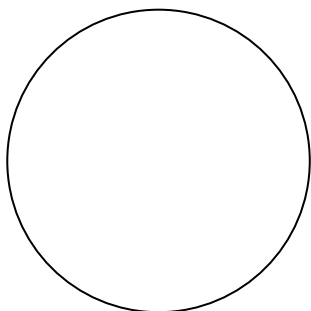
- а) Марка чугуна _____
- б) Содержание углерода, % _____
- в) Структурные составляющие _____
- г) Фазовые составляющие _____
- д) Количество перлита _____
- е) Количество цементита _____

Г). Серый чугун с пластинчатым графитом



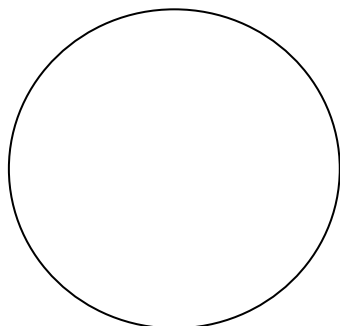
- а) Марка чугуна _____
- б) Содержание углерода, % _____
- в) Структурные составляющие _____
- г) Фазовые составляющие _____
- д) Количество графита _____

Ковкий чугун с хлопьевидной формой графита



- а) Марка _____
- б) Содержание углерода, % _____
- в) Структурные составляющие _____
- г) Фазовые составляющие _____

Высокопрочный чугун с шаровидной формой графита



- а) Марка _____
- б) Содержание углерода, % _____
- в) Структурные составляющие _____
- г) Фазовые составляющие _____

МИКРОФОТОГРАФИИ

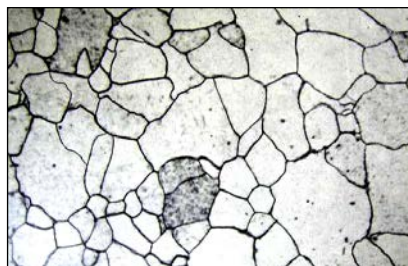


Рис. П.3.1.
Феррит $\times 500$
Техническое
железо

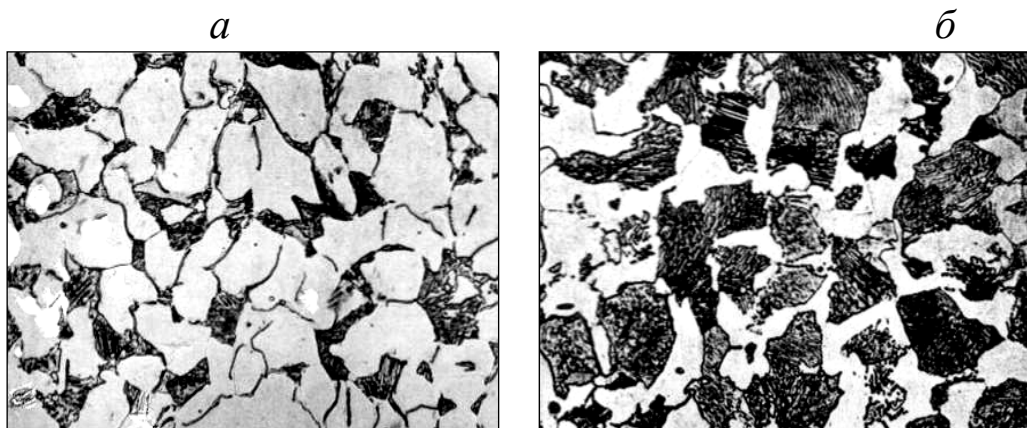


Рис.П.3.2. Микроструктура доэвтектоидной стали с различным содержанием углерода $\times 210$

а – 0,24 %; *б* – 0,51 %.

Феррит – белого цвета; перлит – темного цвета

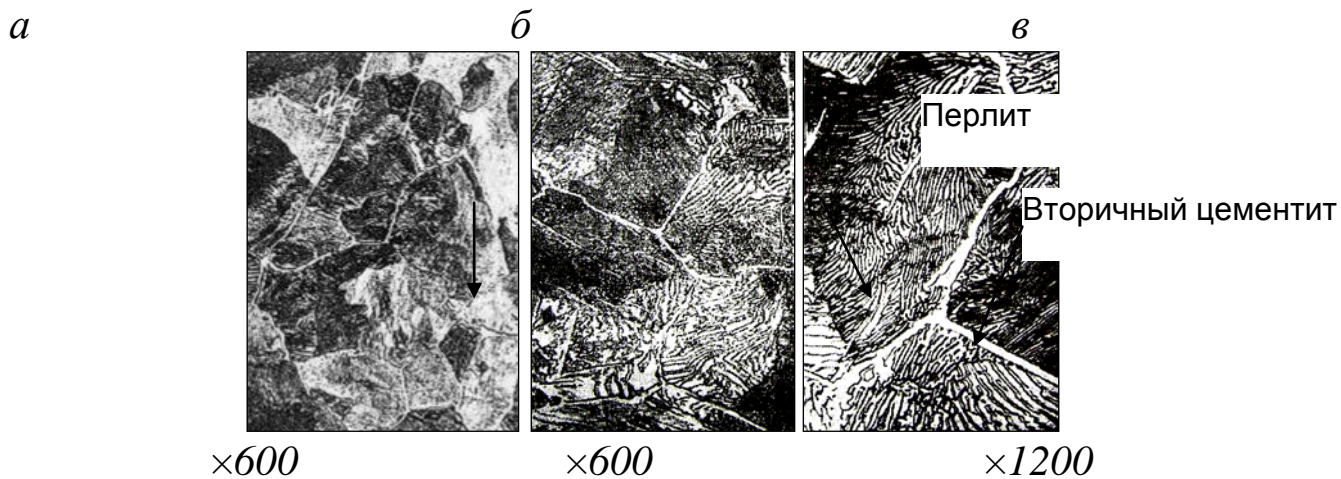


Рис. П.3.3. Микроструктура эвтектоидной стали с различным содержанием углерода

а – 1,2 % С; *б, в* – 1,48 % С

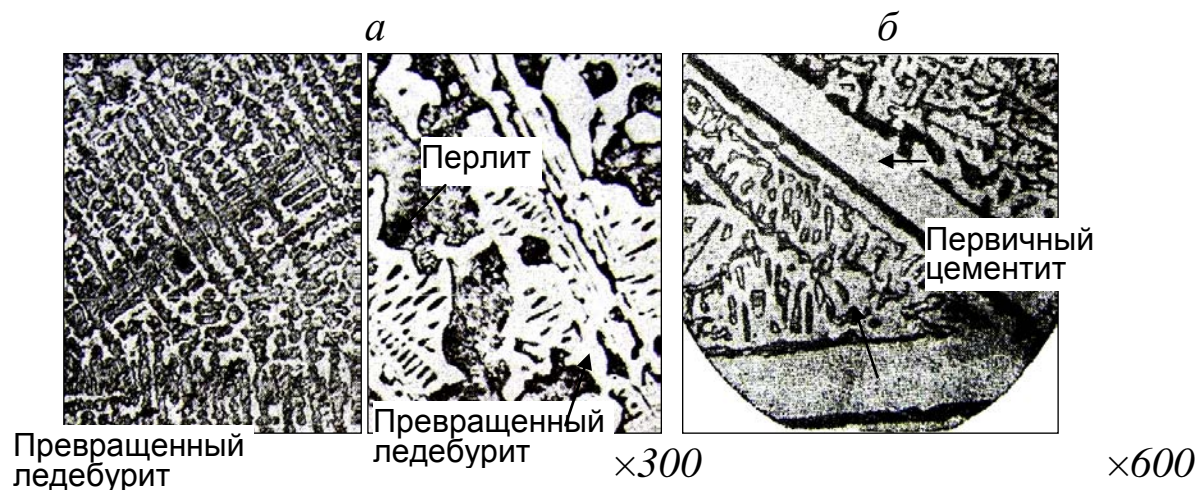


Рис. П.3.4. Микроструктура доэвтектического (3,0 % C) –а и заэвтектического (5,0 % C) –б белых чугунов

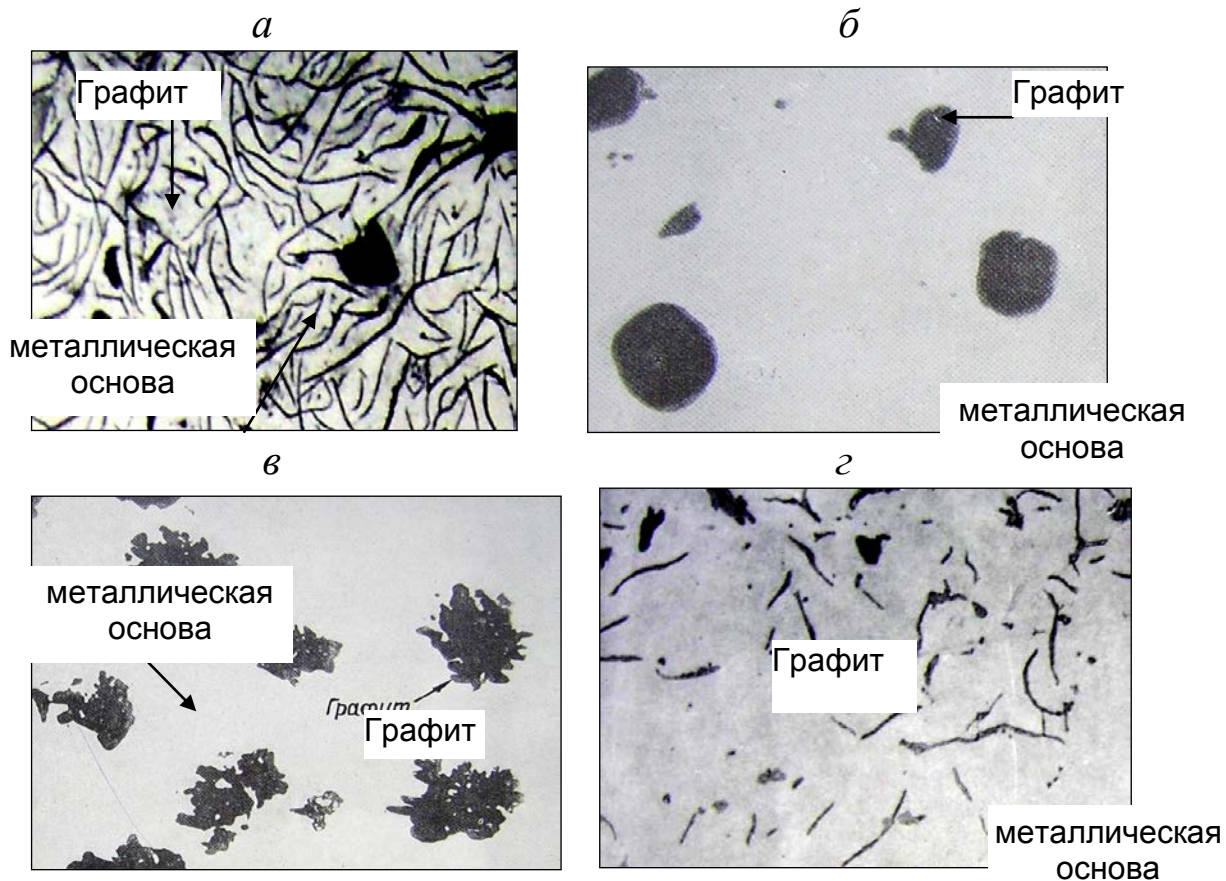


Рис. П.3.5. Классификация серых чугунов по форме графита $\times 100$: а – серый чугун с пластинчатым графитом; б – высокопрочный чугун с шаровидным графитом; в – ковкий чугун с хлопьевидным графитом; г – чугун с вермикулярным графитом

Лабораторная работа № 4

«Холодная пластическая деформация и рекристаллизация металлов»

Цель: выяснить влияние степени холодной пластической деформации на твердость и величину зерна после рекристаллизации.

Материал: технически чистый алюминий. Температура плавления алюминия около 660 °С.

Порядок работы: каждая бригада получает образец листового алюминия с начальным мелким зерном и образец сильно перегретого перед разливкой литого алюминия с начальным крупным зерном.

1. На пластинке листового алюминия провести местную деформацию в центре полученной лунки, степень деформации наибольшая и уменьшается по мере удаления от нее.

2. Подвергнуть пластинку рекристаллизации: температура нагрева 550 °С, выдержка 15 мин, охлаждение на воздухе.

3. Протравить образец с двух сторон. Реактив для травления на макроструктуру: смесь концентрированных соляной и азотной кислоты.

4. Структуру зарисовать и объяснить.

5. Определить свойства в литом состоянии:

а) зарисовать макроструктуру литой пластинки до и после травления;

б) измерить твердость по Бринеллю шариком диаметром 10 мм при нагрузке 250 кг –НВ₀;

в) измерить микрометром толщину пластинки – v_0 с точностью до десятых долей мм;

6. Дважды прокатать пластинку – степень деформации задается преподавателем и обычно составляет 20 % при первой прокатке и 40 – 50 % при второй. В обоих случаях обжатия рассчитываются по отношению к начальной толщине пластины. Поэтому перед каждой прокаткой нужно предварительно определить, до каких толщин v_1 и v_2 необходимо прокатывать пластину, чтобы деформация составляла заданную величину 20 и 40–50 %.

Степень деформации подсчитывают по формуле:

$$\varepsilon_1 = (v_0 - v_1) / v_0 \times 100 \% ;$$

$$\varepsilon_2 = (v_0 - v_2) / v_0 \times 100 \% .$$

После каждой прокатки измеряется твердость НВ₁ и НВ₂. Все данные заносятся в таблицу (образец таблицы дается преподавателем).

По полученным данным в координатах «Твердость НВ – фактическая деформация, %» строится кривая наклепа.

7. Провести рекристаллизацию при температуре 550 °С, выдержке 15 минут, охлаждение на воздухе. Протравить один из концов пластинки и замерить твердость НВ после рекристаллизации. Все структуры зарисовать и объяснить.

Требования к отчету

В отчете к лабораторной работе № 4 подробно описать методику работы. Кратко описать эксперимент, объяснить сущность и причины наклепа. Ответить на вопрос: как протекает рекристаллизация и в чем ее сущность? Подсчитать температуру рекристаллизации. Как влияет рекристаллизация на твердость и какие факторы определяют размер зерна после рекристаллизации? Какая деформация называется критической и как ее объяснить?

Сделать выводы.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т

по лабораторной работе № 4

**ХОЛОДНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И
РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ**

Преподаватель _____

Студенты _____

Группа _____

г. Екатеринбург

20.....

Цель работы: изучить влияние холодной пластической деформации на твердость и величину рекристаллизованного зерна

Таблица П.4.1

Результаты замера твердости

| Обработка | исходное состояние | деформация 20 % | деформация 40 % | после рекристаллизации |
|--------------|--------------------|-----------------|-----------------|------------------------|
| твердость НВ | | | | |

Таблица П.4.2

Определение твердости по Бринеллю в зависимости от диаметра отпечатка

| Ø отп. d_{10} или $2d_5$ или $4d_{2,5}$ | Число твердости по Бринеллю при нагрузке P , кг | | | |
|---|---|---------|--------|-----------|
| | нагрузка $30D^2$ | $10D^2$ | $5D^2$ | $2,5 D^2$ |
| 2,00 | 946 | 315 | 158 | 78,8 |
| 2,05 | 899 | 300 | 150 | 74,9 |
| 2,10 | 856 | 285 | 143 | 71,4 |
| 2,15 | 817 | 272 | 136 | 68,1 |
| 2,20 | 780 | 260 | 130 | 65,0 |
| 2,25 | 745 | 248 | 124 | 62,1 |
| 2,30 | 712 | 237 | 119 | 59,3 |
| 2,35 | 682 | 227 | 114 | 56,8 |
| 2,40 | 653 | 218 | 109 | 54,4 |
| 2,45 | 627 | 209 | 104 | 52,2 |
| | | | | |
| 2,50 | 601 | 200 | 100 | 50,1 |
| 2,55 | 578 | 193 | 96,3 | 48,2 |
| 2,60 | 555 | 185 | 92,6 | 46,3 |
| 2,65 | 534 | 178 | 89,0 | 44,5 |
| 2,70 | 514 | 171 | 85,7 | 42,9 |
| 2,75 | 495 | 165 | 82,6 | 41,3 |
| 2,80 | 477 | 159 | 79,6 | 39,8 |
| 2,85 | 461 | 154 | 76,8 | 38,4 |
| 2,90 | 444 | 148 | 74,1 | 37,0 |
| 2,95 | 429 | 143 | 71,5 | 35,8 |
| | | | | |

| | | | | |
|------|-----|------|------|------|
| 3,00 | 415 | 138 | 69,1 | 34,6 |
| 3,05 | 401 | 134 | 66,8 | 33,4 |
| 3,10 | 388 | 129 | 64,6 | 32,3 |
| 3,15 | 375 | 125 | 62,5 | 31,3 |
| 3,20 | 363 | 121 | 60,5 | 30,3 |
| 3,25 | 352 | 117 | 58,6 | 29,3 |
| 3,30 | 341 | 114 | 56,8 | 28,4 |
| 3,35 | 331 | 110 | 55,1 | 27,6 |
| 3,40 | 321 | 107 | 53,4 | 26,7 |
| 3,45 | 311 | 104 | 51,8 | 25,9 |
| | | | | |
| 3,50 | 302 | 101 | 50,3 | 25,2 |
| 3,55 | 293 | 97,7 | 48,9 | 24,5 |
| 3,60 | 285 | 94,9 | 47,1 | 23,7 |
| 3,65 | 277 | 92,3 | 46,1 | 23,1 |
| 3,70 | 269 | 89,7 | 44,9 | 22,4 |
| 3,75 | 262 | 87,2 | 43,6 | 21,8 |
| 3,80 | 255 | 84,9 | 42,4 | 21,2 |
| 3,85 | 248 | 82,6 | 41,3 | 20,7 |
| 3,90 | 241 | 80,4 | 40,2 | 20,1 |
| 3,95 | 235 | 78,3 | 39,1 | 19,6 |
| | | | | |
| 4,00 | 229 | 76,3 | 38,1 | 19,1 |
| 4,05 | 223 | 74,3 | 37,1 | 18,6 |
| 4,10 | 217 | 72,4 | 36,2 | 18,1 |
| 4,15 | 212 | 70,6 | 35,3 | 17,6 |
| 4,20 | 207 | 68,8 | 34,4 | 17,2 |
| 4,25 | 201 | 67,1 | 33,0 | 16,8 |
| 4,30 | 197 | 65,5 | 32,8 | 16,4 |
| 4,35 | 192 | 63,9 | 32,0 | 16,0 |
| 4,40 | 187 | 62,4 | 31,2 | 15,6 |
| 4,45 | 183 | 60,9 | 30,5 | 15,2 |
| | | | | |
| 4,50 | 179 | 59,5 | 29,8 | 14,9 |
| 4,55 | 174 | 58,1 | 29,8 | 14,5 |
| 4,60 | 170 | 56,8 | 28,4 | 14,2 |
| 4,65 | 167 | 55,5 | 27,8 | 13,9 |
| 4,70 | 163 | 54,3 | 27,1 | 13,6 |

| | | | | |
|------|------|------|------|------|
| 4,75 | 159 | 53,0 | 26,5 | 13,3 |
| 4,80 | 156 | 51,9 | 25,9 | 13,0 |
| 4,85 | 152 | 50,7 | 25,4 | 12,7 |
| 4,90 | 149 | 49,6 | 24,8 | 12,4 |
| 4,95 | 146 | 48,6 | 24,3 | 12,2 |
| | | | | |
| 5,00 | 143 | 47,5 | 23,8 | 11,9 |
| 5,05 | 140 | 46,5 | 23,3 | 11,6 |
| 5,10 | 137 | 45,5 | 22,8 | 11,4 |
| 5,15 | 134 | 44,6 | 22,4 | 11,2 |
| 5,20 | 131 | 43,7 | 21,8 | 10,9 |
| 5,25 | 128 | 42,8 | 21,4 | 10,7 |
| 5,30 | 126 | 41,9 | 20,9 | 10,5 |
| 5,35 | 123 | 41,0 | 20,5 | 10,3 |
| 5,40 | 121 | 40,2 | 20,1 | 10,1 |
| 5,45 | 118 | 39,4 | 19,7 | 9,86 |
| | | | | |
| 5,50 | 116 | 38,6 | 19,3 | 9,66 |
| 5,55 | 114 | 37,9 | 18,9 | 9,46 |
| 5,60 | 111 | 37,1 | 18,6 | 9,27 |
| 5,65 | 109 | 36,4 | 18,2 | 9,10 |
| 5,70 | 107 | 35,7 | 17,8 | 8,93 |
| 5,75 | 105 | 35,0 | 17,5 | 8,76 |
| 5,80 | 103 | 34,3 | 17,2 | 8,59 |
| 5,85 | 101 | 33,7 | 16,8 | 8,43 |
| 5,90 | 99,2 | 33,1 | 16,5 | 8,26 |
| 5,95 | 97,3 | 32,4 | 16,2 | 8,11 |
| | | | | |
| 6,00 | 95,5 | 31,8 | 15,9 | 7,96 |
| 6,05 | 93,7 | 31,2 | 15,6 | 7,81 |
| 6,10 | 92,0 | 30,7 | 15,3 | 7,67 |
| 6,15 | 90,3 | 30,1 | 15,1 | 7,52 |
| 6,20 | 88,7 | 29,6 | 14,8 | 7,39 |
| 6,25 | 87,1 | 29,0 | 14,5 | 7,25 |
| 6,30 | 85,5 | 28,5 | 14,2 | 7,12 |
| 6,35 | 84,0 | 28,0 | 14,0 | 7,00 |
| 6,40 | 82,5 | 27,7 | 13,7 | 6,87 |
| 6,45 | 81,5 | 27,0 | 13,5 | 6,75 |

Лабораторная работа № 5

«Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства доэвтектоидной стали 45»

Цель: выяснить влияние различных скоростей охлаждения нагретой до аустенитного состояния стали 45 на возникающую структуру и твердость.

Порядок работы:

1. Взять 4 образца доэвтектоидной стали с содержанием углерода 0,40–0,45 %. Все образцы нагреть в печи до температуры $A_{с3}$ ($+30-50$)⁰ С и сделать выдержку 10 мин. Один образец охладить в воде, второй – в масле, третий – на воздухе, четвертый – с выключенной печью до температуры 650⁰ С, а затем – на воздухе.
2. Все образцы зачистить наждачным кругом (снять окалину и обезуглероженный слой на глубину не менее 1 мм) и измерить твердость.
 - 2.1. Твердость образцов, охлажденных в воде и масле, измерить на приборе Роквелл алмазным конусом при нагрузке 150 кг (шкала С). Полученные значения твердости с помощью специальной таблицы перевести в числа твердости по Бринеллю ($30D^2$) и занести в таблицу.
 - 2.2. Твердость образцов, охлажденных на воздухе и вместе с печью, измерить на приборе Бринелль (диаметр шарика 5 мм, нагрузка 750 кг). Полученный отпечаток увеличить вдвое, а затем по таблице (графа $30 D^2$) определить твердость (см. отчет по лабораторной работе № 4) Данные по замеру их твердости также записать в таблицу.
3. После замера твердости на всех четырех образцах приготовить микрошлифы, протравить 4 % раствором азотной кислоты и изучить структуру. Сделать зарисовки микроструктур. Примеры таблицы для заполнения результатов работы и таблицы перевода чисел твердости из Роквелла в Бринелль приведены в отчете по лабораторной работе № 5.

Требования к отчету

Привести диаграмму распада переохлажденного аустенита для данной стали с нанесением на нее всех четырех скоростей охлаждения.

Подробно объяснить последовательность формирования структурных составляющих при всех скоростях охлаждения,

используя для этого диаграмму распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали 45.

Объяснить, почему возрастает твердость стали по мере увеличения скорости ее охлаждения из аустенитного состояния.

Указать, какие виды термической обработки стали были выполнены в проводимой работе.

Сделать вывод о влиянии скорости охлаждения на структуру и твердость стали.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т
по лабораторной работе № 5

**ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ 45**

Преподаватель _____
Студенты _____
Группа _____

г. Екатеринбург
20.....

Цель работы: изучить влияние скорости охлаждения на структуру и свойства доэвтектоидной стали 45

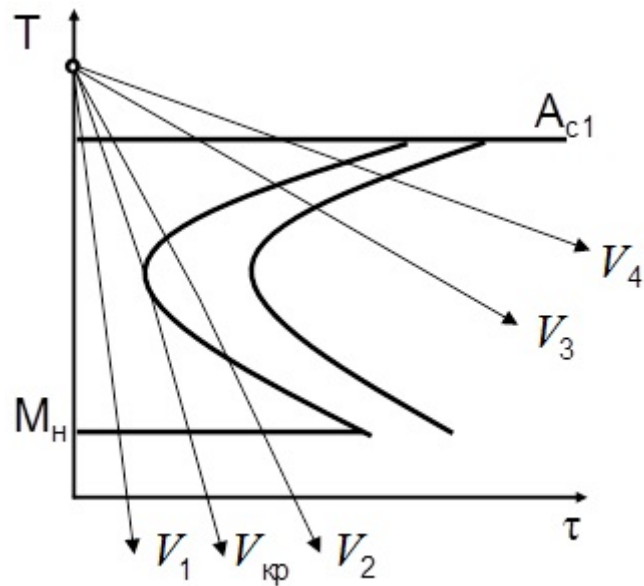


Рис.П.5.1. Диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 45
 V_1 – охлаждение в воде; V_2 – охлаждение в масле; V_3 – охлаждение на воздухе; V_4 – охлаждение с печью; $V_{кр}$ – критическая скорость закалки

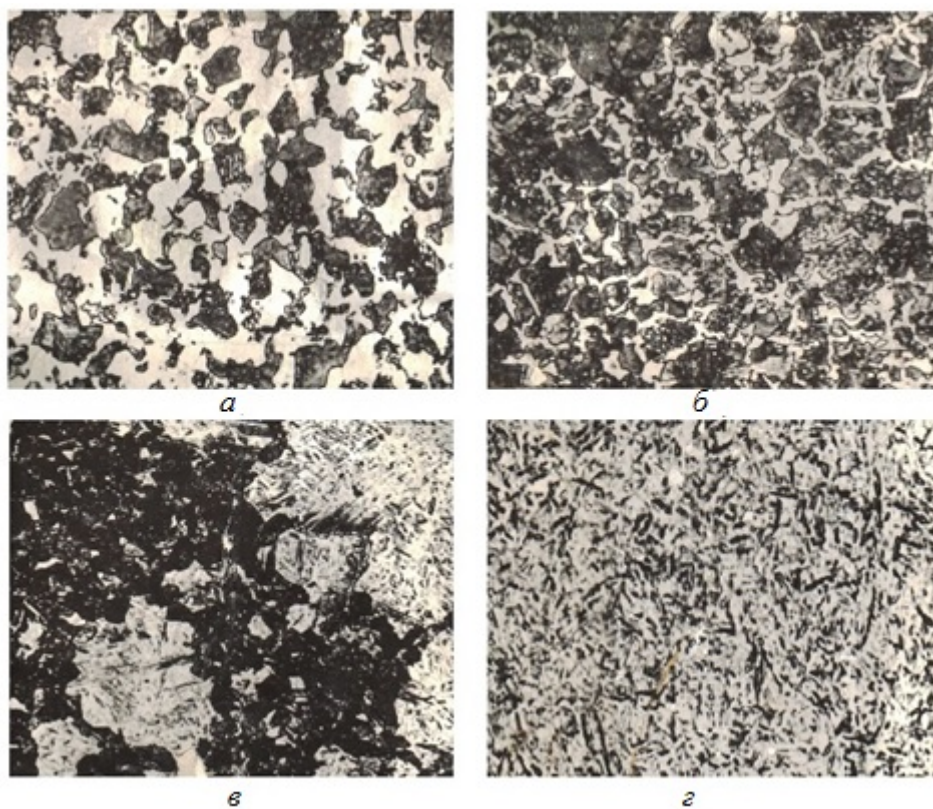


Рис.П.5.2. Микроструктура стали 45 после охлаждения: а – с печью; б – на воздухе; в – в масле; г – в воде

Таблица П.5.1

Соотношение между числами твердости по Роквеллу и Бринеллю

| По Роквеллу | | | | по Бринеллю | |
|-------------------------|-----|----------------|----|---|---|
| шкала "В" | | шкала "С" | | шарик \varnothing 10 мм нагрузка 3000 кг | |
| шарик \varnothing 10" | | конус алмазный | | \varnothing отп., мм | число твердости, кг/мм ² |
| Нагрузка, кг | | | | | |
| 100 | 150 | 100 | 60 | | |
| – | – | – | – | 2,00 | 946 |
| – | – | – | – | 2,05 | 898 |
| – | – | – | – | 2,10 | 857 |
| – | – | – | – | 2,15 | 817 |
| – | 72 | 82 | 89 | 2,20 | 782 |
| – | 69 | 80 | 87 | 2,25 | 744 |
| – | 67 | 78 | 85 | 2,30 | 713 |
| – | 65 | 76 | 84 | 2,35 | 683 |
| – | 63 | 74 | 83 | 2,40 | 653 |
| – | 61 | 72 | 82 | 2,45 | 627 |
| – | 59 | 71 | 82 | 2,50 | 600 |
| – | 58 | 69 | 80 | 2,55 | 578 |
| – | 56 | 68 | 79 | 2,60 | 555 |
| – | 54 | 67 | 78 | 2,65 | 532 |
| – | 52 | 65 | 77 | 2,70 | 512 |
| – | 51 | 64 | 76 | 2,75 | 495 |
| – | 49 | 63 | 76 | 2,80 | 477 |
| – | 48 | 62 | 75 | 2,85 | 460 |
| – | 47 | 61 | 74 | 2,90 | 444 |
| – | 45 | 60 | 73 | 2,95 | 430 |
| – | 44 | 59 | 73 | 3,00 | 418 |
| – | 43 | 58 | 72 | 3,05 | 402 |
| – | 42 | 57 | 71 | 3,10 | 387 |
| – | 41 | 56 | 71 | 3,15 | 375 |
| – | 40 | 55 | 70 | 3,20 | 364 |
| – | 38 | 54 | 69 | 3,25 | 351 |
| – | 37 | 53 | 69 | 3,30 | 340 |

Лабораторная работа № 6 «Закалка и отпуск сталей»

Цель работы: изучить изменение твердости при отпуске закаленных инструментальных сталей

Для проведения работы взять:

1. 3 образца углеродистой инструментальной стали (марки У12 или другой заэвтектоидной стали);
2. 3 образца легированной инструментальной стали марки Х;
3. 1 образец инструментальной быстрорежущей стали марки Р18 или Р6М5.

На первом этапе проводится закалка сталей. Для этого необходимо выбрать температуры нагрева и охлаждающей среды для закалки каждой марки стали. Провести закалку, зачистить обезуглероженный слой и измерить твердость закаленных образцов. Результаты измерения твердости занести в таблицу.

На втором этапе закаленные образцы подвергнуть низкому ($170\text{ }^{\circ}\text{C}$), среднему ($350\text{ }^{\circ}\text{C}$) и высокому ($560\text{ }^{\circ}\text{C}$) отпуску с выдержкой 30 мин при каждой температуре. Затем измерить твердость всех образцов, и данные и также внести в таблицу (Пример таблицы приведен в отчете к лабораторной работе № 6).

Построить график зависимости твердости от температуры отпуска.

В отчете по данной работе необходимо:

- 1) обосновать температуру нагрева и выбор охлаждающей среды для закалки каждой марки стали в соответствии с С–образными диаграммами исследуемых сталей (см. в отчете к лабораторной работе № 6);
- 2) описать структуру стали в закаленном состоянии и обосновать полученную твердость каждой стали;
- 3) кратко описать превращения, происходящие в сталях при отпуске, и охарактеризовать тип образующихся структур;
- 4) объяснить изменение твердости закаленных сталей при отпуске в зависимости от температуры нагрева, а также от легирования стали;
- 5) сделать вывод о целесообразности применения низкого, среднего и высокого отпуска для обеспечения необходимой

твердости и других свойств в конструкционных и инструментальных сталях.

Для грамотного выбора температуры нагрева под закалку, способа охлаждения и превращений, протекающих при отпуске закаленных сталей, необходимо ознакомиться с главой 6.5.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т
по лабораторной работе № 6
ЗАКАЛКА И ОТПУСК СТАЛЕЙ

Преподаватель _____
Студенты _____
Группа _____

г. Екатеринбург
20.....

Цель работы: изучить изменение твердости при отпуске закаленных инструментальных сталей

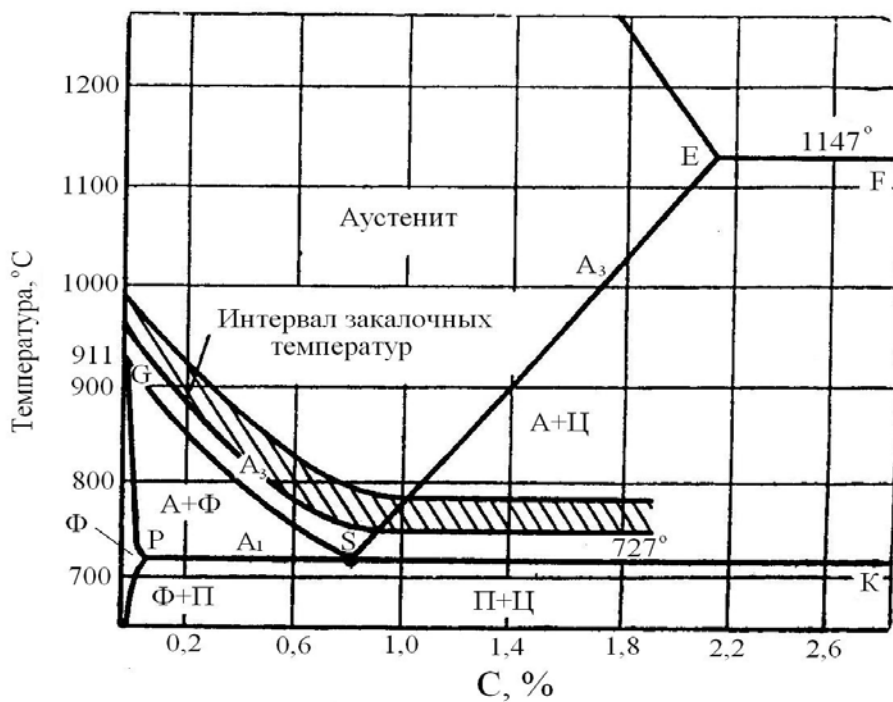


Рис.П.6.1. Рекомендуемый интервал нагрева под закалку

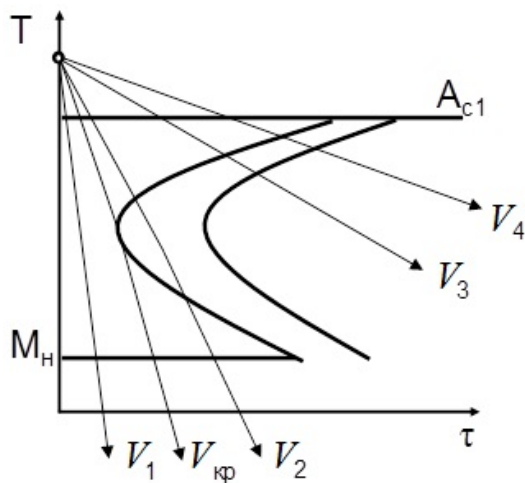


Рис.П.6.2. Диаграммы распада переохлажденного аустенита

Таблица П.6.1

Химический состав сталей

| Марка стали | Содержание элементов, % | | | | |
|-------------|-------------------------|----------|---------|---------|---------|
| | C | Cr | W | V | Mo |
| У12 | 1,12–1,24 | – | – | – | – |
| Х | 0,95–1,0 | 1,3–1,65 | – | – | – |
| Р6М5 | 0,8–0,88 | 3,8–4,4 | 5,5–6,5 | 1,7–2,1 | 5,0–5,5 |

Содержание Mn, Si, P, S соответствует нормам, принятым для качественных сталей.

Таблица П.6.2

.Образец таблицы для записи результатов измерения твердости

| Марка стали | Твердость HRC после закалки | Твердость HRC после отпуска | | |
|-------------|-----------------------------|-----------------------------|--------|--------|
| | | 170 °С | 350 °С | 560 °С |
| У12 | | | | |
| Х | | | | |
| Р6М5 | | | | |

Лабораторная работа № 7 «Цветные металлы и сплавы»

Цель работы: познакомиться со структурами цветных металлов и сплавов.

1. Посмотреть и зарисовать структуру меди с примесями свинца и висмута, а также меди с различным содержанием кислорода. Нарисовать диаграмму для каждого сплава. Нанести на нее рассматриваемый сплав. Объяснить, к каким последствиям приводит наличие данных примесей в сплавах. Теория изложена в главе 5.1. данного учебного пособия.

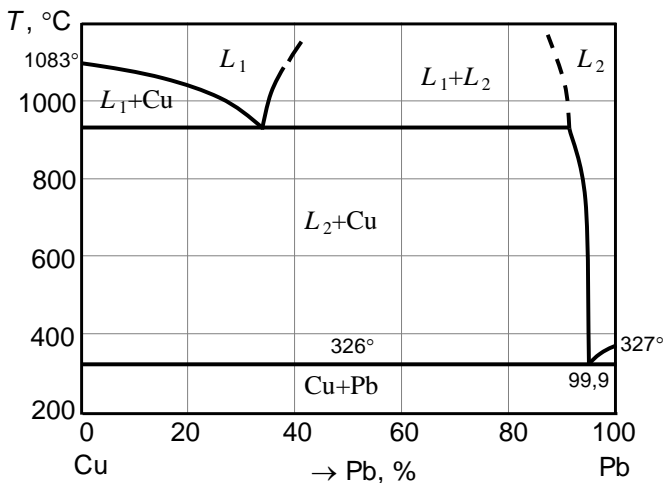


Рис. П.7.1 . Диаграмма состояния системы Cu–Pb

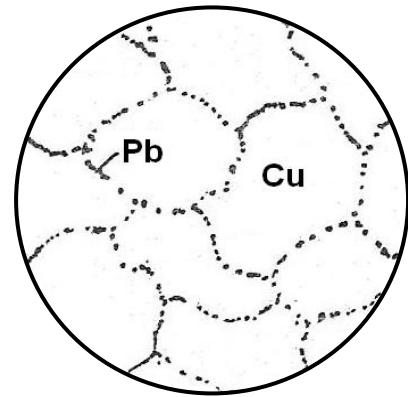


Рис. П.7.2. Микроструктура меди с примесью свинца

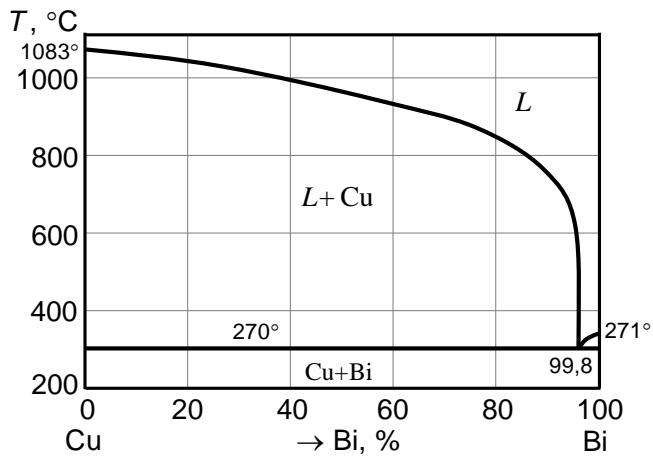


Рис. П.7.3. Диаграмма состояния системы Cu–Bi

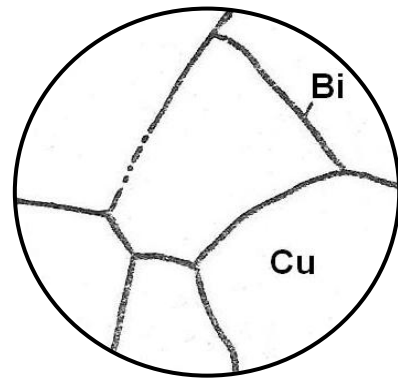


Рис. П.7.4. Микроструктура меди с примесью висмута

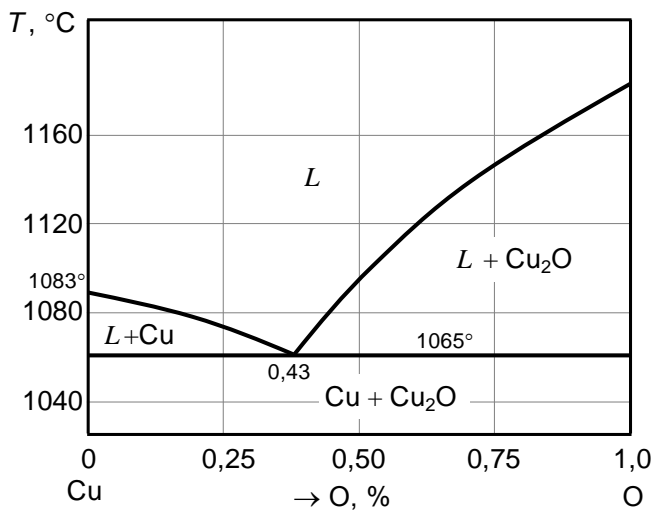


Рис. П.7.5. Диаграмма состояния Cu–O

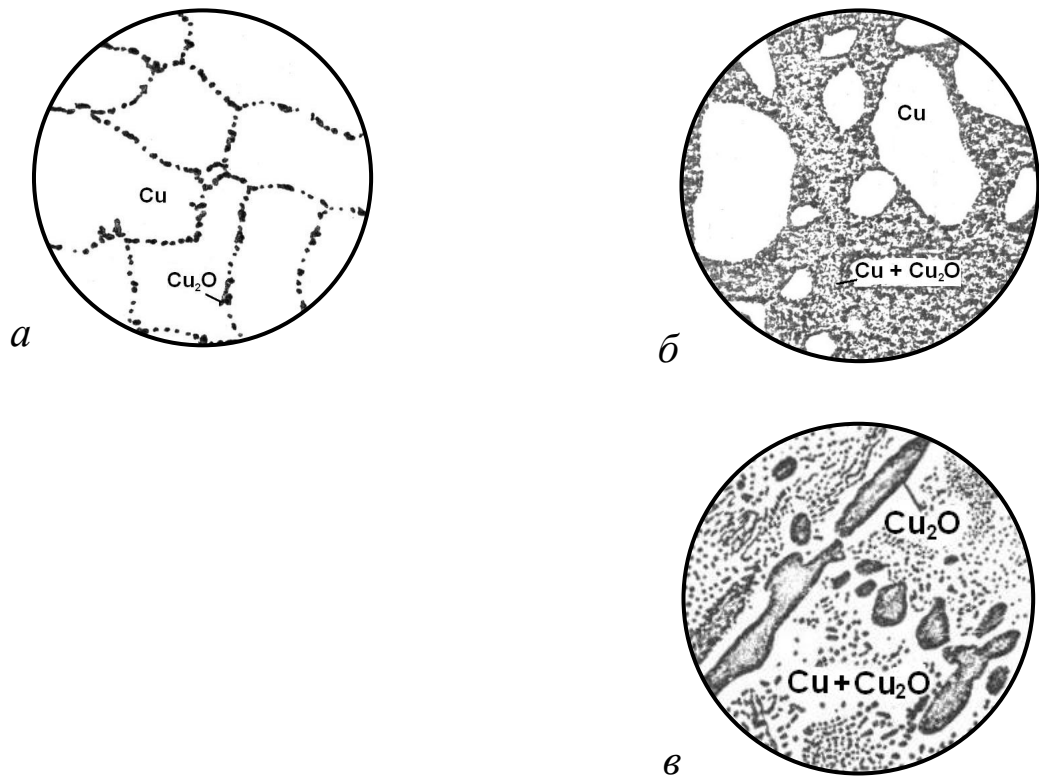


Рис. П.7.6. Микроструктура литой меди с содержанием кислорода, %:
a – меньше 0,05;
б – 0,15; *в* – 0,5

2. Зарисовать структуру сплавов латуни с однофазной и двухфазной структурой. Нарисовать диаграмму медь–цинк, нанести на нее рассматриваемые сплавы. Привести маркировку и области применения латуней.

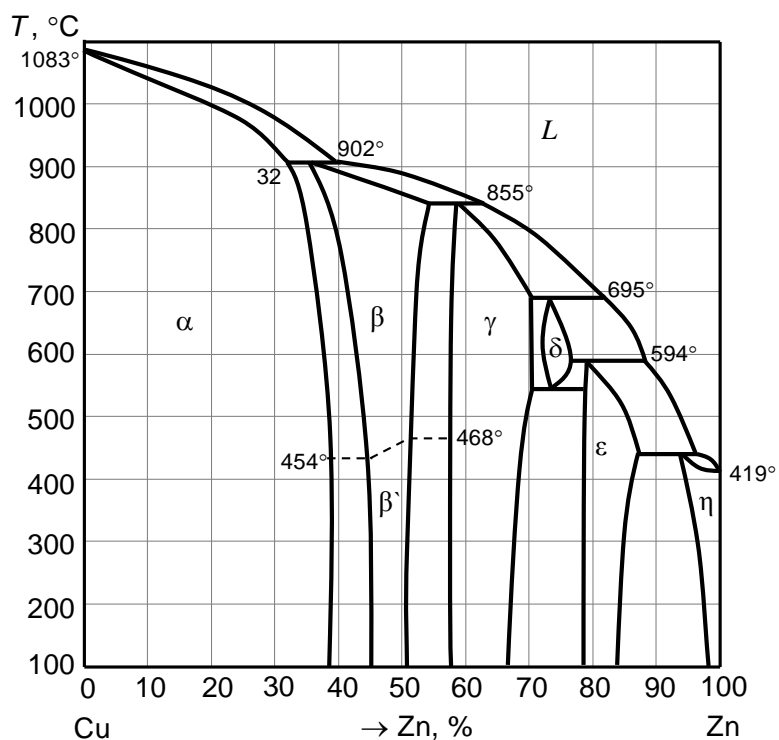


Рис. П.7.7 Диаграмма состояния медь–цинк

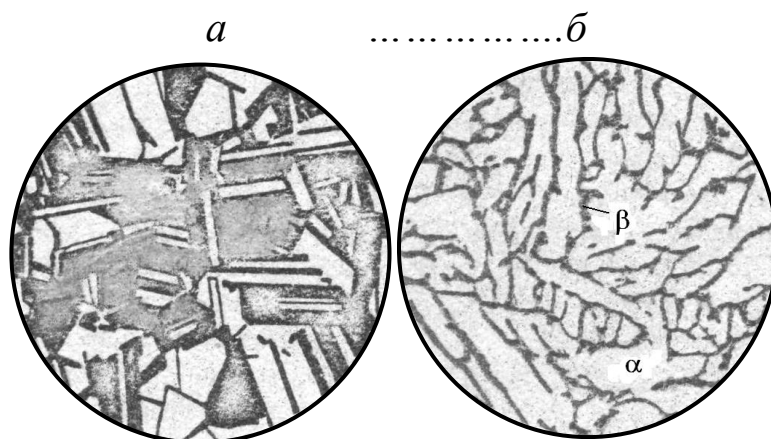


Рис. П.7.8. Микроструктура отожженной α -латуни –а и литой $(\alpha + \beta)$ -латуни –б

3. Зарисовать структуру алюминиевой и оловянной бронз. Нарисовать диаграммы указанных систем состояния, нанести на диаграмму рассматриваемые сплавы. Привести маркировку и области применения бронз.

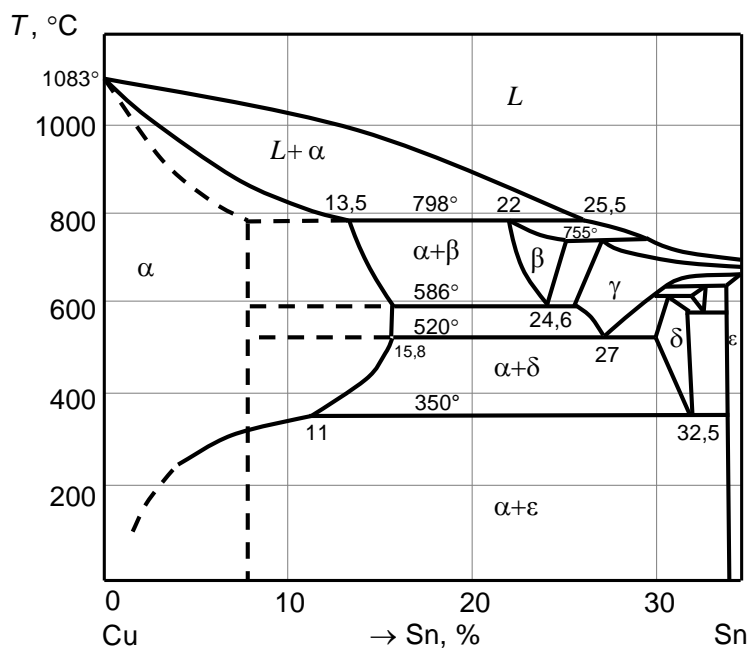


Рис. П.7.9. Диаграмма состояния системы Cu–Sn

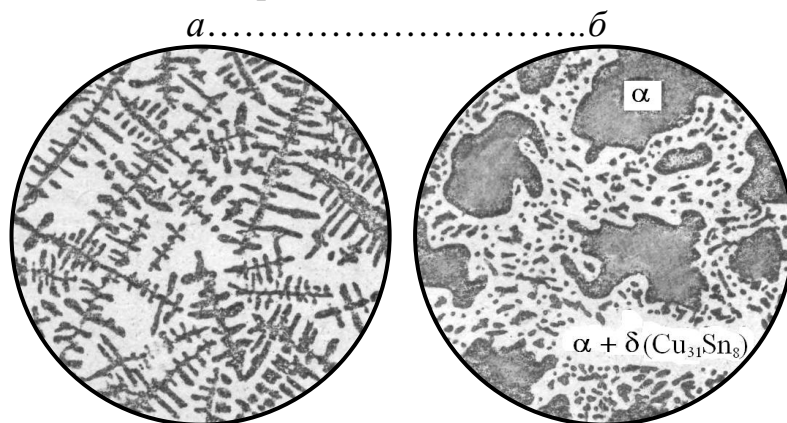


Рис. П.7.10. Микроструктура литой оловянной бронзы: *a* – с 5 % Sn; *б* – с 10 % Sn

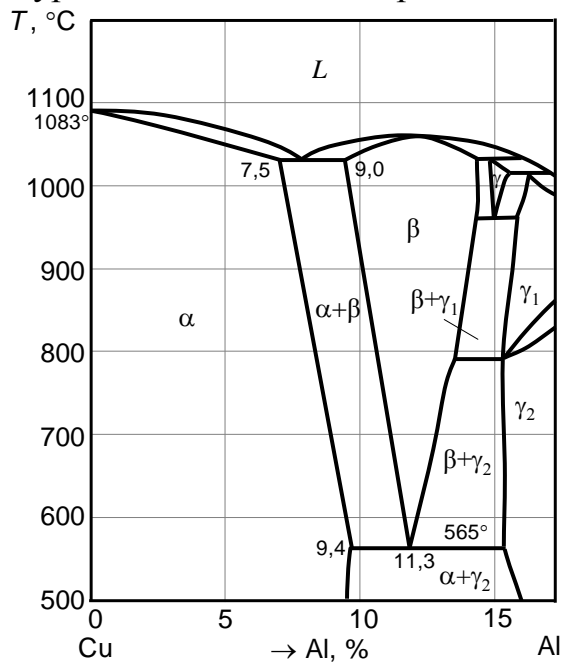


Рис. П.7.11. Фазовая диаграмма системы Cu–Al (со стороны Cu)

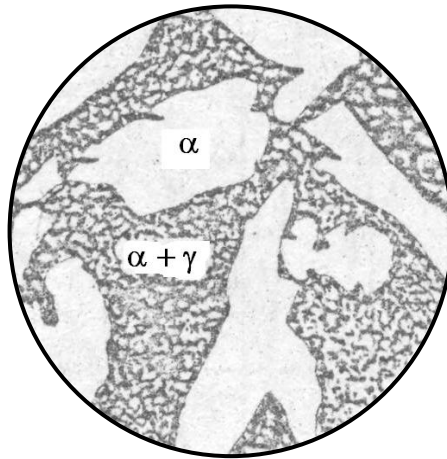


Рис. П.7.12. Микроструктура литой алюминиевой бронзы с 10 % Al

4. Рассмотреть структуру заэвтектического силумина с 13 % кремния без модификатора и с модификатором. Зарисовать структуру. Нанести сплавы на диаграмму состояния. Объяснить цель модифицирования.

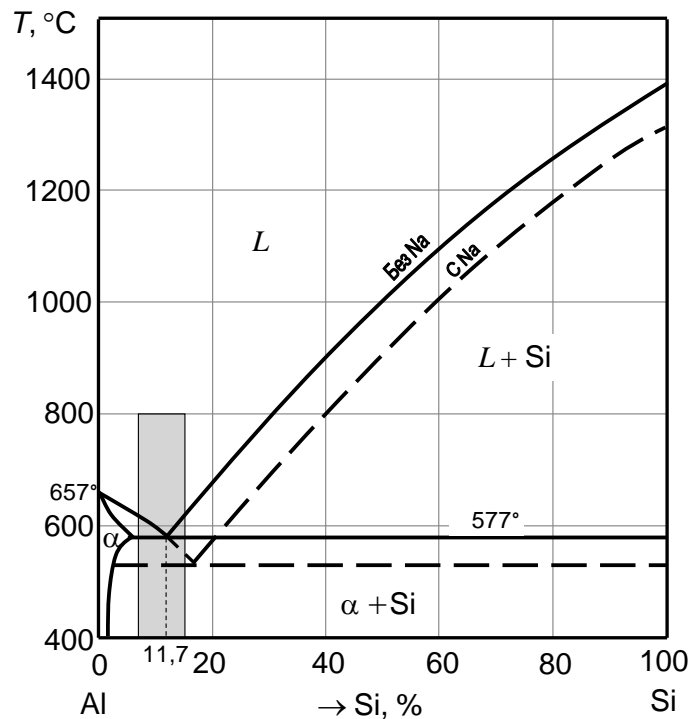


Рис. П.7.13. Диаграмма состояния алюминий–кремний

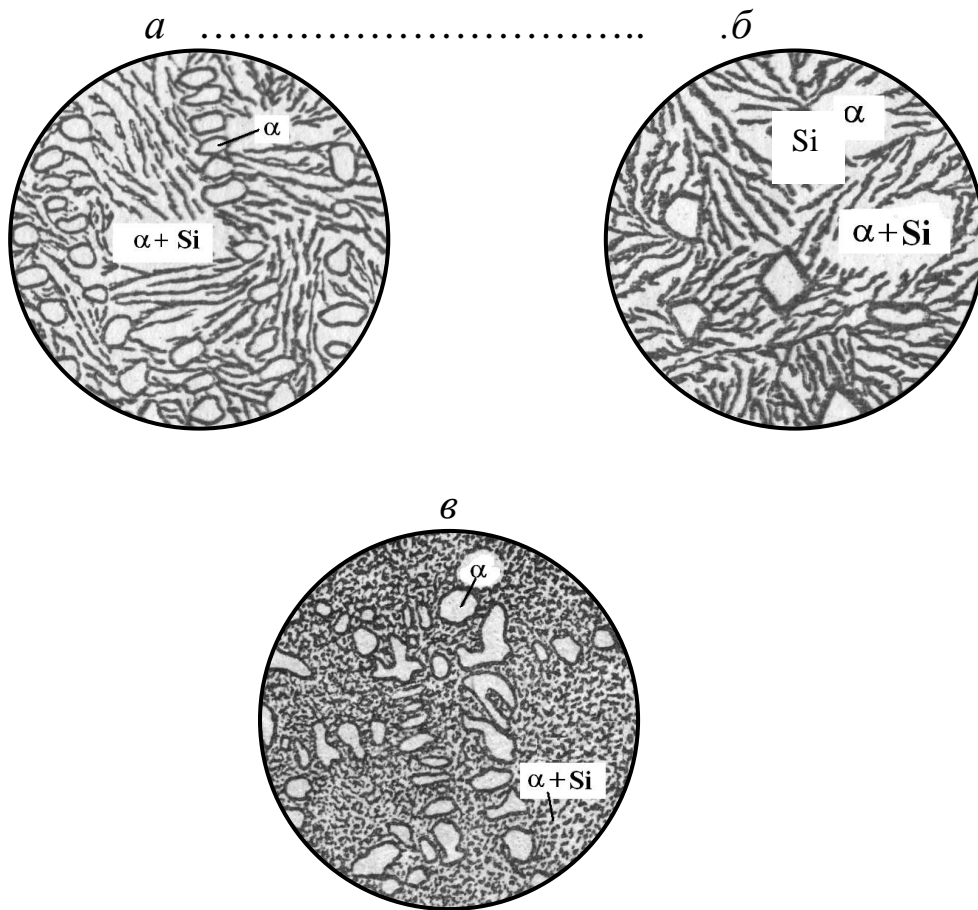


Рис. П.7.14. Микроструктура силумина: *а* – немодифицированный с 5 % Si; *б* – немодифицированный с 13 % Si; *в* – модифицированный с 13 % Si

5. Зарисовать микроструктуры предложенных преподавателем сплавов баббитов. Привести диаграммы состояния, нанести на них линии фигуративных точек сплава. Указать назначения данных сплавов.

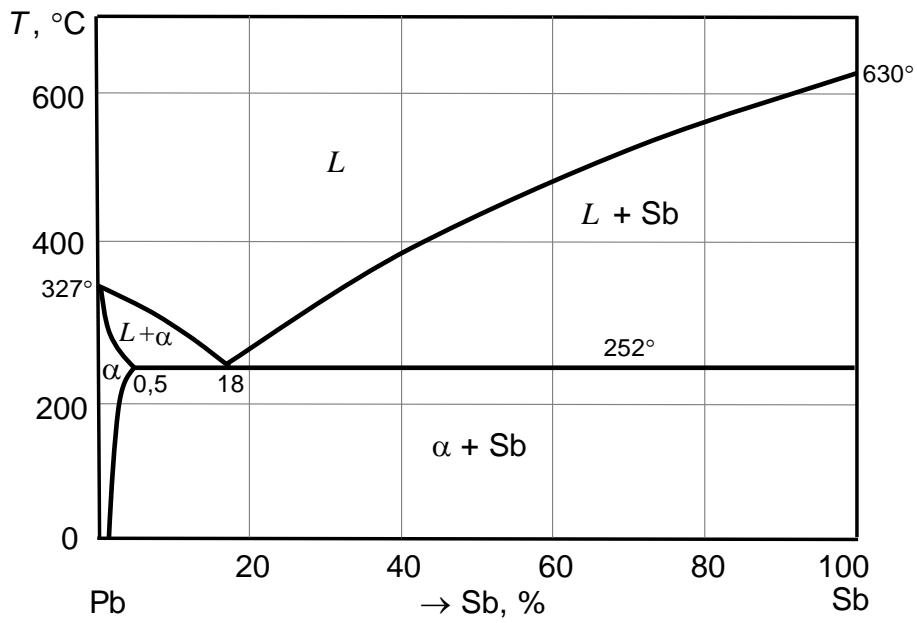


Рис.П.7.15. Диаграмма состояния свинец–сурьма

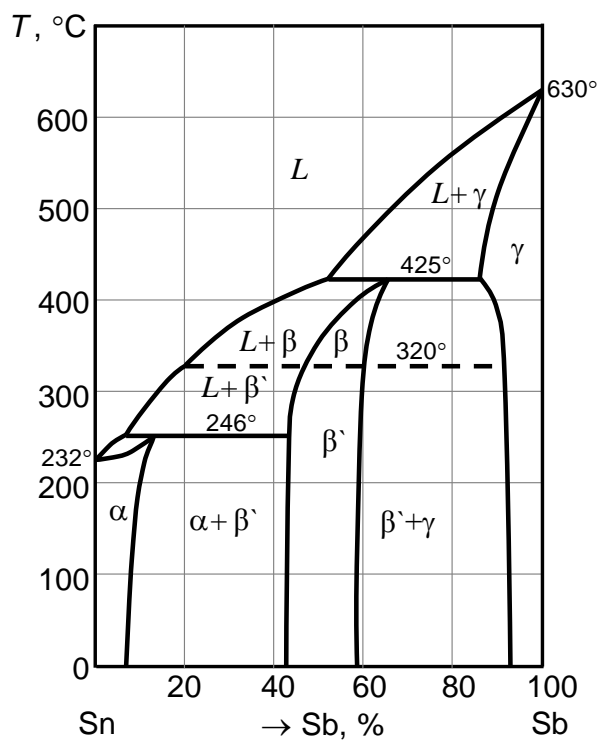


Рис.П.7.16. Диаграмма состояния олово–сурьма

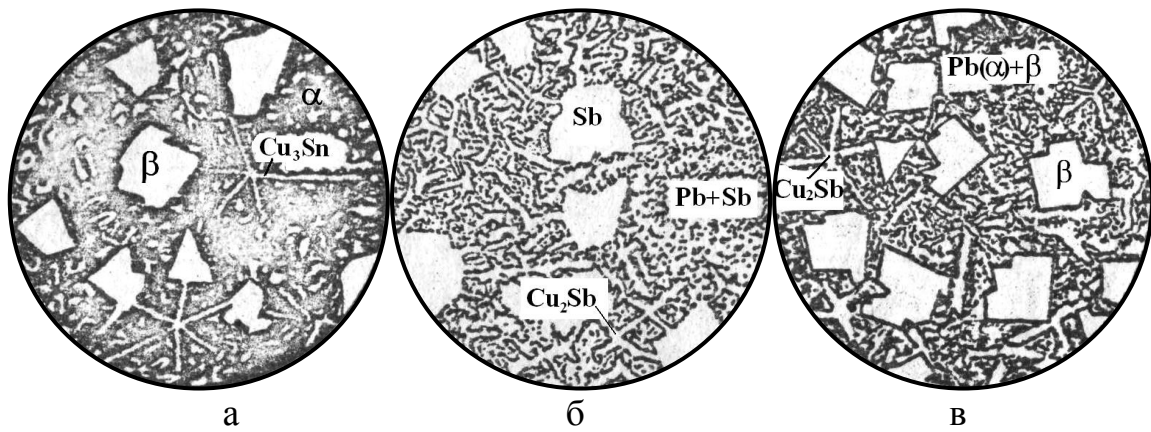


Рис.П.7.17. Микроструктура баббитов: *а* – Б83; *б* – БС; *в* – Б16

В отчете зарисовать изученные микроструктуры и указать на рисунках структурные составляющие.

Обратить внимание, какие примеси встречаются в меди, как они располагаются в структуре и как влияют на основные свойства меди. Маркировка меди различной частоты.

Изучая микроструктуру латуней и бронз, необходимо познакомиться с диаграммами этих сплавов, с каким содержанием Zn, Sn, Al и Be используются сплавы и почему. Какие способы упрочнения этих сплавов используются в промышленности? Где эти сплавы применяются? Маркировка латуней и бронз.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т
по лабораторной работе № 7
ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Преподаватель _____
Студенты _____
Группа _____

г. Екатеринбург
20.....

Лабораторная работа № 8 «Термическая обработка алюминиевых сплавов»

Цель работы: изучить особенности термической обработки алюминиевых сплавов.

Для работы взять образцы (количество по указанию преподавателя) сплава Д16.

1. Провести закалку при температуре 505°C в течение 15 минут, охладить в воде.

2. Замерить твердость по Бринеллю, нагрузка 5000 Н, шарик 10.

3. Провести искусственное старение образцов при температуре 1000°C в течение 15 и 30 минут.

4. Замерить твердость по Бринеллю после каждой обработки (перевод диаметра отпечатка в твердость см. в колонке табл. П.4.2 при нагрузке 5D2)

5. Построить график изменения твердости образцов в зависимости от продолжительности старения.

В отчете объяснить полученные результаты. Указать цель закалки. Описать процессы, протекающие при старении, и их влияние на свойства сплава.

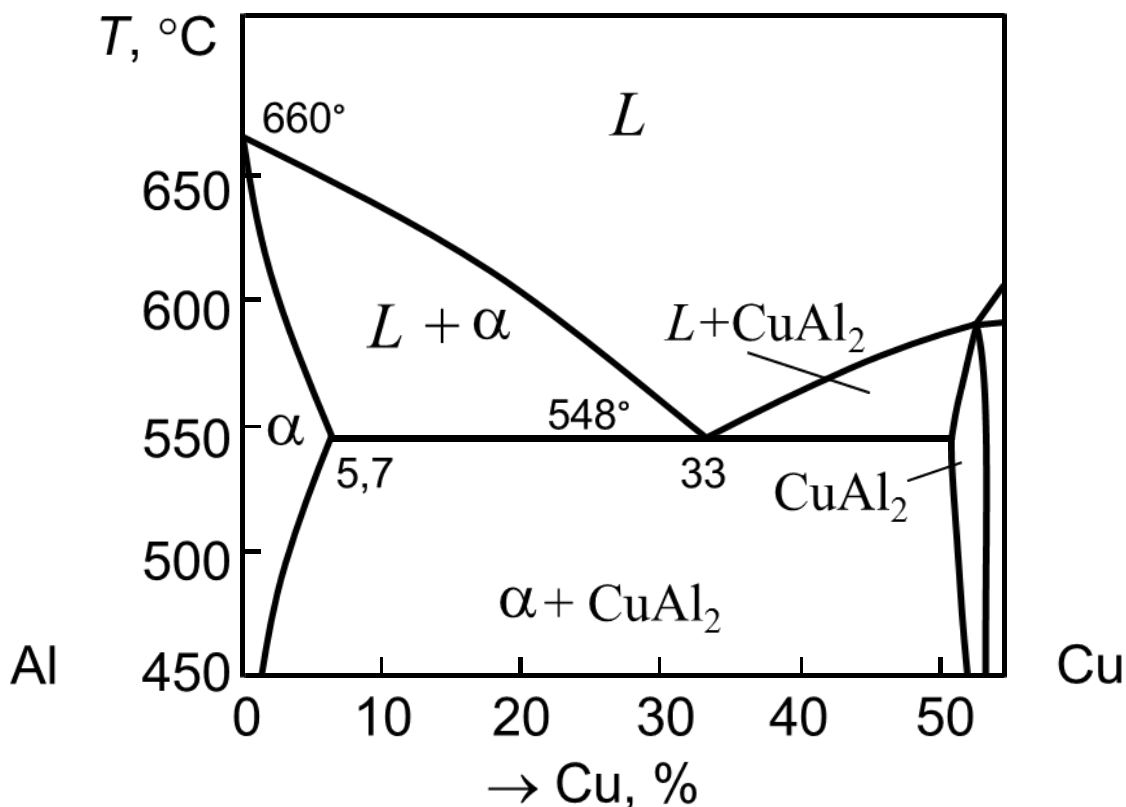


Рис. П.8.1. Диаграмма состояния Al–Cu

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т

по лабораторной работе № 8

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Преподаватель _____

Студенты _____

Группа _____

г. Екатеринбург

20.....

Лабораторная работа № 9 **«Исправление структуры литой и перегретой стали»**

Цель работы: изучить особенности исправления крупнозернистой литой и перегретой стали.

Порядок работы:

1. На образцах изучается и зарисовывается микроструктура доэвтектоидной стали с крупным зерном.

2. Определяется твердость стали по Роквеллу.

3. По известному химическому составу стали подбирается режим термической обработки (нормализации), обеспечивающий получение мелкозернистой структуры.

4. Проводится термообработка по выбранному режиму нормализации.

5. На образцах готовятся металлографические шлифы. Травление образцов производится 2–4 %-ным раствором азотной кислоты в спирте.

6. Измеряется твердость образцов после нормализации.

7. Изучается и зарисовывается микроструктура после нормализации.

В отчетах дается обоснование выбранных режимов термической обработки для исправления последствий перегрева стали. Описываются изменения структуры стали при нагреве ее до области однофазного аустенитного состояния и при последующем охлаждении до комнатных температур. Все микроструктуры зарисовываются. Приводятся результаты, полученные при измерении твердости, и объяснения этих данных.

Отчет должен содержать следующие сведения о выполненной лабораторной работе:

1. Цели и задачи работы.

2. Краткая теоретическая часть.

3. Эксперимент и результаты.

4. Выводы о проделанной работе.

Теоретическая часть:

Образование крупного зерна аустенита в сталях возможно в нескольких случаях. Наиболее часто оно встречается в литой стали, где размеры отдельных зерен могут измеряться несколькими

сантиметрами. Это объясняется тем, что формирование зерна аустенита литой стали для большого количества сплавов происходит в процессе кристаллизации из жидкого состояния, в результате чего размер зерен аустенита совпадает с размером возникающих дендритов.

Размер зерна аустенита оказывает большое влияние на структуру и свойства охлажденной стали, ибо превращение аустенита при охлаждении происходит в рамках старых аустенитных зерен. Чем крупнее зерно аустенита, тем более грубой получается структура стали после охлаждения (крупные колонии перлита, грубая сетка избыточных составляющих по границам бывших аустенитных зерен). Такая структура (рис. П.9.1) снижает пластичность и особенно вязкость стали. Кроме того, для структур литой и перегретой стали характерна также своеобразная форма выделения избыточных составляющих — феррита или цементита.

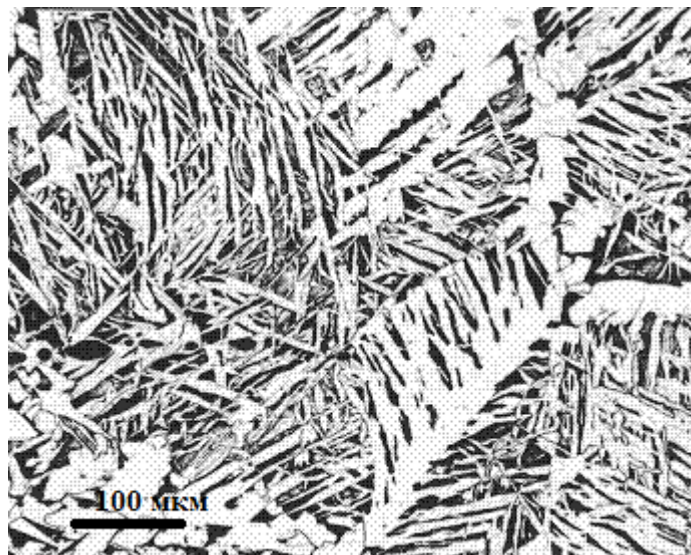


Рис. П.9.1. Видманшеттовская структура стали с содержанием углерода 0,32 %

Образование крупных зерен аустенита возможно и при определенных режимах термической обработки, связанных с нагревом до высоких температур в области аустенита и длительными выдержками (гомогенизация, цементация, нагрев под ковку, прокатку и т. д.). Феррит или цементит в таких сталях имеют склонность выделяться по определенным кристаллографическим плоскостям аустенита и на шлифах проявляются в виде прямых пластин и игл, расположенных параллельно или под определенными углами друг к

другу. Такая структура получила название видманштеттовой. Образование видманштеттовой структуры еще более снижает пластичность и вязкость стали и считается исправимым браком при нагреве стали.

Следует заметить, что видманштеттовая структура является основным признаком железных метеоритов (рис. П.9.2). История формирования родительских тел метеоритов предполагает остывание Fe–Ni расплавов со скоростями порядка градус в миллион лет, при этом размеры зерен аустенита могут достигать метровых размеров, а толщина видманштеттовых пластин нескольких сантиметров. Подобную структуру невозможно реализовать в промышленных условиях.

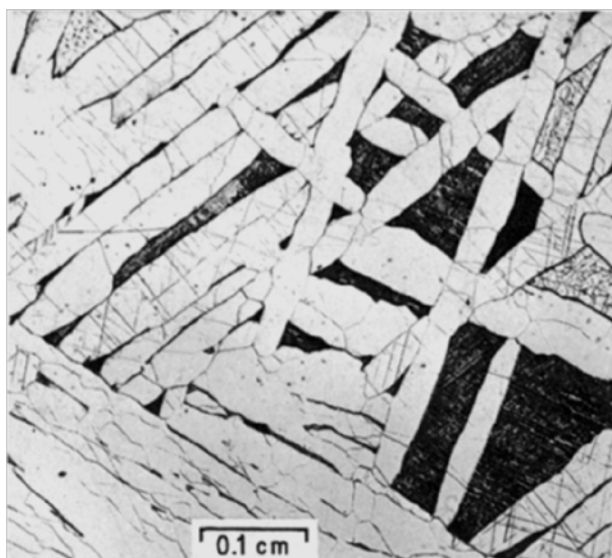


Рис. П.9.2. Видманштеттовая структура в железном метеорите Bethany с содержанием никеля 7,93 %

Поскольку особенности строения структуры перегретой стали неблагоприятно отражаются на ее свойствах, постольку они и должны быть устранены методами термической обработки. Часто для этого бывает достаточно обычной перекристаллизации, т. е. нагрева стали до области однофазного аустенитного состояния с последующим охлаждением.

Образование крупных зерен аустенита возможно и при определенных режимах термической обработки, связанных с нагревом до высоких температур в области аустенита и длительными выдержками (гомогенизация, цементация, нагрев под ковку, прокатку и т. д.).

Следовательно, для исправления структуры крупнозернистой стали ее необходимо нагреть несколько выше точки А3. При таком нагреве, за счет протекающего фазового превращения, получается новая, более мелкозернистая структура.

Если температура нагрева доэвтектоидной стали была несколько ниже точки А3, то полного исправления структуры не наблюдается. В этом случае нагрев не обеспечивает полного растворения феррита, и оставшиеся участки грубой сетки феррита ухудшают свойства стали и внешний вид излома.

Если температура нагрева стали была значительно выше точки А3 (на 150–200 °С), то в процессе нагрева и выдержки при высокой температуре развивается рост вновь образовавшихся мелких зерен аустенита, и поэтому желаемого исправления структуры при таком нагреве мы также не получаем.

Повторные нагревы мелкозернистой стали и последующие охлаждения приводят к дальнейшему измельчению структуры. Однако напомним, что размер возникающих зерен аустенита зависит от степени дисперсности и размера перлитных колоний, поэтому измельчение зерна аустенита при повторных перекристаллизациях может происходить только до определенного предела.

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

О Т Ч Е Т

по лабораторной работе № 9

ИСПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ И ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ

Преподаватель _____

Студенты _____

Группа _____

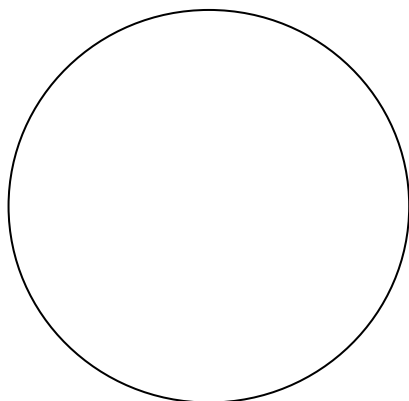
г. Екатеринбург

20.....

Цель работы: изучить особенности исправления крупнозернистой литой и перегретой стали.
 Краткая теоретическая часть.

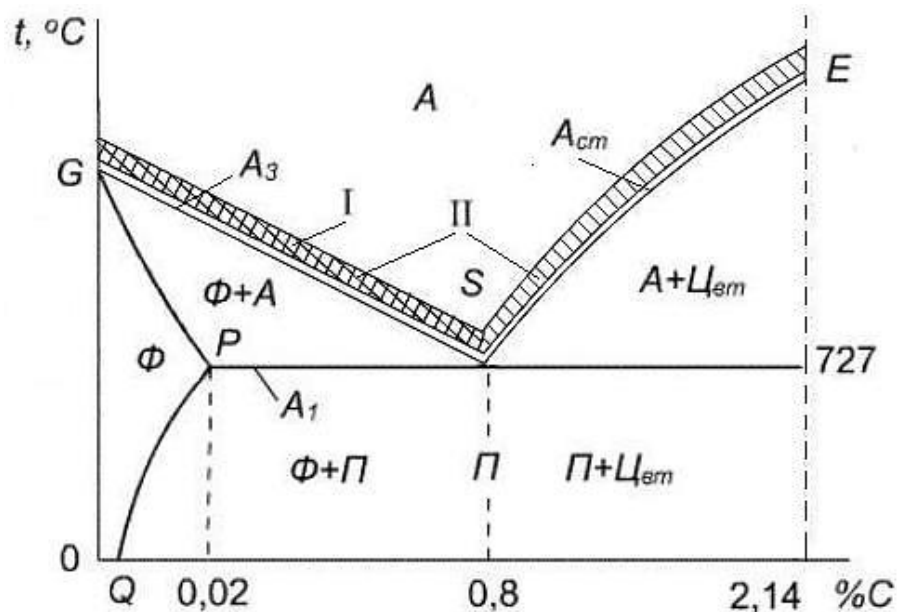
1. Микроструктура доэвтектоидной стали с крупным зерном.

Исходная структура стали:



| № | Значение HR |
|---------|-------------|
| 1 | |
| 2 | |
| 3 | |
| среднее | |

2. Выбор режима термообработки.



ОГЛАВЛЕНИЕ

| | |
|--|----|
| ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ..... | 3 |
| ВВЕДЕНИЕ..... | 5 |
| 1. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ..... | 5 |
| 1.1. Плавление металлов и строение расплава..... | 5 |
| 2. ДЕФОРМАЦИЯ..... | 15 |
| 2.1. Упругая деформация..... | 15 |
| 2.2. Механизм пластического деформирования | 16 |
| 2.3. Разрушение металлов..... | 22 |
| 2.4. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла | 26 |
| 2.4.1. Возврат | 26 |
| 2.4.2. Рекристаллизация | 28 |
| 2.5. Горячая и холодная деформации..... | 32 |
| 3. ДВОЙНЫЕ СПЛАВЫ | 33 |
| 3.1. Фазы в сплавах | 34 |
| 3.2. Диаграммы состояния двойных систем..... | 41 |
| 4. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ..... | 60 |
| 4.1. Превращения в сплавах системы «железо – цементит» | 63 |
| 4.1.1. Фазовый состав | 63 |
| 4.1.2. Кристаллизация сталей | 65 |
| 4.1.3. Кристаллизация чугунов..... | 73 |
| 4.2. Превращения в сплавах системы «железо – графит» | 76 |
| 4.3. Влияние углерода на свойства сталей | 77 |
| 4.4. Классификация железоуглеродистых сплавов | 79 |
| 4.4.1. Стали..... | 79 |
| 4.4.2. Чугуны | 84 |
| 5. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ..... | 88 |
| 5.1. Медь и ее сплавы..... | 88 |
| Медные сплавы | 89 |

| | |
|---|-----|
| <i>Сплавы меди с оловом</i> | 95 |
| <i>Сплавы меди с алюминием, бериллием, свинцом и хромом</i> | 98 |
| 5.2. Алюминий и его сплавы..... | 101 |
| <i>Классификация алюминиевых сплавов</i> | 101 |
| <i>Литейные алюминиевые сплавы</i> | 104 |
| 6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ..... | 107 |
| 6.1. Образование аустенита при нагреве | 109 |
| 6.2. Распад переохлажденного аустенита..... | 113 |
| 6.3. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита сталей..... | 126 |
| 6.4. Разновидности отжига сталей..... | 128 |
| 6.5. Закалка..... | 130 |
| 6.5.1. Закалка без полиморфного превращения..... | 131 |
| 6.5.2. Закалка с полиморфным превращением | 132 |
| 6.6. Отпуск | 137 |
| 6.7. Старение | 140 |
| БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК | 144 |
| ПРИЛОЖЕНИЯ | 145 |
| Лабораторная работа №1 | 145 |
| " Кристаллизация чистых металлов" | 145 |
| Лабораторная работа №2..... | 150 |
| "Кристаллизация двойных сплавов" | 150 |
| Лабораторная работа № 3..... | 154 |
| "Изучение структуры железоуглеродистых сплавов"..... | 154 |
| Лабораторная работа №4..... | 161 |
| "Холодная пластическая деформация и рекристаллизация металлов" | 161 |
| Лабораторная работа №5..... | 167 |
| "Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства доэвтектоидной стали 45" | 167 |
| Лабораторная работа № 6..... | 172 |
| "Закалка и отпуск сталей" | 172 |
| Лабораторная работа № 7..... | 177 |

| | |
|--|-----|
| "Цветные металлы и сплавы" | 177 |
| Лабораторная работа № 8..... | 187 |
| "Термическая обработка алюминиевых сплавов" | 187 |
| Лабораторная работа № 9..... | 189 |
| "Исправление структуры литой и перегретой стали" | 189 |

Учебное издание

Мальцева Людмила Алексеевна
Гроховский Виктор Иосифович
Мальцева Татьяна Викторовна

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор *Н. П. Кубыщенко*

Компьютерная верстка *Л. А. Мальцевой, Р. Ф. Гиззатуллиной*

Подписано в печать 24.12.2014. Формат 70×100 1/16.
Бумага типографская. Трафаретная печать. Усл. печ. л. 16,03.
Уч.-изд. л. 11,5. Тираж 100 экз. Заказ № 1762.

Издательство Уральского университета ИПЦ УрФУ
Редакционно-издательский отдел
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5
Тел.: 8(343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41
E-mail: rio@ustu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ
620075, г. Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13
Факс 8(343) 358-93-06
E-mail: press-urfu@mail.ru