

Министерство образования Российской Федерации
Сибирская аэрокосмическая академия
имени академика М. Ф. Решетнева

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум для студентов заочного обучения
машиностроительных специальностей

Красноярск 2002

УДК 669.01(07)

Рецензент: кандидат технических наук,
доцент А. П. Замбжицкий

Печатается по решению Редакционно-издательского совета академии

Материаловедение: Лаб. Практикум для студентов заочного обучения машиностроительных специальностей /Сост. Г. Ю. Юрьева; САА. Красноярск, 2002. с.

© Сибирская аэрокосмическая академия
имени академика М.Ф. Решетнева, 2002

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Материаловедение относится к числу основополагающих учебных дисциплин для специальностей машиностроительного профиля. Это связано прежде всего с тем, что получение, разработка новых материалов, способы их обработки являются основой современного производства и во многом определяют уровнем своего развития научно-технический и экономический потенциал государства.

Производство конкурентоспособных изделий невозможно без должного технологического обеспечения и достаточного уровня знаний в области материаловедения. Материалы обладают отличающимися друг от друга свойствами, причем каждое зависит от особенностей внутреннего строения материала. В связи с этим материаловедение как наука занимается изучением строения материалов в тесной связи с их свойствами.

Цель методического пособия – углубить знания студентов при изучении теоретических разделов и выполнения контрольных работ, ознакомиться со структурами углеродистых и легированных сталей, чугунов, алюминиевых сплавов, применяемых в машиностроении, изучить их свойства и рассмотреть закономерности изменения этих свойств при термической обработке.

Свойства сплава зависят от многих факторов, но прежде всего они определяются составом фаз и их количественным соотношением. Эти сведения можно получить из анализа диаграмм состояния, изучению которых посвящена лабораторная работа 2. Зная диаграмму состояния, можно представить полную картину формирования структуры любого сплава, определить оптимальную температуру заливки сплава для получения литых деталей, оценить жидкотекучесть выбранного сплава, сделать заключение о возможности и условиях обработки давлением. Диаграммы состояния позволяют также определить режим термической обработки, необходимый для данного сплава.

В начале каждой работы сформулирована ее цель, даны основные теоретические сведения, изложено задание, указано, что должно содержаться в отчете. В конце даны контрольные вопросы. Рекомендуются отчеты по всем выполненным работам оформлять в одной тетради.

Необходимо помнить, что знания, полученные при изучении курса «Материаловедение» являются важнейшим показателем образованности инженера в области техники, а так же могут быть использованы в повседневной жизни.

Лабораторная работа 1

Механические свойства сплавов

Цель работы: Изучить маркировку сталей. Познакомиться с механическими свойствами, научиться определять твердость.

1.1. Стали и их маркировка.

Сталь – сплав железа с углеродом (до 2,14% С). В сталях постоянно присутствуют примеси, которые попадают при выплавке. К ним относятся: марганец и кремний, которые являются полезными, а так же сера и фосфор, которые являются вредными. Сера вызывает красноломкость стали – хрупкость при горячей обработке давлением. В сталях сера находится в виде сульфида FeS, который образует с железом легкоплавкую эвтектику, отличающуюся низкой температурой плавления (988°C) и располагающуюся по границам зерен. При горячей деформации границы зерен оплавляются и сталь хрупко разрушается. Фосфор вызывает в сталях хладноломкость – хрупкость при низких температурах. Каждая сотая доля фосфора повышает порог хладноломкости на 25°C . Содержание серы и фосфора влияет на качество сталей и в зависимости от их содержания стали подразделяются на 4 группы:

1. **Стали обыкновенного качества** содержат примерное количество серы и фосфора (до 0,045% каждого). Стали обозначают марками Ст 0, Ст 1, Ст 2 ... Ст 6. Буква С обозначает сталь, цифры – условный номер марки, чем больше число, тем больше содержание углерода. Ориентировочно можно считать, что цифра обозначает содержание углерода в десятых долях процента. Для обозначения степени раскисления добавляют индексы: кп – кипящая, сп – спокойная, пс – полуспокойная (Ст 3 кп, Ст 3пс);

2. **Качественные стали** содержат серы и фосфора до 0,035% каждого, регламентированы по химическому составу и механическим свойствам. Марки стали обозначают цифрами, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Стали 08, 20, 25, ..., 60. Например, сталь 20–0,20% С.

Инструментальные стали содержат более 0,7% углерода. Цифра в марке указывает на среднее содержание углерода в десятых долях процента. Например, сталь У7 – 0,7% С, У13 – 1,3% С.

3. **Высококачественные стали** содержат не более 0,025% Si и P каждого. Обозначаются буквой А, стоящей в конце марки. Например, У12А.

4. **Особовысококачественные стали** содержат не более 0,015% S и 0,025% P. В конце марки стоит буква, указывающая способ переплава. Например, Ш – электрошлаковый, ВДП – вакуумно-дуговой, ЭЛП – электронно-лучевой.

Легированные стали. Легирующие элементы обозначают буквами: Х – хром, Н – никель, Г – марганец, С – кремний, В – вольфрам, М – молибден, Ф – ванадий, К – кобальт, А – алюминий, Д – медь. Первая цифра указывает на среднее содержание углерода в стали в сотых долях процента, а цифры, следующие за буквами – процентное содержание этих элементов. Например, 30ХНМ – 0,30% С, 1% Cr, 3% Ni, 1% Mo.

1.2. Механические свойства металлов и сплавов

При выборе материала исходят из комплекса свойств, которые подразделяют на механические, физические, химические и технологические.

Физические свойства определяют поведение материалов в тепловых, гравитационных, электромагнитных и радиационных полях. К физическим относятся такие свойства материалов как плотность, теплоемкость, температура плавления, термическое расширение, магнитные характеристики, теплопроводность, электропроводность.

Под **химическими свойствами** понимают способность материалов вступать в химическое взаимодействие с другими веществами, сопротивляемость окислению, проникновению газов и химически активных веществ. Характерным примером химического взаимодействия среды и металла является коррозия.

Технологические свойства металлов и сплавов характеризуют их способность подвергаться горячей и холодной обработке. Комплекс этих свойств включает в себя технологичность при выплавке, горячем и холодном деформировании, обработке резанием, термической обработке и, особенно, сварке.

При конструировании изделий в первую очередь руководствуются механическими свойствами материалов.

Механические свойства материалов характеризуют их способность сопротивляться деформированию и разрушению под действием различного рода нагрузок. Механические нагрузки могут быть статическими, динамическими и циклическими. Кроме того, материалы могут подвергаться деформации и разрушению как при разных температурных условиях, так и в различных, в том числе агрессивных средах. Для того, чтобы обеспечить надежную работу конкретных машин и приборов, необходимо учитывать условия эксплуатации, т.е. к материалу предъявляют эксплуатационные требования.

К основным механическим свойствам относят прочность, упругость, ударную вязкость, пластичность, твердость. Механические свойства некоторых марок сталей приведены в таблице 1.1.

Для определения механических свойств материалов разработаны различные методы испытаний. При статических методах материал подвергают воздействию постоянной силы, возрастающей весьма медленно. При динамических испытаниях материал подвергают воздействию удара или силы быстро возрастающей.

Определение прочности, пластичности, упругости

Прочность – способность материала сопротивляться разрушению под действием внешних сил.

Пластичность – способность материала к пластической деформации, т.е. к получению остаточного изменения формы и размеров без разрушения.

Упругость – свойство материала восстанавливать свои размеры и форму после прекращения действия нагрузки.

Прочность, пластичность и упругость материала определяют при статических испытаниях на растяжение.

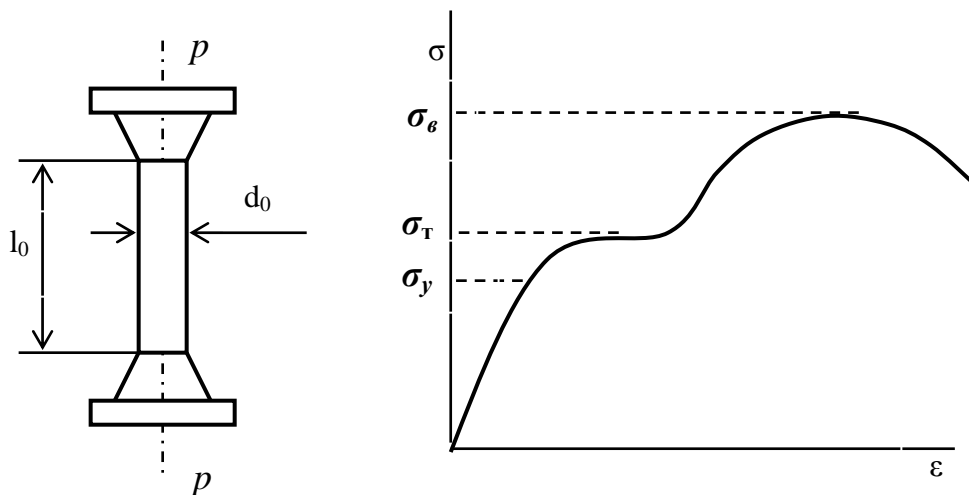


Рис. 1.1. Статические испытания на растяжение:
 а – схема испытания; б – диаграмма растяжения

Испытания производятся на цилиндрических (или плоских) образцах с определенным соотношением между длиной l_0 и диаметром d_0 . Образец растягивается под действием приложенной силы P (рис. 1.1.) до разрушения. Внешняя нагрузка вызывает в образце напряжение и деформацию. *Напряжение σ* – это отношение силы P к площади поперечного сечения F , МПа:

$$\sigma = \frac{P}{F},$$

Деформация характеризует изменение размеров образца под действием нагрузки, %

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} 100,$$

где l – длина растянутого образца. Деформация может быть упругой (исчезающей после снятия нагрузки) и пластической (остающейся после снятия нагрузки).

При испытаниях строится диаграмма растяжения, представляющая собой зависимость напряжения от деформации. На рис 1.1, б приведена такая диаграмма для низкоуглеродистой стали. После проведения испытаний определяются следующие характеристики механических свойств.

Предел упругости σ_y – это максимальное напряжение, при котором в образце не возникают пластические деформации.

Предел текучести σ_T – это напряжение, соответствующее площадке текучести на диаграмме растяжения (рис. 1.1, б). Если на диаграмме нет площадки текучести (что наблюдается для хрупких материалов), то определяют

условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ – напряжение, вызывающее пластическую деформацию, равную 0,2%.

Предел прочности (или временное сопротивление) σ_g – это напряжение, отвечающее максимальной нагрузке, которую выдерживает образец при испытании.

Относительное удлинение после разрыва δ – отношение приращения длины образца при растяжении к начальной длине l_0 , %:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100,$$

где l_k – длина образца после разрыва.

Относительным сужением после разрыва ψ называется уменьшение площади поперечного сечения образца, отнесенное к начальному сечению образца, %:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100,$$

где F_k – площадь поперечного сечения образца в месте разрыва. Относительное удлинение и относительное сужение являются характеристиками пластичности.

Определение твердости

Твердость – способность материала сопротивляться проникновению в него другого тела.

Твердость материала испытывается при статическом характере вдавливания в него шарика, конуса или пирамиды.

Наиболее широкое применение нашли методы определения твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу (рис. 1.2.).

Твердость по Бринеллю (НВ) определяется вдавливанием в испытываемую поверхность под нагрузкой P стального шарика диаметром D (рис. 1.2, а).

После снятия нагрузки на поверхности образца остается отпечаток (лунка).

Твердость определяется по формуле

$$НВ = \frac{P}{F}, \text{ Па,}$$

где F – площадь поверхности отпечатка.

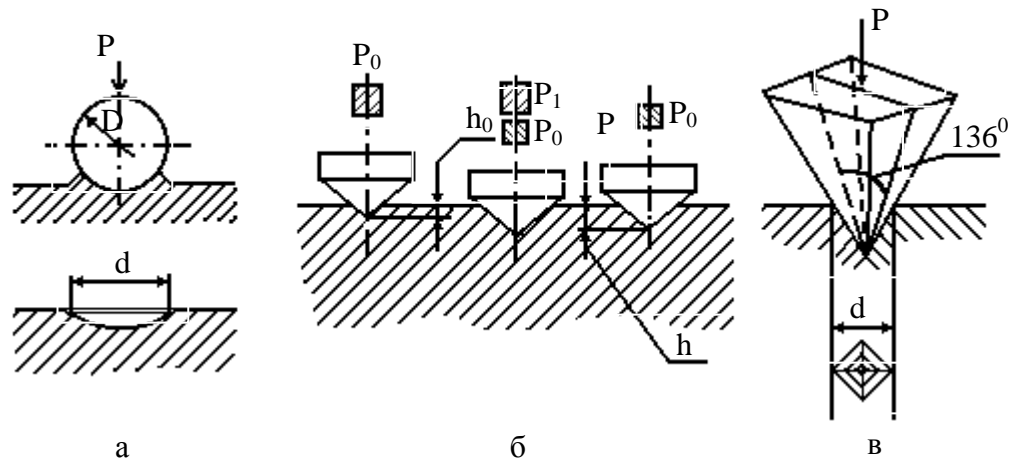


Рис. 1.2. Схемы определения твердости:
а – по Бринеллю; б – по Роквеллу; в – по Виккерсу

Диаметр шарика выбирают в зависимости от толщины изделия ($D = 10; 5; 2,5$ мм). Нагрузку P выбирают в зависимости от диаметра шарика и измеряемой твердости. При $D = 10$ мм $P = 30000$ Н, время – 10 секунд.

Практически величину твердости определяют не по формуле, а по прилагаемой к прибору таблице в зависимости от диаметра отпечатка.

Между твердостью по Бринеллю и пределом прочности металла существует приближенная зависимость

$$\sigma_s = k \cdot HB, \text{ Па}$$

Для стали $\sigma_s = 0,34 \dots 0,35 HB$.

Твердость по Роквеллу определяют по глубине отпечатка. Метод основан по вдавливанию в испытуемый образец закаленного стального шарика диаметром 1,588 мм (шкала В) или алмазного конуса с углом при вершине 120° (шкалы А и С). Вдавливание производится под действием двух нагрузок – предварительной P_0 , равной 100 Н и окончательной P , равной 600, 1000, 1500 Н для шкал А, В и С соответственно. Число твердости по Роквеллу HRA, HRB и HRC определяется по разности глубин вдавливания в условных единицах.

Твердость по Виккерсу определяют вдавливанием в испытываемую поверхность (шлифованную или даже полированную) четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° . Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев,

имеющих высокую твердость. Число твердости по Виккерсу HV определяется отношением приложенной нагрузки к площади поверхности отпечатка.

Практически величину твердости определяют не по формуле, а по прилагаемым к прибору таблицам по измеренной величине d (диагональность отпечатка) рис. 1.2., в.

Ударная вязкость

Вязкость – свойство материала сопротивляться разрушению под действием динамических нагрузок.

Ударная вязкость определяется работой A , затраченной на разрушение образца, отнесенной к площади его поперечного сечения F ; Дж/м²:

$$KC = \frac{A}{F}$$

Испытания проводятся ударом специального маятникового копра. Для испытания применяется стандартный надрезанный образец, устанавливаемый на опорах копра. Маятник определенной массы наносит удар по стороне, противоположной надрезу.

КС – ударная вязкость, Дж/м²: индексы V, U (KCV, KCU) характеризуют форму надреза.

Таблица 1.1.

Механические свойства сталей

Марка стали	Свойства			
	σ_s , МПа	δ , %	ψ , %	НВ, МПа
10	340	31	55	1430
20	420	25	55	1630
30	500	21	50	1790
40	580	19	45	2170
50	640	14	40	2410
60	690	12	35	2550
70	730	9	30	2690
У8	1100	6	30	2850

1.3. Порядок выполнения работы

1. Изучить маркировку сталей;
2. Изучить механические свойства материалов и способы их определения;
3. Получить образцы для испытаний;
4. Провести испытания образцов на твердость;

5. По результатам испытаний и табличным данным построить графики, отражающие зависимость твердости, прочности и пластичности от содержания углерода;

6. Составить письменный отчет по работе.

Содержание отчета: теоретическая часть, таблица, графики, выводы.

1.4. Контрольные вопросы

1. Как маркируют стали обыкновенного качества, качественные, легированные?

2. Что такое прочность? Методы измерения, характеристики, единицы измерения.

3. Чем отличается упругая деформация от пластической?

4. Что такое пластичность? Методы измерения, характеристики, единицы измерения.

5. Что такое твердость? Методы определения твердости.

6. Что такое ударная вязкость?

7. Чем отличаются статические методы испытаний от динамических?

Лабораторная работа 2

ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

Цель работы: ознакомиться с основными типами диаграмм состояния двойных систем; научиться распознавать фазовый состав сплава и структуру в зависимости от температуры и концентрации компонентов.

2.1. Основные понятия

1. Система. Системой называют группу тел (веществ), которую выделяют из прочих окружающих тел и в которой наблюдают интересующие явления.

Для металлических сплавов системой будет являться совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия. Система, состоящая из одной фазы, называется гомогенной; система, состоящая из двух и более фаз – гетерогенной.

2. Фаза. Фазой называют однородную (гомогенную) составную часть системы, имеющую одинаковый состав, строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние и отделенную от других частей поверхностью раздела, при переходе через которую свойства резко меняются.

Фазами могут быть:

- сами элементы в твердом, жидком состоянии и их аллотропические модификации;

- жидкие и твердые растворы, химические соединения.

3. Структура. Под структурой понимают форму, размеры, количество и характер взаимного расположения соответствующих фаз.

4. Компонент. Компонентами называют независимые индивидуальные вещества, способные существовать в изолированном виде, наименьшее число которых достаточно для образования всех фаз данной системы.

5. Металлический сплав – вещество, обладающее металлическими свойствами, полученное сплавлением или спеканием двух или более компонентов. В металлических сплавах компонентами являются чистые металлы и неметаллы, а также химические соединения.

2.2. Правило фаз

Общие закономерности сосуществования устойчивых фаз могут быть выражены в математической форме, именуемой правилом фаз или законом Гиббса.

Правило фаз показывает количественную зависимость между числом степеней свободы S , числом компонентов K и числом фаз Φ :

$$S = K - \Phi + 2 \quad (1)$$

Независимыми переменными в уравнении правила фаз являются концентрация, температура, давление. Если признать, что все превращения происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшается на единицу и уравнение правила фаз примет следующий вид:

$$S = K - \Phi + 1. \quad (2)$$

Число степеней свободы S (вариантность) показывает, сколько переменных могут изменяться в системе одновременно и независимо друг от друга, без изменения числа фаз, находящихся в равновесии.

Для случая, характеризуемого уравнением (2), таких переменных две – температура и концентрация.

Если $S = 2$ (система бивариантная), то в рассматриваемой области и температура, и концентрация могут изменяться независимо друг от друга. Это значит, что никаких превращений в сплаве не происходит (например, в жидком расплаве из двух компонентов $S = 2 - 1 + 1 = 2$).

Если $S = 1$ (система моновариантная), то это значит, что в данной области при изменении одного параметра (например, температуры сплава) одновременно по определенному закону изменяется и второй (концентрация). На кривой охлаждения будет наблюдаться перегиб (например, сплав из двух компонентов в области первичной кристаллизации будет иметь $S = 2 - 2 + 1 = 1$).

Если $S = 0$ (система нонвариантная), то это значит, что оба параметра (температура и концентрация) должны оставаться постоянными до окончания данного превращения. На кривой охлаждения будет наблюдаться горизонтальная площадка при температуре этого превращения (например, сплав

из 2-х компонентов при эвтектических концентрациях и температуре будет иметь $C = 2 - 3 + 1 = 0$).

2.3. Основные типы диаграмм состояния

Диаграммы состояния или диаграммы фазового равновесия в удобной графической форме показывают фазовый состав сплава в зависимости от температуры и концентрации компонентов. Диаграммы состояния строят для условий равновесия или условий, достаточно близких к ним. Они дают наглядное представление о процессах, происходящих в сплавах при нагревании и охлаждении, что может быть использовано при оценке физико-химических, механических и технологических свойств сплава и позволяет рационально подойти к выбору материалов для изготовления изделий.

Диаграммы состояния двойных систем строят в координатах “концентрация компонентов - температура”. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений в системе, разграничивают области существования равновесных фаз. Каждая точка на диаграмме определяет фазовый и химический состав сплава, а также его структуру при данной температуре.

В зависимости от взаимной растворимости и характера взаимодействия компонентов различают разные типы диаграмм состояния. Рассмотрим пять основных типов диаграмм.

Диаграмма состояния сплавов I рода, образующих механические смеси из чистых компонентов, представлена на рис. 2.1.

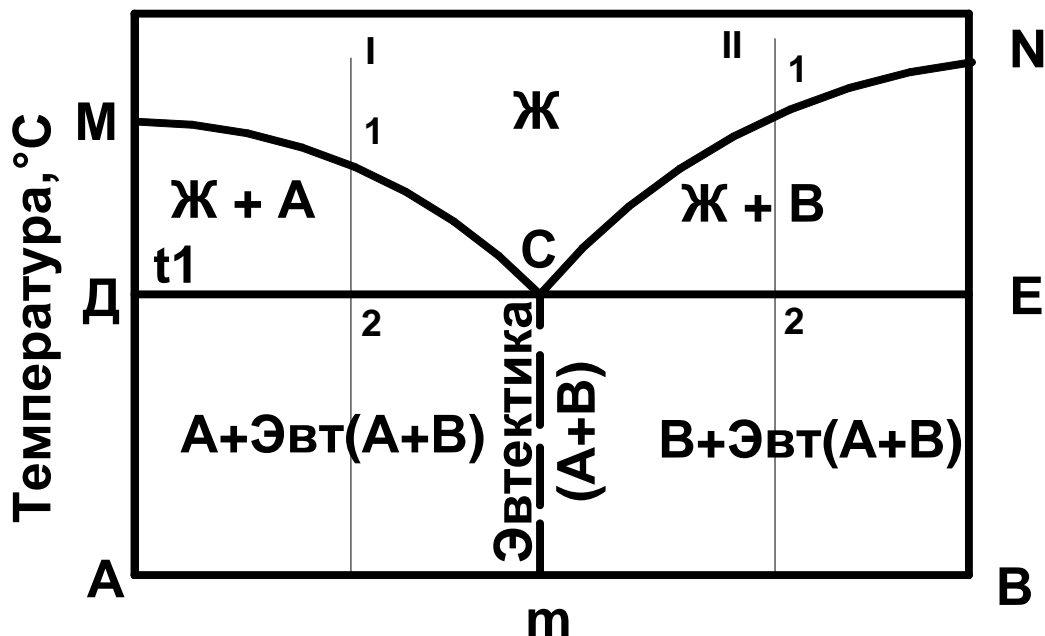


Рис 2.1 Диаграмма состояния I рода сплавов, образующих механическую смесь из чистых компонентов

Оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы (или ничтожно мало растворимы) и не образуют химических реакций. На этой диаграмме линия MBN – линия ликвидус, линия ДСЕ – линия солидус. Точки М и N – температуры плавления компонентов А и В. При охлаждении жидкого сплава x в интервале между линиями ликвидус и солидус от точки 1 до 2 происходит образование кристаллов компонента В. При достижении температуры t_1 , весь оставшийся жидкий сплав превращается в эвтектическую смесь, состоящую из кристаллов А и В с химическим составом, соответствующим точке С. Точка С называется эвтектической точкой. При температуре t_1 и концентрации, соответствующей точке С, до завершения кристаллизации система будет невариантной ($C = 2 - 3 + 1 = 0$).

Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (2 рода) представлена на рис. 2.2.

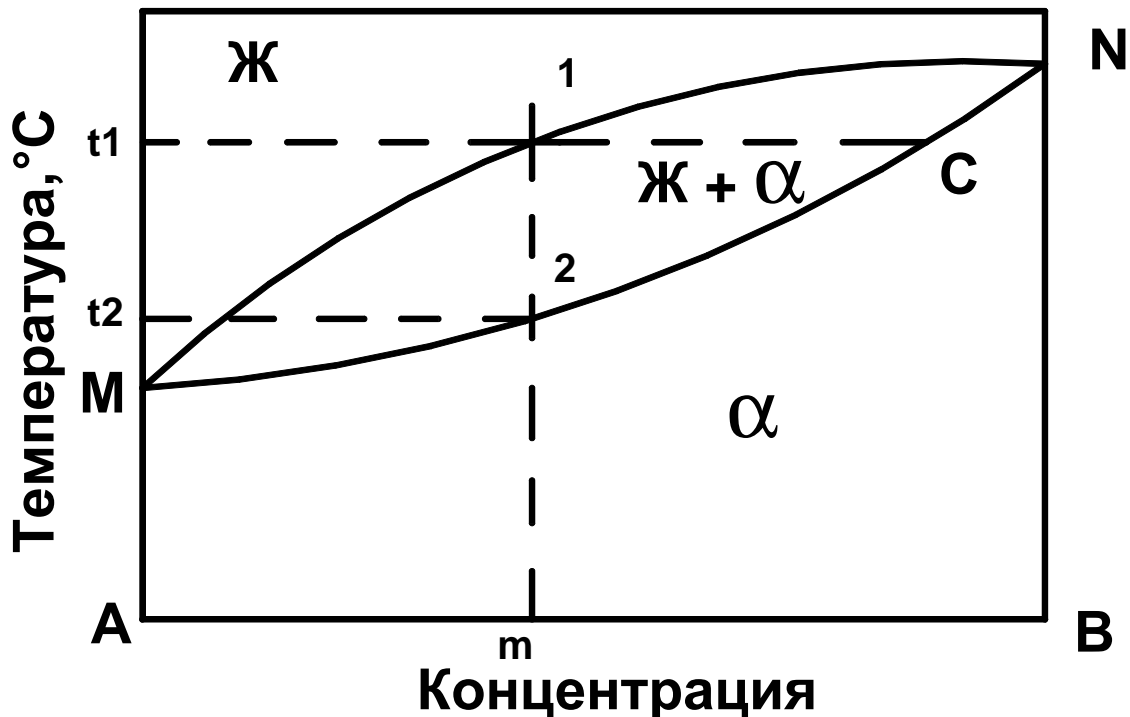


Рис 2.2 Диаграмма состояния II рода сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Линия M1N – линия ликвидус, линия M2N – линия солидус. Точки М и N – температуры плавления компонентов А и В. При охлаждении жидкого сплава в интервале температур между линиями ликвидус и солидус (от точки 1 до точки 2) происходит выпадение кристаллов твердого раствора α разного химического состава, изменяющегося от точки С до точки 2. При медленном охлаждении концентрация всех зерен твердого раствора выравнивается за счет диффузии между кристаллами. При охлаждении сплава в интервале кристаллизации от t_1 до t_2 система будет моновариантной ($C = 2 - 2 + 1 = 1$).

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (3 рода) представлена на рис. 2.3.

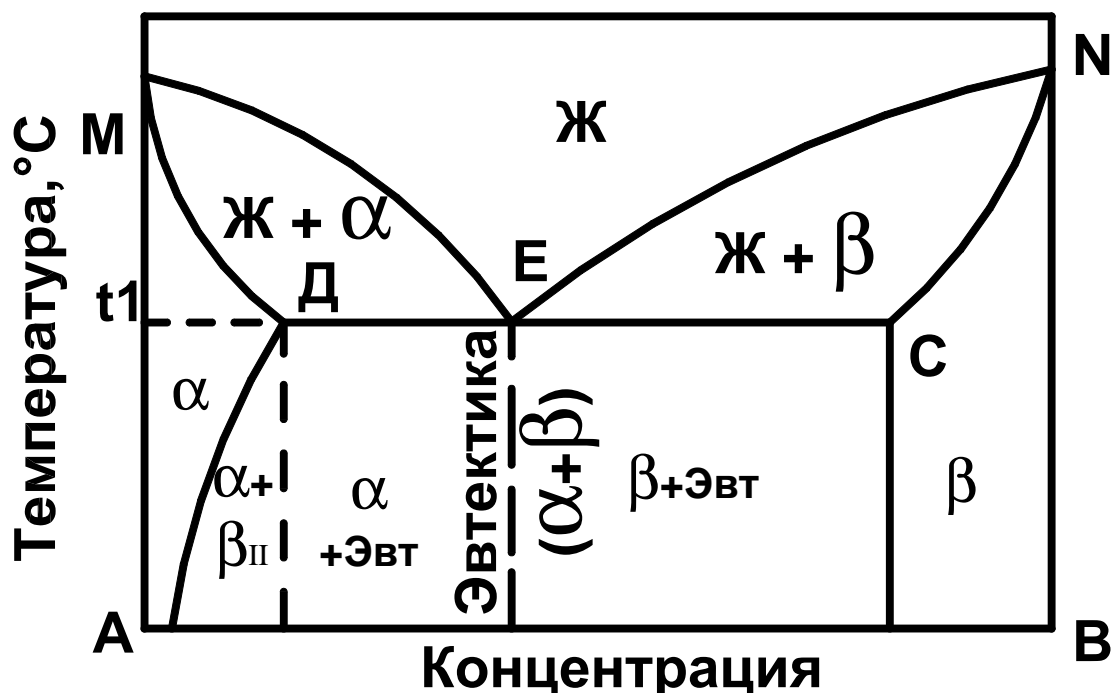


Рис 2.3 Диаграмма состояния III рода сплавов - с ограниченной растворимостью в твердом состоянии

Линия MEN – линия ликвидус, линия MDECN – линия солидус. Точки M и N – температуры плавления компонентов A и B. Точка Д – максимальная растворимость компонентов B в компоненте A. Точка C – максимальная растворимость компонента A в компоненте B. Точка E – эвтектическая точка. При охлаждении жидкого сплава этой концентрации до температуры t_1 происходит одновременная кристаллизация твердых растворов α и β с образованием эвтектики, состоящей из кристаллов α и β . Согласно правилу фаз при температуре t_1 до полного затвердевания эвтектического сплава система будет невариантной ($C = 2 - 3 + 1 = 0$).

При медленном охлаждении твердого раствора α от температуры t_1 до комнатной в связи с уменьшением растворимости из него будут выделяться субмикроскопические кристаллы твердого раствора β (вторичные).

Диаграмма состояния сплавов с перитектическим превращением (4 рода), представлена на рис.2.4.

Линия MCN – линия ликвидус, линия MPDN – линия солидус. Точки M и N – температуры плавления компонентов A и B. Точка P – перитектическая точка. Линия CPD (температура t_1) – перитектическая линия. При охлаждении жидкого сплава с концентрацией F, соответствующей точке P, ранее выпавшие кристаллы твердого раствора β полностью реагируют с жидкостью и превращаются в кристаллы α -твердого раствора.

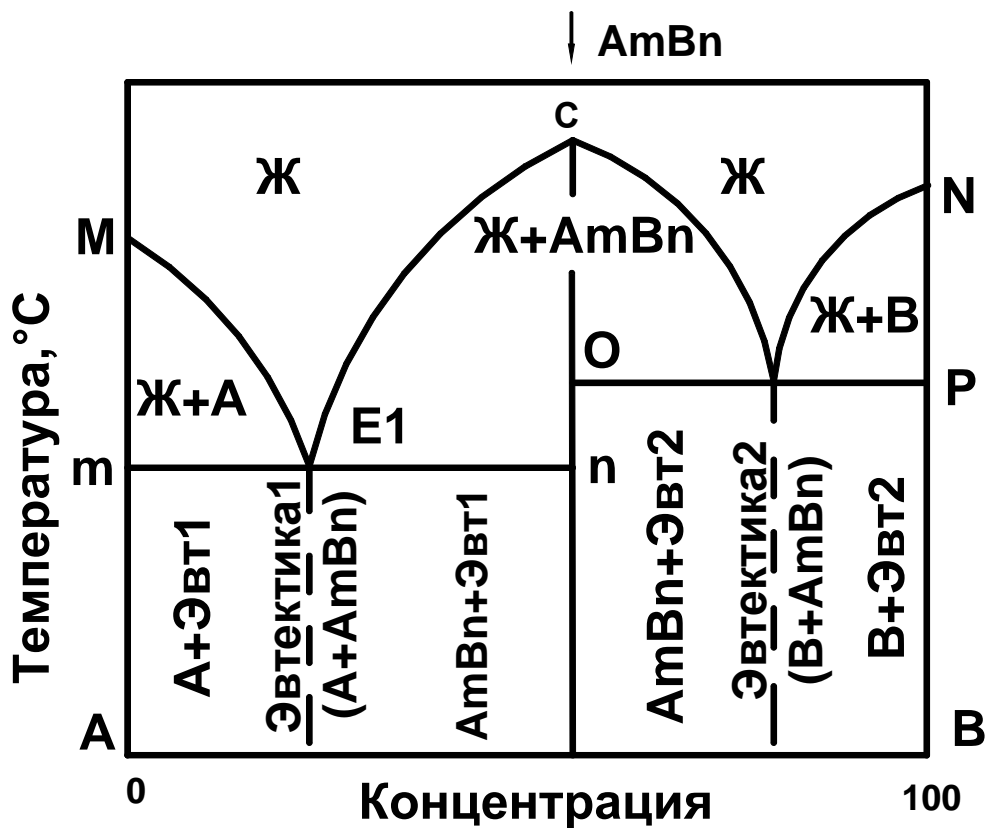


Рис. 2.5 Диаграмма состояния V рода с устойчивыми химическими соединениями

Линии ME_1CE_2N – линия ликвидус, линия mnp – линия солидус. Точки M и N – температуры плавления компонентов A и B. Точка C – температура плавления химического соединения Am Bn. Точки E_1 и E_2 – эвтектические точки.

Состав эвтектики E_1 будет A+AmBn, эвтектики E_2 – B+AmBn. При кристаллизации эвтектических сплавов система будет невариантной в обоих случаях ($C = 2 - 3 + 1 = 0$). Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением может быть представлена и в других видах, где наряду с чистыми компонентами и одним химическим соединением могут быть и твердые растворы (ограниченные и неограниченные) и другие химические соединения.

2.4. Правило отрезков

В любой точке диаграммы равновесия, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить концентрацию и количество обеих фаз. Этому служит правило отрезков или правило рычага.

Первое положение правило отрезков: чтобы определить концентрацию компонентов в фазах, через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограни-

чивающими данную область; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают состав фаз.

Для примера рассмотрим сплав X при температуре t_1 на диаграмме 1 рода (рис. 2.6).

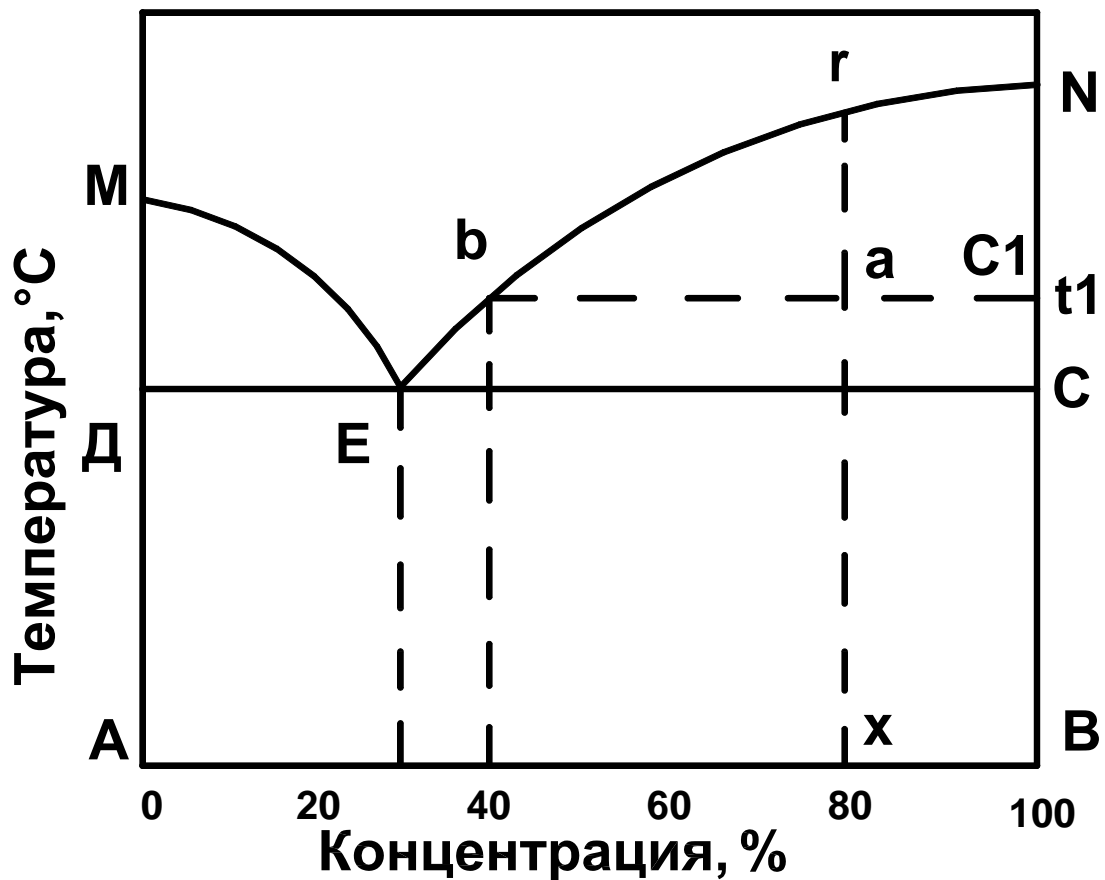


Рис 2.6 Диаграмма состояния I рода
(с применением к ней правила отрезков)

Следовательно, для сплава X при температуре t_1 составы фаз определяются проекциями соответствующих точек. Состав жидкой фазы будет соответствовать точке В, а твердой фазы – точке C_1 .

Второе положение правила отрезков: для того чтобы определить количественное соотношение фаз при данной температуре, через заданную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими состав фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Для сплава X при температуре t_1 это соотношение будет

$$\frac{C_1 d}{bd} = \frac{Q_{ж}}{Q_B} \quad \text{или} \quad \frac{C_1 d}{bC_1} = \frac{Q_{ж}}{Q},$$

где $Q_{ж}$ – количество жидкой фазы; Q_B – количество кристаллов компонента В; Q – общее количество сплава.

Отсюда количество жидкой фазы в процентах будет

$$Q_{ж} = \frac{C_1 d}{bC_1} * 100\% = \frac{100 - 80}{100 - 40} * 100 + 33,3\%$$

Тогда

$$Q_B = 100 - 33,3 = 66,7\%$$

т.е. при температуре t_1 сплав X будет состоять из 66,7% кристаллов компонента В и 33,3% жидкого раствора компонентов А и В.

По правилу отрезков подобным же образом можно определить объем эвтектики и объем кристаллов В после затвердевания.

Для сплава X

$$Q_{эвт} = \frac{x_B}{e_1 B} * 100 = \frac{100 - 80}{100 - 26} * 100 = 27\%$$

Правило отрезков применимо для всех двухфазных областей любых диаграмм состояний.

ИЗУЧЕНИЕ СЛОЖНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЙ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

Большая часть двойных сплавов имеет более сложные (комбинированные) диаграммы состояния. Зная основные типы диаграмм состояний, каждую сложную диаграмму можно мысленно разбить на составляющие части, соответствующие основным типам, и в зависимости от состава сплава, рассматривать соответствующую часть диаграммы.

В качестве примера разберем диаграмму состояния сплавов «алюминий-кальций». На рис. Представлена фазовая диаграмма состояния и кривая охлаждения сплава с 25% кальция, на рис. – структурная диаграмма состояния сплавов «алюминий-кальций».

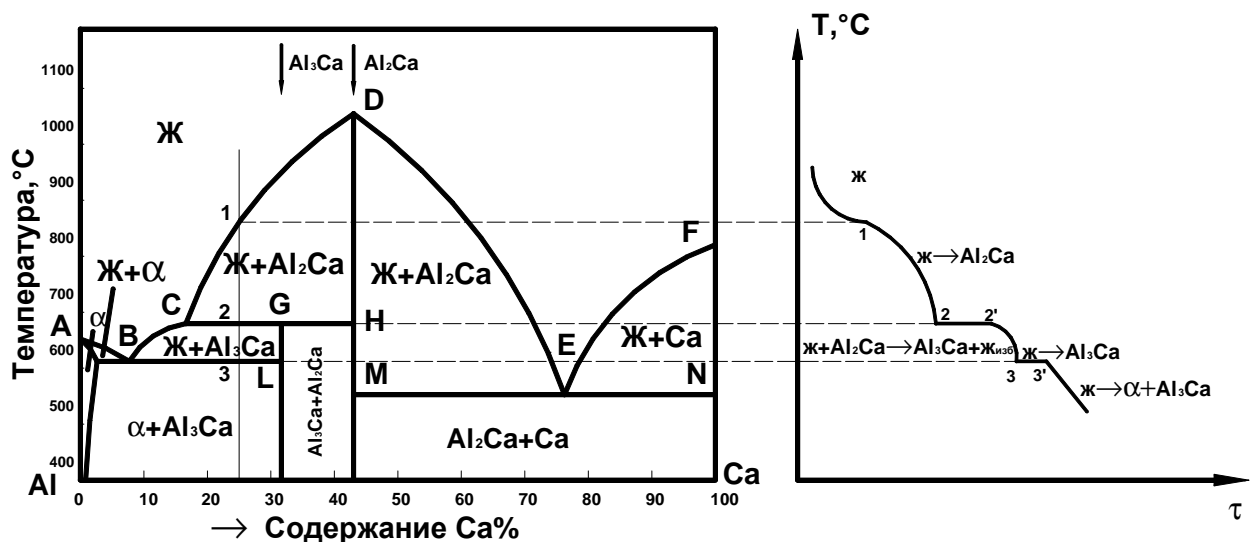


Рис 2.7 Фазовая диаграмма состояния системы Al-Ca и

кривая охлаждения

При общем рассмотрении диаграммы необходимо выделить ее части, соответствующие типовым диаграммам состояния; область существования жидкой фазы, твердой и жидкой фаз, области твердых растворов; найти эвтектические, эвтектоидные и перитектические точки и линии; линии ликвидус и солидус, выяснить, какие фазы существуют в данной системе. Фазами могут быть: твердые растворы, химические соединения, чистые компоненты и жидкость. Для нашего примера область жидкой фазы лежит выше линии ABCDEF, а область одновременного существования жидкой и твердой фаз – между линиями ликвидус ABCDEF и солидус AKBLGHMEN.

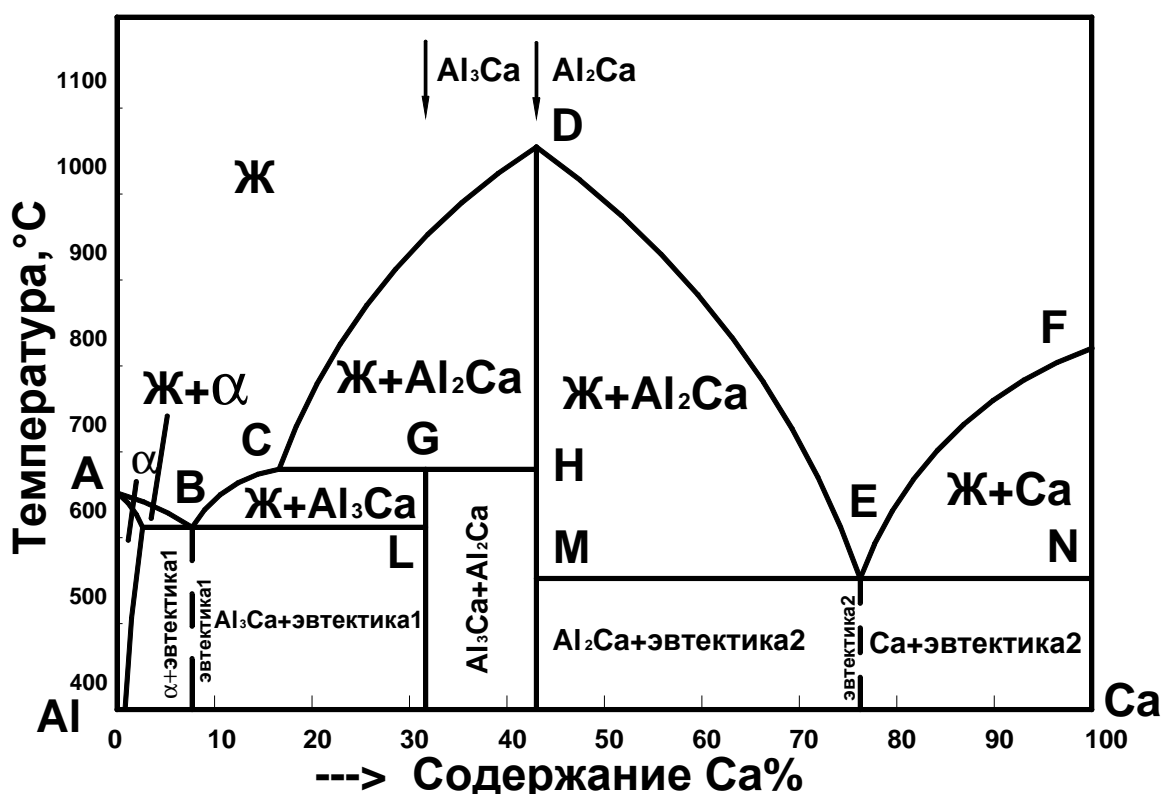


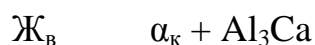
Рис 2.8 Структурная диаграмма состояния системы Al-Ca

В рассматриваемой системе существует один твердый раствор α , соответствующий области AKS. Это твердый раствор кальция в алюминии. Точка К – точка максимальной растворимости, KS – линия предельной растворимости кальция в алюминии. Алюминий в кальции не растворяется.

Таким образом, фазами в данной системе являются: жидкость, α -твердый раствор, химические соединения Al_3Ca , Al_2Ca , кристаллы Ca.

Для диаграммы алюминий-кальций характерно следующее:

1. Линия KBL – линия эвтектического превращения, тогда В - эвтектическая точка. Эвтектика представляет собой механическую смесь кристаллов α -твердого раствора и химического соединения Al_3Ca . Эвтектическое превращение протекает по уравнению

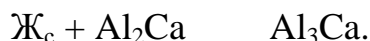


В соответствии с правилом фаз эвтектическое превращение протекает при постоянной температуре, т.к. сплав находится в трехфазном равновесном состоянии. В этих условиях число степеней свободы будет равно нулю: $C = K - \varphi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$, где K – число компонентов (Al и Ca), и φ – число фаз (ж, α , Al_3Ca).

Сплавы, в структуре которых есть эвтектика, делятся на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические.

У сплавов, расположенных ниже линии KB структура будет состоять из α -твердого раствора и эвтектики, у сплавов ниже линии VL – из хим.соединения Al_3Ca и эвтектики; эвтектический сплав в т. В состоит из одной эвтектики.

2. Линия CGH – линия образования неустойчивого химического соединения Al_3Ca . Точка G – перитектическая точка. Реакция перитектического превращения:



Перитектическое превращение заключается в образовании кристаллов Al_3Ca при взаимодействии жидкой и твердой фазы определенных химических составов. Для сплава в точке G в результате завершения перитектического превращения весь сплав будет состоять из химического соединения Al_3Ca . Для сплавов, расположенных левее т. G (т. G до т. C) в избытке будет оставаться жидкая фаза; для сплавов, расположенных правее т. G (от т. G до т. H) в избытке будет оставаться соединение Al_2Ca . В соответствии с правилом фаз перитектическое превращение так же протекает при постоянной температуре.

3. Линия MEN – линия второго эвтектического превращения:



Эвтектика будет состоять из мелкодисперсных кристаллов Ca и хим. соединения Al_2Ca . Сплавы, расположенные ниже линии ME являются доэвтектическими, структура их состоит из эвтектики и Al_2Ca ; сплавы, расположенные ниже линии EN являются заэвтектическими, структура состоит из Ca и эвтектики.

1. ПОСТРОЕНИЕ КРИВОЙ ОХЛАЖДЕНИЯ

Кривая охлаждения строится в координатах «температура – время». Процесс рассматривается при охлаждении сплава из жидкого состояния до комнатной температуры. Рассмотрим кристаллизацию сплава с 25% кальция. Для этого необходимо провести вертикальную линию сплава и обозначить критические точки индексами 1, 2, 3.

До т. 1 жидкость охлаждается без фазовых превращений, кривая имеет вогнутый вид. От т. 1 до т. 2 из жидкости выделяются кристаллы Al_2Ca , на кривой охлаждения образуется перегиб. В т. 2 происходит перитектическое превращение:



На кривой охлаждения образуется площадка. От т.2 до т. 3 кристаллизация продолжается, т.е. из жидкости выделяются кристаллы Al_3Ca , при этом химический состав жидкости изменяется от т. С до т. В.

В т. 3 кристаллизация заканчивается образованием эвтектики:



На кривой охлаждения образуется горизонтальная площадка. Таким образом, ниже т. 3 структура сплава состоит из химического соединения Al_3Ca и эвтектики.

Вопросы для проверки

1. Что такое диаграмма состояния сплава? Для чего она используется?
2. В каких координатах строится диаграмма состояния?
3. Что позволяет определить диаграмма состояния?
4. Что такое линия ликвидус и линия солидус?
5. Начертите и проанализируйте диаграмму состояния для случая полной нерастворимости компонентов в твердом состоянии.
6. Начертите и проанализируйте диаграмму состояния для случая образования непрерывного ряда твердых растворов.
7. Начертите и проанализируйте диаграмму состояния для случая образования эвтектики, состоящей из ограниченных твердых растворов.
8. В чем различие между эвтектической и перитектической кристаллизациями?

Лабораторная работа №3

ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНОИ И МИКРОСТРУКТУР СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С УГЛЕРОДОМ

Цель работы: дать студентам запас знаний по данной диаграмме, необходимый для понимания сути процессов, происходящих при кристаллизации и последующем охлаждении железоуглеродистых сплавов, а в дальнейшем – при их термообработке. Изучить классификацию железоуглеродистых сплавов по химическому составу и структуре; ознакомиться со свойствами и применением наиболее употребительных марок сталей и чугунов, изучить их микроструктуры.

3.1 Основные свойства железа

ЖЕЛЕЗО – переходный ферромагнитный металл. Порядковый номер – 26, атомная масса – 55,85, плотность – 7784 кг/м^3 , температура плавления – 1539°C .

Чистое железо (99,9917%) имеет твердость по Бринеллю 490 МПа (49НВ). Технически чистое железо (99,9 – 99,8%) имеет твердость около 900 МПа; $\sigma_B = 300\text{-}350 \text{ МПа}$, $\delta = 35\text{-}40\%$.

Особо важным свойством железа является его аллотропия, т.е. наличие нескольких кристаллических модификаций.

Низкотемпературное α -железо (ниже 910°C) и высокотемпературное δ -железо (выше 1392°C и до температуры плавления) имеют одинаковую объемно центрированную кубическую решетку (ОЦК). В интервале температур $910 - 1392^\circ\text{C}$ стабильным является γ -железо с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК). Fe_β является немагнитной разновидностью Fe_α (при превращении $\alpha \rightarrow \beta$ в точке Кюри A_2 пространственная решетка не меняется).

С металлами железо образует твердые растворы замещения, а с углеродом, азотом, бором, водородом – твердые растворы внедрения. Наиболее широкое применение в различных отраслях промышленности получили железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны.

УГЛЕРОД – порядковый номер 6, атомная масса 12,011, имеет плотность 2300 кг/м^3 , температуру возгонки около 3500°C , может находиться в двух аллотропических модификациях: графит и алмаз. Углерод в сплавах с железом может существовать в виде цементита (карбида железа Fe_3C) и в виде графита (свободный углерод). Свободный цементит (800 НВ) является неустойчивым химическим соединением. При высокой температуре и продолжительной выдержке цемент распадается с образованием графита и аустенита. Этот процесс имеет важное практическое значение для высокоуглеродистых сплавов - чугунов. В сталях, где концентрация углерода сравнительно невысока, цементит имеет большую устойчивость.

3.2 Диаграмма фазового равновесия «железо – углерод»

Современный вариант диаграммы состояния «железо – углерод» приведен на рис. 3.1. Характерной особенностью этой диаграммы является то, что на ней нанесены две системы одновременно: система $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ (железо – цементит) – метастабильная – и (железо – графит) – стабильная. Большое практическое значение имеет метастабильная диаграмма, т.к. с помощью этой

диаграммы объясняют превращения, происходящие в сталях и белых чугунах. Диаграмма является основой для рационального выбора оптимальных режимов термической обработки железоуглеродистых сплавов.

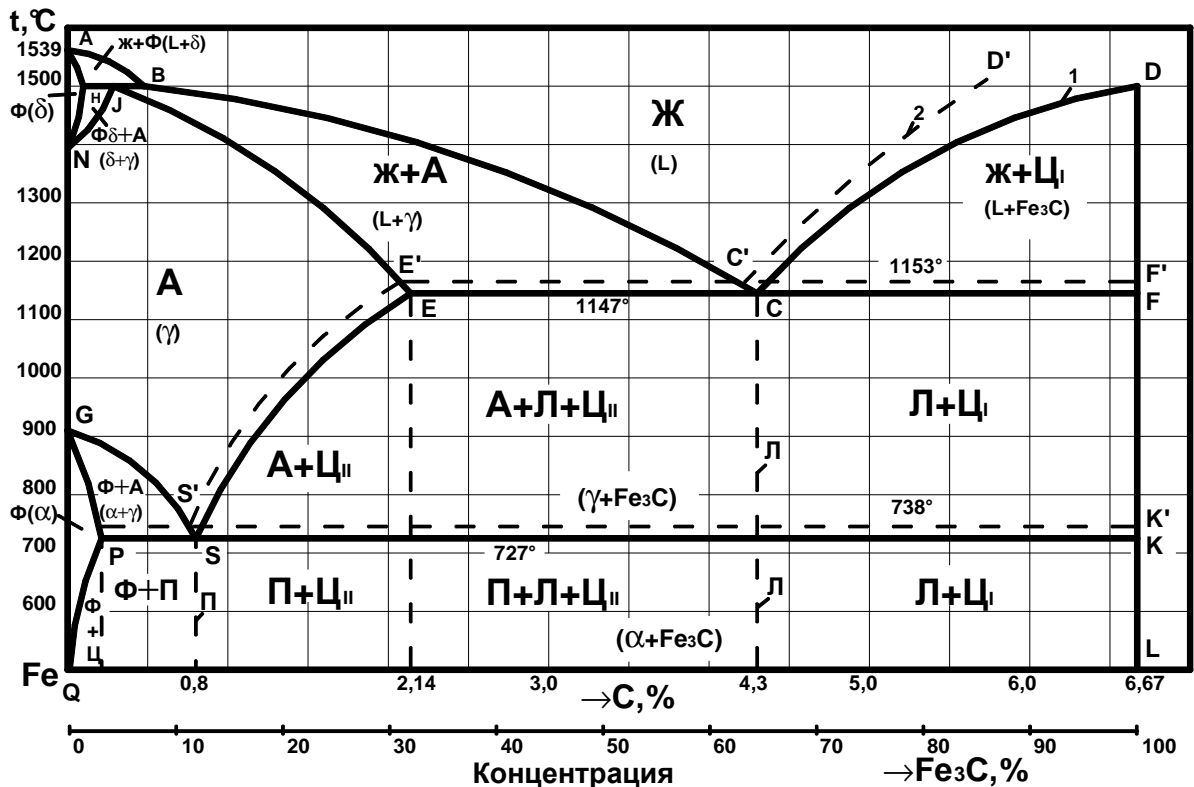


Рис. 3.1. Диаграмма состояния «железо-углерод»:

1 – метастабильная; 2 – стабильная

3.3. Основные фазы, области, линии и точки диаграммы

В сплавах системы «железо - углерод» встречаются следующие фазы:

1. Жидкий раствор.
2. Твердые растворы на основе различных кристаллических модификаций железа.
3. Химическое соединение Fe_3C (цементит).
4. Структурно-свободный углерод (графит).

Жидкая фаза представляет собой неориентированный раствор Fe и C, распространяющийся выше линии ликвидус ABCD от 0 до 6,67% см.

ФЕРРИТОМ (Ф) называется твердый раствор углерода в α -железе. У него сохраняется решетка Fe_α (ОЦК). Феррит занимает на диаграмме узкую область, примыкающую к железу – GPQ. Максимальная растворимость углеро-

да в нем не более 0,02% (точка P), при комнатной температуре она равна 0,006%. Твердость феррита 65-130 НВ, $\delta = 40\%$.

Раствор углерода в высокотемпературном δ -железе называется дельта ферритом. Область устойчивости дельта феррита АНН, концентрация углерода достигает 0,1% (точка Н).

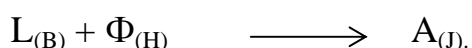
АУСТЕНИТ (А) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе (с решеткой ГЦК). Однофазная область аустенита на диаграмме ограничена линией NJESG. Максимальная растворимость углерода в аустените составляет 2,14% (11470С, точка E).

ЦЕМЕНТИТ (Ц) – химическое соединение железа с углеродом, соответствующее формуле Fe_3C с концентрацией углерода 6,67% (вертикальная линия

DFKL). Температура плавления цементита точно не определена, т.к. при нагревании он легко распадается на аустенит и графит.

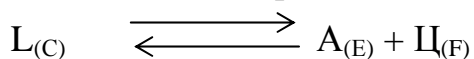
Все остальные области диаграммы за исключением перечисленных, являются двухфазными. В двухфазных областях в равновесии находятся: в области АВН – жидкий раствор и кристаллы феррита; НJM – кристаллы феррита и аустенита; JBC – жидкий раствор и кристаллы аустенита; ESECFK – кристаллы аустенита и цементита; QPSKL – кристаллы феррита и цементита.

Горизонтальные линии на диаграмме отвечают равновесным трехфазным состояниям сплавов. В сплавах с концентрацией углерода от 0.1 до 0,51% при температуре 1499⁰С (линия НJB) происходит перитектическое превращение. В результате взаимодействия кристаллов феррита с окружающим жидким раствором образуется аустенит:



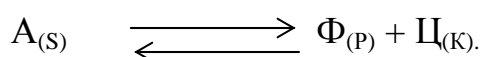
Перитектическое превращение в сплавах, расположенных левее точки J (C = 0,1 – 0.16%), идет до исчезновения жидкой фазы, а в сплавах, расположенных правее точки J (C = 0,16 – 0,51%), - до исчезновения феррита.

При температуре 1147⁰С (линия ECF) в сплавах с концентрацией углерода от 2,14 до 6,67% происходит эвтектическое превращение:



В процессе превращения жидкий раствор затвердевает в виде механической смеси кристаллов аустенита и цементита, которая называется ледебуритом (Л).

Во всех сплавах системы с концентрацией углерода более 0,02% при температуре 727⁰С (линия PSK) происходит эвтектоидное превращение, заключающееся в распаде аустенита на дисперсную механическую смесь чередующихся пластинок феррита и цементита, которая называется перлитом (П):



Причиной эвтектоидной реакции является полиморфное превращение Fe_γ в Fe_α и резкое уменьшение растворимости углерода с 0,8% в γ -фазе до 0,02% в α -фазе.

Цементит может образовываться из жидкой и твердой фаз при различных температурах. Цементит, выделяющийся из жидкой фазы, называется первичным (Ц_I), из аустенита – вторичным (Ц_{II}), а из феррита – третичным (Ц_{III}).

Железоуглеродистые сплавы при температурах, соответствующих перитектическому, эвтектическому или эвтектоидному превращению находятся в трехфазном равновесном состоянии. Согласно правилу фаз ($C = K - \Phi + I$) равновесие является нонвариантным ($C = 2 - 3 + I = 0$). Все эти превращения происходят при определенных температурах и характеризуются остановкой (горизонтальным участком) на кривой охлаждения сплавов. Во всех остальных областях диаграммы в равновесии находятся две фазы. Эти равновесия моновариантные ($C = 2 - 2 + I = I$), т.е. превращения в сплавах происходят в интервалах соответствующих температур.

Концентрация углерода в характерных точках диаграммы железо–цементит и линии трехфазного равновесия дана в таблицах 3.1 и 3.2.

Таблица 3.1 – Концентрация углерода в характерных точках диаграммы.

Индекс линии	Температурный интервал, °С	Интервал концентраций углерода, %	Основные свойства
А	1539	0,00	Точка затвердевания чистого железа
В	1499	0,51	Состав жидкой фазы при перитектическом равновесии с δ -ферритом и аустенитом
С	1147	4,30	Состав жидкой фазы при эвтектическом равновесии с аустенитом и цементитом
Н	1499	0,10	Предельное содержание углерода в δ -феррите. Состав феррита при перитектическом равновесии с жидкостью В и аустенитом J
J	1499	0,16	Состав аустенита при перитектическом равновесии
Е	1147	2,14	Предельное содержание углерода в аустените. Состав

			аустенита при эвтектическом равновесии с жидкой фазой и цементитом
S	727	0,80	Состав аустенита при эвтектоидном равновесии с ферритом и цементитом
P	727	0,02	Предельное содержание углерода в феррите при эвтектоидном равновесии с аустенитом и цементитом
Q	Комнатная	0,006	Предельное содержание углерода в феррите при комнатной температуре

Таблица 3.2 – Линии трехфазного равновесия

Индекс линии	Температура равновесия	Фазы, находятся в равновесии	Название пре-вращения	Взаимодействие фаз
НУВ	1499	$J_B + \delta_H + A_J$	Перитектическое	$L_B + \delta_H = \gamma_J$
ECF	1147	$J_C + A_E + \text{Ц}_P$	Эвтектическое	$L_C = \gamma_E + \text{Fe f}$
E'С'F'	1153	$J_C + A_E + \Gamma_P$	Эвтектическое	$L_C = \gamma_E + C$
PSK	727	$A_S + \Phi_P + \text{Ц}_K$	Эвтектоидное	$\gamma_S = \alpha_P + \text{Fe}_3 \text{C}$
P'S'K'	738	$A_S + \Phi_P + \Gamma_P$	Эвтектоидное	$\gamma_S' = \alpha_P' + C$

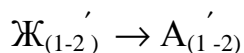
3.4. Построение кривой охлаждения сплава заданной концентрации с использованием диаграммы

Формирование фаз или структур в сплавах можно изучить, рассматривая по диаграмме процессы, происходящие в них при охлаждении или нагреве.

В качестве примера проследим за формированием структур сплава с содержанием углерода 1,5 % при медленном охлаждении с 1600°C .

Сплав до температуры 1450°C (точка 1) находится в жидком состоянии. Кристаллизация его начинается при 1450°C с выделением из жидкого раствора кристаллов аустенита. По мере охлаждения сплава концентрация компонентов в аустените изменяется согласно линии JE от точки 1' к точке 2, а в

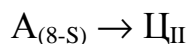
жидкости – согласно линии ВС от точки 1 к точке 2', что можно записать следующим образом:



Составы и количество фаз в этой области диаграммы (точка m) можно определить по правилу отрезков

$$A = \frac{nm}{kn} \cdot 100 \% ; \quad Ж = \frac{nm}{kn} \cdot 100 \% ; \quad ????$$

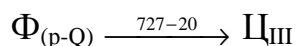
Кристаллизация сплава заканчивается в точке 2 (1250⁰ С). В интервале температур 1250 – 950⁰ С (точки 2, 3). Сплав охлаждается, не претерпевая никаких изменений. При охлаждении сплава ниже 950⁰ С (точка 3) аустенит с концентрацией углерода 1,5 % становится пересыщенным. Избыточный углерод из зерен аустенита диффундирует к их границам и выделяется в виде цементита вторичного. Концентрация углерода в аустените при охлаждении сплава от 950 до 727⁰ изменяется согласно линии ES от точки 3 к точке S:



При температуре 727⁰ С (точка 4) в сплаве происходит эвтектоидное превращение. Аустенит (0,8 % С) распадается на ферритоцементитную смесь – перлит:



С понижением температуры сплава ниже 727⁰ С растворимость углерода в феррите уменьшается (линия PQ). В связи с этим избыточный углерод из феррита выделяется в виде цементита третичного:



Однако выделяющийся цементит третичный в структуре стали металлографически не различается, т.к. сливается с цементитом эвтектоида. В структуре сплава с концентрацией углерода 1,5 % при комнатной температуре на-

блюдаются зерна перлита, окаймленные тонкой сеткой цементита вторично-

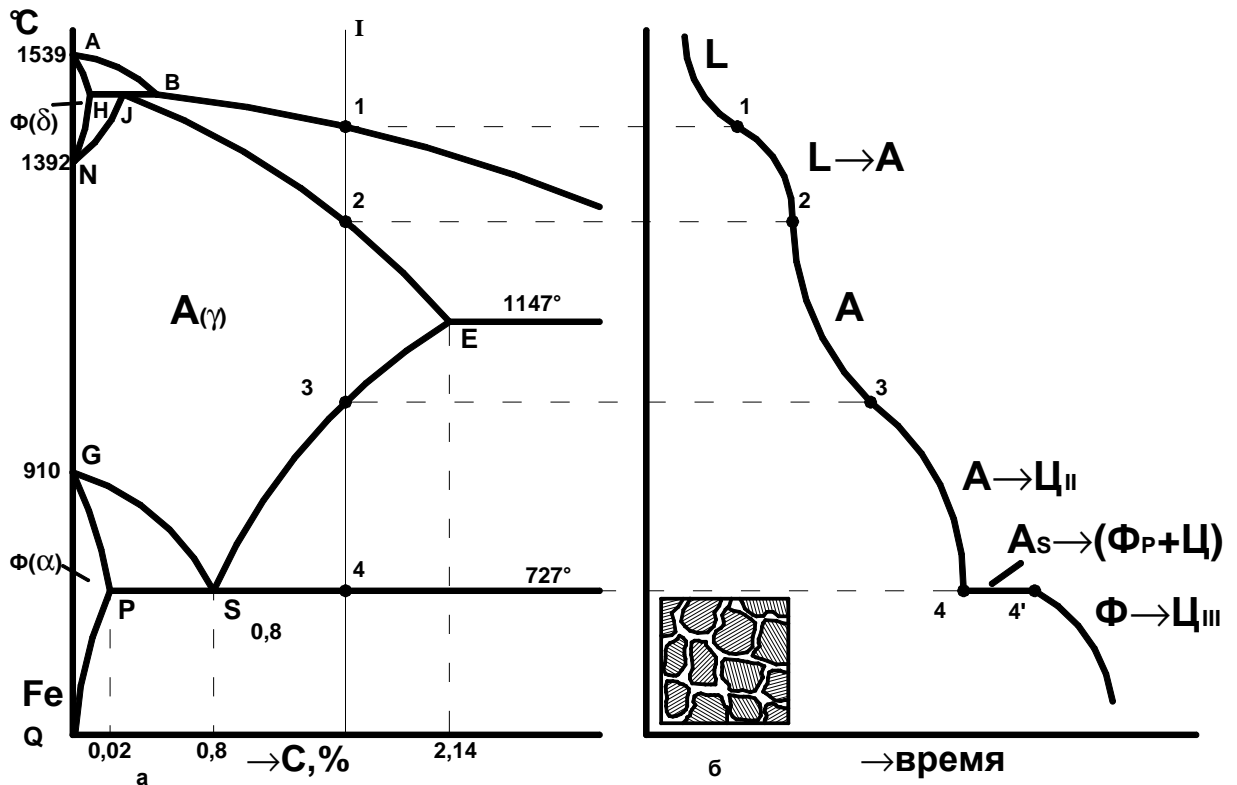


Рис. 3.2. Схема для изучения превращений, происходящих в сплаве 1 при охлаждении: а – диаграмма состояния; б – кривая кристаллизации сплава и конечная структура

Основными компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо и углерод. Кроме того, в них всегда содержатся кремний, марганец, сера и фосфор. В зависимости от содержания углерода сплавы называют сталями (если углерода менее 2,14%) или чугунами (при содержании углерода от 2,14% до 6,67%).

В сталях углерод присутствует в виде цементита, а в чугунах в виде цементита (белый чугун) или графита (обыкновенный серый, ковкий и высокопрочный).

В структуре сталей и чугунов присутствуют также твердые растворы феррит и аустенит, механические смеси перлит и ледебурит.

3.5. Углеродистые стали

Основой для определения структурных составляющих углеродистых сталей в равновесном состоянии (после полного отжига) является диаграмма состояния системы “железо-углерод”.

Микроструктура стали в равновесном состоянии зависит от содержания в ней углерода (рис. 3.3).

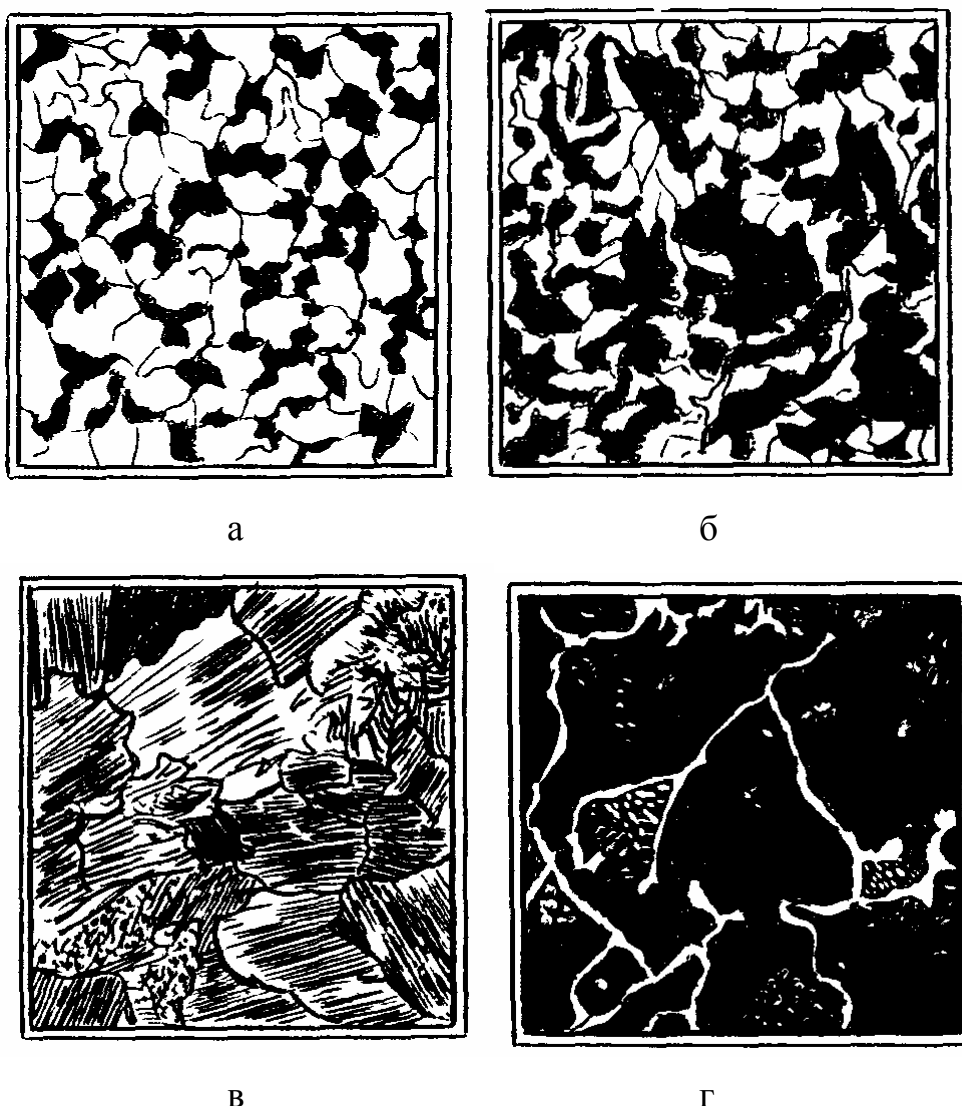


Рис. 3.3. Микроструктура углеродистых сталей:

а – сталь 20; б – сталь 40; в – сталь У8; г – сталь У12

По количеству углерода стали делятся на доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные.

Доэвтектоидные стали – стали, содержащие от 0,02 до 0,80% углерода. Структура их состоит из феррита в виде светлых зерен и перлита (эвтектоидной механической смеси феррита и цементита) в виде мелких темных зерен. С повышением содержания углерода количество перлита пропорционально увеличивается, а феррита уменьшается. По соотношению площадей, занимаемых в микроструктуре перлитом и ферритом, можно, пользуясь правилом рычага, приблизительно определить содержание углерода в стали.

Пример: если перлит занимает примерно 25% площади шлифа, то содержание углерода будет

$$C = \frac{0,8 \cdot 25}{100} = 0,20 \%$$

Доэвтектоидные сплавы с содержанием углерода до 0,02% называются техническим железом. Его структура состоит из феррита (при $C=0,008\%$) или из феррита и третичного цементита (в сплавах с $C=0,008 - 0,020\%$).

Механические свойства технического железа зависят от его чистоты и величины зерна и находятся в пределах: $\sigma_B=180 - 290$ МПа; $\sigma_{0,2} = 90 - 170$ МПа; $\delta = 30 - 50\%$; $KCU = 180 - 250$ Дж/см²; $HV = 45 - 80$. Малоуглеродистые доэвтектоидные стали по ГОСТ 1050 – 78 применяются, главным образом, для цементируемых изделий машиностроения. Среднеуглеродистые (стали 30, 40, 50) в термически обработанном виде – для различных машиностроительных деталей.

Эвтектоидная сталь – сталь с содержанием углерода 0,8%, состоит из перлита. Механические свойства перлита зависят от степени измельченности цементита. Среднепластичный перлит имеет следующие механические свойства: $\delta_B = 900$ МПа; $\sigma_{0,2} = 600$ МПа; $\delta = 15\%$; $\psi = 30\%$; $KCU = 20$ Дж/см²; $HV = 200$.

Заэвтектоидные стали содержат 0,80 – 2,14% С. Структура – перлит и вторичный цементит, расположенный в виде тонкой светлой сетки (или цепочек светлых зерен) по границам зерен перлита.

Эвтектоидные и заэвтектоидные углеродистые стали применяют для различных инструментов, предназначенных для механической обработки металлов, пластмасс, дерева и других материалов, измерительных и слесарных инструментов и др.

3.6. Чугуны.

Чугуны отличаются от стали: по составу – более высоким содержанием углерода; по технологическим свойствам – лучшими литейными качествами, малой способностью к пластической деформации (не поддаются ковке). Чугун дешевле стали. В зависимости от состояния углерода различают:

белый чугун, в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде карбида (цементита);

серые чугуны, в которых углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в виде графита. В зависимости от формы частиц графита различают:

обыкновенный серый чугун, в котором углерод находится в виде пластинчатого (червеобразного) графита;

высокопрочный чугун, в котором углерод находится в форме шаровидного графита;

По строению металлической основы чугуны разделяют:

на серый перлитный чугун. Структура его состоит из перлита с включением графита (рис.3.5,а);

серый ферритно-перлитный чугун. Структура его состоит из феррита, перлита и включений графита (рис. 3.5,б);

серый ферритный чугун. В этом чугуне металлической основой является феррит, а весь углерод присутствует в форме графита. (рис. 3.5,в).

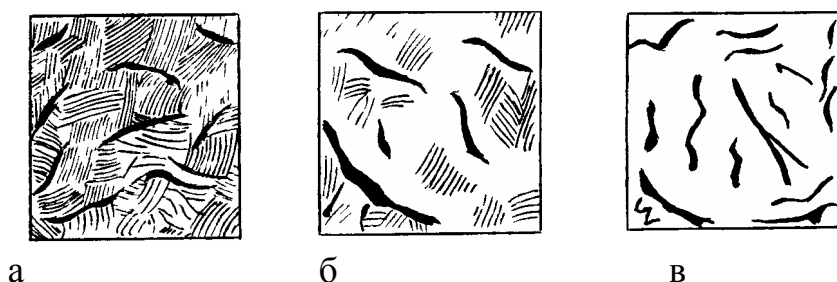


Рис.3.5. Микроструктуры серого чугуна:

а – серый перлитный чугун; б – серый ферритно-перлитный чугун; в – серый ферритный чугун

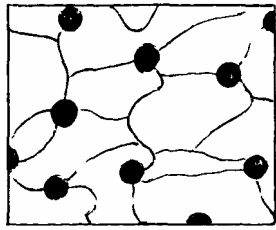
Серые литейные чугуны применяются для станин станков (СЧ10), для цилиндров, коленчатых валов, поршневых колец (СЧ45).

3.6.3.Высокопрочный чугун.

Высокопрочный чугун содержит графит в шаровидной форме.

Прочностные свойства высокопрочного чугуна зависят от структуры металлической основы (перлитная, ферритно-перлитная и ферритная), а также от степени измельченности частиц графита.

Высокопрочный чугун применяют для деталей станков и средне- и высоконагруженных узлов других изделий.



а



б

Рис.3.6. Структуры высокопрочного (а) и ковкого (б) чугунов с ферритной металлической основой

3.6.4 Ковкий чугун.

Ковкий чугун получают томлением (графитизирующим отжигом) из белого чугуна следующего состава: 2,4 – 2,8% С; 0,8 – 1,4% Si; 1% Mn; 0,1% S; 0,2% P; 0,08% Cr.

При высоких температурах (выше 900°C) цементит разлагается с образованием графита хлопьевидной формы (рис. 3.6,б).

После томления отливок в зависимости от скорости охлаждения, при температуре немного ниже 727°C (точка A₁), получают ковкий чугун с различными структурами металлической основы:

при очень медленном охлаждении – ферритный;

при ускоренном охлаждении – ферритно-перлитный;

при быстром охлаждении – перлитный.

Ковкий чугун применяют для ответственных деталей сельхозмашиностроения и др.

Чугуны маркируются следующим образом: БЧ – белый чугун; СЧ - серый; КЧ – ковкий; ВЧ – высокопрочный. Первое цифровое обозначение после буквы характеризует прочность, второе – пластичность. Если пластичность низкая, то указывается только прочность. Например: КЧ 45-7, КЧ 80-1, СЧ 18, ВЧ 100.

3.7. Порядок выполнения работы

1. Вычертить диаграмму состояния (с указанием температур превращения и концентрации углерода) характерных точек.

2. Указать фазы и структурные составляющие в различных областях диаграммы.

3. Написать реакции, происходящие при охлаждении сплавов на изотермах.
4. Изучить основные теоретические сведения о структуре углеродистых сталей и их свойствах.
5. Изучить микроструктуры сталей 20, 40, У8 и У12 под микроскопом и в альбоме микроструктур.
6. Изучить основные теоретические сведения о структурах чугунов и их свойствах.
7. Изучить микроструктуры белых, серых, высокопрочных и ковких чугунов под микроскопом и в альбоме микроструктур.

3.8. Содержание отчета.

1. Цель работы.
2. Диаграмма состояния железо-углерод.
3. Основные теоретические сведения об углеродистых сталях и их свойствах.
4. Микроструктуры сталей 20, 40, У8, У12 в равновесном состоянии (после полного отжига).
5. Основные теоретические данные о чугунах и их свойствах.
6. Микроструктуры белого, серого, высокопрочного и ковкого чугунов (по одной каждого).
7. Схема – классификация чугунов.

3.9. Контрольные вопросы.

1. Показать на диаграмме Fe, А, Ф, П, Ц, Л. Что из данных фаз и структурных составляющих изображено на диаграмме линиями, что областями?
2. Показать на диаграмме чистый металл, химическое соединение, твердые растворы, механические смеси.
3. Что происходит в чистом железе при температуре 910°C ?
4. Укажите точки максимальной растворимости углерода в А и Ф. Линии предельной ограниченной растворимости углерода в А и Ф.
5. Указать эвтектическую, эвтектоидную, перитектическую точки, записать реакции, происходящие в этих точках.
6. Что такое полиморфизм (аллотропия)?

7. Почему А в точке s (727°C) распадается на ферритно-цементитную смесь – перлит?

8. Назовите основные фазы и структурные составляющие железоуглеродистых сплавов и их свойства.

9. Как классифицируют стали по содержанию углерода?

10. Как зависят свойства сталей от содержания углерода?

11. Как изменяются структуры сталей от содержания углерода?

12. Какие виды чугунов и их основные различия вы знаете?

13. Как классифицируют чугуны по структуре металлической основы и форме графитовых включений?

Лабораторная работа № 4

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы: ознакомить студентов с закономерностями влияния легирующих элементов на структуру сплавов железа с углеродом, проиллюстрировать действие этих закономерностей на наиболее распространенных марках легированных сталей; показать типы микроструктур, образующихся при легировании.

4.1. Легирующие элементы

Сталь называется легированной, если в ее составе содержатся специально введенные элементы или повышенные количества постоянно присутствующих марганца или кремния.

Наиболее распространенными легирующими элементами являются: хром, никель, молибден, вольфрам, ванадий, титан, цирконий, ниобий, бор, медь, алюминий, азот, редкоземельные элементы. По названию содержащихся легирующих элементов стали называют: хромистыми, марганцовистыми, кремнистыми, хромоникелевыми, хромоникель-молибденовыми и т.д.

По содержанию легирующих элементов стали условно разделяют: на низколегированные, содержащие в сумме менее 5% всех легирующих элементов;

среднелегированные, содержащие в сумме до 20% всех легирующих элементов;

высоколегированные, содержащие в сумме более 20% всех легирующих элементов. В легированных сталях сумма легирующих элементов не может превышать 55%, т.к. при дальнейшем ее увеличении изменяется основа сплава.

4.2. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства стали

Почти все легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа, температуру эвтектоидной и эвтектической реакции и влияют на растворимость углерода в аустените. Некоторые легирующие элементы способны так же, как и железо, взаимодействовать с углеродом, образуя карбиды, а так же взаимодействовать друг с другом или с железом, образуя промежуточные фазы – интерметаллиды.

Принято температуры равновесных превращений, совершающихся в железе в сталях в твердом состоянии, обозначать буквой А с соответствующим индексом. Температуры фазового равновесия указаны на диаграмме состояния Fe-Fe₃C, поэтому обозначения связаны с линиями этой диаграммы.

Эвтектоидную температуру (линия PSK) обозначают А₁, температуру ??? линии GS – А₃, температуру полиморфного превращения Fe $\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$ (линия NI) А₄, температуру линии SE – А_{cm}. Равновесные температуры А₃ и А₄ для чистого железа равны соответственно 911 и 1392⁰ С. В интервале указанных температур устойчива модификация Fe γ с решеткой ГЦК.

По влиянию на температуры полиморфных превращений А₃ и А₄ легирующие элементы можно разбить на две группы. В первую группу входят элементы группы никеля, которые понижают температуру А₃ и повышают температуру А₄. К ним относятся Ni, Mn, Co, Cu.

В сплавах железа с никелем, марганцем и кобальтом γ - область «открывается», т.е. в определенном интервале температур существуют твердые растворы с ГЦК решеткой. При этом температура А₃ при определенной концентрации легирующего элемента понижается ниже нуля. На рис. 4.1. показан участок диаграммы Fe – легирующий элемент с открытой γ - областью. В сплавах с концентрацией легирующего элемента, равной или превышающей точку b, ГЦК решетка устойчива при температуре 20-25⁰ С; такие сплавы называют аустенитными сталями. Таким образом, аустенитом называют не только твердый раствор углерода в Fe γ , но и любые твердые растворы на основе Fe γ .

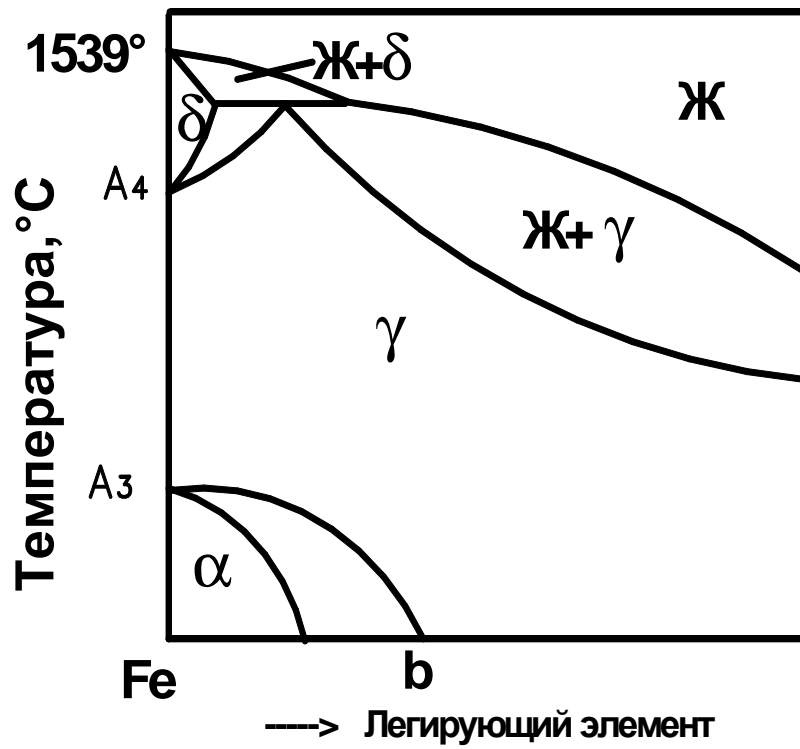


Рис 4.1 Схема состояния “железо- легирующий элемент группы никеля”

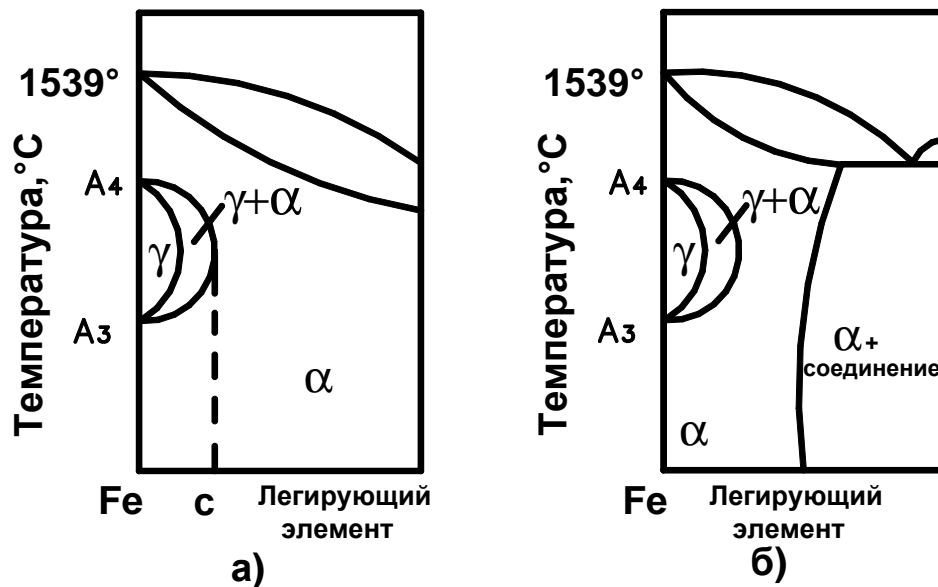


Рис. 4.2 Схема диаграммы состояния “железо — легирующий элемент группы хрома”
 а) замкнутой γ -областью
 б) с промежуточной фазой

Во вторую группу входят элементы группы хрома, которые повышают температуру A_3 и понижают температуру A_4 . В этом случае температурный интервал устойчивости аустенита уменьшается и, соответственно, расширяется температурный интервал устойчивости Fe_α . Таких легирующих элементов большинство: Cr, Mo, W, V, Si, Ti и др.

Все перечисленные элементы образуют с железом диаграмму с «замкнутой» γ - областью (рис. 4.2). Концентрация, соответствующая точке с, для хрома составляет 12%.

Из перечисленных элементов, дающих замкнутую γ - область, только хром и ванадий не образуют с железом промежуточных фаз, и поэтому α - область «открывается». Остальные легирующие элементы, замыкающие область, образуют с железом промежуточные фазы, поэтому при определенных концентрациях на диаграммах появляется линия, ограничивающая растворимость, правее которой расположены двухфазные области (рис. 4,2, б).

Однофазные сплавы с ОЦК решеткой, устойчивой при всех температурах вплоть до солидуса, называют ферритными сталями. Таким образом, ферритом называют не только твердый раствор углерода в Fe_α , но и любые твердые растворы на основе Fe_α .

По отношению к углероду легирующие элементы разделяют на:

не образующие карбиды, которые, в свою очередь, подразделяются на графитизирующие – кремний, алюминий, медь; и нейтральные – кобальт и никель

карбидообразующие – марганец, хром, молибден, вольфрам, ниобий, ванадий, цирконий и титан (элементы перечислены в порядке возрастания их карбидообразующей способности).

При введении в сталь карбидообразующего элемента в небольшом количестве (десятые доли; для несильных карбидообразователей - 1–2%) образование карбида этого элемента чаще не происходит. В этом случае атомы легирующего элемента частично замещают атомы железа в решетке цементита; образуется легированный цементит, мало отличающийся по свойствам от обычного цементита.

Процесс взаимодействия легирующего элемента с фазами стали (ферритом и цементитом) можно представить протекающим в следующей последовательности: вначале происходит взаимодействие с карбидной фазой, в результате которого образуется легированный цементит либо специальные карбиды. Незрасходованная часть легирующего элемента растворится в феррите (железе). Если легирующий элемент карбидов не образует, то он целиком растворится в железосодержащей (ферритной) фазе и оказывает влияние на полиморфные превращения железа.

Легирующие элементы существенно влияют на концентрацию углерода в эвтектоиде (перлите) и максимальную растворимость углерода в аустените (точки S и E диаграммы). Такие элементы, как никель, кобальт, кремний, марганец, хром, молибден, вольфрам, сдвигают точки S и E влево, т.е. в сто-

рону меньших концентраций углерода. Очевидно, что в присутствии этих легирующих элементов ледебурит в структуре сплава появится при меньших концентрациях углерода, чем в нелегированных железоуглеродистых сплавах. Например, в стали с 10–11% Cr ледебурит появляется в структуре при содержании углерода около 1%. В связи с этим легированные стали, содержащие ледебурит, классифицируют как ледебуритные.

Рассмотрим, какой будет структура различных легированных сталей в равновесном состоянии с учетом указанных закономерностей.

Пример 1. Сталь 30ХГСА содержит небольшие количества (около 1% карбидообразующих элементов – хрома и марганца – и не образующий карбидов кремний). Часть хрома и марганца израсходуется на легирование цементита, а остальная часть этих элементов и кремний пойдут на легирование феррита. В связи с изменением состава феррита и цементита изменяется состав эвтектоида в сторону меньших концентраций углерода, следовательно, в структуре стали 30ХГСА количество перлита увеличивается по сравнению со сталью 30.

Пример 2. Сталь шарикоподшипниковая ШХ15 содержит большое количество углерода (0,95–1,05%) и небольшое количество хрома (1,30–1,65%). Поскольку хром является активным карбидообразователем, он весь израсходуется на легирование цементита и образование собственных карбидов. Кроме того, он снижает содержание углерода в эвтектоиде. Поэтому структура стали в этом состоянии будет содержать перлит и повышенное количество карбидов хрома и легированного цементита.

Пример 3. Сталь нержавеющей 08Х13 содержит более 0,08% углерода и 12–14% хрома. Поскольку содержание углерода невелико, то расход хрома на образование карбидов будет незначительным. Поэтому практически весь хром израсходуется на легирование феррита. А поскольку хром при концентрации около 12% замыкает область аустенита, то сталь 08Х13 будет иметь ферритную структуру при всех температурах, вплоть до плавления.

Пример 4. Сталь шарикоподшипниковая 95Х18 содержит около 1% углерода и 17–19% хрома. Ввиду большого содержания хрома меньшая часть его израсходуется на образование карбидов, а большая – на легирование феррита. Поэтому структура этой стали будет состоять из легированного феррита и большого количества карбидов хрома и железа, а точнее – из перлита и карбидов. Поскольку хром сдвигает точки S и E диаграммы влево, и поскольку содержание его велико, то в структуре литой стали появится ледебуритная эвтектика, т.е. это сталь ледебуритного класса.

Пример 5. Сталь 12Х18Н10Т содержит не более 0,12% углерода, 17–19%, хрома, 9–11% никеля, 0,65% титана. Поскольку титан является более сильным карбидообразователем, чем хром, то в первую очередь будут образовываться карбиды титана, а хром и никель будут легировать феррит. При совместном легировании стали хрома и никеля, которые противоположно воздействуют на полиморфизм железа, влияние никеля проявляется силь-

нее, поэтому сталь будет иметь аустенитную структуру с небольшим количеством карбидов.

Пример 6. Сталь 110Г13Л (сталь Гатфильда) содержит 0,9–1,3% углерода и 11,5–14,5% марганца. Часть марганца израсходуется на легирование цементита, а большая часть – на легирование феррита. Поскольку марганец является элементом, расширяющим область существования аустенита и его содержание достаточно велико, то равновесная структура стали будет состоять из аустенита и легированного марганцем цементита.

При определении структуры легированных сталей следует учитывать следующие закономерности:

1. В зависимости от содержания углерода и легирующих элементов, легированные стали по структуре в равновесном состоянии могут быть отнесены к одному из классов: перлитному, ферритному, аустенитному, ледебуритному (карбидному).

2. Прежде чем рассматривать влияние легирующего элемента на полиморфные превращения железа, необходимо определить отношение этого легирующего элемента к углероду. Элементы, расширяющие область аустенита, имеют решетку ГЦК, т.е. изоморфную решетке аустенита. И наоборот, элементы с решеткой ОЦК, изоморфные решетке феррита, расширяют α -область. Если же легирующий элемент является карбидообразующим, то при кристаллизации образуется сложная кристаллическая решетка, отличающаяся от ОЦК и ГЦК решетки, т.е. если легирующий элемент образует карбид, то его влияние на полиморфизм проявляться не будет.

3. Большинство легированных сталей относятся к перлитному классу, в основном это – низколегированные стали с любым количеством углерода.

4. Стали аустенитного класса могут содержать любое количество углерода, но обязательно присутствие никеля (не менее 6–7%) или другого элемента группы никеля.

5. В сталях ферритного класса должен присутствовать хром в количестве не менее 12% при низком содержании углерода (до 0,1%). С увеличением количества углерода для образования ферритной структуры содержание хрома должно быть тоже увеличено.

При совместном легировании хромом и никелем, которые противоположно действуют на полиморфизм железа, влияние никеля проявляется сильнее приблизительно в 2,5 раза.

6. Стали ледебуритного (или карбидного) класса – это средне – или высоколегированные стали с содержанием углерода более 0,8%.

4.3. Порядок выполнения работы

1. Изучив теоретическую часть лабораторной работы, под руководством преподавателя аналитически определить равновесную структуру в сталях: конструкционной 40Х, пружинной 60С2, быстрорежущей Р18, шарикоподшипниковой ШХ15, трансформаторной 1511 и нержавеющей 12Х18Н10Т.

2. Изучить микроструктуры указанных сталей под микроскопом и в альбоме микроструктур.

3. Получить у преподавателя задание для аналитического определения равновесных структур не менее трех марок легированных сталей (таблица 4.1).

4.4. Содержание отчета

1. Цель работы.

2. Краткие теоретические сведения о легирующих элементах в сталях и закономерности их влияния на структуру.

3. Рисунки микроструктур легированных сталей, изученных под микроскопом и в альбоме структур сталей.

4. Аналитический вывод структур заданных марок сталей.

Таблица 4.1.

Марки и химический состав легированных сталей для аналитического определения их равновесной структуры

№ п/п	Марка стали	Химический состав, %
1	2	3
1	09Г2С	По марке
2	16Г2АФ	Ванадия до 0,14; азота до 0,025; остальное по марке
3	15ХСНД	По марке, сумма легирующих не более 2,6
4	25Г2С	По марке
5	12ХН3А	По марке
6	12Х2Н4А	По марке
7	20ХГНР	Бора до 0,005; остальное по марке
8	38Х2МЮА	Молибдена до 0,25; остальное по марке
9	40ХС2	По марке
10	30ХГСН2А	По марке
11	40ХН2МА	Молибдена до 0,25; остальное по марке
12	30ХН3А	По марке
13	45Г2	По марке
14	20Х13	По марке
15	40Х13	По марке
16	20Х17Н2	По марке
17	15Х28	По марке
18	06ХН28МТ	Хрома до 25,0; титана до 0,7; молибдена до 2,5
19	10Х17Н13М3Т	Титана до 0,7; остальные по марке
20	09Х15Н8Ю	По марке
21	10Х23Н18	По марке
22	10Х14Г14Н4Т	Титана до 0,6; остальное по марке
23	07Х21Г7АН5	Азота до 0,025; остальное по марке
24	0Н9	Углерода не более 0,1; остальное по марке

25	45X14H14B2M	Молибдена до 0,4; остальное по марке
26	20X3MBФ	Вольфрама и молибдена по 0,5; остальное по марке
27	15XC2Ю	По марке
18	10X11H23T3MP	Бора до 0,02; алюминия до 0,80; остальное по марке
29	20X20H14C2	По марке
30	10X14AG15	Азота до 0,025; остальное по марке
31	70C2XA	По марке
32	XBCГ	Углерода до 1,05; остальное по марке
33	9XF	По марке
34	X12MФ	Углерода до 1,65; остальное по марке
35	4X4BMФC	По марке

4.5. Контрольные вопросы

1. Какую сталь называют легированной?
2. Какими элементами легируют сталь?
3. Как расшифровываются марки легированных сталей?
4. Как влияют легирующие элементы на ферритную фазу стали?
5. Как влияют легирующие элементы на карбидную фазу стали?
6. Как аналитически определить равновесную структуру легированной стали?
7. Какие структурные классы легированных сталей встречаются?

Лабораторная работа 5

ТЕРМООБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: проработав данное методическое указание и выполнив предложенные задания, научиться с помощью теплового воздействия получать у одной и той же стали различные сочетания свойств, необходимые для условий эксплуатации.

5.1. Основные параметры термообработки

Термическая обработка – это технологический процесс, состоящий из нагрева и охлаждения материала изделия с целью изменения его структуры и свойств.

На стадии изготовления деталей необходимо, чтобы металл был пластичным, нетвердым, имел хорошую обрабатываемость резанием.

В готовых изделиях всегда желательно иметь материал максимально прочным, вязким, с необходимой твердостью.

Такие изменения в свойствах материала позволяет сделать термообработка. Любой процесс термообработки может быть описан графиком в координатах температура-время и включает нагрев, выдержку и охлаждение. При термообработке протекают фазовые превращения, которые определяют вид термической обработки.

Температура нагрева стали зависит от положения ее критических точек и выбирается по диаграмме состояния Fe – Fe₃C в зависимости от вида термической обработки. Критические точки (температуры фазовых превращений) определяют: линия PSK – точку A₁, GS – точку A₃ и SE – точку A_m. Нижняя критическая точка A₁ соответствует превращению A → П при 727⁰C. Верхняя критическая точка соответствует началу выделения феррита из аустенита (при охлаждении) или концу растворения феррита в аустените (при нагреве). Температура линии SE, соответствующая началу выделения вторичного цементита из аустенита, обозначается A_m.

Время нагрева до заданной температуры зависит, главным образом, от химического состава стали и толщины наиболее массивного сечения детали (в среднем 60 с на каждый миллиметр сечения).

Выдержка при температуре термообработки необходима для завершения фазовых превращений, происходящих в металле, выравнивания температуры по всему объему детали. Продолжительность выдержки зависит от химического состава стали и для нелегированных сплавов определяется из расчета 60 с. на один миллиметр сечения.

Скорость охлаждения зависит, главным образом, от химического состава стали, а также от твердости, которую необходимо получить.

Самыми распространенными видами термообработки сталей являются закалка и отпуск. Производятся с целью упрочнения изделий.

5.2. Закалка сталей

ЗАКАЛКОЙ называется фиксация при комнатной температуре высокотемпературного состояния сплава. Основная цель закалки – получение высокой твердости, прочности и износостойкости. Для достижения этой цели стали нагревают до температур на 30 – 50⁰C выше линии GSK (рис. 5.1), выдерживают определенное время при этой температуре и затем быстро охлаждают.

Процессы, происходящие в сплаве на различных стадиях закалки, можно рассмотреть на примере эвтектоидной стали У8. В исходном отожженном состоянии эта сталь имеет структуру перлита (эвтектоидная смесь феррита и цементита). При достижении температуры A₁ (727⁰C) произойдет поли-

морфное превращение, т.е. перестройка кристаллической решетки феррита (ОЦК) в решетку аустенита (ГЦК), вследствие чего растворимость углерода резко возрастает. В процессе выдержки весь цементит растворится в аустените и концентрация углерода в нем достигнет содержания углерода в стали, т.е. 0,8 %.

Следующий этап – охлаждение стали из аустенитной области до комнатной температуры – является определяющим при закалке. При охлаждении стали ниже температуры A_1 происходит обратное полиморфное превращение, т.е. решетка аустенита (ГЦК) перестраивается в решетку феррита (ОЦК) и при этом растворимость углерода уменьшается в 40 раз (с 0,8 до 0,02). Если охлаждение происходит медленно, то “лишний” углерод успевает выйти из решетки феррита и образовать цементит. В результате формируется структура феррито-цементитной смеси. Если же охлаждение производится быстро, то после полиморфного превращения углерод остается вследствие подавления диффузионных процессов в решетке ОЦК. Образуется пересыщенный твердый раствор углерода в α - железе, который называется МАРТЕНСИ-

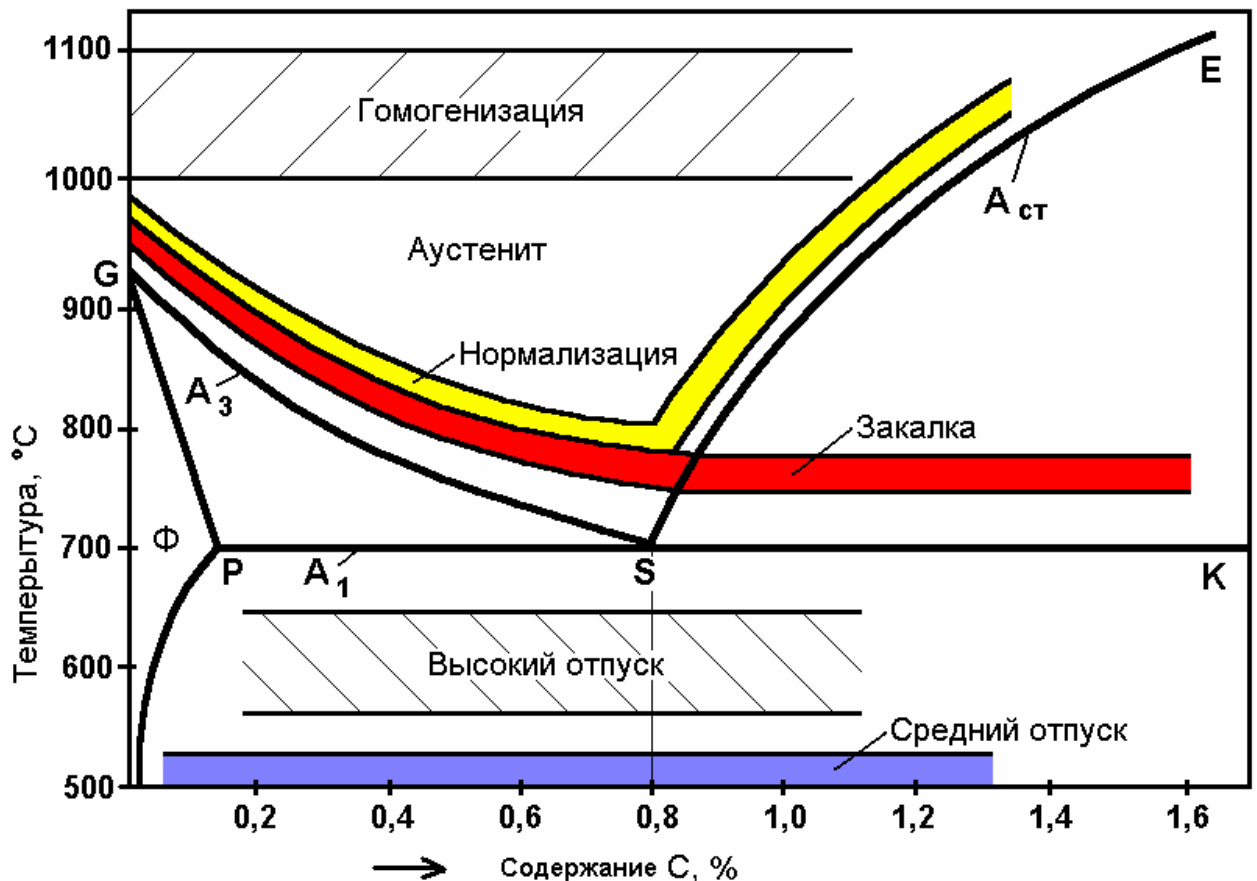


Рис. 5.1. Диапазон оптимальных температур нагрева при различных видах термообработки

ТОМ. Перенасыщенность мартенсита углеродом создает в его решетке большие внутренние напряжения, которые приводят к искажению ее формы и превращению из кубической в тетрагональную. Уровень внутренних напря-

жений оценивается степенью тетрагональности, т.е. отношением длины ребра с параллелепипеда к ребру а.

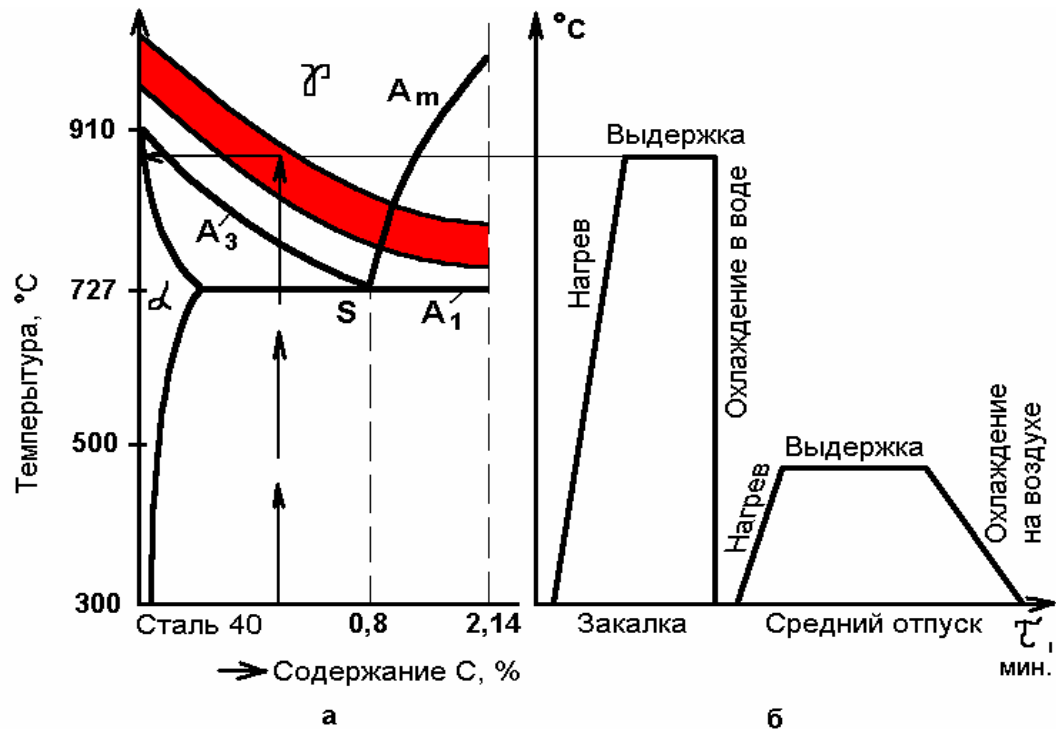


Рис. 5.2. Выбор оптимальных температур закалки для конкретных марок сталей (а) и проведения закалки и отпуска по назначенным режимам (б)

Чем выше степень тетрагональности решетки мартенсита, тем выше его твердость. Степень тетрагональности, в свою очередь, будет зависеть от содержания углерода в стали.

Получить структуру мартенсита (или закалить сталь) можно только в том случае, если обеспечить скорость охлаждения больше или равную критической ($V_{кр}$) (рис 5.3), чтобы не успели пройти процессы распада аустенита в верхнем районе температур.

КРИТИЧЕСКАЯ СКОРОСТЬ закалки или минимальная скорость охлаждения ($V_{кр}$) – это скорость, при которой аустенит переходит в мартенсит. Если же скорости охлаждения будут меньше $V_{кр}$, при распаде аустенита получим феррито-цементитные смеси различной дисперсности ТРООСТИТ, СОРБИТ И ПЕРЛИТ.

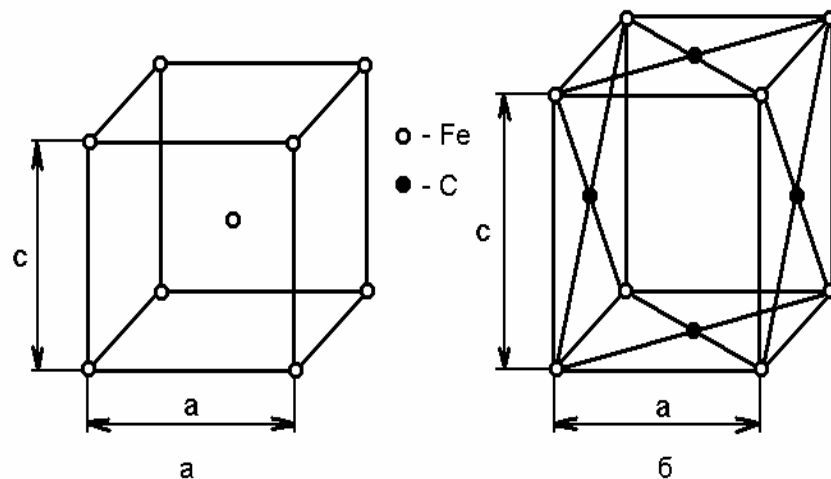


Рис. 5.3. Кристаллическая решётка феррита ($c/a=1$) (а) и кристаллическая решётка мартенсита ($c/a>1$) (б)

Рис 5.3 Диаграмма изотермического распада аустенита эвтектоидной стали со схемами микроструктур и их примерной твердостью: I – кривая начала диффузионного распада аустенита; II – кривая конца диффузионного распада аустенита; Мн – линия начала мартенситного превращения; $V_{кр}$ – критическая скорость охлаждения.

Перлит (грубодисперсионная смесь феррита и цементита) может быть получен при очень медленных скоростях охлаждения (на рис. 5.3 это скорость V_1). Такие скорости охлаждения характерны для отжига (охлаждение вместе с печью).

При охлаждении углеродистых сталей на воздухе (вид термообработки – нормализация) со скоростями V_2 и V_3 получаем структуры сорбита и троостита. Сорбит – механическая смесь феррита и цементита средней дисперсности. Троостит – мелкодисперсная феррито-цементитная смесь. Свойства сорбита и троостита занимают промежуточное положение между свойствами перлита (II) и мартенсита (M).

Практической целью закалки является получение максимальной прочности и твердости стали. Достигается эта цель при следующих режимах: нагрев стали на $30 - 50^{\circ}\text{C}$ выше линии GSK, выдержка при этой температуре и охлаждение со скоростью $\geq V_{кр}$.

По температуре нагрева различают полную и неполную закалку. Полная закалка осуществляется из аустенитной области. После охлаждения с критической скоростью заковки у всех углеродистых сталей образуется структура мартенсита. Полной закалке подвергают изделия из доэвтектоидных сталей, при этом исключается образование мягких ферритных включений.

Неполная закалка – закалка из промежуточных, двухфазных областей (А + Ф), (А+Ц_{II}). В результате охлаждения с критической скоростью в доэвтек

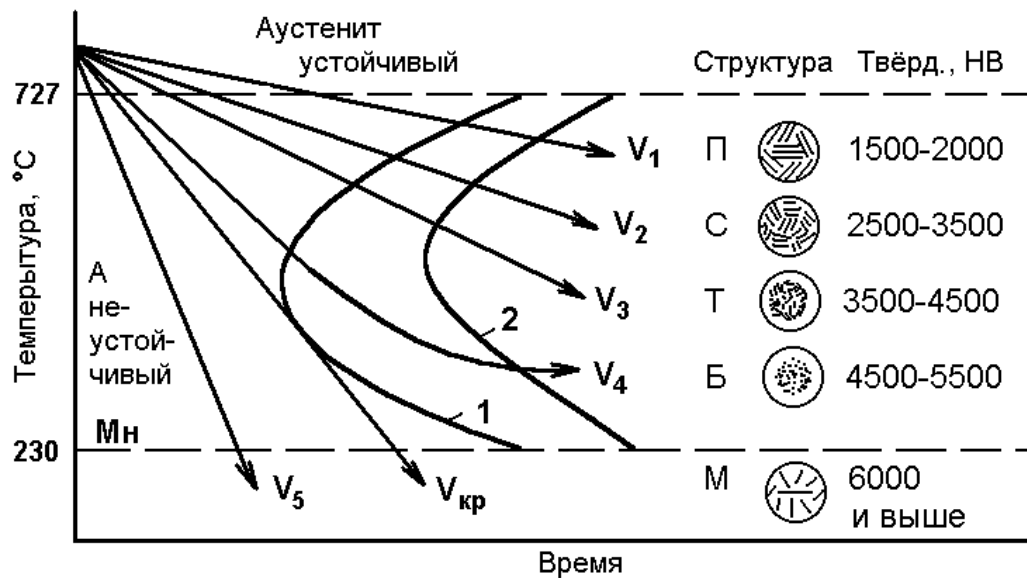


Рис. 5.4. Диаграмма изотермического распада аустенита эвтектоидной стали со схемами микроструктур и их примерной твёрдостью: 1 - кривая начала диффузионного распада аустенита; 2 - кривая конца диффузионного распада аустенита; Мн - линия начала мартенситного превращения; $V_{кр}$ - критическая скорость охлаждения

тоидных сталях образуется структура Ф + М, а в заэвтектоидных – М + Ц_{II}. Неполной закалке подвергают инструмент из заэвтектоидной стали, поскольку наличие включений вторичного цементита увеличивает твердость закаленного инструмента, т.к. цементит по твердости превосходит мартенсит.

5.3. Отпуск сталей

К важнейшим механическим свойствам сталей наряду с твердостью относятся и пластичность, которая после закалки очень мала. Структура резко-

неравновесная, возникают большие закалочные напряжения. Чтобы снять закалочные напряжения и получить оптимальное сочетание свойств для различных групп деталей, обычно после закалки проводят отпуск стали. Отпуском стали является термообработка, состоящая из нагрева закаленной стали до температуры ниже линии PSK (критическая точка A_1), выдержки при этой температуре и дальнейшего произвольного охлаждения. Этот процесс связан с изменением строения и свойств закаленной стали. При отпуске происходит распад мартенсита, переход к более устойчивому состоянию. При этом повышается пластичность, вязкость, снижается твердость и уменьшаются остаточные напряжения в стали. Механизм протекающих превращений при отпуске сталей – диффузионный, он определяется температурой и продолжительностью нагрева.

Первое превращение, протекающее в интервале $80 - 200^\circ\text{C}$, соответствует выделению из мартенсита тонких пластин ξ – карбида Fe_2C . Выделение углерода из решетки приводит к уменьшению степени ее тетрагональности. Полученный при этом мартенсит, имеющий степень тетрагональности, близкую к 1, называется отпущенным.

При нагреве закаленной стали выше 300°C происходит полное выделение углерода из раствора и снятие внутренних напряжений. Сталь состоит из мелкодисперсной смеси феррита и цементита (троостит отпуска).

При нагреве до температуры выше 480°C идет процесс коагуляции (укрупнения) карбидных частиц и максимальное снятие остаточных напряжений. Формируется структура сорбита отпуска.

В зависимости от температуры нагрева различают низкий, средний и высокий отпуск. Низкий отпуск проводят в интервале температур $80 - 250^\circ\text{C}$ для инструментов-изделий, которым необходимы высокая твердость и износостойкость. Получаемая структура $M_{\text{отп}}$ или $M_{\text{отп}} + \text{Ц}_{\text{ц}}$ (мартенсит отпуска + цементит вторичный).

Средний отпуск ($350 - 500^\circ\text{C}$) применяется для рессор, пружин, штампов и другого ударного инструмента, т.е. для тех изделий, где требуется достаточная твердость и высокая упругость. Получаемая структура – $T_{\text{отп}}$ (троостит отпуска).

Высокий отпуск ($500 - 650^\circ\text{C}$) полностью устраняет внутренние напряжения. Достигается наилучший комплекс механических свойств: повышенная прочность, вязкость и пластичность. Применяется для изделий из конструкционных сталей, подверженных воздействию высоких напряжений. Структура – $S_{\text{отп}}$ (сорбит отпуска).

Термообработку, заключающуюся в закалке на мартенсит и последующем высоком отпуске, называют улучшением.

5.4. Порядок выполнения работы

1. Вся работа выполняется за 4 часа. На первом занятии проводится закалка образцов различных марок сталей. На втором – отпуск закаленных образцов этих сталей.

2. Для проведения закалки группа разбивается на три подгруппы, из которых первая проводит закалку трех образцов низкоуглеродистой стали, вторая – среднеуглеродистой, третья – стали У8.

3. На следующем занятии первая подгруппа проводит низкий отпуск при 200°C ранее закаленных образцов сталей трех различных марок (У8, средне- и низкоуглеродистой) по одному каждой марки, вторая проводит при температуре 400°C средний отпуск таких же образцов, третья – при 600°C высокий отпуск.

4. В процессе выполнения работы происходит знакомство с лабораторным оборудованием, используемым при выполнении задания: термическими электрическими печами, прессами Бринелля и Роквелла.

5. При проведении закалки, отпуска, замера твердости необходимо соблюдать инструкцию по технике безопасности для работы в термической лаборатории.

5.5. Практическая часть

1. Каждая группа получает по 4 образца отожженной стали определенной марки и замеряет на прессе Бринелля твердость стали в исходном состоянии (до закалки). Результаты замеров заносят в табл. 5.1.

Таблица 5.1

Марка стали	Твердость до закалки, НВ	Температура закалки, $^{\circ}\text{C}$	Твердость после закалки	
			HRC	HВ
Сталь 20				
Сталь 40				
Сталь У8				

2. Пользуясь диаграммой Fe – Fe₃C, необходимо выбрать оптимальную температуру закалки для своей стали.

3. Длительность нагрева и выдержки образцов в печи можно определить приближенно из расчета 2,0 – 2,5 мин на 1 мм сечения образца.

4. После определения режимов закалки ($t_{\text{зак}}$, °С; $\tau_{\text{выд}}$) образцы поместить в нагретую до нужной температуры печь, выдержать требуемое время при заданной температуре и затем быстро охладить в воде.

5. С закаленных образцов фильтровальной бумагой удалить остатки влаги и зачистить с торцов для удаления окалины.

6. Замерить твердость закаленных образцов на прессе Роквелла (по шкале С). Результаты замера занести в табл. 5.1. Замер твердости закаленных образцов на прессе Бринелля не допускается!

7. По данным сводной таблицы построить график зависимости твердости стали до и после закалки от содержания углерода

8. Провести отпуск закаленных сталей при температурах 200, 400, 600°С (низкий, средний, высокий) в течение часа. После извлечения из печи образцы охлаждают на воздухе.

9. Все отпущенные образцы подвергают зачистке с торцов наждачной бумагой и проверке на твердость на прессе РОКВЕЛЛА (шкала С).

10. Результаты измерения твердости образцов закаленных отпущенных сталей трех марок заносят в табл. 5.2.

11. На основании данных сводной таблицы построить график зависимости твердости сталей от температуры отпуска.

12. Провести анализ полученных результатов. Сделать вывод о влиянии содержания углерода на твердость закаленной стали, о влиянии температуры отпуска и содержания углерода на твердость закаленных и отпущенных углеродистых сталей.

Таблица 5.2

Марка стали	Твердость после закалки, HRC	Температура отпуска, °С	Твердость после отжига	
			HRC	HB
20		200		
		400		
		600		
40		200		
		400		
		600		
У8		200		
		400		
		600		

5.6. Содержание отчета

1. Цель работы.

2. Основные теоретические сведения о закалке и отпуске углеродистых сталей.
3. Описание хода работ при закалке стали.
4. Сводная таблица результатов закалки.
5. График зависимости твердости отожженной и закаленной стали от содержания углерода.
6. Вывод о влиянии содержания углерода на твердость отожженной и закаленной стали.
7. Описание хода работы при отпуске стали.
8. Сводная таблица результатов отпуска.
9. График зависимости закаленной и отпущенной стали от температуры отпуска и содержания углерода.
10. Вывод о влиянии температуры отпуска на твердость отпущенной стали разных марок.
11. Теоретические сведения, необходимые для ответа на контрольные вопросы.

Контрольные вопросы

1. Что такое мартенсит?
2. Какую кристаллическую решетку имеет мартенсит в стали после закалки?
3. Что такое критическая скорость закалки?
4. Как выбирается температура нагрева под закалку для доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей?
5. Что такое полная и неполная закалка?
6. Почему для доэвтектоидных сталей применяется полная, а для заэвтектоидных – неполная?
7. Как влияет содержание углерода в доэвтектоидной стали на температуру нагрева под закалку?
8. В чем отличие структуры сталей 45, У8 и У12, закаленных с температуры 760°C ?
9. Какое состояние сплава должно предшествовать операции отпуска?
10. Какие фазовые превращения протекают при отпуске закаленных сплавов?
11. При каких температурах проводится низкий, средний и высокий отпуск?
12. Какая структура образуется после низкого, среднего и высокого отпуска?
13. Для каких изделий проводится низкий, средний и высокий отпуск?
14. Как влияет температура отпуска на механические свойства стали?

Лабораторная работа 6

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Цель работы: изучить классификацию и маркировку алюминиевых сплавов, закономерности формирования структур в процессе кристаллизации и термической обработки; ознакомиться с особенностями структур промышленных литейных и деформируемых сплавов, их связью с механическими и технологическими свойствами.

6.1. Структура и свойства алюминия

Алюминий и сплавы на его основе имеют широкое применение в машиностроении благодаря комплексу ценных физико–химических свойств: малой плотности, высокой тепло–, электропроводности, пластичности, коррозионной стойкости.

Чистый алюминий – серебристо–белый металл с температурой плавления 660°C , плотностью 2710 кг/м^3 , имеет кристаллическую решетку ГЦК, полиморфных превращений не претерпевает. Высокая коррозионная стойкость алюминия обусловлена образованием на поверхности тонкой и плотной пленки окиси. Механическая прочность чистого алюминия невелика (80–100 МПа), поэтому он применяется в виде токоведущих изделий (провода, шины), конденсаторной и пищевой фольги, покрытий для зеркал, рефлекторов и др.

Основными примесями, попадающими в алюминий при его производстве, являются кремний и железо, но могут содержаться также медь, цинк, титан и др. Железо присутствует в структуре алюминия в форме химического соединения FeAl_3 , кремний соединений не образует, а его кристаллы имеют игольчатую форму.

Эти примеси ухудшают пластичность алюминия и часто нежелательны в сплавах. Относительное удлинение δ для алюминия, содержащего 0,005% примесей составляет 45%, при содержании примесей 1% - $\delta=25\%$.

Таким образом, структура алюминия технической чистоты состоит из зерен алюминия, включений частиц кремния и FeAl_3 на границах.

6.2. Структура алюминиевых сплавов и ее влияние на механические и технологические свойства

Для повышения прочностных свойств в алюминий вводят легирующие элементы, наиболее распространенными из которых являются медь, цинк,

кремний, магний, марганец, литий. На рис. 6.1. видно, что все эти диаграммы состояний алюминия с легирующими элементами одного типа - эвтектические с ограниченной растворимостью второго компонента.

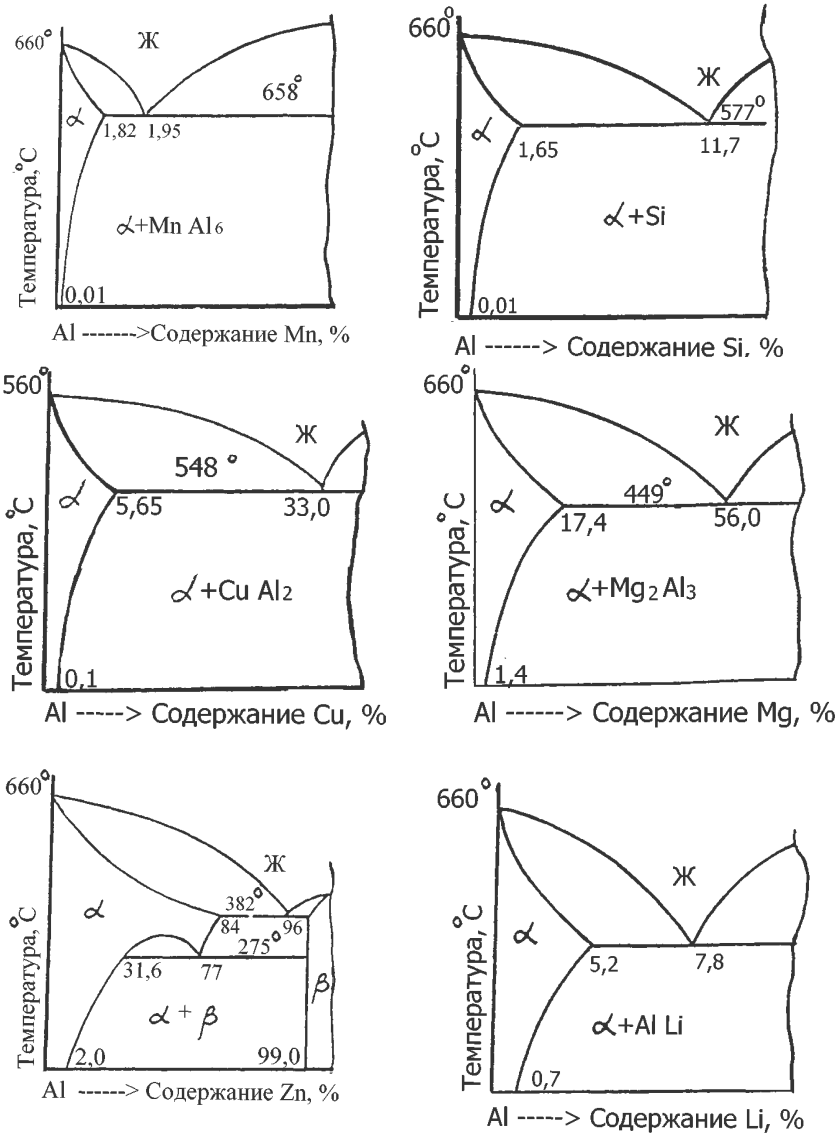


Рис. 6.1 Диаграммы состояний сплавов алюминия с марганцем, кремнием, медью, магнием, цинком, литием.

Проанализируем, какие структуры могут иметь алюминиевые сплавы. Для этого рассмотрим кристаллизацию и формирование структур сплавов I, II, III и IV (рис. 6.2.).

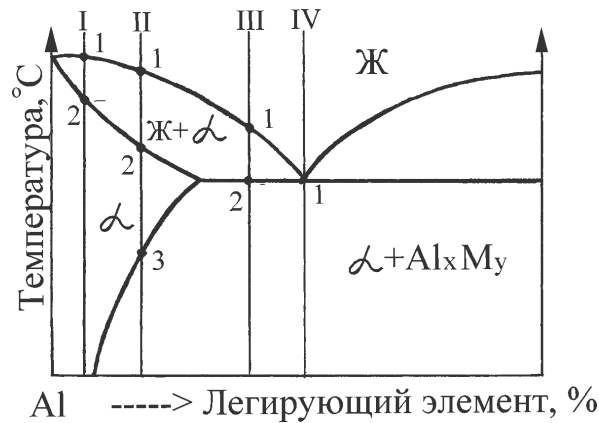


Рис. 6.2. Типичная диаграмма алюминиевых сплавов

Фазами в диаграмме являются: жидкость, α – твердый раствор легирующего элемента в алюминии и упрочняющая интерметаллидная фаза Al_xM_y .

Сплав I при комнатной температуре имеет структуру α твердого раствора, т.к. после завершения кристаллизации в точке 2 никаких фазовых превращений не происходит. Кристаллизация сплава II происходит следующим образом: от точки 1 до точки 2 из жидкости выделяются кристаллы α –твердого раствора и в точке 2 кристаллизация заканчивается. От точки 2 до точки 3 сплав охлаждается без фазовых превращений. Ниже точки 3, лежащей на линии предельной растворимости, из α –раствора выделяется фаза Al_xM_y . Следовательно, структура сплава II при комнатной температуре состоит из α –раствора и интерметаллидной (вторичной) фазы, расположенной по границам зерен α –твердого раствора.

Кристаллизация сплава III от точки 1 до точки 2 происходит с образованием α –твердого раствора и заканчивается в точке 2 выделением из жидкости эвтектики. При комнатной температуре этот сплав имеет структуру α –твердого раствора и эвтектики.

Структура сплава IV состоит из одной эвтектики, которая образуется при кристаллизации из жидкости в точке 1.

По способу получения изделий алюминиевые сплавы подразделяются на **литейные и деформируемые**.

Изделия из деформируемых сплавов получают обработкой давлением: прокаткой, волочением, ковкой, горячей объемной и листовой штамповкой и т.д. Поэтому деформируемые сплавы должны обладать высокой пластичностью. Наибольшую пластичность имеют сплавы со структурой α –твердого раствора. Интерметаллидная фаза пластичность ухудшает. С увеличением количества интерметаллидной фазы пластичность падает, а прочность возрастает до определенного предела, устанавливаемого экспериментально для каждого сплава, после которого сплав становится хрупким.

Литейные сплавы должны обладать высокой жидкотекучестью, малой объемной усадкой, минимальной склонностью к образованию рассеянной усадочной пористости, возможно большими механическими свойствами.

Всем этим требованиям удовлетворяют сплавы, содержащие в структуре эвтектику и имеющие химический состав, близкий к эвтактическому.

Максимальное содержание легирующих элементов в сплавах алюминия установлено экспериментально и не превышает: марганца – 1,6%, кремния – 13,0%, меди – 5,3%, магния – 11,5%, цинка – 14,0%, лития – 4,5%. Анализ приведенных диаграмм состояний показывает, что только *сплавы алюминия с кремнием имеют в структуре эвтектику, остальные же имеют структуру твердого раствора α и выделения интерметаллидной фазы по границам зерен.*

Известно немного сплавов алюминия, содержащих только один легирующий элемент, большинство их содержит два, три и более элементов. Однако принципиальное строение структуры от этого не меняется. Меняется только количество интерметаллидных фаз или сложность строения эвтектики.

6.3. Литейные алюминиевые сплавы

В качестве литейных используются двух и многокомпонентные сплавы на основе систем «алюминий – кремний», «алюминий – магний», «алюминий – медь». Сплавы алюминия с кремнием, называемые силуминами, содержат от 6 до 13% кремния, а их структура состоит из твердого раствора кремния в алюминии и эвтектики (см. рис. 6.1). Благодаря большому количеству эвтектики силумины отличаются высокими литейными свойствами, а отливки – большой плотностью и герметичностью.

Отличительной особенностью структуры силуминов является игольчатое строение эвтектики у немодифицированных сплавов (см. альбом микроструктур). Обладая высокой хрупкостью, кремний игольчатой формы способствует зарождению и распространению трещин, из-за чего прочностные свойства сплавов с такой структурой низкие. Чтобы изменить форму кристаллов кремния на более благоприятную, перед разливкой в формы сплав модифицируют введением в него натрия в виде хлористых и фтористых солей. После модифицирования кремний кристаллизуется в форме мелкодисперсных частиц, что значительно улучшает свойства сплавов (см. альбом микроструктур).

Двойной силумин (сплав АЛ2) очень слабо упрочняется при термообработке (закалке и старении). Чтобы повысить эффект упрочнения, сплавы алюминия с кремнием дополнительно легируют магнием до 0,8%, медью до 4,5%, цинком до 14,0%. Это сплавы АЛ3, АЛ4, АЛ5, АЛ9, АЛ11. Превращения при термообработке, приводящие к их упрочнению, описаны ниже.

Сплавы алюминия с магнием – магниалии (АЛ8, АЛ23, АЛ27) – и алюминия с медью (АЛ7, АЛ19) обладают плохими литейными свойствами, т.к. в их структуре не содержится эвтектики и они затвердевают в широком интервале температур (рис. 6.1). Однако они обладают такими ценными качествами, как высокая коррозионная стойкость, большая удельная прочность, хо-

рошая обрабатываемость резанием (сплавы с магнием), высокая прочность, твердость и ударная вязкость (сплавы с медью). Для получения мелкозернистой структуры в отливках в сплавы добавляют небольшие количества (десятые доли процента) титана и циркония, для уменьшения окисления магния – до 0,1% бериллия, для повышения жаропрочности – до 1,0% марганца. Структура этих сплавов в литом состоянии состоит из твердого раствора алюминия и интерметаллидных включений, располагающихся по границам зерен (см. альбом микроструктур). Перед обработкой резанием отливки подвергают упрочняющей термообработке – закалке и старению.

Химический состав и механические свойства наиболее применяемых литейных сплавов приведены в табл. 6.1.

Таблица 6.1.

Химический состав и механические свойства наиболее применяемых литейных сплавов

Марка сплава	Содержание элементов (Al – остальное), %					Механические свойства				Примечание
	Si	Mg	Cu	Mn	Прочие	σ_B	$\sigma_{0.2}$	δ	НВ, МПа	
						МПа		%		
АЛ2	10 - 13					130	20	2	500	Литой в песчаную форму –", Модифицированный
						180	80	6	500	

АЛ4	8 - 10	0,17 - 0,3		0,2 - 0,5		260	200	4	750	Литой в песчаную форму, модифицированный, закаленный и состаренный
АЛ9	6 - 8	0,2 - 0,4				220	120	2	500	Литой под давлением
АЛ23	'	6 - 7			0,05-0,15 Ti 0,02-0,1 Be 0,05-0,2 Zr	300	150	13	840	Закаленный и состаренный
АЛ7			4 - 5			260	200	3	700	Закаленный и состаренный

6.4. Деформируемые алюминиевые сплавы

В промышленности используется большое количество деформируемых сплавов. Из них изготавливают листы, трубы, профили, поковки, штамповки. Они отличаются друг от друга легирующими компонентами, степенью легированности и способностью упрочняться при закалке и старении.

Технический алюминий (АД, АД1), двойные сплавы алюминия с марганцем (АМц, АМц2), магнием (АМг2, ..., АМг6) содержат мало легирующих элементов, термически не упрочняются, обладают высокой пластичностью. Поэтому используются в отожженном или нагартованном состоянии в виде листов, труб, профилей.

Все остальные деформируемые сплавы способны упрочняться термообработкой, но степень их упрочнения зависит от легирующих элементов и степени легированности.

В литом состоянии любой деформируемый сплав имеет структуру, состоящую из зерен твердого раствора, по границам которого расположены выделения интерметаллидных фаз. Чем сложнее химический состав сплава, тем сложнее состав интерметаллидов. После термообработки (закалки и старении) эти интерметаллидные фазы играют роль упрочнителей сплава, при-

чем эффективность упрочнения тем выше, чем сложнее кристаллическая решетка фазы. Сплавы алюминия с медью, магнием и марганцем называют дюралюминами. Это сплавы Д1, Д6, Д16, Д18, Д20 и др. Близкие к дюралюминам по составу, но с добавками кремния, - это ковочные сплавы АК4, АК6, АК8, названные так потому, что используются для получения поковок и штамповок. Группа сплавов, названных авиалами, содержат те же легирующие элементы, что и ковочные, но содержание меди в них снижено на порядок. Поэтому авиали обладают высокой пластичностью, хотя и невысокой прочностью. Маркируют их АВ, АД31, ..., АД35.

Наиболее высокими механическими свойствами после упрочняющей термообработки обладают сплавы, легированные медью, магнием и цинком. Их называют высокопрочными и маркируют В92, ..., В96.

Химический состав и механические свойства некоторых деформируемых сплавов алюминия приведены в табл. 6.2.

Таблица 6.2

Состав и свойства деформируемых алюминиевых сплавов

Наименование, система	Марка сплава	Содержание компонентов, %						Показатели свойств		
		Cu	Mg	Si	Mn	Zn	Другие	σ_e , МПа	σ_{a2} , МПа	δ , %
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Марганцовистые Al-Mn	АМц	-	-	-	1,6	-	До 1,8 примеси	130 (220)	50 (180)	23 (5)
Магналии Al-Mg	АМг2	-	2,8	-	0,6	-	До 1,2 примеси	130 (250)	50 (210)	23 (6)
	АМг6	-	6,8	-	0,8	-	0,1 Ti; 0,05 Be	325	170	24,5
Дюралюмины Al-Cu-Mg-Mn	Д1	4,8	0,8	-	0,8	-	До 1,9 примеси	210 (420)	110 (240)	18 (18)
	Д16	4,9	1,8	-	0,9	-	До 1,5 примеси	210 (450)	110 (330)	18 (17)
Ковочные Al-Cu-Mg-Si	АК6	2,6	0,8	1,2	0,8	-	До 1,2 примеси	420	300	13
	АК8	4,8	1,0	1,2	1,0	-	До 1,2 примеси	480	380	19
Авиали Al-Mg-Si	АВ	0,6	0,9	1,2	0,35	-	До 0,8 примеси	330	280	6
	АД33	0,4	1,2	0,8	-	-	До 1,4 примеси	320	270	10
Высокопрочные Al-Zn-Mg-Cu	В93	1,2	2,2	-	-	6,7	0,4 Fe	490	400	6
	В95	2,0	2,8	-	0,6	7,0	0,25 Cr	600	550	8
Спеченные порошки	САП1	-	-	-	-	-	9 А1203	300 (70)	240 (60)	12 (6)
	САП3	-	-	-	-	-	18А1203	450	360	6

- * В скобках приведены показатели для нагартованных сплавов.
- ** В скобках и далее приведены показатели закаленных и состаренных сплавов.
- *** В скобках приведены показатели при температуре 500° С.

6.5. Принципы термического упрочнения алюминиевых сплавов

Рассмотрим процесс термического упрочнения на примере сплава, не содержащего эвтектики (рис. 6.3).

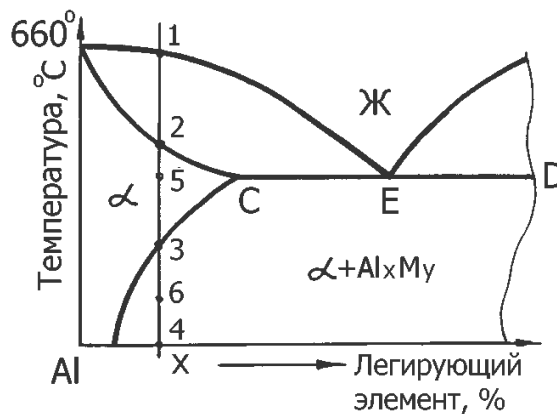


Рис. 6.3. Типичная диаграмма состояний алюминиевых сплавов и схема упрочняющей термообработки сплава неэвтектического состава

При формировании структуры слитка или отливки из сплава X вначале (точки 1-2) кристаллизуются зерна твердого раствора α, а затем (точки 3-4) из него на границах зерен выделяется избыточная фаза Al_xM_y. Схематично эта структура показана на рис.6.4, а. Сплав с такой структурой обладает низкой прочностью и пластичностью. Хрупкость придает ему грубые выделения интерметаллидов на границах зерен.

При нагреве сплава до температуры 5 избыточная фаза Al_xM_y растворится и образуется однородный твердый раствор α. Затем следует охлаждение в воде, т.е. закалка. В результате образуется пересыщенный α-твердый (т.к. фаза Al_xM_y не успеет выделиться), обладающий высокой пластичностью и низкой прочностью.

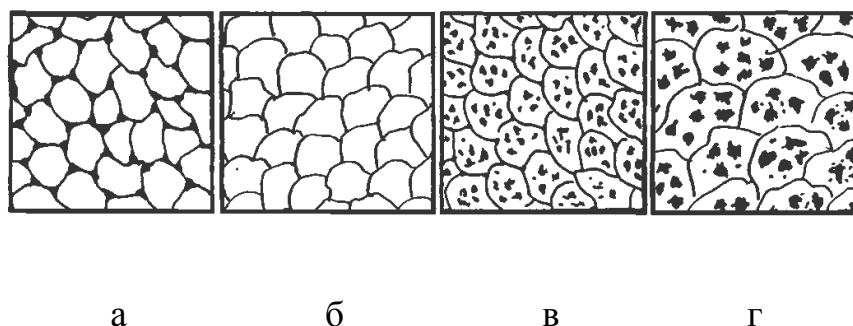


Рис. 6.4. Схемы микроструктур алюминиево-медного сплава с 4% меди: а – после литья; б – после закалки; в – после старения; г – после отжига

Такой сплав можно успешно деформировать (штамповать, прокатывать и т.д.), не опасаясь образования трещин. Перенасыщенный раствор закаленного сплава термодинамически неустойчив и поэтому, если его нагреть до температуры б или выдержать при комнатной температуре в течение нескольких суток, произойдет старение, т.е. распад раствора, сопровождающийся выделением из него субмикроскопических частиц избыточной фазы (рис. 6.4, в). Причем эти частицы будут выделяться не по границам, а в объеме всего зерна. Процесс распада перенасыщенного твердого раствора идет в несколько стадий: вначале образуются участки, обогащенные легирующими элементами (зоны Гинье-Престона), затем по мере увеличения температуры, образуются мелкодисперсные частицы промежуточных фаз, и только после этого образуются более крупные частицы интерметаллидов. Упрочнение сплавов происходит на стадиях образования зон Гинье-Престона и мелкодисперстных промежуточных фаз. Эти выделения являются эффективными барьерами на пути движения дислокаций, что ведет упрочнению сплава. Дальнейший нагрев приводит к коагуляции частиц интерметаллидов и формированию структуры отожженного сплава (рис. 6.4, г) после чего произойдет его полное разупрочнение.

Такие же процессы происходят в силуминах, т.е. в сплавах, содержащих в структуре эвтектику, если они дополнительно легированы медью, магнием, цинком. При термообработке происходит растворение и последующее выделение интерметаллидных фаз, что дополнительно упрочняет силумин.

6.6. Порядок выполнения работы

1. Изучить теоретическую часть лабораторной работы.
2. Пользуясь альбомом микроструктур и набором микрошлифов, рассмотреть и зарисовать микроструктуры следующих сплавов:
 - не модифицированный доэвтектический силумин в литом состоянии;
 - модифицированный доэвтектический силумин;
 - сплав АЛ7 в литом состоянии;
 - сплав АЛ23-1 в литом состоянии;
 - сплав АЛ23-1 в закаленном и состаренном состоянии;
 - сплав Д16 в литом состоянии;
 - сплав Д16 в закаленном и состаренном состоянии.

3. Под каждой микроструктурой подписать название сплава, стрелками указать структурные составляющие.

4. Рядом с микроструктурами начертить соответствующие диаграммы состояния, необходимые для анализа структуры сплава и отметить на них анализируемые сплавы.

5. Провести анализ процессов, приводящих к формированию структур сплавов.

6.7. Содержание отчета

1. Цель работы.

2. Краткие теоретические сведения о классификации алюминиевых сплавов.

3. Зарисовки всех микроструктур (указанных в п. 6.2.) и соответствующих диаграмм состояния сплавов.

4. Под каждой микроструктурой подписать название сплава, марку, химический состав, указать структурные составляющие, свойства.

6.8. Контрольные вопросы

1. В чем причина высокой коррозионной стойкости алюминия?

2. Почему для изготовления фольги используют алюминий высокой чистоты?

3. Как классифицируются алюминиевые сплавы?

4. Почему силумины отличаются хорошими литейными свойствами?

5. Какие алюминиевые сплавы можно упрочнять термической обработкой?

6. Как выбирается температура нагрева под закалку двойных алюминиевых сплавов?

7. Какая структура сплава является наилучшей для получения изделий методом деформирования?

8. Для чего производится модифицирование силуминов и в чем оно заключается?

9. Чем отличается структура модифицированного и немодифицированного силумина, содержащего 12% кремния?

10. Почему сплав АЛ23-1 имеет низкие литейные свойства?

11. Назовите марки деформируемых сплавов, упрочняемых и неупрочняемых термообработкой.

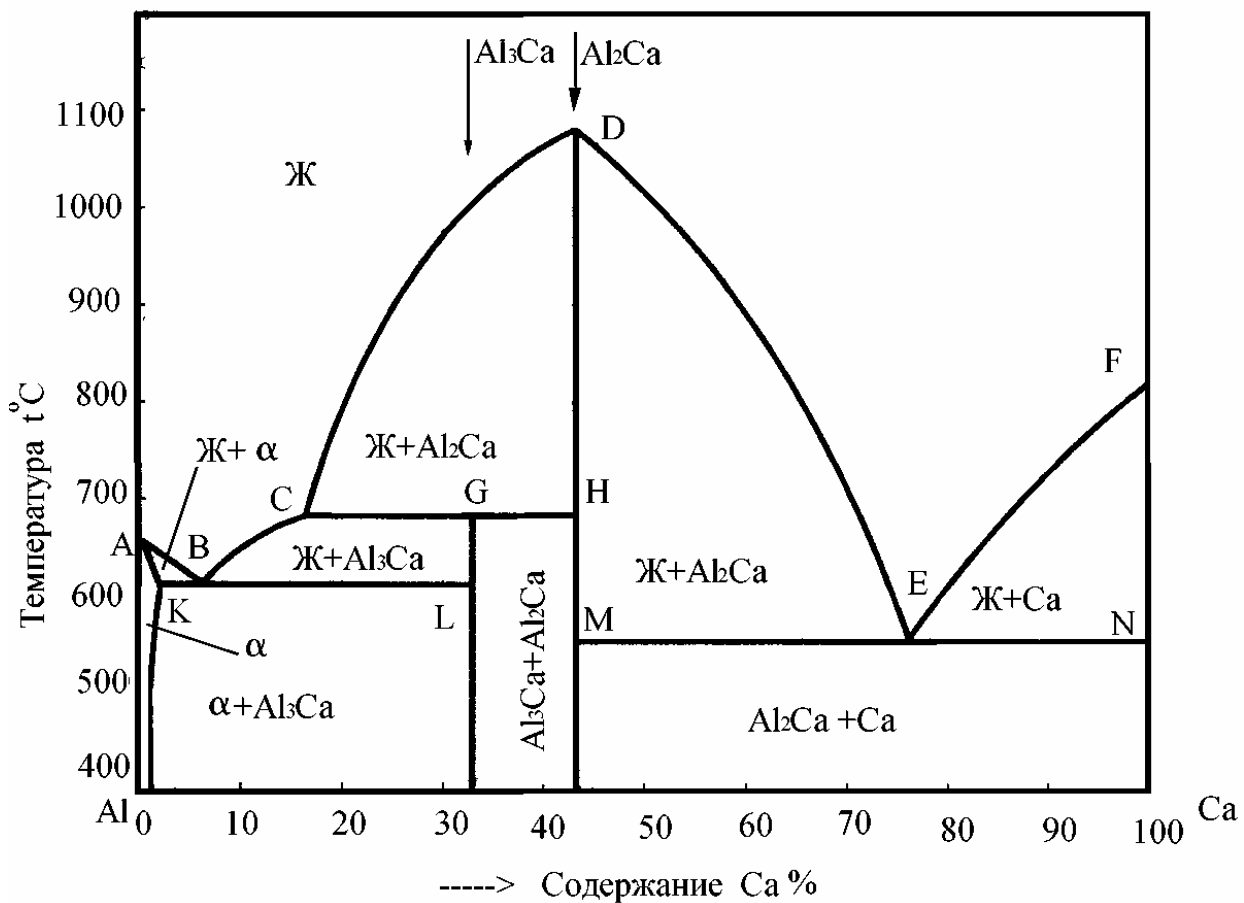


Рис 2.0 Фазовая диаграмма состояния системы Al – Ca