

Министерство образования и науки Российской Федерации

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ**

**КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ РАСПЛАВОВ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА,
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ**

Учебное пособие

Санкт-Петербург
Издательство Политехнического университета
2011

Министерство образования и науки Российской Федерации

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ РАСПЛАВОВ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА,
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

Учебное пособие

Санкт-Петербург
Издательство Политехнического университета
2011

УДК 620.22:669.17 (075.8)

ББК 30.3 я73

М 34

Авторы:

Ю.Г. Сергеев, Е.И. Масликова, Н.А. Столярова, В.В. Кисленков

Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Кристаллизация расплавов. Механические и физические свойства, диаграммы состояния : учеб. пособие. / Ю.Г. Сергеев [и др.]. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 99 с.

Пособие соответствует содержанию разделов федеральной дисциплины «Материаловедение» государственного образовательного стандарта по направлениям подготовки бакалавров 150400 «Металлургия», 150600 «Материаловедение и технология новых материалов».

Рассматриваются классификация и принципы выбора материалов, строение и свойства расплавов, строение, структура и дефекты литого металла, методы испытания материалов, диаграммы состояния и их применение при разработке режимов термической обработки.

Предназначено для студентов второго и третьего курсов факультета технологии и исследования материалов металлургических специальностей.

Табл. 5. Ил. 48. Библиогр.: 7 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

ISBN 978-5-7422-2869-1

© Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 2011

1. МАТЕРИАЛЫ И ПРИНЦИПЫ ИХ ВЫБОРА

1.1. Классификация материалов

Материалы, используемые в технике, можно классифицировать по различным признакам.

1. *По проявляемым металлическим свойствам* материалы можно разделить на две большие группы: металлические и неметаллические. К первой группе относятся вещества, в которых преобладает металлическая связь – такой тип химической связи, при которой электроны внешнего энергетического уровня делокализованы и образуют так называемый электронный газ (металлы: Fe, Ni, Cu, Cr, Pb, Al, Au, W, Mo и другие, а также сплавы на их основе и синтетические композиты). Ко второй группе относятся материалы с другими видами химической связи.

2. *По внутреннему строению* материалы разделяют на кристаллические и аморфные. В кристаллических материалах атомы или молекулы располагаются в пространстве в строго определенном порядке, сохраняющемся на дальнее расстояние. К ним относятся все металлы и их сплавы, а также керамика, ситаллы, большинство минералов и некоторые полимеры. Переход из жидкого состояния в кристаллическое происходит при строго определенных температурах.

Аморфные материалы обладают более низкой степенью молекулярной упорядоченности, чем кристаллические, но более высокой, чем жидкость. В них сохраняется ближний порядок расположения атомов (молекул). Аморфные материалы с охлаждением постепенно твердеют в результате увеличения их вязкости. При комнатной температуре они представляют собой сильно переохлажденные вязкие жидкости. К ним относятся прежде всего естественные органические полимеры, такие, как янтарь,

каучук, некоторые смолы, многие синтетические полимеры (полистирол, оргстекло), минеральные стекла и др.

Аморфное состояние можно получить резким переохлаждением из стабильного жидкого состояния. Естественно, что круг веществ, которые могут быть получены в стеклообразном состоянии, с увеличением скорости охлаждения расширяется. В частности, возможно получение в аморфном состоянии и металлов. Аморфные сплавы или металлические стекла отвечают формуле $Me_{80} X_{20}$, где Me – один или несколько металлов переходных элементов (Ni, Co, Fe, Mn, Cr, Al, Pb, Sn, Cu и др.), а X – один или несколько аморфообразующих элементов (C, P, Si, B, As, S).

3. По молекулярной массе материалы разделяют на мономеры, которые не содержат в своей молекуле повторяющихся структурных звеньев; олигомеры, макромолекулы которых состоят из повторяющихся элементарных звеньев (мономеров) одинаковых по структуре и составу, с молекулярной массой до 5000; полимеры, состоящие из многочисленных мономеров, с молекулярной массой свыше 5000. К последним относятся естественные полимеры (целлюлоза, каучук, слюда, асбест, графит) и синтетические (смолы, термопласты, композиты, керамика, стекла).

4. По отраслевому признаку (назначению) материалы разделяют на машиностроительные, приборостроительные, электро- и радиотехнические, строительные; материалы авиационной, космической, медицинской, опико-электронной техники, атомной энергетики и др.

5. По экологическому признаку материалы классифицируют на экологически чистые (экоматериалы), которые при производстве, потреблении и утилизации их отходов оказывают минимальное вредное воздействие на окружающую среду; материалы, которые загрязняют атмосферу, почву и воду, вызывая изменения в биосфере и здоровье человека.

1. 2. Принципы выбора материалов

Правильный выбор материала для определенной детали или изделия играет решающую роль в обеспечении надежной работы ме-

ханизма или конструкции в целом в заданных условиях эксплуатации. Плохих материалов не бывает, а причиной ненадежной работы, приводящей к преждевременному ремонту, снижению гарантийного срока службы и даже к предаварийным или аварийным ситуациям, является неправильный выбор материала применительно к конкретным условиям эксплуатации. Часто эти условия очень специфичны: низкие или высокие температуры и давления, циклические нагрузки, воздействие частиц с высокой энергией, агрессивные химические среды и др. Нередко материалы работают в условиях одновременного воздействия перечисленных факторов, поэтому при выборе материала надо руководствоваться следующими принципами.

1. ***Всестороннее рассмотрение условий работы материала:*** расстановка факторов, воздействующих на материал, по степени их влияния на надежность машины или механизма. В первую очередь должны быть учтены определяющие факторы, а остальные – по возможности.

2. ***Определение комплекса необходимых свойств.*** Свойства должны обеспечивать надежную работу детали, механизма, конструкции или оборудования в соответствии с техническими требованиями при заданных условиях эксплуатации.

Так как конструкционные материалы характеризуются механическими, физическими, химическими и технологическими свойствами, то необходимо рассматривать весь набор свойств, особенно если в конструкции используются различные материалы. Комплекс требований, предъявляемых к материалу, излагается в виде технических условий (ТУ) и должен формироваться на основе моделирования условий работы, близких к реальным, с использованием специальных стендов и методов расчета.

3. ***Экономическая целесообразность.*** Материал должен быть по возможности дешевым при условии удовлетворения всех требований, связанных с изготовлением из него деталей и обеспечением эксплуатационной стойкости. Следует учитывать наличие дефицитных

компонентов материала, необходимо обеспечить равный срок службы деталей, составляющих конструкцию из различных материалов.

4. **Экологический фактор.** Необходимо принимать во внимание распространенность и доступность материала, его воздействие на окружающую среду при добыче, переработке и использовании, возможность замены или рециклирования.

Таким образом, основными при выборе материалов являются назначение и условия работы изделия. При этом конструктор опирается на опыт изготовления и эксплуатации изделий и конструкций данного профиля, уровень технологии производства и контроля, а также учитывает эколого-экономические характеристики. Большую роль при выборе материалов играют натурные и стендовые испытания.

Для целого ряда изделий новой техники часто лучшим решением оказывается разработка принципиально нового материала с более высоким комплексом свойств, ранее недостижимых у серийных материалов. В этом случае используется принципиально новый методологический подход, объединяемый в систему исследований, испытаний, разработок термином *инжиниринг материалов* (рис. 1. 1).

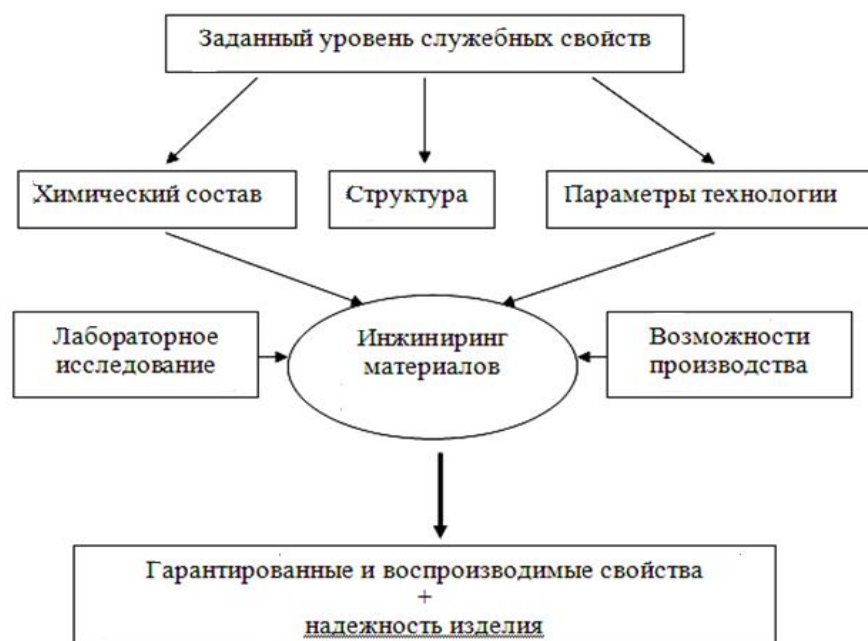


Рис. 1. 1. Схема разработки материалов по системе «инжиниринг материалов»

Особенностью такого метода является совокупность материаловедческих, технологических и производственных аспектов, практическая реализация которых гарантирует обеспечение требуемого уровня служебных свойств материала и его надежность. Для установления сложных взаимосвязей *химический состав* → *технология* → *структура* → *свойства* → *надежность* используются лабораторные исследования с применением моделирования условий эксплуатации изделий и оптимизацией многофакторных технологий с учетом производственных возможностей и особенностей потенциальных изготовителей.

1. 3. Роль материалов в эксплуатации изделий

От выбора материала зависят потребительские свойства детали, механизма, конструкции. В разработках новых материалов в настоящее время прослеживается тенденция к расширению областей применения материала, т. е. созданию материалов, способных сочетать высокую прочность с достаточной пластичностью, высокой коррозионной стойкостью, сохраняющих эти свойства продолжительное время при повышенных температурах и давлениях и т. д. Причем во многих случаях большое значение имеет снижение массы изделия.

В частности, одним из основных условий применения того или иного материала в аэрокосмической технике является выигрыш в массе при выполнении всех других технических требований к комплексу свойств. В табл. 1.1 представлены некоторые данные об уменьшении массы при выборе различных материалов, имеющих равные: объем, ударную нагрузку и жесткость.

Таблица 1.1.

Снижение массы в зависимости от вида материала

Материал	Прочность, МПа	Масса, %
<i>Равный объем</i>		
Сталь		100

Алюминий		35
Стеклопластик	216	19
Стеклопластик	711	19
<i>Равная ударная нагрузка и жесткость</i>		
Сталь		100
Алюминий		48
Стеклопластик	216	75
Стеклопластик	711	40
<i>Равная жесткость</i>		
Сталь		0
Алюминий		48
Стеклопластик	216	62
Стеклопластик	711	52

Ниже приведен выигрыш в массе при замене стали различными современными прогрессивными материалами в аэрокосмической технике.

Материалы	Выигрыш в массе, %
<i>Дозвуковая техника</i>	
Высокопрочные алюминиевые сплавы	35
Композиты при 20 %-ом использовании	55
Другие материалы	10
<i>Сверхзвуковая техника</i>	
Высокопрочные и жаропрочные алюминиевые сплавы	8
Сплавы на основе алюминий–литий	10
Композиты	65
Композиты с металлической матрицей	12
Другие материалы	5

Применение материалов в энергетике

Область применения	Электро-технические материалы	Керамика	Полимеры	Композиты	Перспективные материалы
Добыча ископаемого топлива	Высокотемпературная электроника	Твердые буровые головки*	Сальники и уплотнения*	—	Коррозионностойкие**
Обогащение топлива	—	Катализаторы**	—	—	Коррозионностойкие**
Обогащение и сжигание угля	—	Катализаторы, износостойкая керамика**	—	Износостойкие композиты**	—
Ядерная энергетика	—	Иммобилизаторы радиоактивных отходов, изоляторы плазмы*	—	—	жаропрочные радиационно-стойкие сплавы**
Радиационностойкая электроника*	Сверхпроводники	Детали турбин*	Изоляторы*	—	Жаропрочные сплавы. Керметы**
Солнечная энергетика	Дешевые солнечные фотоэлементы**	Избирательные светофильтры *	Оболочки солнечных фотоэлементов*	—	—
Энергосбережение	Эффективные магниты. Энергоуправляемые системы*	Элементы теплообменников*	Легкие элементы транспортных средств*	Легкие элементы транспортных средств ^o	Жаропрочные сплавы**. Переработка

** - наиболее интенсивные исследования

* - интенсивные исследования

Другая отрасль промышленности, предъявляющая к материалам специфические и весьма разнообразные требования, – энергетика. Разнообразие условий работы материалов в энергетике определило и чрезвычайно большой ассортимент используемых материалов: металлы, керамика, полимеры и композиты (табл. 1. 2.). Особое значение имеет сохранение вязкости и пластичности сталей, работающих при повышенных температурах, особенно важны температурные условия вязко-хрупкого перехода.

Проблема выбора материалов для ядерной энергетики еще сложнее, так как термоядерные реакции протекают при весьма высоких температурах, порядка 10^7 К и выше. Кроме того, материал реактора должен противостоять высокотемпературному охрупчиванию, радиационному распуханию, радиационной ползучести и пр.

Расширение диапазона требований к конструкционным материалам, особенно в динамично развивающихся отраслях техники, таких как аэрокосмическая, машиностроение, ядерная энергетика, приводит к тому, что все чаще для этих целей используются неметаллические материалы или композиты. В тех случаях, когда себестоимость последних превышает себестоимость высоколегированных сталей и сплавов, экономический эффект от их применения достигается в результате резкого снижения массы изделия, затрат на монтаж конструкций, эксплуатационных расходов, увеличения сроков эксплуатации.

2. ЗАТВЕРДЕВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ

В зависимости от температуры и давления вещество может находиться в различных агрегатных состояниях: твердом, жидком, газообразном и плазменном. Переход из одного состояния в другое происходит при определенных температуре и давлении, связан с изменением свободной энергии F (или энергии Гиббса G) системы и является фазовым превращением. Любое фазовое превращение протекает

самопроизвольно при условии уменьшения этой энергии $F(G)$. Переход вещества из жидкого состояния в твердое сопровождается изменением свойств материала. Работы последних лет показали их зависимость от строения жидкости или расплава.

2. 1. Строение и свойства расплавов

Жидкое состояние является промежуточным между твердым и газообразным. Ранее полагали, что жидкость аналогична газам, так как она текуча, изотропна, обладает смешиваемостью. Д. И. Менделеевым было сформулировано положение о том, что в жидкости, как и в газах, взаимодействие между частицами слабое, поэтому она не имеет структуры.

В 1930-е годы Л. И. Френкель, изучая изменение теплосодержания от температуры, пришел к выводу, что по своей природе, свойствам и строению жидкость ближе к твердым телам. Данные табл. 2. 1 подтверждают это положение.

Таблица 2.1.

Теплофизические свойства некоторых материалов в жидком/твердом состоянии

Металл	Температура, °С		Теплота, кДж/моль			Теплоемкость, $C_p \cdot 10^{-3}$	Изменение объема, %	Координационное число	Параметр структуры, нм
	плавления	кипения	плавления	испарения	возгонки				
Pb	327	1740	0,28	10,2	11,1	82/84	3,5	12/12	0,296/0,286
Al	668	2505	0,6	16,7	18,1	69/62	6	10,6/12	3,4/3,79
Fe	1539	2870	0,89	14,7	22,7	46/48	3	11,6/12	-

При переходе из твердого состояния в жидкое у большинства химических элементов и веществ происходит небольшое увеличение

объема (от 2 до 6 %), кроме Sb, Ga, Si, Ge, Bi, алмаза, GaSb, InSb, для которых уменьшение объема связано с рыхлостью в твердом состоянии и наличием ковалентной или смешанной связи.

Теплота плавления ΔH составляет малую долю от теплоты испарения, изменение энтропии плавления ΔS незначительно по сравнению с энтропией испарения. Малое изменение теплоемкости, межатомного расстояния, близость координационных чисел и ряд других свойств указывают, что жидкое состояние по своей природе ближе к твердому, чем к газообразному.

Кроме того, жидкость обладает механическими свойствами (как твердое тело). Она несжимаема при приложении внешних сил. При высоких скоростях нагружения жидкость обладает твердостью и, как показывает фотосъемка, возможно ее хрупкое разрушение. Таким образом, жидкостям, как и твердым телам, свойственна несжимаемость, твердость и хрупкость. С другой стороны, твердые тела, подобно жидкости, проявляют известную текучесть.

Существуют различные модели теории расплавов.

Модель жестких сфер. Жидкость состоит из большого числа частиц в виде сфер, заполняющих объем.

Модель Бернала. Жидкость в каждый данный момент обладает собственной внутренней молекулярной архитектурой (структурой).

Дырочная теория. Свободный объем жидкости не распределяется равномерно между ее частицами, а сосредоточивается в виде микрополостей.

Модель свободного объема. Представляет решеточное строение жидкости, где каждая частица вынуждена двигаться в ячейке некоторой квазикристаллической решетки.

Теория сиботаксисов. Вся жидкость в любой момент распадается на группы – (сиботаксисы) и прилегающие к ним микрообъемы без резких границ между ними. Эти группы непрерывно зарождаются и разрушаются. Данная теория применима к сложным жидкостям и растворам.

Квазиполикристаллическая модель. Расплав представляет собой микрообъемы – кластеры с упорядоченным расположением атомов (частиц) – и разупорядоченные зоны. Эти элементы не являются устойчивыми, продолжительность их жизни равна 10^{-14} – 10^{-13} с.

Квазихимическая модель. Эта модель является наиболее обобщенной и учитывает неоднородное строение жидкости. Расплав состоит из пространственных областей (групп, кластеров или сиботаксисов) с определенной упорядоченностью (ближний порядок), которая уменьшается от середины к периферии.

Время их существования ограничено и зависит от энергии химической связи. Резких границ между областями нет. На рис. 2. 1 приведена модель на примере железо-углеродистого сплава.

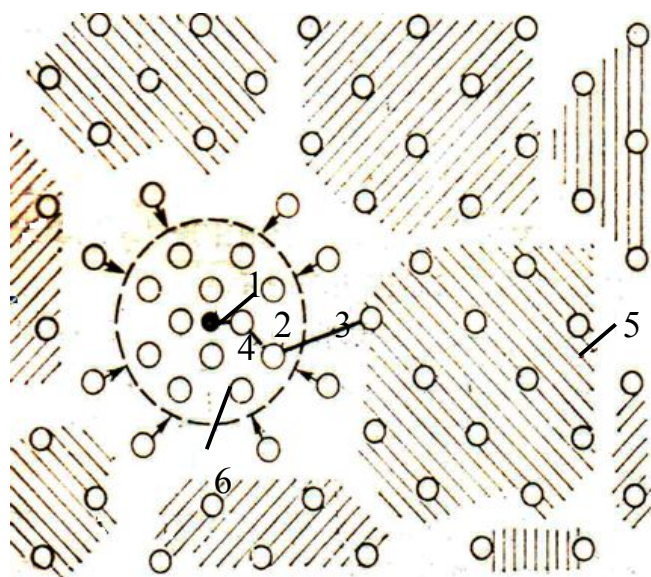


Рис. 2. 1. Квазихимическая модель расплава системы Fe – C:

1 – атом примеси; 2 – атом железа; 3,4 – межатомные связи, номер и длина которых обратнопропорциональны их прочности; 5 – кластер типа Fe-Fe; 6 – кластер примесного типа (г.ц.к. - подобное строение).

Сформулируем современное представление о строении жидкости и особенностях ее состояния.

1. В жидкости образуются группировки из атомов (кластеры) с упорядоченной структурой, размеры которых составляют нанометры, с количеством атомов от тысячи до десятков тысяч.

Если в твердых кристаллических телах существует ближний и дальний порядок расположения атомов, то в жидкостях – только ближний, в то время как в газах порядок в расположении атомов или молекул отсутствует. Таким образом, строение жидкости в таких кла-

стерах соответствует строению твердого тела. Но структура жидкости является динамичной, так как происходит переход частиц от одного кластера к другому. Время оседлой жизни атома определяется температурой: чем она выше, тем бóльшая доля атомов находится в свободном состоянии. Поэтому все термодинамические параметры (давление, температура, энтропия, свободная энергия F , термодинамический потенциал G и др.) также непрерывно меняются.

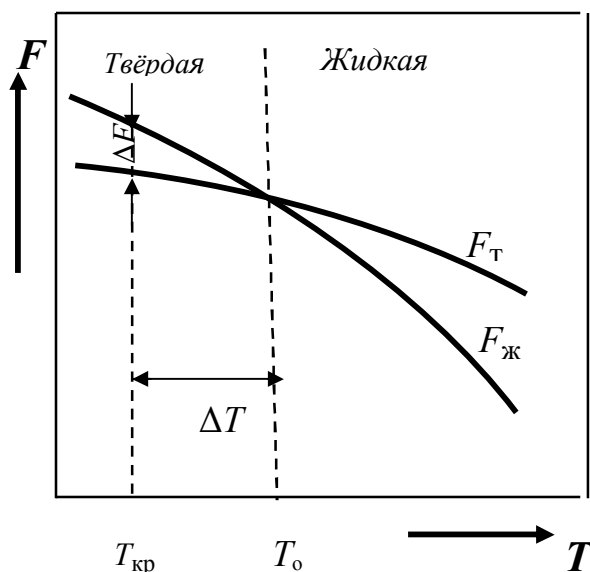
2. Изменение объема ΔV металла при плавлении в пределах 2–6 % указывает на частичный разрыв межатомных связей (не более 5–10 %) с образованием в структуре свободного объема. Остальные связи продолжают действовать, поэтому и координационное число, и межатомное расстояние относительно мало изменяются при плавлении.

3. Как показывают исследования, даже расплавы являются неоднородными (гетерогенными) по химическому составу, причем микрөгетерогенность зависит от характера межатомного взаимодействия компонентов, входящих в сплав.

2. 2. Затвердевание кристаллических материалов

Из термодинамики известно, что каждая фаза системы имеет свое значение свободной энергии F или термодинамического потенциала G , изменяющееся с температурой. Характер изменения этих

Рис. 2. 2. Изменение свободной энергии жидкой и твердой фаз в зависимости от температуры



характеристик фаз от температуры указывает на температурные области их стабильного существования (рис. 2. 2).

Точка пересечения T_0 кривых свободной энергии жидкой $F_{ж}$ и твердой $F_{тв}$ фаз указывает на равновесное состояние обеих фаз, которое характеризуется равенством свободных энергий жидкой и твердой фаз. При температуре $T < T_0$ устойчивой является твердая фаза, так как $F_{тв} < F_{ж}$. Если $T > T_0$, то термодинамически стабильной является жидкая фаза.

При переохлаждении жидкости ниже этой температуры жидкое состояние становится термодинамически нестабильным и происходит затвердевание жидкости с образованием определенной кристаллической структуры. Этот процесс перехода из жидкого в твердое кристаллическое состояние носит название *первичной кристаллизации*.

При кристаллизации происходит резкое изменение свойств, сопровождаемое существенным тепловым эффектом ΔF (см. рис. 2. 2).

Основы теории кристаллизации металлов заложил Д. К. Чернов, введя в 70-е годы XIX века понятие скорости кристаллизации, которая зависит от скорости образования зародышей, или центров кристаллизации, и скорости их роста. Существенный вклад в дальнейшее развитие теории сделал в начале XX века Г. Тамман, установивший взаимосвязь этих скоростей с переохлаждением жидкого расплава.

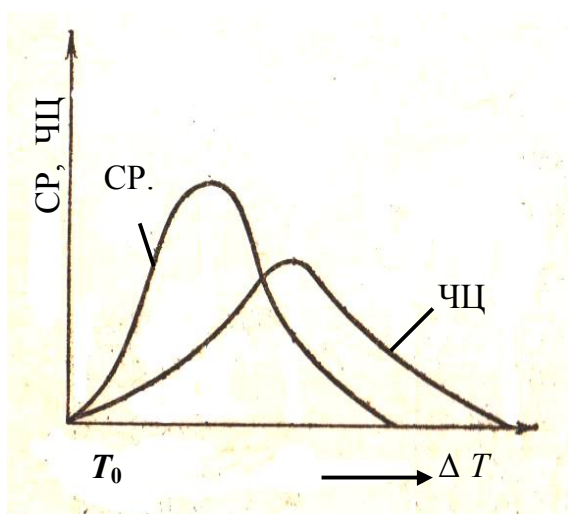


Рис. 2. 3. Зависимость числа центров кристаллизации и скорости их роста от степени переохлаждения

На рис. 2. 3 приведены кривые Таммана – зависимости числа центров кристаллизации (ЧЦ) и скорости их роста (СР) от степени переохлаждения ΔT . При температуре T_0 расплав не кристаллизуется, так как отсутствуют зародыши (центры) кристаллизации. Увеличение степени переохлаждения приводит к росту числа зародышей и повышению скорости их роста, которые достигают максимальных значений с последующим снижением. При скоростях охлаждения 10^3-10^6 °C/с подвижность атомов мала для образования зародышей ($N=0$), результатом чего является получение аморфного состояния вещества. Таким образом, процесс кристаллизации складывается из двух стадий: первоначальное образование зародышей, или центров кристаллизации, и последующий их рост путем присоединения частиц (атомов, молекул) из расплава.

Существует два механизма образования центров кристаллизации: гомогенный и гетерогенный. Но в обоих случаях возникновение зародышей (флуктуаций атомов или молекул) требует затрат энергии из-за образования поверхности раздела между жидкой и твердой фазами. Значение этой энергии можно представить в следующем виде:

$$\Delta F = -V \cdot \Delta f + \sigma S, \quad (2.1)$$

где V – объем твердой частицы; Δf – разность свободных энергий жидкой и твердой фаз, приходящаяся на единицу объема ($\Delta f = f_{ж} - f_{тв}$); σ – удельная величина поверхностного натяжения на границе раздела жидкой и твердой фаз; S – поверхность твердой частицы.

Первое слагаемое выражения (2.1) – объемная энергия, второе – поверхностная энергия.

Самопроизвольный рост зародыша происходит только при температуре ниже T_0 и только для тех зародышей, у которых радиус или число атомов превышает критические $r_{кр.}$, и сопровождается уменьшением свободной энергии F . Чем ниже температура переохлаждения, тем меньше величина критического радиуса зародыша. Графически выражение (2.1) представлено на рис. 2. 4.

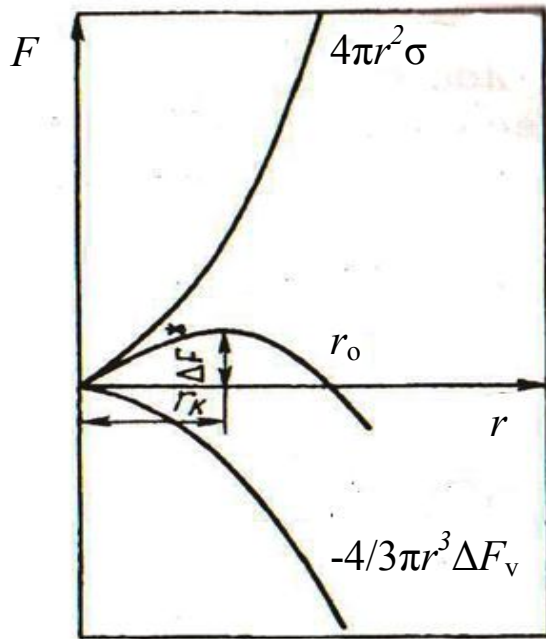


Рис. 2. 4. Изменение свободной энергии при образовании зародышей кристаллов в зависимости от их размера и степени переохлаждения

Выражая V и S в (2. 1) через радиус, взяв первую производную изменения свободной энергии по радиусу и приравняв ее нулю, получим значение критического радиуса равное: $r = 2 \sigma / \Delta f$.

Количество образующихся центров самопроизвольной кристаллизации N_c можно подсчитать по формуле $N_c = N_0 \cdot p$, где N_0 – число частиц в единице объема жидкости; p – вероятность образования зародышей, равная:

$$P = \exp(-\Delta F_{кр} / kT),$$

где kT – средняя внутренняя энергия в расчете на одну частицу.

Такой механизм образования зародышей новой фазы из расплава называется *гомогенным*.

Существует два примера гомогенного образования зародышей – затвердевание воды и капелек лаурата ртути. Во всех остальных случаях зародыши образуются на твердой поверхности (подложке). Такой механизм называется *гетерогенным* или *вынужденным*. На его формирование оказывают влияние условия взаимодействия материала подложки, расплава и вновь образуемой новой фазы. Подложкой мо-

жет быть стенка формы, мелкие частицы примесей в расплаве (естественные или специально вводимые). При этом, как показывают расчеты, изменение свободной энергии $\Delta F_{кр}$ в два раза меньше, чем при гомогенной кристаллизации, поэтому при вынужденном (гетерогенном) механизме кристаллизации количество зародышей N_B значительно больше, чем при самопроизвольном (гомогенном) N_C , так как $N_B = N_C \cdot \exp(-\Delta F_{кр} / 2kT)$.

Но в обоих случаях для образования зародышей критического радиуса требуется дополнительная энергия $\Delta F_{кр}$, которая покрывается системой за счет флуктуационных процессов (рис. 2. 5).

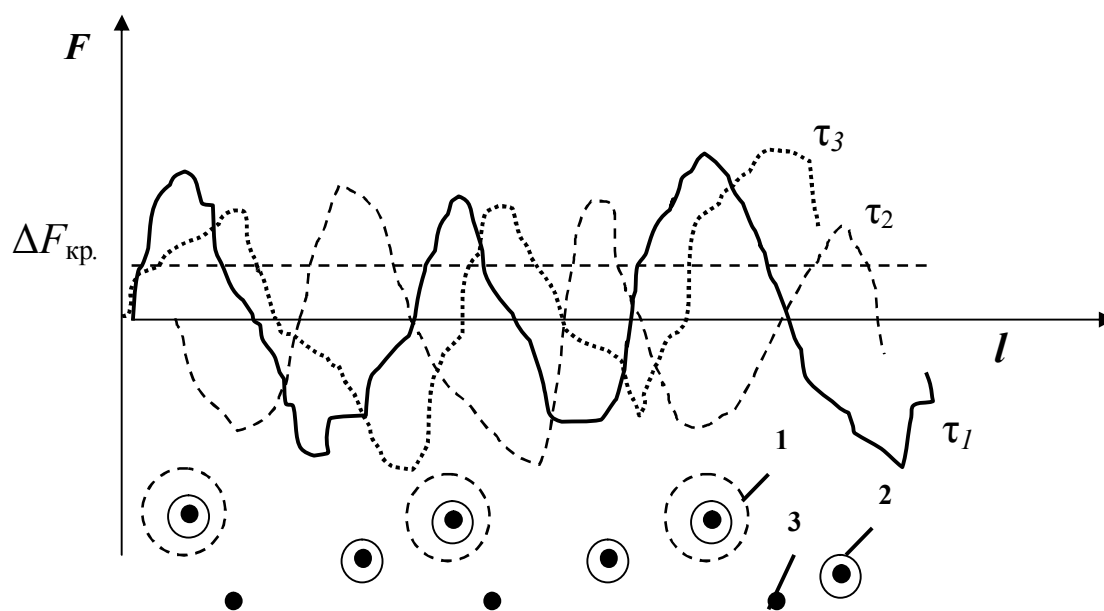


Рис. 2. 5. Изменение флуктуации свободной энергии в расплаве в зависимости от времени

В точках объема расплава (см. рис. 2. 5, точки 1–3), где флуктуация энергии больше $\Delta F_{кр}$, в данный момент времени τ_1 образуются устойчивые зародыши твердой фазы. В следующий момент времени τ_2 при другом распределении свободной энергии системы эти зародыши растут, а в других точках объема возникают новые и т. д.

В реальных условиях кристаллизации одновременно работают оба механизма, тогда общее число зародышей $N_{об} = N_C + N_B$, что при-

водит к увеличению скорости кристаллизации. Процесс кристаллизации в сплавах проходит по тем же законам, что и в чистых металлах.

2. 3. Получение и разливка металла

Технология получения металла разнообразна и зависит от его химического состава. Относительно проста технология получения сплавов на основе железа, осуществляемая в две стадии. На первой – получают из шихтовой смеси (руды, топлива и флюсов) в доменных печах промежуточный продукт – чугуна: сплав железа с высоким содержанием углерода (до 3–5 %), марганца и кремния (до 1,5–2 %). На второй стадии из шихтовой смеси чугуна, стального лома, флюсов и легирующих добавок в мартеновских, электродуговых печах, конвертерах и других агрегатах получают сталь с содержанием углерода не более 2 %.

Технология получения остальных металлов и сплавов значительно сложнее, продолжительнее и более трудоемка. После многократного обогащения и получения черного продукта переходят к извлечению непосредственно металла. На последнем этапе одни металлы выплавляют из шихты (Pb, Co, драгметаллы), другие – методом электролиза (Cu, Ni, Zn, Al, Mg), третьи – восстановлением из оксидов, получая порошки и затем, применяя технологию порошковой металлургии, уже компактный металл (W, Mo, Nb, Ta и др.).

Титан получают в виде титановой губки, переводя его в тетрахлорид титана, и затем восстанавливают магнетермическим методом.

Полученные металлы переплавляются, классифицируются по маркам в зависимости от содержания примесей и используются для производства сплавов.

Обычно расплавленный металл разливается в металлические вертикальные или горизонтальные формы – изложницы. Полученный слиток является промежуточным продуктом и направляется в производство по технологической цепочке в литейный или прокатно-

кузнечный цех. Форма слитка может быть постоянного сечения или расширяющаяся книзу (кверху). Его сечения различны: круглые, квадратные, прямоугольные, многогранные (рис. 2. 6).

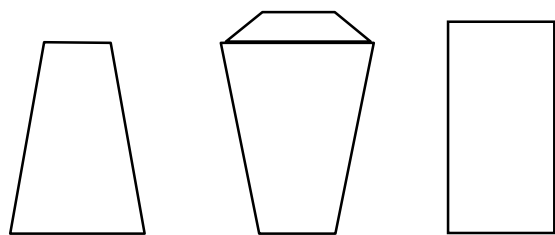


Рис. 2. 6. Форма и сечение слитков

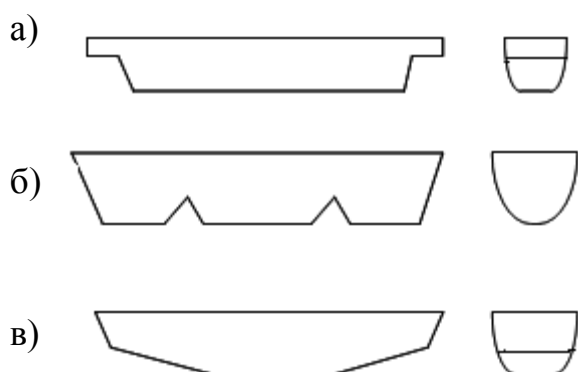
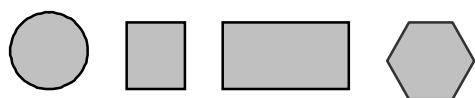


Рис. 2. 7. Формы отливаемых чушек для различного материала:
а – алюминий; б – силумин; в – медь

Чистые металлы и сплавы на основе цветных металлов чаще разливаются в горизонтальные корытообразные изложницы, отливка такой формы называется чушкой (рис. 2. 7).

Масса слитка черных металлов колеблется от десятков килограмм до сотен тонн. Масса слитков на основе титана доходит до нескольких тонн, медных чушек – от 90 до 250 кг, алюминиевых – от 30 до 75 кг, редких и благородных металлов – от 0,2 до 2 кг, остальных – от 5 до 40 кг.

2. 4. Структура и строение литого металла

Структура литого металла зависит от теплотехнических и кристаллизационных параметров процесса затвердевания. Основные виды образующихся структур можно разделить на три типа (рис. 2. 8).

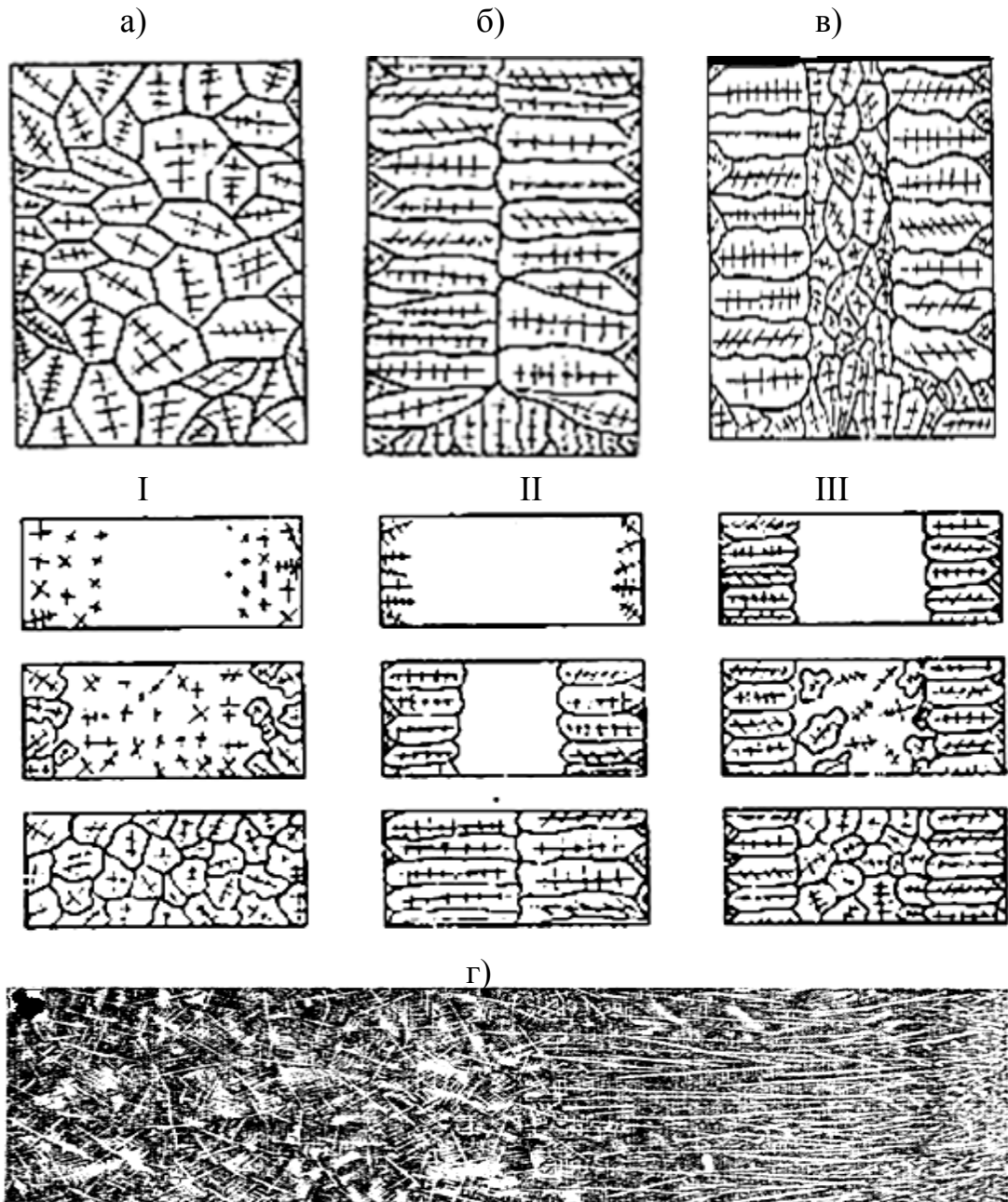


Рис. 2. 8. Схема формирования структуры слитка в зависимости от степени переохлаждения (а, б, в) и реальная дендритная структура III типа (г)

Тип I – характеризуется равноосными случайно ориентированными зернами; II – вытянутыми одинаково ориентированными вдоль направления теплоотвода зернами (столбчатая или транскристаллическая структура); III – сочетает в себе первый и второй типы, когда отливка состоит из наружного транскристаллического слоя и сердцевины с равноосными неориентированными зернами.

Образование структуры типа I (объемная кристаллизация) связано с существенным переохлаждением в достаточно широкой зоне расплава (см. рис. 2. 8, а). Способствуют развитию этого процесса большая склонность сплава к гетерогенному зарождению кристаллов на примесях и большой температурный интервал затвердевания.

Образование структуры типа II связано с последовательной кристаллизацией от поверхности формы к центру слитка (см. рис. 2. 8, б). Этот тип кристаллизации особенно часто встречается в чистых металлах и сплавах с узким температурным интервалом затвердевания при ускоренном охлаждении отливок.

Обычно в крупных отливках последовательная кристаллизация происходит лишь в наружной быстро охлаждающейся части слитка, в середине последовательная кристаллизация заменяется объемной и получается структура типа III (см. рис. 2. 8, в, г).

Все три вида кристаллизации начинаются с образования поверхностного слоя мелкозернистой структуры (корки), что обусловлено высокой степенью переохлаждения металла и образованием большого числа центров кристаллизации.

В дальнейшем корка, воздушный зазор между стенкой изложницы и затвердевшей поверхностью и нагрев изложницы замедляют теплоотвод, уменьшая степень переохлаждения расплава. После окончания кристаллизации в структуре крупного слитка отчетливо наблюдаются три зоны: зона мелкозернистых кристаллов, зона столбчатых и зона равноосных кристаллов.

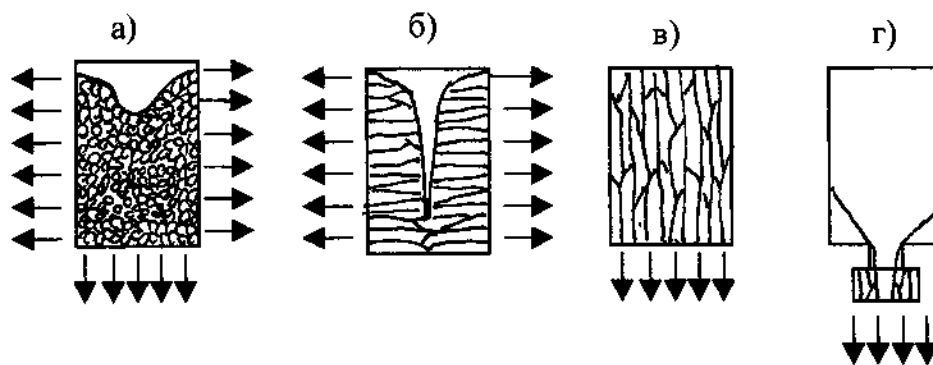


Рис. 2. 9. Строение слитка в зависимости от теплоотвода:
a – мелкозернистая структура; *б* – зона транскристаллизации;
в – направленная кристаллизация; *г* – монокристалл.

Регулируя интенсивность теплоотвода и обрабатывая расплав специальными добавками – модификаторами, можно формировать необходимую структуру – от мелкозернистой по всему объему до ориентированных в одном направлении кристаллов и даже до монокристаллической (рис. 2. 9).

2. 5. Дефекты литого металла

Уже на стадии выплавки металла в процессе его кристаллизации образуется ряд дефектов, понижающих качество металла, а иногда приводящих к невозвратимым потерям (окончательному браку). Они могут существенно изменить свойства металла и стать причинами возникновения вторичных дефектов на последующих стадиях технологического цикла его производства.

По месту расположения дефекты подразделяют на внешние и внутренние, по природе происхождения – на физические и механические, по размерам – на макро- и микродефекты.

2. 5. 1. Макродефекты

Макродефекты изучаются при не более, чем 30 кратном увеличении или невооруженным глазом. К макродефектам литого металла относятся: усадочная раковина и усадочная пористость, газовые пузыри, трещины, неметаллические включения, химическая неоднород-

ность (ликвация), плены, раковины на поверхности и другие дефекты. Рассмотрим некоторые из названных дефектов.

Усадочная раковина образуется вследствие изменения объема (усадки) металла при охлаждении расплава и кристаллизации. Усадка металла распределяется в виде одной или нескольких усадочных раковин (пустот) и множества рассредоточенных мелких. С увеличением количества и объема микропор уменьшается объем сосредоточенной раковины. Микропоры, расположенные в зоне равноосных кристаллов, образуют так называемую *усадочную рыхлость*. Металл с усадочной раковиной отрезается от слитка. Изменяя условия разливки и кристаллизации, можно менять объем, форму и расположение усадочной раковины. Наиболее неблагоприятно расположение усадочной раковины вдоль оси слитка. В этом случае слиток полностью идет на переплавку.

Газовые пузыри. При плавке жидкий металл растворяет различные газы, поступающие из окружающей среды, а также образующиеся при раскислении металла. При кристаллизации и дальнейшем охлаждении растворимость газов уменьшается, и, если скорость кристаллизации металла больше скорости удаления газов, наступает момент, когда на поверхности раздела кристалл-расплав образуются пузырьки газа (например, при образовании окиси углерода в кипящей стали). Под шапкой пузырька затрудняется рост твердой фазы, и в результате, по мере продвижения поверхности раздела, благодаря непрерывной подпитке пузырьков газом путем диффузии, в слое образуются длинные поры. Газовые пузыри чаще всего образуются в подкорковой зоне. При пластической деформации они завариваются, если имеют неокисленную поверхность. Качество металла оценивается по стандартам.

Трещины – это нарушение целостности металла под действием тепловых и механических напряжений. Они появляются при небольших напряжениях (менее 10 МПа) в процессе затвердевания и после него при высокой температуре, поэтому называются горячими. Причиной их образования может быть зависание слитка при усадке, раз-

рыв корки при большой скорости заливки металла, резкое охлаждение, наличие вредных примесей по границам кристаллитов и т. п. При этом трещины по характеру расположения бывают поперечные и продольные, внешние и внутренние. Неглубокие поверхностные трещины в зависимости от протяженности и глубины удаляются различными способами (огневой, вырубка, шлифование и др.), а внутренние – могут являться причиной разрушения слитка при пластической деформации.

Неметаллические включения – это частицы примесей, которые попадают извне или образуются в результате химических реакций во время выплавки, рафинирования и разлива металла. К ним относятся частицы шлака, огнеупорной кладки печей и ковшей и шлама, материала литейных форм. В результате химических реакций образуются простые и сложные включения: оксиды, сульфиды, оксисульфиды, силикаты и силикатные стекла, нитриды и другие сложные химические соединения. Неметаллические включения нарушают сплошность металла, являются причиной возникновения вторичных дефектов и даже разрушения изделий при эксплуатации. Качество металла по неметаллическим включениям определяется по стандартам.

Химическая неоднородность или ликвация связана с неравномерным распределением химических элементов по объему металла. Ликвация подразделяется на зональную (или макроликвацию) и микроликвацию. Причиной ее является изменение растворимости компонентов и примесей между твердой и жидкой фазами при кристаллизации. Степень развития ликвации зависит от скорости охлаждения и интервала кристаллизации. При прямой зональной ликвации поверхностные зоны слитка обогащены тугоплавкими элементами, а центральные – легкоплавкими.

В сплавах на основе железа сильной ликвирующей способностью обладают С, Р, S. Различие в процентном составе элементов по объему слитка может достигать десятков раз. В сплавах на основе Cu и Al имеет место обратная ликвация, когда поверхность обогащается менее тугоплавким элементом, например, Sn, Zn. Разновидностью зо-

нальной является ликвация по *удельному весу*, когда сплав содержит тяжелые элементы такие, как W, Pb и др. Образующаяся при кристаллизации твердая фаза всплывает или осаждается на дно расплава, в зависимости от ее плотности.

Микроликвация подразделяется на внутри- и межкристаллическую. При внутрикристаллической ликвации центральная часть зерна обогащается более тугоплавким элементом, а периферийная – легкоплавким. Данный вид ликвации встречается в однофазных сплавах – твердых растворах. Межкристаллическая ликвация обнаруживается в литейных сплавах с эвтектикой. Ликвация оказывает сильное влияние на свойства сплава, поэтому она строго регламентируется стандартами.

Кроме рассмотренных дефектов на поверхности слитка могут быть *отслоения (плены), вздутия, раковины, наплывы, заливы, инородные включения* и другие дефекты. Их наличие и количество также регламентируются соответствующими стандартами.

2. 5. 2. Микродефекты

Строение реального кристалла отличается от идеального наличием большого количества разнообразных микродефектов. Чаще всего их классифицируют по геометрическому признаку на точечные, линейные, поверхностные и объемные.

К точечным дефектам относятся вакансии, бивакансии, межузельные или дислоцированные атомы, примесные атомы, дефекты Френкеля и Шоттки (рис. 2. 10).

Вакансии – это незанятые узлы в кристаллической структуре (рис. 2. 10, *a*), возникающие в результате термической активации атомов, облучения, пластической деформации и т. д. Например, для меди равновесная плотность вакансий при 293 К равна одной вакансии на 10^{14} атомов, при 1100 К – одной вакансии на 10^3 атомов.

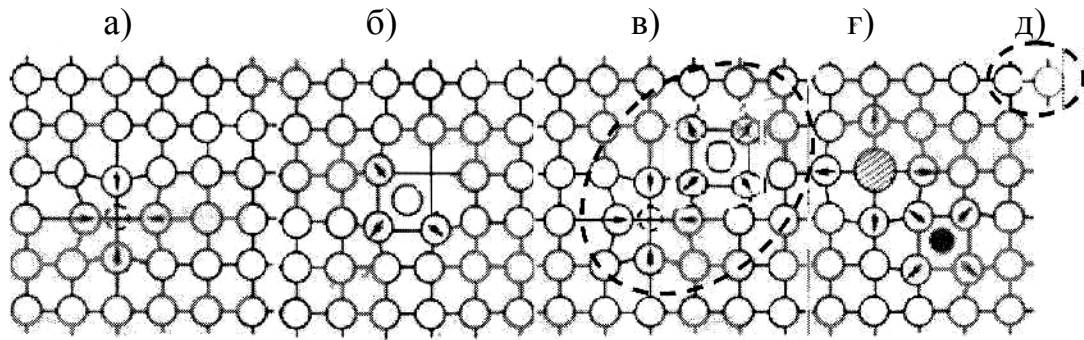


Рис. 2. 10. Точечные дефекты в кристаллах: *a* – вакансия; *б* – дислоцированный атом; *в* – дефект Френкеля; *г* – примесные атомы; *д* – дефект Шоттки

Дислоцированные атомы (рис. 2. 10, *б*) находятся в междоузлиях. Дефект Френкеля представляет собой комбинацию дислоцированного атома и вакансии (рис. 2. 10, *в*). Атомы примесей (рис. 2. 10, *г*) в зависимости от радиуса замещают атомы основного металла или находятся в междоузлиях. Атом, вышедший на поверхность, называется дефектом Шоттки (рис. 2. 10, *д*). Все точечные дефекты искажают кристаллическую решетку, образуя вокруг себя поле упругих напряжений в пределах 1–3 межатомных расстояний, тем самым изменяя ее энергетическое состояние.

Линейные дефекты, или *дислокации*, являются наиболее важными среди других, так как они играют значительную роль при деформации и фазовых превращениях. Их поведение определяет свойства кристаллических тел. Дислокации подразделяются на краевые, винтовые и смешанные. Модели краевой и винтовой дислокаций представлены на рис. 2. 11.

Линии АВ являются линиями дислокаций: краевая (см. рис. 2. 11, *а*) и винтовая (см. рис. 2. 11, *б*). Под действием приложенного напряжения τ линии дислокаций перемещаются в плоскости скольжения в направлении, показанном стрелками (см. рис. 2. 11). Заштрихована плоскость микродеформации кристалла.

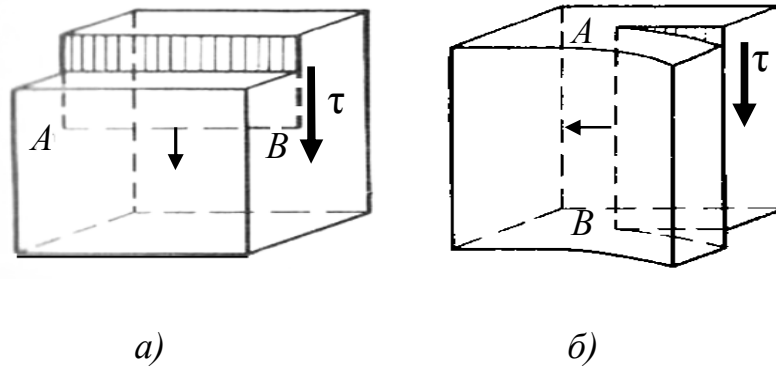


Рис. 2. 11. Линейные дефекты в кристалле: *a* – краевая; *б* – винтовая дислокация

На рис. 2. 12 приведена проекция на плоскость чертежа простой решетки с краевой дислокацией.

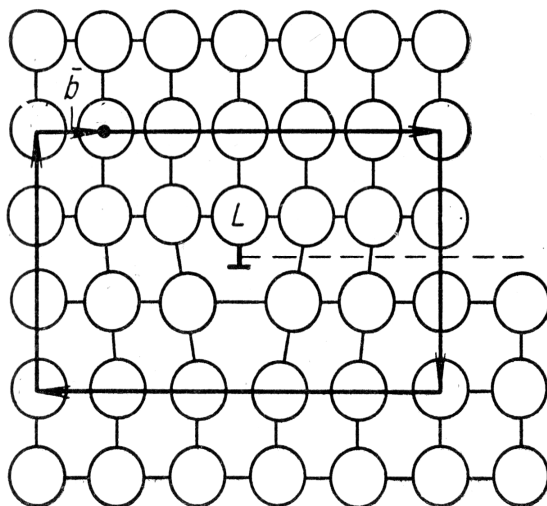


Рис. 2. 12. Сечение простой кубической решетки с краевой дислокацией

Смещение на одно межатомное расстояние привело к образованию положительной дислокации, обозначаемой значком \perp (см. рис. 2.12) и являющейся краем лишней полуплоскости. Отрицательная дислокация образуется полуплоскостью, расположенной в нижней части решетки и обозначается значком ∇ (на рис. 2.12 не показан). Введение винтовой дислокации в кристалл превращает семейство параллельных плоскостей в сплошную винтовую поверхность, где ли-

ния дислокации является осью этой поверхности. Смешанная дислокация может быть разложена на краевую и винтовую.

Вокруг дислокации возникает также поле упругих напряжений, которое притягивает вакансии, примесные и дислоцированные атомы. Плотность дислокаций в металле может достигать до $10^{13} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$ в зависимости от обработки. В равновесном состоянии плотность дислокаций в металле не ниже 10^3 см^{-2} , в монокристаллах резко снижается – до $3 - 30 \text{ см}^{-2}$.

Поверхностные дефекты представляют собой границы, разделяющие участки кристалла с различающейся ориентировкой (границы зерен и блоков, границы двойников); границы, разделяющие области кристалла с разным порядком упаковки атомных слоев (дефекты упаковки – ДУ); границы между упорядоченными и неупорядоченными областями (антифазные границы – АФГ), а также свободную поверхность кристалла. Все поверхностные дефекты также имеют повышенный уровень свободной энергии и являются «стоком» для вакансий, дислоцированных и примесных атомов.

Объемные дефекты занимают объем от 10^{-3} до 10 мкм^3 , к ним относятся субмикropopры и субмикротрещины. При определенных температурно-временных условиях они могут, вследствие диффузии точечных и линейных дефектов, вырасти до микродефектов или, наоборот, «залечиваться».

2. 5. 3. Влияние дефектов на свойства

Наличие некоторых макродефектов не допускается в металле и регламентируется ГОСТом.

Микродефекты в литом металле оказывают значительное влияние на формирование структуры и свойств на последующих стадиях передела. Исследования показывают, что теоретическая прочность идеального кристалла в десятки раз больше прочности реального, например, для железа она равна 12,6 ГПа, а в реальном кристалле – 0,2 ГПа. Механизм этого влияния объясняет теория дислокаций.

Пластическая деформация осуществляется путем сдвига одной части кристалла относительно другой, при этом в идеальном кристалле необходимо разорвать силы связи между атомами по всей плоскости сдвига. Согласно дислокационной теории пластическая деформация в реальном кристалле осуществляется путем скольжения дислокаций под действием приложенного напряжения. При этом разрыв связей происходит только в локальной области в пределах нескольких межатомных расстояний, для чего требуется меньшее напряжение.

На рис. 2. 13 приводится зависимость прочности от плотности дислокаций.



Рис. 2. 13. Прочность металла в зависимости от плотности дислокаций

Наименьшую прочность имеет металл в равновесном состоянии при плотности дислокаций 10^6 см^{-2} . Уменьшение плотности дислокаций приводит к повышению прочности, приближая ее к теоретическому значению, что является технологически трудной задачей. И на-

оборот, можно добиваться упрочнения, повышая плотность дислокаций до значений $10^{12}-10^{14}$ см⁻². Точечные и поверхностные дефекты взаимодействуют с дислокациями, оказывая тормозящее влияние на их перемещение, и действуют в том же направлении.

Микродефекты изменяют и физические свойства, снижая плотность, магнитную проницаемость, увеличивая электросопротивление. Поверхностные дефекты и дислокации могут служить зародышами новых фаз при фазовых превращениях в твердом состоянии, облегчают процесс диффузии атомов. Коэффициент диффузии D_0 по дислокациям и границам зерен выше на несколько порядков, чем внутри зерна. Так как диффузия определяет кинетику сложных процессов в сплавах, приводящих к изменению структуры, то в конечном итоге изменяются их свойства.

3. СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Любой материал, находясь в контакте с окружающей средой, взаимодействует с ней, и внешние проявления этого взаимодействия, зависящие от его состава и строения, выражаются в его *свойствах*. Исследование взаимодействия материала с окружающей средой, с другими объектами и явлениями позволяет выявить свойства материала.

3. 1. Свойства и их характеристики

Для полной и всесторонней характеристики материала существует набор, или комплекс, свойств (*механических, физических, химических, технологических и эксплуатационных*), который облегчает выбор и рациональное его использование в технике для обеспечения потребительских свойств изделия.

Механические свойства проявляются при взаимодействии с прилагаемыми внешними нагрузками, которые вызывают остаточную деформацию материала при испытаниях или доводят его до разруше-

ния. Основными количественными характеристиками являются: прочность (предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}$, предел прочности $\sigma_{\text{в}}$); пластичность (относительное удлинение δ , относительное сужение ψ); упругие характеристики (предел упругости $\sigma_{0,05}$, модуль Юнга E , модуль сдвига G); ударная вязкость $KС$.

Физические свойства определяют поведение материала в гравитационном, тепловом, магнитном, электрическом, радиационном и других полях. Из важных характеристик этих свойств можно отметить плотность γ , теплоемкость C_p , теплопроводность λ , индукцию насыщения B_s , коэрцитивную силу H_C , удельное электросопротивление ρ , диэлектрическую проницаемость ϵ и др.

Изменение значений физических характеристик используется при построении диаграмм состояния, изучении механизмов фазовых превращений, контроле качества изделий и др.

Химические свойства. Под химическими свойствами понимают способность материала вступать в химическое или электрохимическое взаимодействие с другими веществами, находящимися в рабочей среде. Влажный воздух, сернистые соединения, пары кислот и щелочей, расплавленные соли, щелочи, металлы и другие химические вещества – все, взаимодействуя, окисляют поверхность, разрушая ее, в результате образования оксидов, гидроксидов, карбонатов и других соединений. Этот процесс носит название коррозии и приводит к разрушению элементов конструкций, причем потери металла от коррозии доходят до 30 %.

Химическая стойкость определяется скоростью прохождения химических и электрохимических реакций и зависит от значения электродного потенциала. Чем больше потенциал металла в ряду напряжений по отношению к водороду, тем выше его химическая стойкость. Характеристикой коррозионной стойкости материала часто служит убыль или привес в граммах на метр квадратный в единицу времени.

Технологические свойства. При выборе материала конструктор обязан учитывать не только механические, физические и химические

свойства, но и технологические, учитывающие возможности производства. К технологическим свойствам относятся литейные (жидкотекучесть, усадка, склонность к горячим трещинам и др.), обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость, закаливается, прокаливаемость и др. Эти свойства являются весьма важными и могут быть решающими при выборе материала для изготовления высококачественных изделий в производственных условиях.

Например, нельзя изготовить тонкостенные изделия литьем из сплава с низкой жидкотекучестью, а в стали с высоким содержанием углерода при сварке образуются трещины. В простых углеродистых сталях при закалке нельзя получить однородную структуру по всему сечению из-за низкой прокаливаемости и т. п.

Выбранные материалы и технология их обработки должны быть привязаны к возможностям конкретного производства. Нельзя рекомендовать эффективную технологию, если она не отработана и не освоена на производстве.

Эксплуатационные свойства. Важнейшие эксплуатационные свойства

Надежность, или способность изделия выполнять заданные функции, сохраняя свои эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого промежутка времени. Показателями надежности являются: безотказность, ремонтпригодность, сохраняемость и долговечность.

Безотказность – свойство изделия сохранять работоспособность в течение некоторой наработки без вынужденных перерывов.

Ремонтпригодность – способность к предупреждению, обнаружению и устранению отказов и неисправностей путем проведения технического обслуживания и ремонта.

Сохраняемость, или срок хранения, – свойство изделия сохранять обусловленные эксплуатационные показатели, установленные технической документацией, в течение срока хранения и после его окончания, а также при транспортировании.

Долговечность, или ресурс работы, – свойство изделия сохранять работоспособность до предельного состояния с необходимым техническим обслуживанием и ремонтом. Предельное состояние определяется невозможностью дальнейшей эксплуатации изделия либо требованиями техники безопасности.

3. 2. Методы испытания материалов

При производстве изделий возникает необходимость в контроле и управлении качеством продукта на всей стадии его производства. Согласно ГОСТ 16 504–81 технический контроль проверяет соответствие продукции или процесса установленным требованиям, от которых зависит качество продукции. Используются различные методы контроля:

- 1) определение химического состава материала;
- 2) изучение химических свойств, характеризующих способность материала взаимодействовать с другими веществами, например коррозионная стойкость в различных средах, сопротивляемость проникновению газов и химически активных веществ, сродство к кислороду и др.;
- 3) изучение электрических, тепловых, магнитных, гравитационных и других физических свойств;
- 4) исследование тонкого строения и структуры материала с помощью оптической, электронной, просвечивающей, растровой и сканирующей микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, ядерного магнитного резонанса и др.;
- 5) механические испытания, предназначенные для оценки способности материалов сопротивляться пластической деформации и разрушению при воздействии различных статических, динамических и циклических нагрузок, в том числе при дополнительном влиянии температурного фактора, агрессивности среды и прочих условий.

Изучение механических свойств разных материалов позволяет определить предельную нагрузку, которую можно допустить при работе материала в различных условиях нагружения, провести выбор и

контроль качества материала по сопоставлению его механических характеристик с техническими условиями. Характеристики механических свойств используют при конструировании деталей машин, механизмов и конструкций;

6) технологические испытания или пробы, характеризующие способность материалов подвергаться различным видам обработки, в том числе литью, пластической и механической обработке, сварке, пайке, термической обработке и др.

7) методы неразрушающего контроля, позволяющие обнаруживать тип, величину и расположение различных дефектов на разных стадиях технологического процесса и во время эксплуатации изделия. Они основаны на взаимодействии различных форм энергии с материалом и позволяют проводить изучение качества готового изделия с последующим его использованием. К числу таких методов относят радиационный, акустический, электромагнитный, тепловой, капиллярный и другие методы;

8) определение деформаций и напряжений в деталях с помощью различных датчиков (поляризационный метод, рентгеноструктурный и др.).

3. 3. Виды стандартных испытаний механических свойств

При создании надежной техники основой выбора материала являются их механические свойства. Приоритет отдается прочностным свойствам, характеризующим способность материала сопротивляться деформации и разрушению под действием разного вида нагрузок в различных средах и при разных температурах. Затем учитываются динамические и пластические характеристики.

Используются следующие стандартные виды механических испытаний:

- статические испытания на одноосное растяжение, сжатие, кручение, изгиб и твердость;
- динамические испытания на ударный изгиб;
- циклические испытания переменной нагрузкой;

- испытания на термическую усталость;
- испытания на ползучесть и длительную прочность при повышенных температурах;
- испытания на сопротивление развитию трещины и определение параметров вязкости разрушения;
- испытания материалов в условиях сложнапряженного состояния и натурные испытания деталей, узлов и готовых конструкций.

3.3.1. Статические испытания механических свойств

Наиболее распространенными являются статические виды испытаний, приведенные в табл. 3.1. Результаты механических испытаний в значительной мере определяются схемой напряженного состояния (рис. 3.1). При статических испытаниях увеличение нагрузки происходит медленно, с постоянной скоростью.

Различают три типа напряженного состояния по Фридману :

линейное (одноосное), при котором одно главное напряжение отлично от нуля, а два других – равны нулю ($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = 0$), реализуемое на плоских или цилиндрических образцах без надреза при растяжении либо на цилиндрических образцах при сжатии;

плоское (двухосное), при котором два главных напряжения отличны от нуля, а одно – равно нулю ($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 \neq 0, \sigma_3 = 0$), реализуемое при изгибе широкого образца или тонкостенного цилиндра, кольцевом сжатии образца по боковой поверхности, при кручении цилиндрического стержня (см. рис. 3.1);

объемное (трехосное), при котором все три главных напряжения отличны от нуля ($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 \neq 0, \sigma_3 \neq 0$), реализуемое при растяжении цилиндрического образца с надрезом; при испытании на твердость; при растяжении образца с шейкой под гидростатическим давлением.

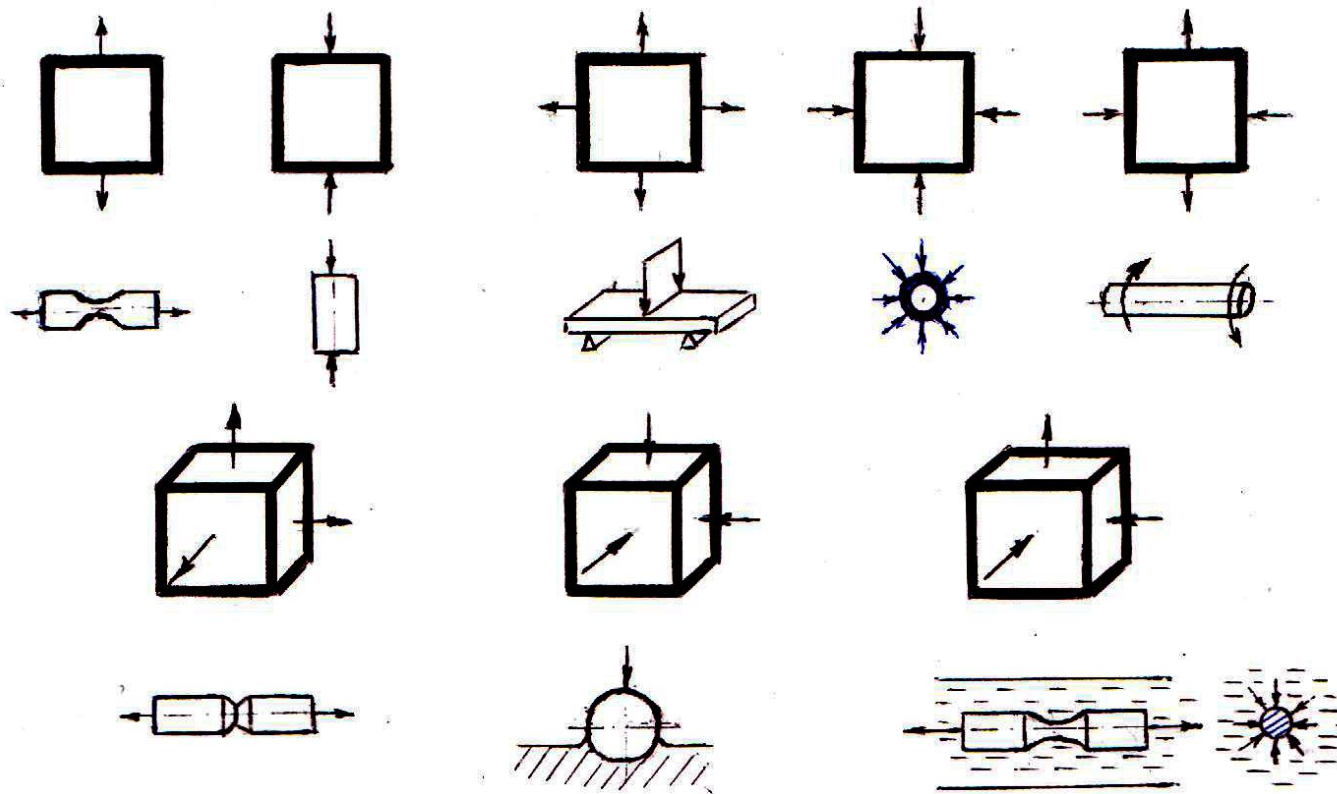


Рис. 3. 1. Типы напряженного состояния: (1,2) – линейное, (3-5) – плоское, (6-8) – Объемное

Виды статических испытаний.

Вид нагружения	Основные определяемые характеристики	Область применения	Нормативные документы
Растяжение: Непрерывно возрастающей нагрузкой	Модуль упругости E Предел упругости $\sigma_{0,05}$ Предел текучести $\sigma_{0,2}$ Предел прочности σ_b Относительное удлинение δ Относительное сужение ψ Удельная работа деформации при испытании до разрушения W_b	Все материалы	ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение ГОСТ 9651–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах ГОСТ 11150–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение при пониженных температурах ГОСТ 11262–80 Пластмассы. Метод испытания на растяжение
Постоянно действующей нагрузкой	Временное сопротивление при длительных испытаниях $\sigma_{0,05}/\text{время}$ Длительная прочность σ_r^T Ползучесть σ_ε^T	Металлические материалы при температурах выше 600 К. Полимеры при комнатной температуре	ГОСТ 10145–81 Металлы. Метод испытания на длительную прочность ГОСТ 3248–81 Металлы. Метод испытания на ползучесть ГОСТ 18197–82 Пластмассы. Метод определения ползучести при растяжении
Сжатие	Предел текучести $\sigma_{0,2}^{с.ж}$ Предел прочности $\sigma_b^{с.ж}$ Относительное укорочение ε	Строительные (дерево, камень), металлические, полимерные и материалы спе-	ГОСТ 25.503–97 Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие. ГОСТ 25.602–80 Расчеты и испытания на прочность.

Изгиб	<p>Предел прочности $\sigma_e^{изг}$</p> <p>Стрела прогиба f</p>	<p>специального назначения</p> <p>Полимеры, строительные материалы, дерево, стекло, керамика, хрупкие металлические материалы (инструментальные стали)</p>	<p>Методы механических испытаний композиционных материалов с полимерной матрицей (композитов). Метод испытания на сжатие при нормальной, повышенной и пониженной температурах.</p> <p>ГОСТ 14019–2003 Материалы металлические. Метод испытания на изгиб.</p> <p>ГОСТ 14019–80 Металлы. Методы испытания на изгиб.</p> <p>ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.</p> <p>ГОСТ 4648–71 Пластмассы. Метод испытания на статический изгиб.</p> <p>ГОСТ 25.604–82 Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний композиционных материалов с полимерной матрицей (композитов). Метод испытания на изгиб при нормальной, повышенной и пониженной температурах.</p>
Циклическое нагружение	Предел усталости	Все материалы	<p>ГОСТ 25.502–79 Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость.</p> <p>ГОСТ 25.505–85 Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытаний на малоцикловую усталость при термомеханическом нагружении</p> <p>ОСТ 1.90017–71 Пластмассы. Метод испытания на усталость при изгибе</p>

Кручение	Модуль сдвига G Угол кручения φ Предел прочности при кручении $\tau_{тВ}$	Испытание проволоки	ГОСТ 3565–80 Металлы. Метод испытания на кручение ГОСТ 20812-83 Пластмассы. Метод определения механических динамических свойств с помощью крутильных колебаний
Срез	Прочность на срез $\tau_{в}$	Дерево, сталь для заклепок, материалы для режущего инструмента	ОСТ 1.90148-74 Металлы. Метод испытания на срез ГОСТ 17302-71 Пластмассы. Метод определения прочности на срез

3. 3. 2. Применение концентраторов напряжений при статических испытаниях

В реальных условиях эксплуатации материалы часто разрушаются хрупко при напряжениях меньших, чем предел прочности, определенный при статических испытаниях. Таким образом, конструктивная прочность материала оказывается значительно ниже из-за наличия в материале ранее рассмотренных дефектов, резких переходов от толстого сечения к тонкому, отверстий, которые служат концентраторами напряжений. Чтобы оценить чувствительность материала к концентрации напряжений, проводят специальные испытания.

Наиболее известны испытания с применением концентраторов напряжений – испытания на растяжение и изгиб образцов с надрезом. Наличие надреза влияет на распределение напряжений, изменяя схему напряженного состояния.

В последнее время для определения вязкости разрушения материала используют образцы с надрезом и наводимой трещиной, таким образом определяя сопротивление распространению трещины в высокопрочных материалах. Сопротивление распространению трещины характеризуется экспериментально определяемой константой K_{Ic} , называемой коэффициентом интенсивности напряжений. Показатель является также критерием конструктивной прочности материала и позволяет рассчитывать максимально допустимую нагрузку на конструкцию с трещиной, определять критические размеры этой трещины при заданном напряжении.

3. 3. 3. Условия подобия механических испытаний

Большинство характеристик механических свойств не являются физическими константами материала, и их значения зависят от условий проведения испытания и размеров образцов. Для постоянства и сопоставимости результатов испытаний необходимо соблюдать некоторые условия подобия.

Геометрическое подобие формы и размера образцов. Два образца геометрически подобны, если имеют качественно одинаковую конфигурацию, а отношения любых двух соответствующих размеров каждого из них равны, например, $l_1/d_1 = l_2/d_2$, где l_1 и l_2 – длины, а d_1 и d_2 – диаметры образцов. Обычно при испытаниях на растяжение применяют образцы пяти- или десятикратной длины. При испытаниях крупных образцов или реальных изделий наблюдаются отклонения в характеристиках и свойствах, связанные с так называемым «масштабным фактором». Снижение свойств объясняется увеличением вероятности существования опасных поверхностных и внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и приводящих к преждевременному разрушению.

Механическое подобие заключается в том, чтобы в сходственных сечениях рабочей части образцов возникали тождественные напряжения и деформации. Это достигается применением одной и той же схемы напряженного состояния и скорости нагружения.

Физическое подобие проявляется в проведении испытания при одинаковых внешних условиях (давление, температура, среда). При сопоставлении разных металлических материалов проводят испытания при одинаковых гомологических температурах, т. е. равных отношениях абсолютных температур испытания и плавления, измеряемых в К: $T_{\text{исп}} / T_{\text{пл}}$.

Большое значение имеют также условия изготовления образцов и качество поверхности. Испытания механических свойств проводятся в соответствии с государственными и международными стандартами, в которых учитываются условия подобия, качество изготовления образцов, методика испытаний, требования к аппаратуре, точности замера деформаций, напряжений, температуре и т. д.

3. 4. Технологические испытания

Помимо механических испытаний существует ряд технологических испытаний (ТИ), или технологических проб, позволяющих су-

щественно ускорить определение возможности применения материала в данном способе производства или для специальных целей исследования, поскольку при этом определяются не отдельные свойства, а оценивается общее состояние материала. Для методов ТИ устанавливаются определенные нормы, которые связаны с той или иной технологией производства. Большинство методов ТИ применяют для определения деформируемости металлических материалов, среди них – пробы:

на осадку вдоль оси (ГОСТ 8817–82) – для испытания пластичности сортового проката и проволоки из черных и цветных металлов в горячем и холодном состояниях;

расплющивание – для определения способности металла к деформации и выявления поверхностных дефектов (ГОСТ 8818–73);

загиб (ГОСТ 14019–2003) – для определения способности материала или сварного соединения деформироваться при комнатной температуре;

изгиб с перегибом (ГОСТ 13813–68) – для определения способности материала к изменению формы при неоднократной холодной деформации с изменением направления нагрузки; используют для контроля листа, ленты и проволоки;

способность к глубокой вытяжке (проба Эриксона) (ГОСТ 10510–80) – для листа и ленты до появления на лунке вдавливания сквозной трещины, видимой на просвет;

знакопеременное скручивание (Р 50708–84 (ИСО 9649–90)) – для контроля равномерности структуры и свойств, способности материала изменять форму; испытание выявляет расслоения или плохо заваренные газовые пузыри;

отбортовку труб (ГОСТ 8693–80) – для оценки способности труб к отбортовке без образования трещин;

навивку листов и лент (ГОСТ 30003–93) – для определения деформируемости и прочности при изгибе навивкой плоских образцов из черных и цветных металлов и неметаллических материалов толщиной менее 2,5 мм.

4. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

Применяемые в технике сплавы образуются путем плавления (спекания, электролиза, возгонки) двух и более химических элементов. В расплавленном состоянии они могут быть частично или полностью растворимы друг в друге, в твердом состоянии (в зависимости от типа межатомного взаимодействия) образуют однофазные сплавы (твердые растворы, химические соединения или промежуточные фазы) и многофазные сплавы-смеси. При охлаждении из жидкого состояния до комнатной температуры происходит изменение фазового состава и структуры сплава.

Все фазовые превращения, происходящие в сплавах, описываются с помощью диаграмм состояния или диаграмм фазового равновесия. Диаграммы состояния показывают состояние сплава при изменении температуры, давления и химического состава. Они являются базой для изучения фазового состава, фазовых превращений и структуры сплавов, определяющих механические, физические, технологические и другие свойства промышленных сплавов. Диаграммы состояния позволяют рационально выбрать область применения того или иного сплава, разрабатывать технологические процессы литья, сварки, пластической деформации и термической обработки, прогнозировать механические, физические и технологические свойства.

4. 1. Основные понятия

Диаграмма состояния – это графическое изображение областей существования отдельных фазовых состояний сплавов в зависимости от температуры, химического состава и давления.

Фазовые состояния простых веществ рассматривают в зависимости от температуры и давления. В частности, для железа характерны модификации α , δ , γ , ϵ , которые различаются типом кристаллической структуры, жидкая и газовая фазы (рис. 4. 1).

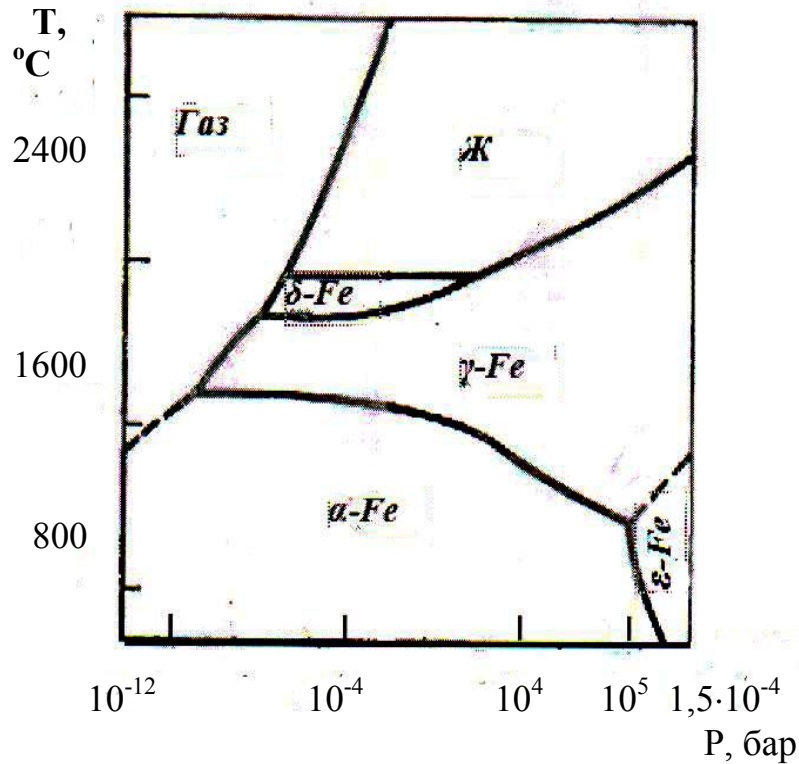


Рис. 4. 1. Диаграмма состояния железа

При атмосферном давлении существуют лишь α -, δ - и γ - модификации. При низких температурах (до 910°C , точка A_3) устойчива модификация α . Точка A_3 соответствует температуре равновесия α и γ -модификаций; A_4 – γ - и δ -модификаций. Таким образом в интервале температур $A_3 - A_4$ устойчива модификация γ , а в интервале от A_4 до температуры плавления железа – модификация δ . Области устойчивости γ - и ϵ -модификаций, характеризующиеся плотной упаковкой атомов, расширяются с повышением давления, а области α - и δ - модификаций с менее плотной упаковкой атомов суживаются.

Прежде чем приступить к изучению диаграмм состояния, следует дать определение понятиям: система, фаза, компонент, структура и структурная составляющая.

Физико-химической *системой* называют совокупность бесконечно большого числа сплавов, которые можно получить при сплав-

лении двух или более металлов и неметаллов. Физико-химические системы могут состоять из одной фазы (гомогенные системы) или из нескольких (гетерогенные системы).

Наиболее краткое определение фазы дано академиком М. А. Леонтовичем: «В термодинамике *фазой* называется всякая однородная система, т. е. тело, физические свойства которого во всех точках одинаковы...». В металловедении *фазой* называют гомогенную часть гетерогенной системы или совокупность нескольких частей, одинаковых по своему химическому составу, строению и свойствам, которые не зависят от массы фазы. Фазы всегда разделены межфазной границей. Химический состав фазы в металлическом сплаве выражается через концентрацию компонентов в атомарных, молярных или массовых долях. Фазой могут быть чистые металлы, неметаллы и их модификации, жидкие и твердые растворы, устойчивые соединения.

Компонентами называют простые вещества, способные существовать в изолированном виде, наименьшее число которых достаточно для образования всех фаз системы. Компонентами в металлических сплавах обычно являются чистые металлы, неметаллы, а также устойчивые химические соединения стехиометрического состава.

Под *структурой* понимают форму, размеры или характер взаимного расположения соответствующих частиц (атомов, блоков, зерен, фаз и др.) в металлах или сплавах. Различают четыре масштабных уровня структуры: атомно-кристаллический, субструктурный, микроструктурный, макроструктурный.

Структурная составляющая – это часть (элемент) структуры, имеющая характерное строение и состав при средних увеличениях, образовавшаяся при определенной температуре или в интервале температур. Структурная составляющая может быть одно- и многофазной.

Анализ диаграмм состояния позволяет определять фазовые превращения в условиях медленного нагрева или охлаждения. Состояние сплава зависит от внешних условий (температуры и давления) и характеризуется числом и химическим составом образовавшихся фаз.

Возможность изменения равновесного состояния системы, т. е. химического состава и числа фаз, определяется *правилом фаз Гиббса*, которое выражается уравнением

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

где C – число степеней свободы (вариантность); K – число компонентов системы; Φ – число фаз, находящихся в равновесии; 2 – внешние факторы равновесия (температура, давление).

Чаще всего равновесие рассматривается в конденсированных системах, т. е. при постоянном атмосферном давлении, а правило фаз записывается в виде

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

Таким образом, фазовое состояние сплава в двухфазной области полностью определяется температурой и концентрацией компонентов в фазах. При изменении температуры или состава меняется количественное соотношение фаз. Для определения фазового состава в двухфазной области, химического состава фаз и их количественного соотношения пользуются *правилом отрезков (рычага)* (рис. 4. 2).

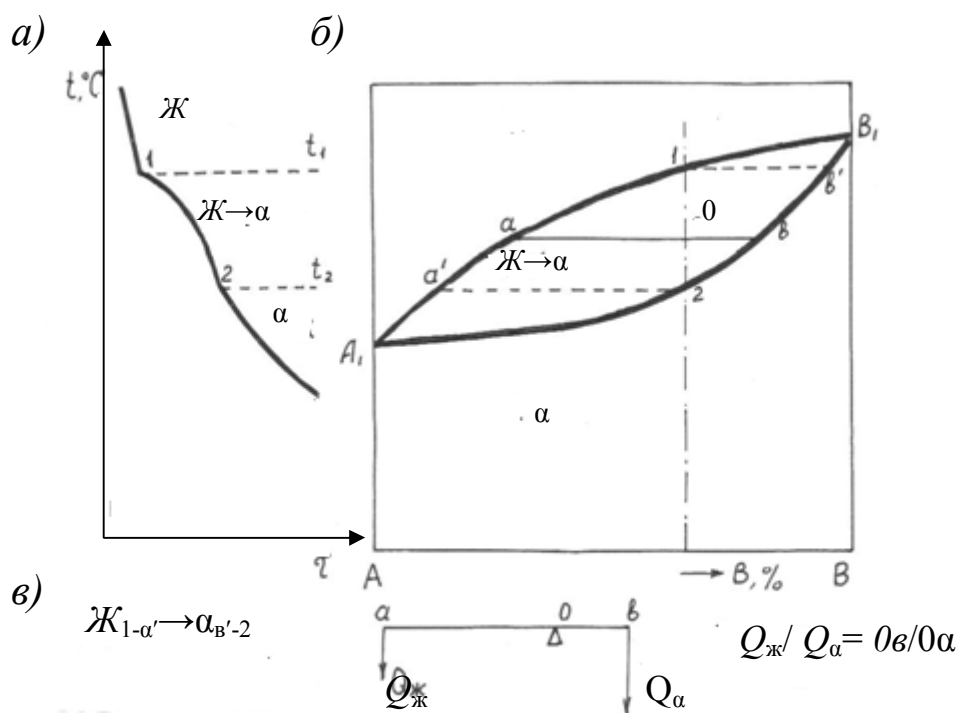


Рис. 4. 2. Диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях (а), кривая охлаждения (б), реакция фазового превращения и правило отрезков (в).

Для этого через данную фигуративную точку, расположенную в двухфазной области, проводят изотерму (коноду) до пересечения с ближайшими линиями диаграммы состояния. Концы коноды, упираясь в однофазные области, указывают на фазовый состав. Проекция концов на ось концентраций дают химический состав равновесных фаз, а отношение отрезков коноды – их объемное или весовое количественное соотношение,

Пользуясь правилом отрезков, можно определить и соотношение структурных составляющих для данного сплава. На практике часто решается обратная задача: по соотношению структурных составляющих, определяемых на металлографическом шлифе равновесного сплава, находят его химический состав.

4. 2. Изображение фазовых равновесий и их реакции в двойных системах

4.2.1. Правило фаз Гиббса и реакции фазовых превращений

Анализ различных типов диаграмм состояния двойных систем позволяет сделать некоторые обобщения относительно изображения фазовых равновесий и записи фазового превращения в виде реакции. В реакции любого фазового превращения указываются исходная фаза или фазы, вступающие во взаимодействие, и новые фазы, образовавшиеся после окончания фазового превращения; температурный интервал превращения и изменения химического состава фаз в процессе превращения. Равновесие фаз переменного состава при изменении температуры изображается совокупностью двух точек *a* и *b*, лежащих на линиях диаграммы, ограничивающих данную двухфазную область и соединенных изотермой *ab* (см. рис. 4. 2).

Согласно правилу фаз Гиббса, такое фазовое превращение является моновариантным ($C = 1$), т. е. можно изменять или температуру, или концентрацию, не нарушая равновесия системы. Реакцию фазового равновесия записывают в следующем виде:

$$t_1 - t_2$$



где Φ_1 – исходная фаза; Φ_2 – вновь образовавшаяся фаза.

Исходной фазой может быть жидкость (т. е. жидкий металл или жидкий раствор), новой фазой – жидкий раствор другого состава или твердая фаза (компонент, твердый раствор, промежуточная фаза). Равновесие трех фаз в двухкомпонентной системе изображается совокупностью трех точек, лежащих на изотерме, где две точки крайние, а третья располагается между ними (рис. 4. 3).

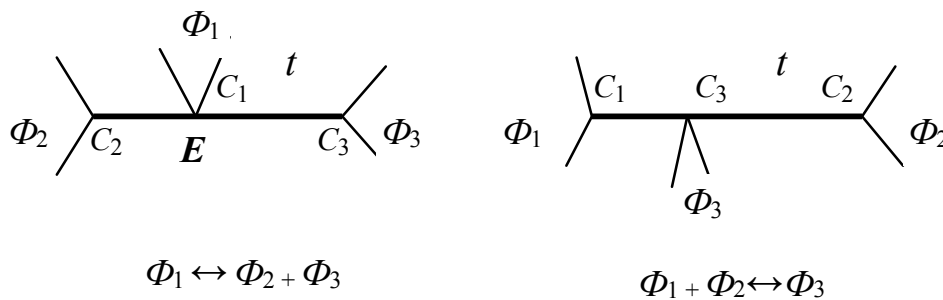
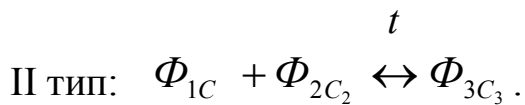
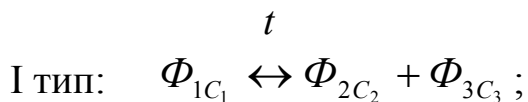


Рис. 4. 3. Трехфазные равновесия и реакции их превращений

В соответствии с правилом Гиббса такое фазовое превращение является нонвариантным ($C = 0$), т. е. происходит при постоянной температуре и неизменном химическом составе всех равновесных фаз.

Все трехфазные равновесия можно свести к двум типам:



Здесь C_1 , C_2 и C_3 – химический состав соответствующих фаз.

В первом случае при охлаждении из одной фазы (жидкого или твердого раствора) образуются две новые фазы, которыми могут быть жидкий раствор, компонент, твердый раствор или соединение (про-

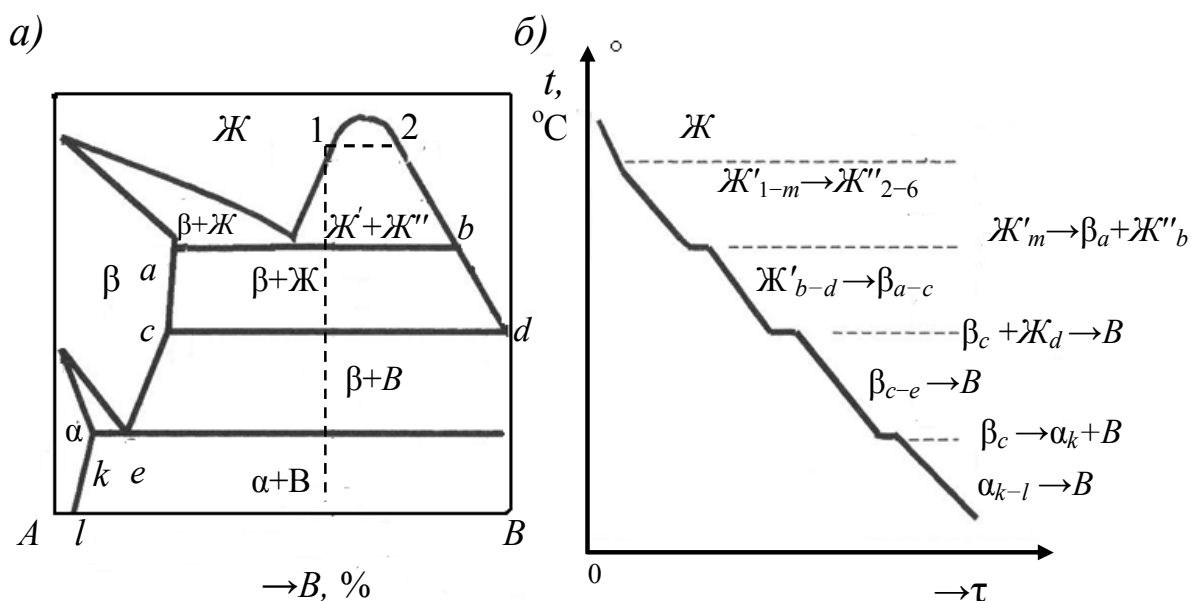


Рис. 4. 4. Монотектическое, вырожденное перитектическое ($t_{пр} > t_{плB}$) и эвтектоидное превращения: *a* – диаграмма состояния; *б* – кривая охлаждения и реакции превращения

межуточная фаза), в другом – из двух взаимодействующих образуется одна фаза. В качестве исходных фаз выступают жидкие растворы, компонент, твердые растворы или химические соединения, а новой фазы – твердые растворы или химические соединения. В ряде случаев на диаграммах состояния одна фаза (средняя точка трехфазного равновесия) имеет близкий химический состав с другой (одной из крайних точек на горизонтали). Такое фазовое превращение называется **вырожденным**, и тип равновесия определяется в результате сравнения температуры фазового превращения с температурой плавления компонентов (рис. 4. 4, 4. 5).

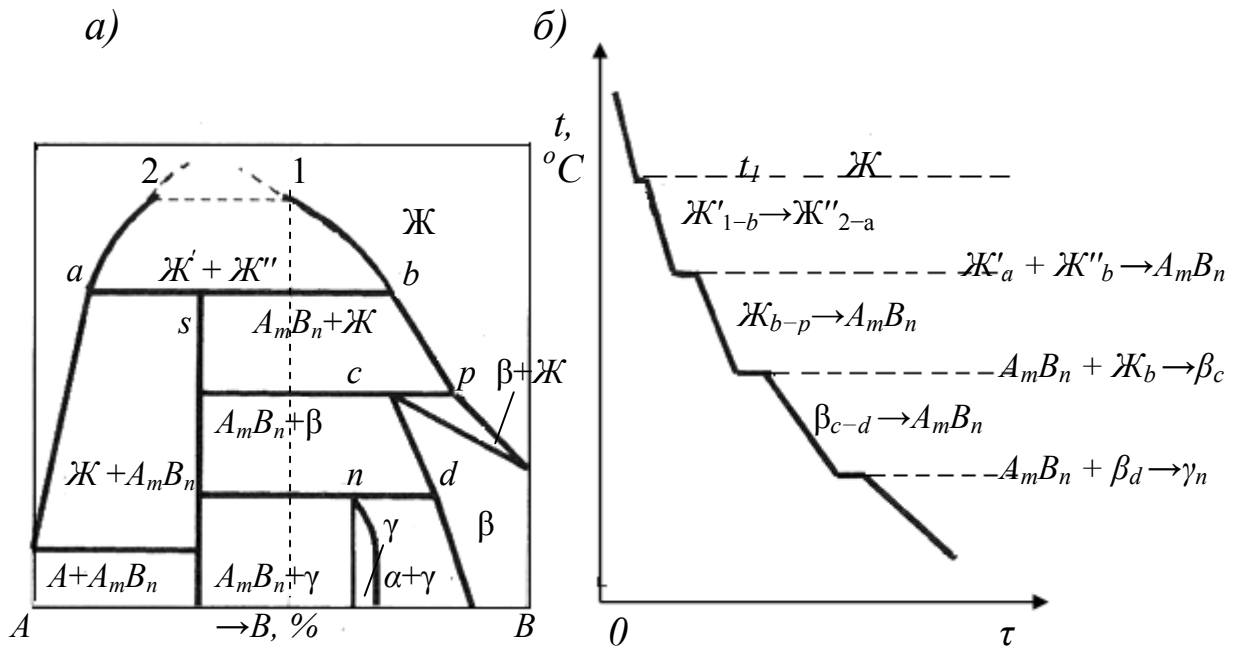


Рис. 4. 5. Синтектическое, перитектическое, перитектоидное и вырожденное ($t_{np} < t_{nl}A$) эвтектическое превращения: а – диаграмма состояния; б – кривая охлаждения и реакции превращений

Рассмотрим существующие варианты фазовых превращений и их реакции.

1) *расслоение жидкого раствора*: $Ж' \leftrightarrow Ж''$, где $Ж'$ и $Ж''$ – жидкие растворы разного химического состава (см. рис. 4. 4, 4. 5);

2) *кристаллизация твердой фазы из жидкой*: $Ж \leftrightarrow \Phi$, где Φ – компонент, твердый раствор или химическое соединение (промежуточная фаза);

3) *полиморфное превращение*: $\Phi_\alpha \leftrightarrow \Phi_\beta$ (см. рис. 4. 4 – 4. 7);

4) *частичный распад твердого раствора или промежуточной фазы*: $\Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2$ (см. рис. 4. 4 – 4. 7), где Φ_1 – это граничный твердый раствор или промежуточная фаза переменного состава; Φ_2 – компонент, твердый раствор, химическое соединение (промежуточная фаза);

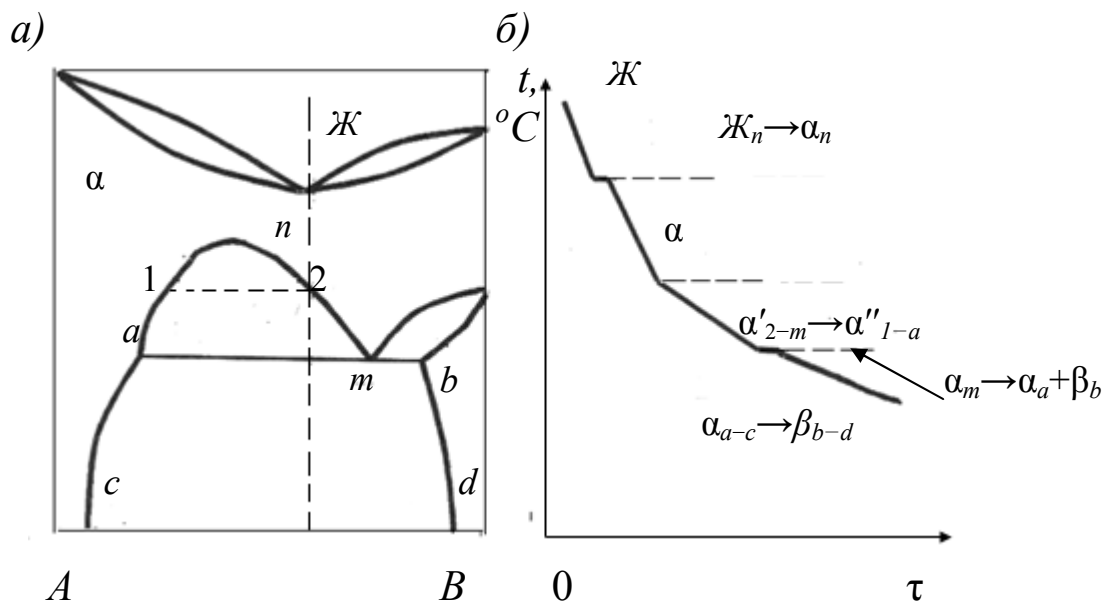


Рис. 4. 6. Монотектоидное и полиморфное превращения: *а* – диаграмма равновесия; *б* – кривая охлаждения и реакции превращений

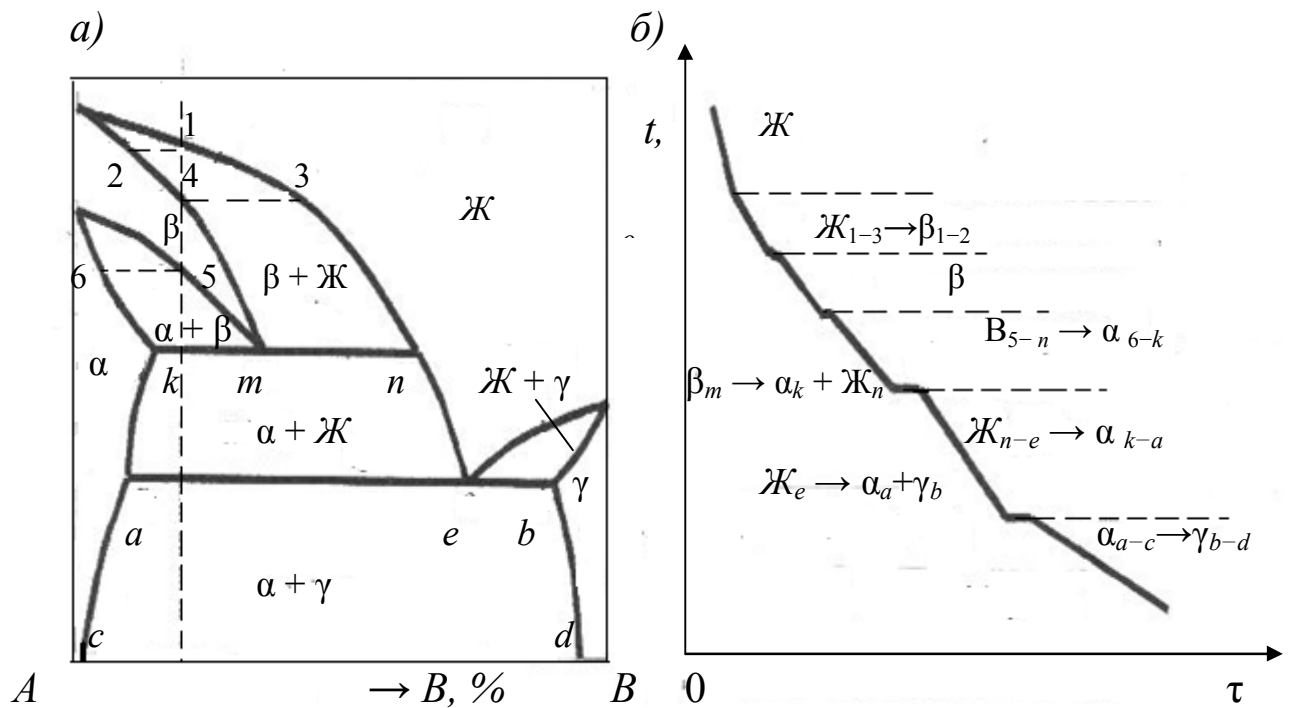


Рис. 4. 7. Метатектическое и эвтектическое превращения: *а* – диаграмма равновесия; *в* – кривая охлаждения и реакции превращений

5) *расслоение твердого раствора*: $\Phi' \leftrightarrow \Phi''$, где Φ' , Φ'' – твердые растворы различного химического состава одного типа кристаллической структуры (см. рис. 4. 6);

6) *превращение “беспорядок в порядок” и наоборот*: $\Phi \leftrightarrow \Phi'$, где Φ и Φ' – фазы неупорядоченная и упорядоченная.

В некоторых системах с ретроградным солидусом происходит реакция оплавления $\Phi \rightarrow \mathcal{Ж}$ при охлаждении некоторой части твердой фазы в интервале концентрации $c-a$, где Φ – твердый раствор, $\mathcal{Ж}$ – жидкий раствор (см. рис. 4. 7).

4. 2. 2. Реакции неинвариантных трехфазных равновесий

Реакции трехфазных равновесий протекают по двум типам. Рассмотрим фазовые превращения с образованием двух фаз из одной (тип I) с участием как жидкой, так и двух твердых фаз.

1) *эвтектическое превращение*: $\mathcal{Ж} \leftrightarrow \Phi_1 + \Phi_2$ (см. рис. 4.7, 4. 8).

Из жидкого раствора при охлаждении кристаллизуются одновременно две твердые фазы постоянного состава (Φ_1 и Φ_2 – компоненты, твердые растворы, промежуточные фазы). Физико-химическая смесь двух фаз, образовавшихся при кристаллизации из жидкого раствора, называется *эвтектикой*. Эвтектическое превращение встречается во многих системах, например: Pb–Bi, Pb–Sb; Al–Si, Al–Sn; Cd–Zn, Sb–Ge и др. Сплавы с эвтектикой обладают хорошей жидкотекучестью и применяются чаще всего в качестве литейных сплавов;

2) *монотектическое превращение*: $\mathcal{Ж}' \leftrightarrow \mathcal{Ж}'' + \Phi$, где $\mathcal{Ж}'$, $\mathcal{Ж}''$ – жидкие растворы различного химического состава, Φ – компонент, твердый раствор или промежуточная фаза (см. рис. 4. 4). Монотектическое превращение наблюдается в системах Se с Cd, Pb, Ga, Bi; Cu с V, Nb и др. и используется при разработке технологических процессов обогащения и извлечения цветных металлов из промежуточных продуктов обжига полиметаллических руд;

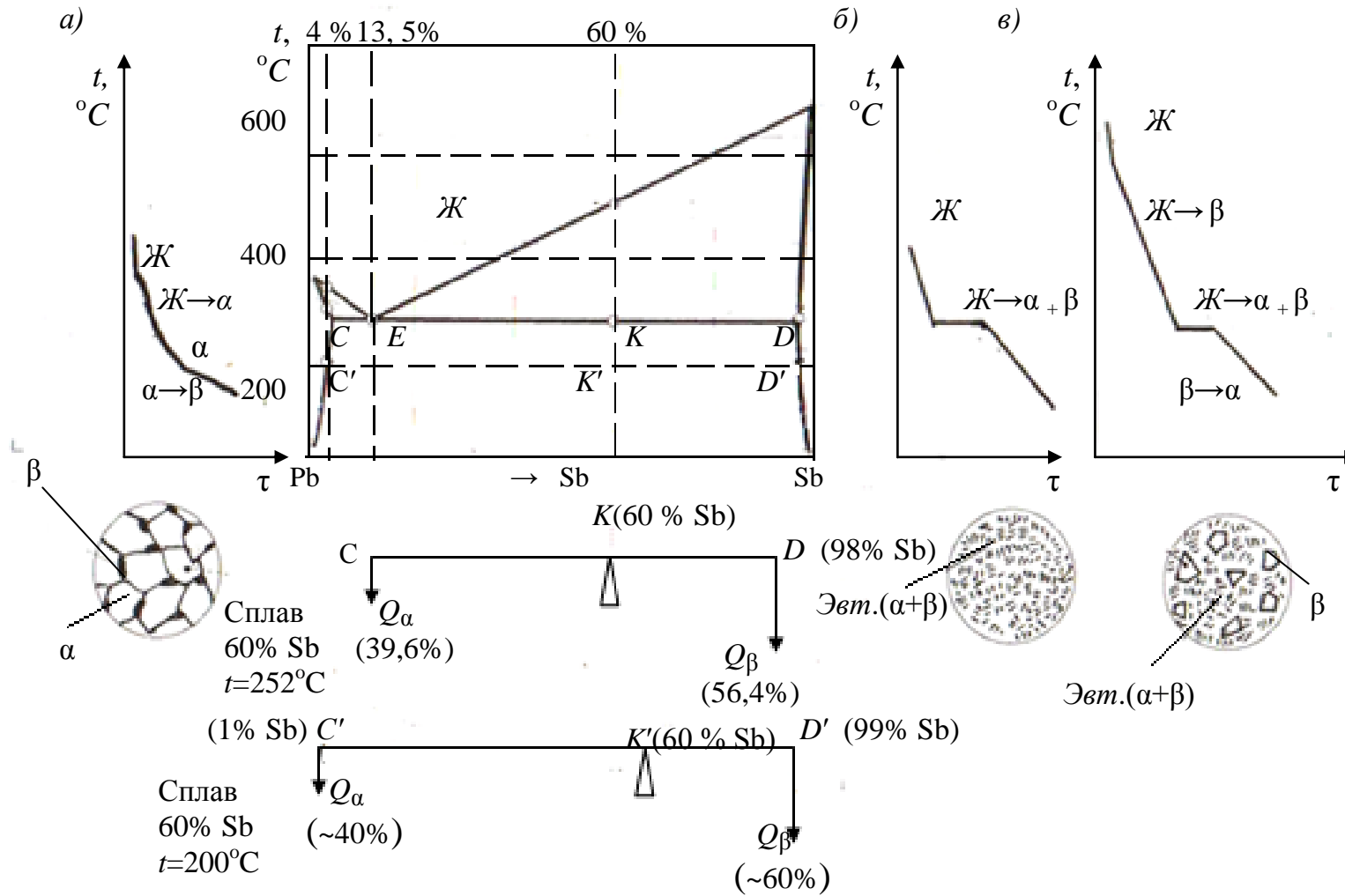


Рис. 4. 8. Диаграмма равновесия системы Pb – Sb, кривые охлаждения сплавов с 4(a), 13,5 (б) и 60 (в)% Sb, реакции превращения и применение правила отрезков

3) *метатектическое превращение*: $\Phi_1 \leftrightarrow \mathcal{J} + \Phi_2$, где Φ_1 – граничный твердый раствор или промежуточная фаза, \mathcal{J} – жидкий раствор, Φ_2 – твердый раствор или промежуточная фаза (см. рис. 4.7). В качестве примера можно привести системы: Ag–Li, Cu–Sn, Fe–Zn, Mn с Cu, In и др.;

4) *эвтектоидное превращение*, или полный распад твердого раствора: $\Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2 + \Phi_3$, где Φ_1 – граничный твердый раствор или промежуточная фаза, Φ_2, Φ_3 – компоненты, твердые растворы, промежуточные фазы (см. рис. 4.4). Тонкая физико-химическая смесь двух фаз, образовавшаяся при распаде твердого раствора, называется *эвтектоидом*. Эвтектоидное превращение встречается во многих системах и используется для упрочнения сплава, особенно на основе Fe и Ti;

5) *монотектоидное превращение*: $\Phi_1' \leftrightarrow \Phi_1'' + \Phi_2$, где Φ_1', Φ_1'' – твердые растворы, отличающиеся химическим составом, Φ_2 – твердый раствор или промежуточная фаза. Монотектоидное превращение связано с расслоением твердого раствора и встречается в системах Al–Zn, а также Zr с Hf, U, Th; Sc–Ti, Fe–Ni; Zr с Th, U и др. (рис. 4.6).

Рассмотрим фазовые превращения II типа с образованием новой фазы из двух взаимодействующих:

1) *синтектическое превращение*: $\mathcal{J}' + \mathcal{J}'' \leftrightarrow \Phi$, где $\mathcal{J}', \mathcal{J}''$ – жидкие растворы разного химического состава, Φ – химическое соединение или промежуточная фаза переменного состава (см. рис. 4.5). Встречается в системах In–Rb, Ca–K, Fe–O и др. Расслоение жидкости также используется в технологических процессах извлечения цветных металлов;

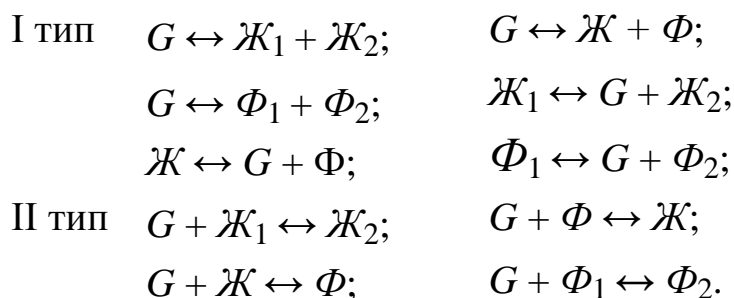
2) *перитектическое превращение*: $\mathcal{J} + \Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2$ (см. рис. 4.5). При взаимодействии жидкого раствора с твердой фазой (компонентом, твердым раствором или промежуточной фазой) образуется новая

фаза (твердый раствор, химическое соединение или промежуточная фаза). Встречается во многих системах, например Pt с W, Ag, Ru; Ti с W, Os; Au–Bi и др.

3) *перитектоидное превращение*: $\Phi_1 + \Phi_2 \leftrightarrow \Phi_3$ (см. рис. 4. 5).

В качестве фаз Φ_1 и Φ_2 могут быть компоненты, твердые растворы или промежуточные фазы, Φ_3 – химическое соединение или промежуточная фаза. Встречается во многих системах: Mn–Au, Mn–C; Zr–Al, Co–V и др.

Когда система рассматривается при низких давлениях или высоких температурах (более 2000 °С), а также системы типа металл–газ, то возможны равновесия с участием газовой фазы G . Приведем наиболее вероятные реакции невариантных равновесий при указанных условиях:



Кривые охлаждения с записями реакций фазовых превращений представлены на рис. 4.2 – 4. 4.

4. 3. Пример разбора диаграмм равновесия

Рассмотрим диаграмму состояния системы Al–Li (см. рис. 4. 9). При взаимодействии Al с Li образуется неограниченный жидкий раствор, в твердом состоянии – твердый раствор α на основе алюминия, неустойчивое химическое соединение Li_2Al и промежуточная β -фаза на основе устойчивого химического соединения $LiAl$ переменного состава, в остальных областях (ниже солидуса) – сплавы смеси.

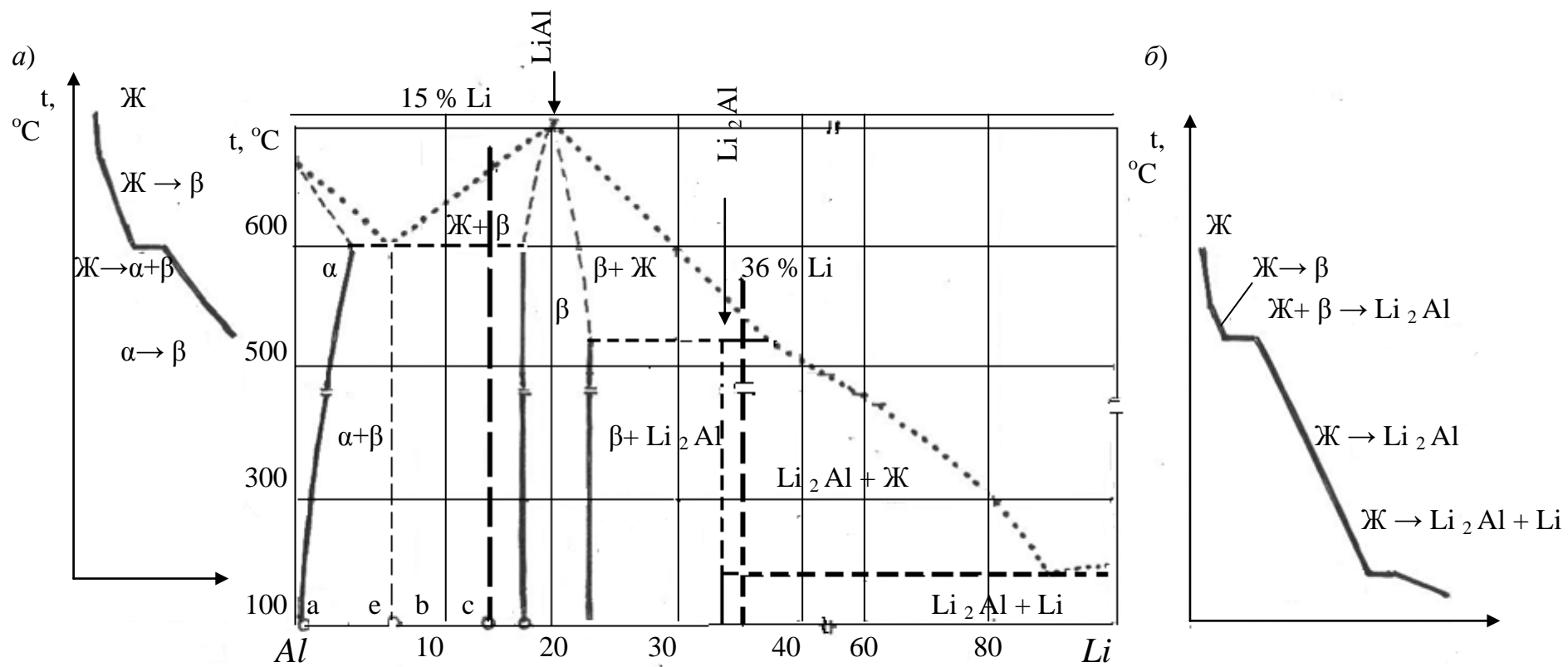
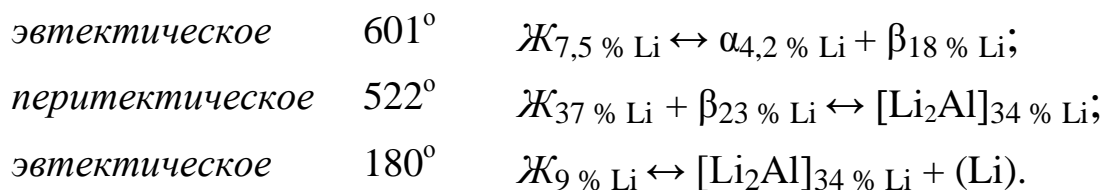


Рис. 4. 9. Диаграмма состояния системы AL – Li, кривые охлаждения сплавов с 15 (а) и 35 (б) % Li и реакции превращений: - - - - - – солидус; – ликвидус

Таким образом, на диаграмме равновесия представлены все три типа сплавов. Линия ликвидуса обозначена пунктирной линией, солидуса – точками. Диаграмма имеет три нонвариантных превращения:



Определим соотношение фаз и структурных составляющих для сплава с 15 % Li при 100 °С. Соотношение фаз α и β (Q_α/Q_β) выражается величинами отрезков $vc/av = 3/15$. Отсюда

$$Q_\alpha = 3 \cdot 100/18 = 16,7 \% ; \quad Q_\beta = 15 \cdot 100/18 = 83,3 \% .$$

Соотношение структурных составляющих эвтектики и избыточной β -фазы ($Q_{\text{эвт}}/Q_\beta$) определяется соотношением отрезков $vc/ve = 3/7,5$. Отсюда

$$Q_{\text{эвт}} = 3 \cdot 100/10,5 = 28,6 \% ; \quad Q_\beta = 7,5 \cdot 100/10,5 = 71,4 \% .$$

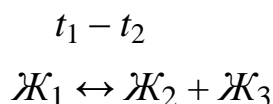
Фазовый состав, кривые охлаждения для сплавов, реакции и структура приведены на рис. 4. 9.

5. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРЕХКОМПОНЕННЫХ СИСТЕМ

В технике для обеспечения требуемого комплекса свойств применяются многокомпонентные сплавы. Для трехкомпонентной системы диаграмма состояния изображается пространственной фигурой в виде прямоугольной призмы. Основанием служит равносторонний треугольник, а ребро – осью температур.

5. 1. Реакции фазовых равновесий

В трехкомпонентных системах кроме одно-, двух- и трехфазных равновесий наблюдаются неинвариантные четырехфазные равновесия. Реакции двух- и трехфазных равновесий описаны в гл. 4. Применительно к тройным сплавам вариантность системы для таких реакций согласно правилу фаз Гиббса будет на единицу больше. К рассмотренным ранее добавляется моновариантная реакция расслоения жидкости:



Для удобства прочтения и анализа трехкомпонентных диаграмм состояния все моно- и неинвариантные равновесия (превращения) обозначаются соответствующими символами (буквами). Строчными – моновариантные реакции фазовых равновесий в тройных системах и соответствующие точки трехфазных равновесий, расположенные на сторонах концентрационного треугольника проекций поверхностей ликвидуса, прописными – неинвариантные реакции фазовых превращений в тройных системах и соответствующие им точки четырехфазных равновесий. Например, эвтектические, перитектические и моноэтектические точки обозначают *e*, *p*, *m* и *E*, *P*, *M* соответственно для трех- и четырехфазных равновесий. Количество моно- и неинвариантных фазовых превращений в одной трехкомпонентной системе может достигать до 5 и более, поэтому каждое нумеруется порядковой цифрой, в общем случае – в сторону понижения температуры превращения.

5. 1. 1. Реакции четырехфазных равновесий с участием жидкой фазы

Четырехфазные превращения с участием жидкости подразделяются на четыре типа.

1) *эвтектическое превращение*. Обозначается символом E и протекает по реакции $\mathcal{J} \leftrightarrow \Phi_1 + \Phi_2 + \Phi_3$, где фазами могут быть компоненты, твердые растворы и промежуточные фазы (соединения). Эвтектические превращения наблюдаются во многих системах, например Ni–Nb–Cr, Cu–Ni–Ti, W–Nb–C, Al–Li–Cu, In–Se–Pb и др;

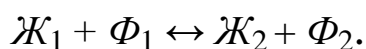
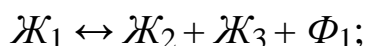
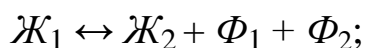
2) *перитектическое превращение*. В отличие от двойных систем неинвариантное фазовое равновесие протекает по двум типам реакций:

а) обычное перитектическое превращение, обозначаемое символом U , в результате которого при взаимодействии жидкой фазы с твердой образуется смесь двух фаз, т. е. $\mathcal{J} + \Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2 + \Phi_3$;

б) дважды перитектическое превращение, обозначаемое символом P , при котором жидкая фаза взаимодействует с двумя твердыми и образуется новая твердая фаза, т. е. $\mathcal{J} + \Phi_1 + \Phi_2 \leftrightarrow \Phi_3$.

Фазами в таких превращениях являются граничные твердые растворы и промежуточные фазы (соединения). Перитектическое превращение наблюдается в вышеуказанных системах;

3) *монотектическое превращение*. При расслоении жидкого раствора чаще всего наблюдается монотектическое превращение, обозначаемое символом M . Оно может проходить по трем типам реакций:



Взаимодействующими фазами кроме жидкостей являются твердые растворы и соединения, чаще промежуточные фазы постоянного состава. Данный тип равновесия наблюдается в системах S–Tl с Ge, Ga, Cu; Cd–Se с Bi, Ge; Al–Cd–Cu, Ga–Sb–Bi и др.

4) *синтектическое превращение*. Редко встречается, например в системах In–Li–S, Fe–Cu–C, In–Na с Se, Te и др., обозначается символом R . Протекает по реакции $\mathcal{J}_1 + \mathcal{J}_2 \leftrightarrow \Phi_1 + \Phi_2$, где Φ_1, Φ_2 – твердые растворы и промежуточные фазы.

Твердыми фазами являются соединения (промежуточные фазы) и твердые растворы. Превращения встречаются в системах Cu–Sn–Te, In–Se–Sb и др.

5. 1. 2. Реакции четырехфазных равновесий при превращениях в твердом состоянии

Четырехфазные равновесия при превращениях в твердом состоянии аналогичны рассмотренным четырехфазным равновесиям с участием жидкой фазы, что и отражается в их названиях.

1) **эвтектоидное превращение**. Обозначается символом E_d протекает по реакции $\Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2 + \Phi_3 + \Phi_4$, где фазами являются твердые растворы и соединения (промежуточные фазы). Наблюдается в системах Fe–Ti–Cr, Fe–Co–Si, Fe–N–C, Cu–Zn–Mg, As–S–Ag и др.;

2) **перитектоидное превращение**. Так же как и перитектическое, протекает по двум типам реакций:

а) обычное перитектоидное $\Phi_1 + \Phi_2 \leftrightarrow \Phi_3 + \Phi_4$;

б) дважды перитектоидное $\Phi_1 + \Phi_2 + \Phi_3 \leftrightarrow \Phi_4$.

Взаимодействующими фазами могут быть твердые растворы и соединения. Обозначается символом Pd и встречается в системах Fe–Mo–Si, Fe–Cr–N, Fe–Ni–Si, Ni–Nb–Cr, Al–Mn–Cr и др.;

3) **монотектоидное превращение**. Расслоение твердого раствора наблюдается в двойных системах Zn с Nb, Hf, Th, U, Ta; Al–Zn, Sc–Ti и др. При введении третьего элемента возможно четырехфазное равновесие в тройной системе по реакции $\Phi_1' \leftrightarrow \Phi_1'' + \Phi_2 + \Phi_3$, где Φ_1' , Φ_1'' – твердые растворы различного химического состава с одинаковым типом кристаллической структуры.

В качестве примера многофазных равновесий можно привести систему мышьяк–селен–таллий, которая имеет 8 эвтектических, 12 перитектических и 2 монотектические точки трехфазного равновесия.

Другим примером является система Tl–S–Ga (табл. 5. 1) с 13 нонвариантными четырехфазными равновесиями, в которой фазы β и

β' – твердые растворы на основе GaS и промежуточной модификации (850–1270 ° K) Ga₂S₃.

Таблица 5. 1

**Реакции четырехфазных равновесий системы
таллий–сера–галлий.**

Обозначение	Равновесие	T, K
E_1	$\mathcal{Ж} \leftrightarrow \text{TiGaS}_2 + \text{TiGa}_5\text{S}_8 + \beta$	1005
P	$\mathcal{Ж} + \beta' \leftrightarrow \text{Ga}_3\text{S}_4 + \text{TiGa}_5\text{S}_8$	1210
P_2	$\mathcal{Ж} + \text{Ga}_4\text{S}_5 \leftrightarrow \text{TiGa}_5\text{S}_8 + \beta$	1195
P_3	$\mathcal{Ж} + \beta \leftrightarrow \text{GaS}_2 + \text{TiGaS}_2$	1048
P_4	$\mathcal{Ж} + \text{Ti}_2\text{S} \leftrightarrow \text{Ti}_4\text{S}_3 + \text{Ti}_4\text{Ga}_2\text{S}_5$	561
P_5	$\mathcal{Ж} + \text{Ti}_4\text{Ga}_2\text{S}_5 \leftrightarrow \text{Ti}_4\text{S}_3 + \text{TiGaS}_2$	555
P_6	$\mathcal{Ж} + \text{Ti}_4\text{S}_3 \leftrightarrow \text{TiS} + \text{TiGaS}_2$	493
M_1	$\mathcal{Ж}_4 \leftrightarrow \mathcal{Ж}_5 + \text{TiS} + \text{TiGaS}_2$	400
M_2	$\mathcal{Ж}_4 \leftrightarrow \mathcal{Ж}_5 + \text{TiGaS}_3 + \text{TiGaS}_8$	970
M_3	$\mathcal{Ж}_4 + \beta' \leftrightarrow \mathcal{Ж}_5 + \text{TiGa}_5\text{S}_8$	1095
M_4	$\mathcal{Ж}_4 \leftrightarrow \mathcal{Ж}_3 + \text{TiGaS}_2 + \text{Ga}_2\text{S}$	1045
M_5	$\mathcal{Ж}_4 + \text{TiGaS}_2 \leftrightarrow \mathcal{Ж}_3 + \text{Ti}_4\text{Ga}_2\text{S}_5$	965
M_6	$\mathcal{Ж}_4 \leftrightarrow \mathcal{Ж}_3 + \text{Ti}_2\text{S} + \text{Ti}_4\text{Ga}_2\text{S}_5$	648

Кроме этих реакций наблюдают моновариантные: четыре эвтектические, шесть перитектических и шесть монотектических точек трехфазного равновесия.

**5. 2. Изотермические и политермические разрезы
в тройных системах**

Пространственные диаграммы тройных сплавов сложны при рассмотрении процесса кристаллизации сплава. Поэтому для анализа процессов фазовых превращений используют построение изотермических и политермических разрезов, а также проекций изотерм и по-

верхностей ликвидуса и солидуса на плоскость концентрационного треугольника.

5. 2. 1. Общие понятия

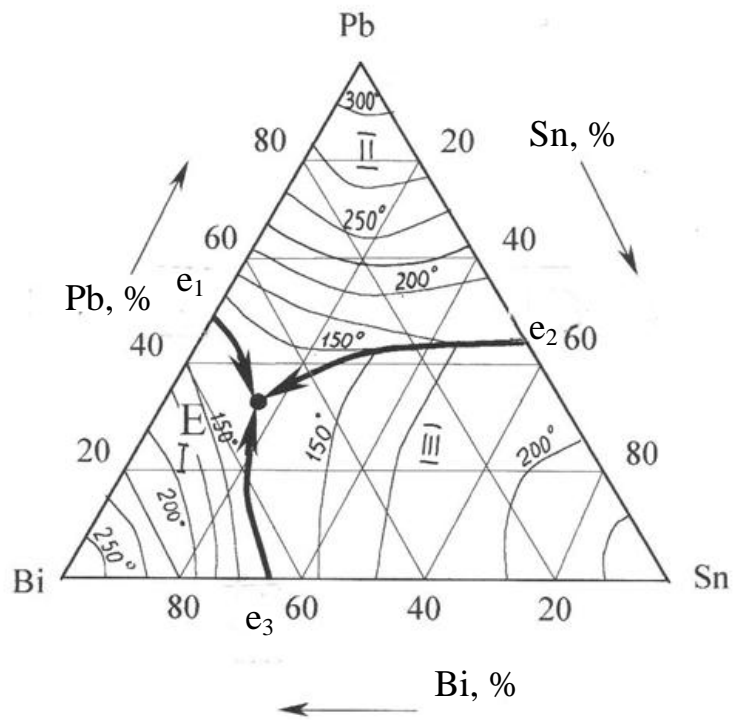
Изотермические разрезы получают при пересечении пространственной диаграммы плоскостями с заданным температурным шагом, параллельными плоскости концентрационного треугольника. Следы пересечений с поверхностями ликвидуса и солидуса, спроектированные на концентрационный треугольник, дают соответственно изотермы ликвидуса и солидуса. По изотермическим разрезам можно судить о фазовых областях и фазовом составе сплава при данной температуре, определять состав равновесных фаз любого тройного сплава и их соотношение с помощью правила рычага в двухфазной области или правила центра тяжести весового треугольника в трехфазной. По изотермам ликвидуса и солидуса можно установить начало и конец кристаллизации заданного сплава.

Политермические разрезы строят пересечением пространственной диаграммы вертикальной плоскостью. Используют три способа сечения: параллельное стороне призмы при постоянной концентрации какого-либо компонента, через вершины призмы при постоянном соотношении концентраций каких-либо двух компонентов или через двойные устойчивые соединения (квазибинарные разрезы).

По политермическим разрезам можно судить о фазовых областях и температурных интервалах фазовых превращений, но они не дают составов равновесных фаз. Роль политермических разрезов велика при обосновании технологии производства сплавов, технологических режимов литья, горячей пластической деформации и термической обработки по известным температурам критических точек.

В некоторых случаях большую информацию дают проекции поверхностей ликвидуса и солидуса. На рис. 5. 1 представлена проекция поверхностей ликвидуса и изотермы ликвидуса диаграммы состояния Pb–Bi–Sn с тройной эвтектикой.

Рис. 5. 1
 Проекция изотерм и
 поверхностей ликвидуса
 трехкомпонентной
 системы Pb – Bi – Sb



Линии e_1E , e_2E и e_3E – это проекции линий моновариантных трехфазных равновесий ($Ж \leftrightarrow \Phi_1 + \Phi_2$). По ним идет изменение состава жидкой фазы при кристаллизации двойных эвтектик. Изменение состава жидкости и температуры следует по направлению стрелок. Проекция поверхностей ликвидуса показывают поля кристаллизации первичных фаз. В данном случае в областях I, II и III кристаллизуются соответственно Bi, Pb и Sn.

Три моновариантные кривые сходятся в одной точке четырехфазного равновесия, указывающей на состав жидкой фазы. Различают три варианта пересечения моновариантных кривых в инвариантных точках (см. рис. 5. 2).

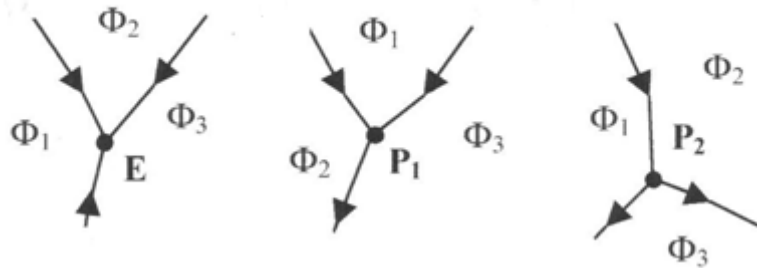
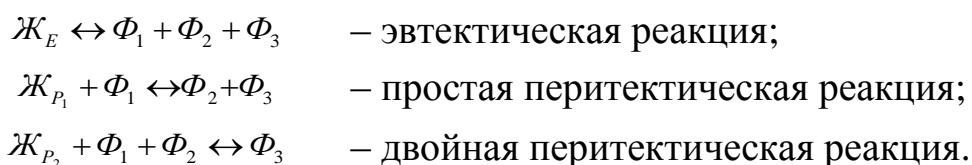


Рис. 5. 2. Пересечение моновариантных кривых
 фазовых равновесий в инвариантных точках

Исходя из правила центра тяжести весового треугольника, можно записать реакции четырехфазного равновесия для указанных случаев:



В первом случае три кривые сходятся в одной точке, во втором – две сходятся и одна выходит, причем с жидкостью взаимодействует фаза, находящаяся между сходящимися кривыми. В третьем случае – получающаяся твердая фаза располагается между расходящимися кривыми. Аналогичным правилам подчиняются монотектическая и монотектоидная, синтектическая и перитектоидная реакции четырехфазных равновесий.

Таким образом, проекции поверхностей ликвидуса образуют поля кристаллизации первичных фаз, обозначают точки неинвариантных превращений, соответствующие трехфазным равновесиям в двойных сплавах и четырехфазным – в тройных сплавах, и показывают проекции моноинвариантных кривых трехфазных равновесий, соответствующих изменению состава жидких фаз, а также направление изменения состава и температуры. Проекция поверхностей солидуса, в свою очередь, указывает области существования одно-, двух- и трехфазных сплавов в твердом состоянии, а также на изменение состава твердых растворов.

Проведем анализ проекций поверхностей ликвидуса диаграммы равновесия золото–теллур–висмут (рис. 5. 3).

На проекции диаграммы представлены восемь полей кристаллизации первичных фаз: 1) Bi ; 2) Au_2Bi ; 3) Au ; 4) $AuTe_2$; 5) Te ; 6) Bi_2Te_3 ; 7) $BiTe$ и 8) Bi_5Te_3 .

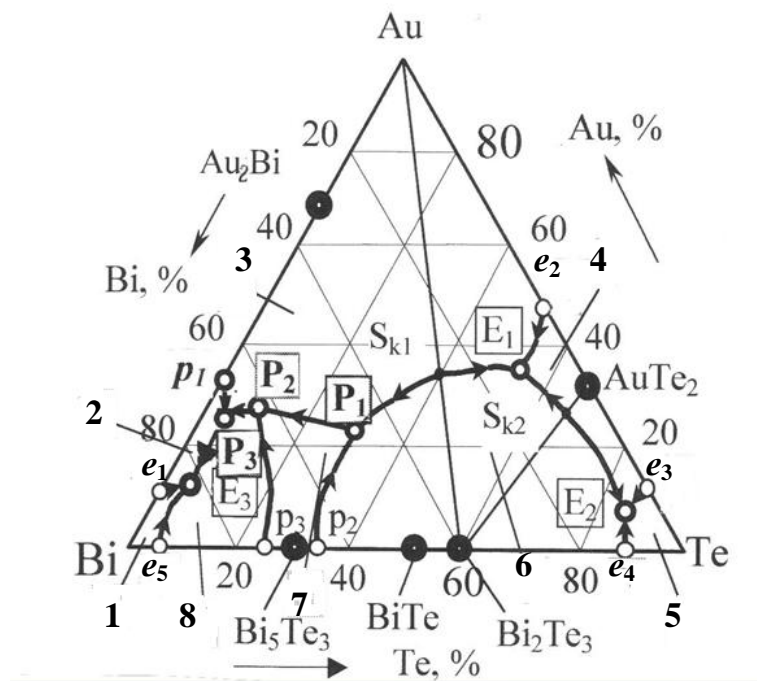
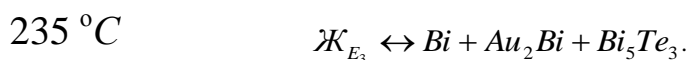
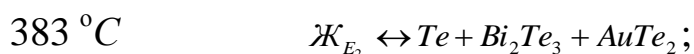
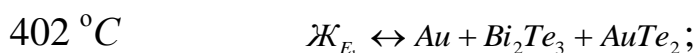
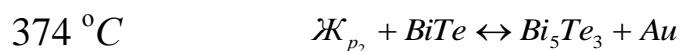
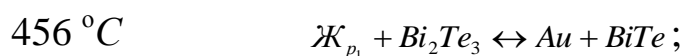


Рис. 5. 3. Проекция поверхностей ликвидуса диаграммы Au – Te – Bi

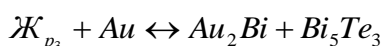
Проекция также имеет пять эвтектических точек (e_1 – e_5) трехфазных невариантных равновесий в двойных системах и три эвтектические точки (E_1 , E_2 и E_3), соответствующие четырехфазным невариантным равновесиям. Приведем реакции эвтектических превращений:



Точки p_1 , p_2 и p_3 соответствуют перитектическим точкам невариантного превращения в двойных сплавах, а P_1 , P_2 и P_3 – перитектическим точкам невариантного равновесия в тройных сплавах. Приведем температуры и реакции перитектических превращений:



346 °C



По этим реакциям можно проследить их написание по ранее изложенным правилам. Линии, соединяющие точки e_i с E_i и E_i с E_{i+n} , отвечают трехфазному моновариантному эвтектическому равновесию ($\mathcal{J} \leftrightarrow \Phi_1 + \Phi_2$), а линии, соединяющие точки e_i с P_i , E_i с p_i и p_i с P_i – трехфазному моновариантному перитектическому равновесию ($\mathcal{J}_{P_i} + \Phi_1 \leftrightarrow \Phi_2$). Проекция диаграммы имеет еще две характерные точки S_{k1} и S_{k2} , лежащие на квазибинарных разрезах, называемые перевальными, по левую и правую стороны которых идет снижение температуры.

5. 2 .2. Построение изотермических и политермических разрезов

Для достаточно простых диаграмм тройных сплавов можно строить изо- и политермические разрезы, придерживаясь определенной последовательности. Для построения политермического разреза необходимо:

- 1) спроектировать все поверхности пространственной диаграммы на концентрационный треугольник;
- 2) провести линию разреза и отметить на ней точки характерных сплавов, лежащих на проекции следов пересечений поверхностей пространственной диаграммы;
- 3) построить оси координат «температура–состав» политермического разреза и отметить на оси концентраций характерные точки пересечений;
- 4) последовательно на вертикальных линиях, проведенных из отмеченных точек, отложить температуры ликвидуса, солидуса, сольвусов и промежуточных поверхностей;
- 5) построить следы пересечения вертикальной плоскости разреза со всеми поверхностями пространственной диаграммы и соединить соответствующие точки кривыми;
- 6) обозначить фазовый состав во всех полях разреза, начиная с однофазных областей.

При выполнении этого построения следует воспользоваться правилом о числе фаз в соприкасающихся фазовых областях. Одно из положений этого правила гласит о том, что у двух фазовых областей, разделенных поверхностью раздела, число фаз отличается не более чем на единицу. Данное правило применимо для изотермических разрезов. Правило выполняется всегда, кроме случаев пересечений, проходящих через особые (узловые) точки (эвтектические, перитектические и др.).

Рассмотрим построение на примере диаграммы равновесия с двумя твердыми растворами и моновариантным перитектическим превращением (см. рис. 5. 4).

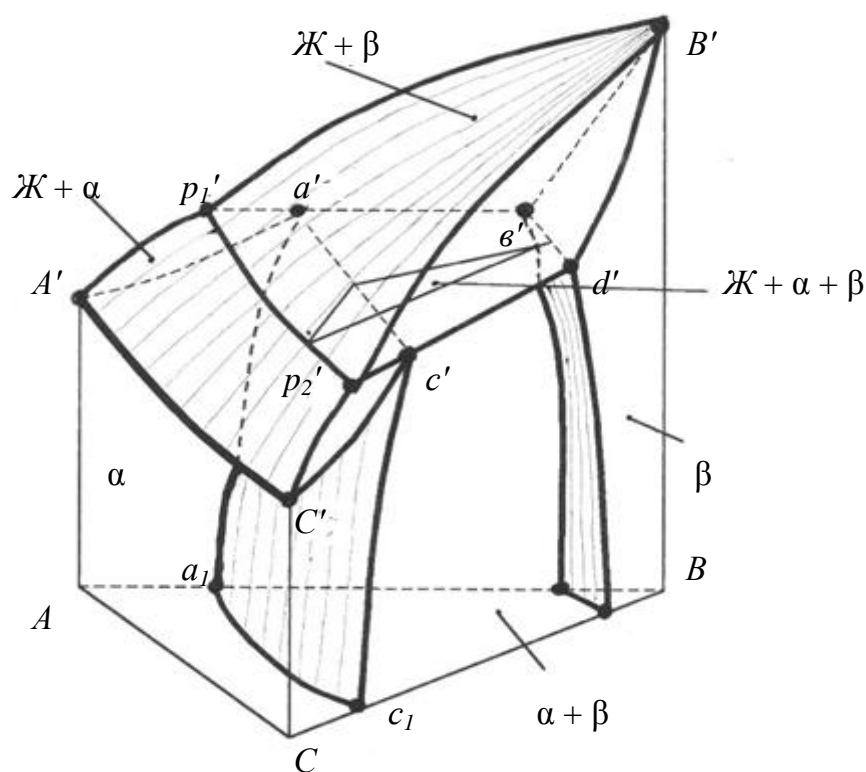


Рис. 5. 4. Пространственная диаграмма с моновариантным перитектическим превращением и граничными твердыми растворами

На рис. 5. 5 представлены проекции поверхностей этой пространственной диаграммы. Проекции поверхностей ликвидуса –

ACp_2p_1 и p_2p_1B , проекции солидуса – $ACca$, $abdc$ и bdB , проекции промежуточных поверхностей – p_1p_2db и p_1p_2ca и проекции сольвуса – a_1c_1ca и b_1d_1db . В точке A – проекция температуры плавления компонента A . Линия сечения Ak пересекает в точке 1 проекцию перитектической линии, в точке 2 – проекцию сольвуса, в точке k – проекции пересечений четырех критических точек: поверхностей ликвидуса, промежуточной, солидуса и сольвуса. Все точки соответствующих поверхностей соединяются кривыми линиями (см. рис. 5. 5).

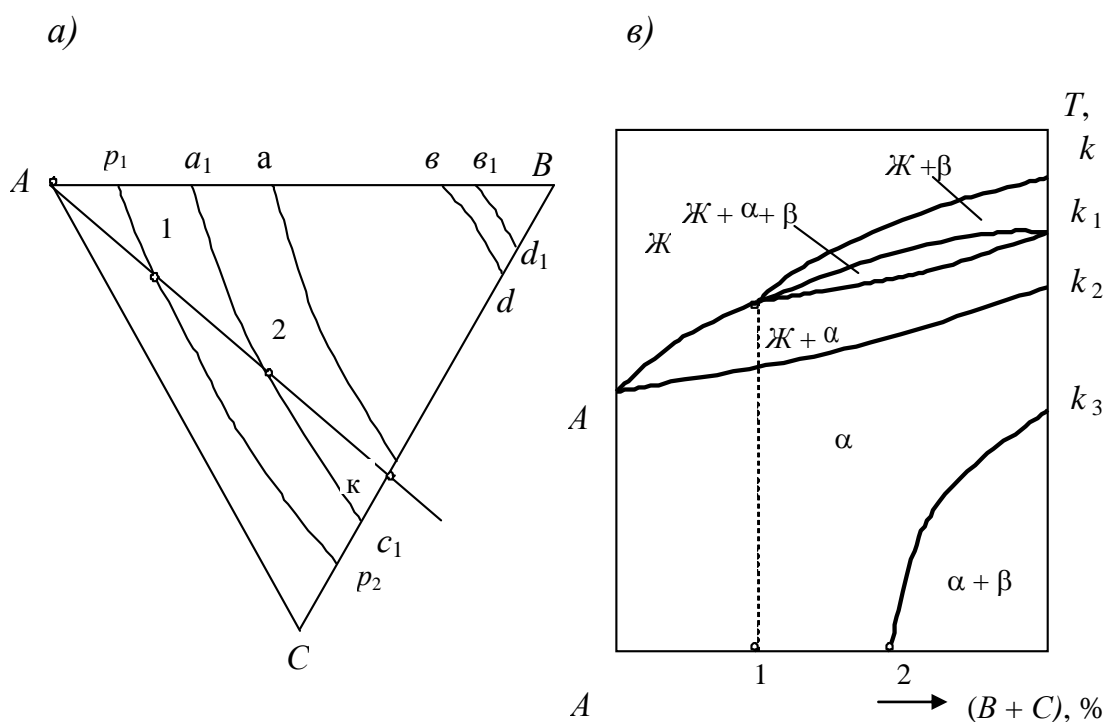


Рис. 5. 5. Примеры построения диаграммы с моновариантным перитектическим превращением: a – проекция поверхностей на плоскость концентрационного треугольника; b – политермический разрез

Порядок построения изотермического разреза:

- 1) спроектировать все поверхности на концентрационный треугольник;
- 2) последовательно построить изотермы ликвидуса, солидуса, промежуточных поверхностей и сольвуса, т. е. следы от сечений горизонтальной плоскостью соответствующих поверхностей.

Построение изотермических и политермических разрезов реальных диаграмм тройных сплавов обычно проводится экспериментальным путем. Выплавляется серия сплавов, и с применением различных методов анализа (термического, металлографического, дилатометрического, рентгеноструктурного и др.) определяются критические точки и фазовый состав в зависимости от температуры.

Затем, используя правило о числе фаз в соприкасающихся областях, на изотермическом разрезе производят деление на одно-, двух- и трехфазные области. Кроме этого разрезы могут строиться расчетным путем с использованием характеристик термодинамических свойств сплавов.

5. 2. 3. Примеры анализа изотермических и политермических разрезов

Одной из основных задач данного раздела металловедения является умение анализировать изо- и политермические разрезы реальных диаграмм тройных систем. Поэтому рассмотрим изотермический разрез важной с практической точки зрения системы Al–Mg–Zn.

Сплавы на основе алюминия и магния широко применяются в качестве высокопрочных конструкционных материалов. Сплавы на основе цинка используются как конструкционные литейные сплавы, а также в качестве подшипниковых материалов и припоев для пайки алюминия, магния и их сплавов.

На рис. 5. 6 представлен изотермический разрез диаграммы данной системы. Мы видим 11 однофазных областей, из них 3 граничных твердых раствора α , δ и ϵ на основе Al, Mg и Zn соответственно и 8 промежуточных фаз: β , β' , γ , примыкающих к системе Al–Mg; ξ , η , υ – к системе Mg–Zn; β -фаза – к системе Al–Zn и T-фаза с большой областью гомогенности. В 20 двухфазных областях с обозначенным фазовым составом проведены коноды, указывающие на составы равновесных фаз.

Незаштрихованные 10 полей, ограниченные конодами, – области трехфазного равновесия: 1 – $\alpha + \beta + T$; 2 – $\alpha + \eta + T$; 3 – $\alpha + \beta + \eta$; 4 – $\beta + \varepsilon + \nu$; 5 – $\beta + \eta + \nu$; 6 – $\xi + T + \eta$; 7 – $T + \xi + \delta$; 8 – $\gamma + T + \delta$; 9 – $T + \beta' + \gamma$; 10 – $\beta + T + \beta'$.

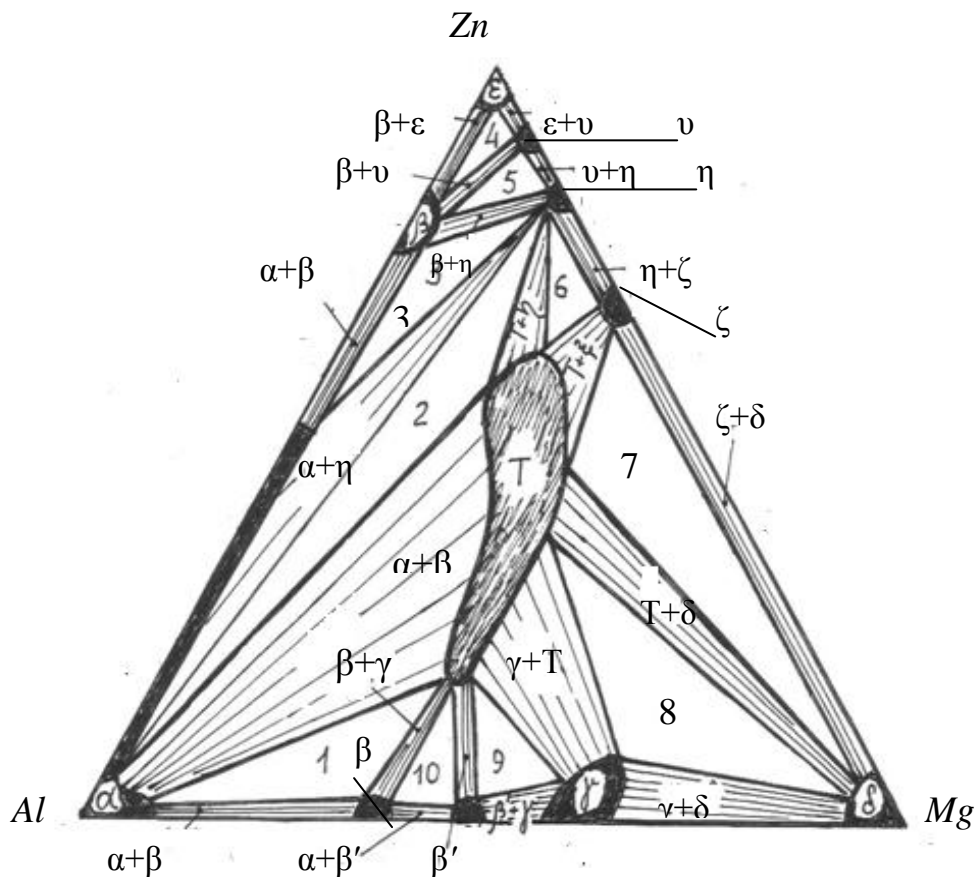


Рис. 5. 6. Изотермический разрез системы Al – Mg – Zn

На рис. 5.7–5.9 представлены экспериментально построенные изотермические (при 500 и 1000 °С) и политермический (для 4 %Fe) разрезы медного угла диаграммы равновесия Cu–Al–Fe с указанным составом алюминиево-железистой бронзы марки Бр АЖ 9-4.

На сторонах концентрационного треугольника приведены фрагменты диаграмм состояния двойных систем Cu–Al и Cu–Fe. Указан фазовый состав во всех областях, подчиняющийся правилу о числе фаз в соприкасающихся областях.

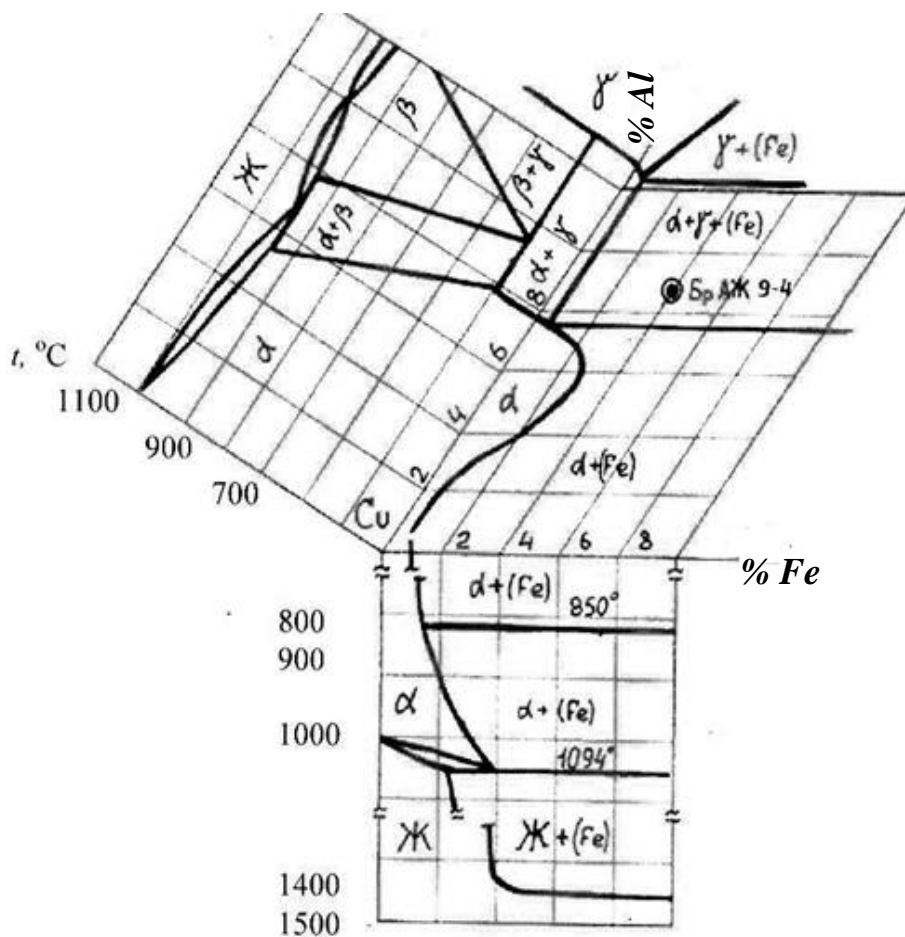


Рис. 5. 7. Изотермический разрез при 500°С угла диаграммы Cu – Al – Fe

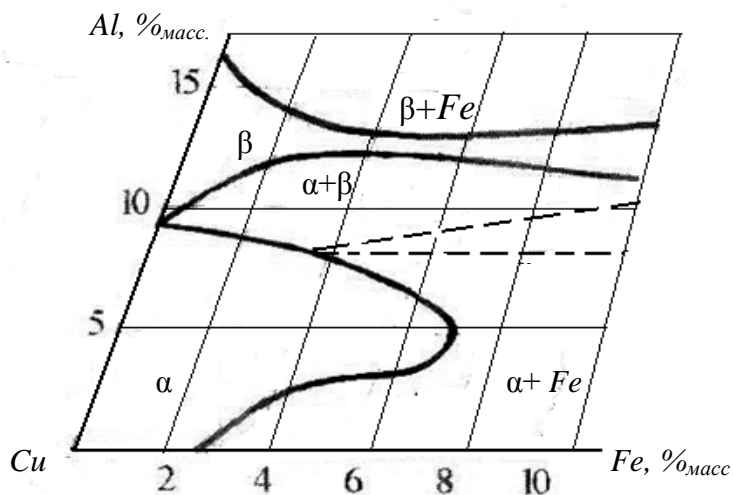


Рис. 5. 8. Изотермический разрез при 1000°С медного угла диаграммы Cu–Al–Fe

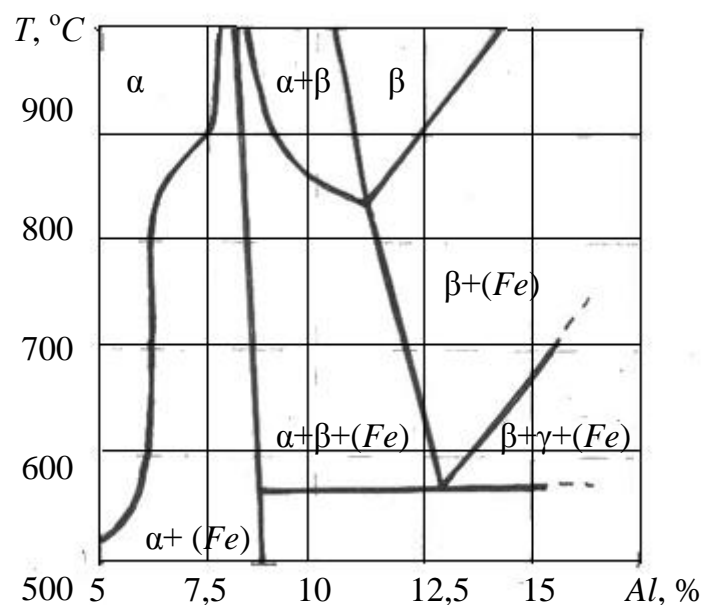


Рис. 5. 9. Политермический разрез медного угла диаграммы Cu-Al-Fe с 4% Fe

Из изо- и политермических разрезов видно (см. рис. 5. 7 - 5. 9), что с повышением температуры от 500 до 1000 °С бронза из трехфазной, состоящей из α -, γ -фаз и твердого раствора на основе железа, становится двухфазной, состоящей из α - и β -фаз, начиная с температуры 850 °С. Большая трехфазная область (α -, γ -фазы и твердый раствор на основе железа) вклинивается в область, где γ -фаза заменяется на β -фазу. Область твердого раствора α расширяется с 3 до 7 % Fe при 5 % Al.

5. 2. 4. Правило отрезков и правило центра тяжести весового треугольника в тройных системах

На изотермических разрезах тройных систем можно определить состав равновесных фаз и их соотношение в двухфазной и трехфазной областях. В двухфазной области используют правило отрезков (рыча-

га), а в области трехфазного равновесия – правило центра тяжести весового треугольника.

На рис. 5.10 представлен изотермический разрез диаграммы равновесия с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях.

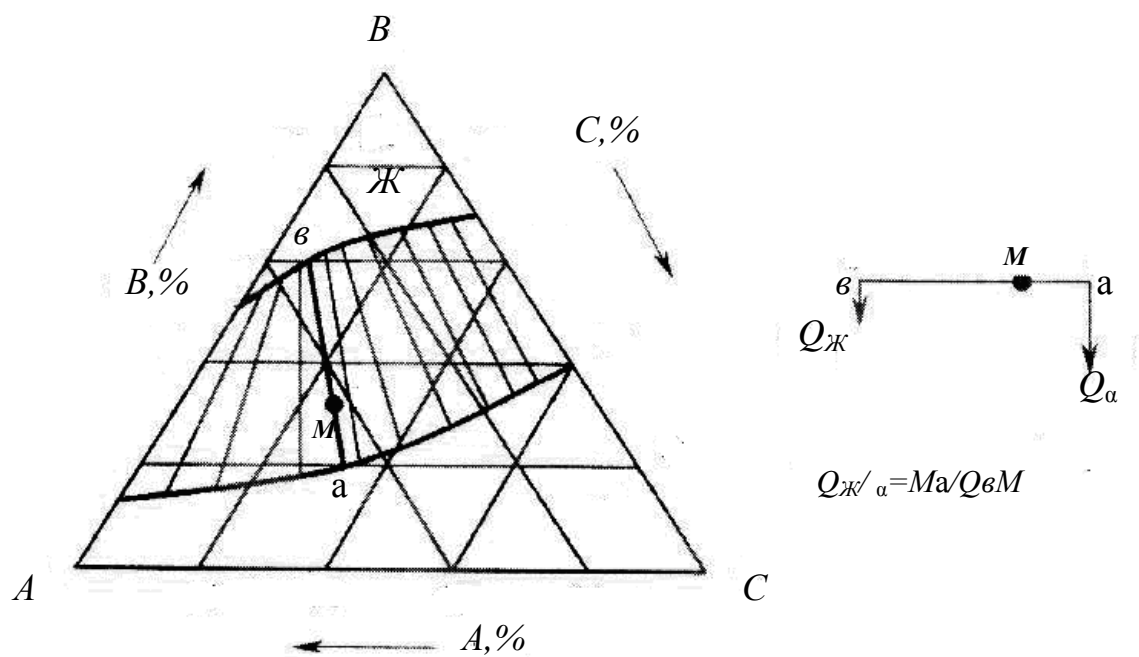


Рис. 5. 10. Изотермический разрез диаграммы трехкомпонентной системы и использование правила рычага для определения соотношения равновесных фаз в сплаве M

В двухфазной области экспериментальным или расчетным путем построены коноды, соединяющие точки составов равновесных фаз твердого раствора α и жидкости $Ж$, лежащих соответственно на изотермах солидуса и ликвидуса. Из геометрической термодинамики следует, что коноды в двухфазной области $\alpha + Ж$ на изотермическом разрезе представляют собой линии изоактивности, т. е. соединяют точки с одинаковыми значениями термодинамической активности каждого компонента в соседних однофазных областях.

Таким образом, точка a указывает на химический состав α -фазы (47 % A + 20 % B + 33 % C), а точка b – жидкой фазы (35 % A + 60 % B + 5 % C). Отношение отрезков aM / bM дает соотношение количества жидкой \mathcal{J} и твердой α фаз согласно правилу отрезков.

На изотермическом разрезе (см. рис. 5.11) представлена область трехфазного равновесия ($\alpha + \mathcal{J} + \beta$), ограниченная сторонами конодного треугольника abc .

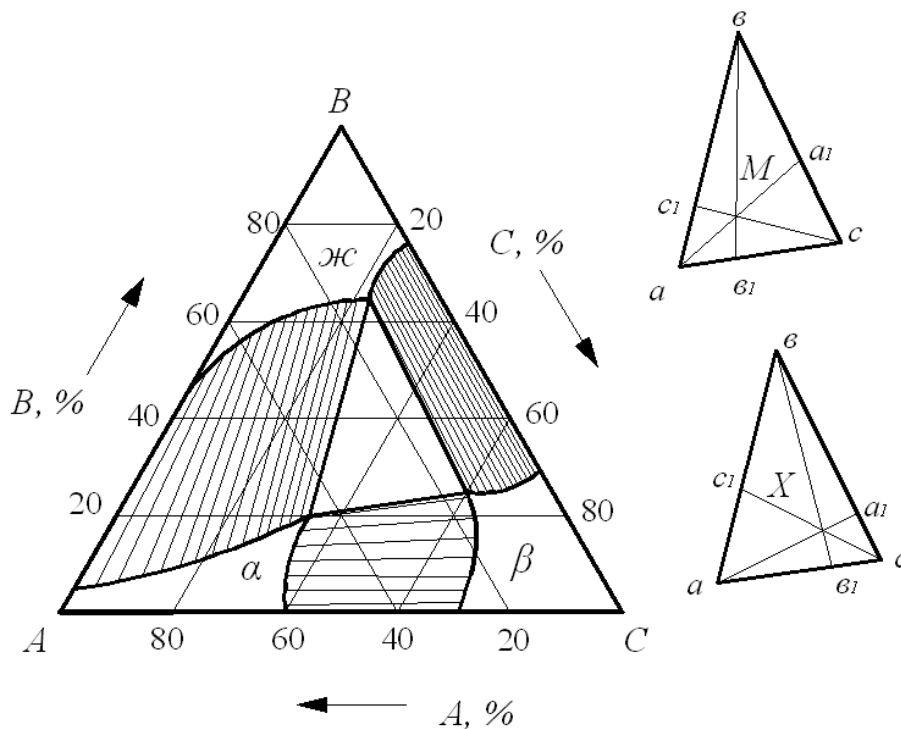


Рис. 5. 11. Изотермический разрез диаграммы трехкомпонентной системы и определение соотношения равновесных фаз для сплава M

Вершины треугольника указывают на химический состав равновесных фаз соответственно α , \mathcal{J} и β . Сплав, образованный путем смешения фаз данного химического состава в любом их соотношении, будет находиться внутри конодного треугольника согласно правилу центра тяжести весового треугольника. Количество фаз определяется с помощью соотношений:

$$Q_{\alpha} \approx \frac{Ma_1}{aa_1} \sum_{i=1}^3 Q_{\Phi_i}; \quad Q_{\beta} \approx \frac{Mc_1}{cc_1} \sum_{i=1}^3 Q_{\Phi_i}; \quad Q_{\text{жс}} \approx \frac{Mb_1}{bb_1} \sum_{i=1}^3 Q_{\Phi_i}. \quad (5.1)$$

где Q_{Φ_i} – количество фазы α , β или Ж.

Используя правила рычага и центра тяжести весового треугольника, можно решать два типа задач:

а) по известному составу сплава находить химический состав равновесных фаз и их соотношение;

б) по соотношению фаз определять положение искомого сплава (его химический состав).

Приведем примеры использования указанных правил на изотермическом разрезе диаграммы равновесия $A-B-C$.

Пример 5.1. Определить соотношение равновесных фаз α , β и Ж для сплава состава 20 % А, 40 % В, остальное – С (точка М).

Проводим через вершину конодного треугольника и точку M вспомогательные линии до пересечения с конодами ab , ac и bc (см. рис. 5.11). Получаем точки пересечения a_1 , b_1 и c_1 . Затем по формулам (5.1) определяем количество фаз.

Пример 5.2. Найти химический состав сплава (положение точки X) и составы равновесных фаз, если соотношение фаз $Q_{\alpha} : Q_{\beta} : Q_{\text{жс}} = 1 : 2 : 3$.

Сначала находим химический состав равновесных фаз, который определяется положением вершин конодного треугольника a , b и c и соответствует: α -фаза – 45 % А, 20 % В, остальное – С; β -фаза – 16 % А, 25 % В и остальное – С; жидкая фаза – 15 % А, 65 % В, остальное – С (рис. 5.11). Затем, используя правило отрезков, делим сторону конодного треугольника ab в соотношении 1:3 и соединяем вершину c с точкой c_1 . Также делим сторону bc в соотношении 2:3 и соединяем вершину a с точкой a_1 . Точка пересечения и будет искомой точкой состава сплава. Отрезок bb_1 пройдет через ту же точку, разделив сторону ac в соотношении 1:2, как в условии задачи. Таким образом, состав искомого сплава соответствует 20 % А, 40 % В и 40 % С.

5.3. Значение диаграмм состояния

Вид диаграммы состояния зависит от химического состава сплава и характера взаимодействия компонентов, входящих в сплав, что влияет как на реакции фазовых превращений и температуру образования фаз, так и на конечную структуру сплава. Большинство свойств является структурно-чувствительными (например, твердость, прочность, пластичность, вязкость, электропроводность и др.), поэтому прослеживается их связь с диаграммой состояния. Эта связь определяется законом Курнакова, устанавливающим закономерности изменения свойств в зависимости от состава сплава и вида диаграммы состояния и представляемым в виде диаграмм «состав–свойство».

Некоторые типичные диаграммы состояния и соответствующие им диаграммы состав–свойство изображены на рис. 5.12.

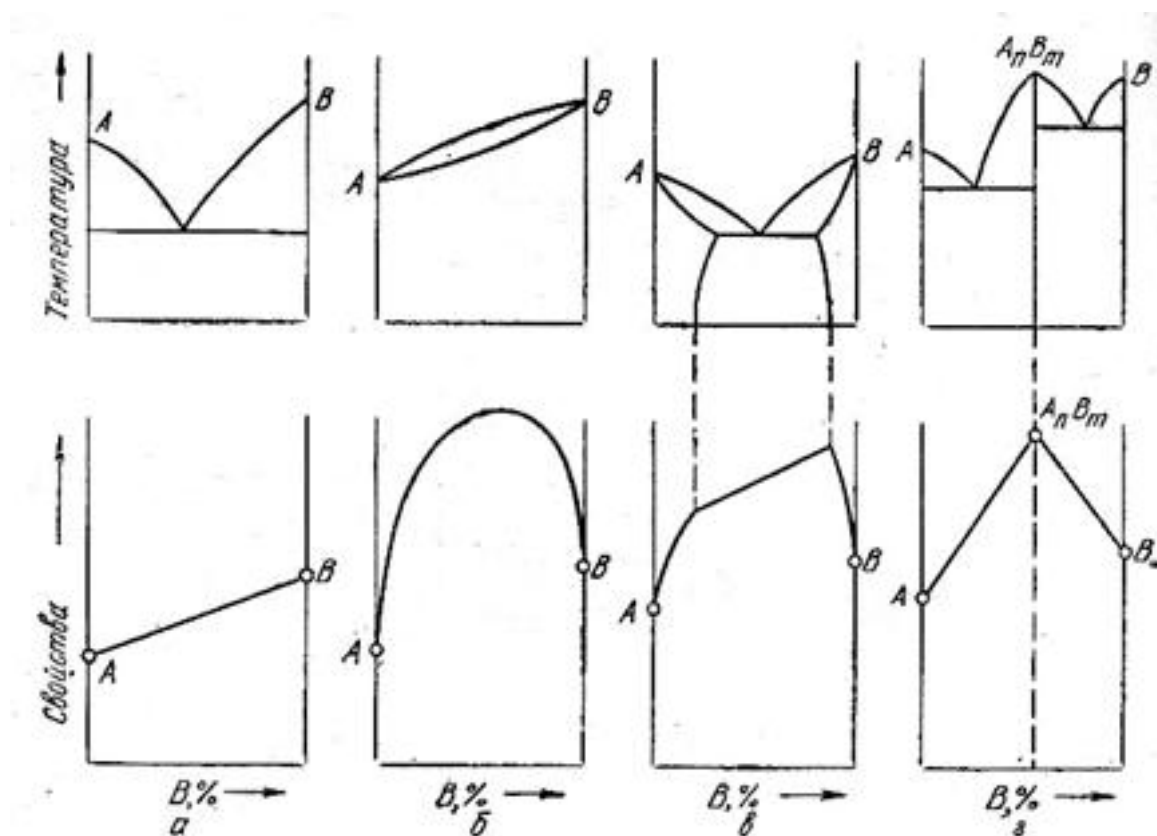


Рис. 5.12. Зависимость свойств от типа диаграммы

Основные закономерности изменения свойств подчиняются следующим правилам:

При взаимной нерастворимости компонентов свойства сплавов изменяются по закону прямой линии (закону аддитивности). В таком случае свойства всех сплавов системы находятся в интервале между свойствами чистых компонентов (см. рис. 5.12, *a*).

При образовании компонентами непрерывных твердых растворов свойства сплавов изменяются по криволинейному закону с образованием максимума или минимума при 50 %-ом составе (рис. 5.12, *б*).

При образовании компонентами ограниченных твердых растворов диаграмма состав–свойство является комбинацией двух ранее рассмотренных диаграмм. В интервале концентраций, соответствующих однофазным твердым растворам, свойства изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области – по прямолинейному, причем крайние точки прямолинейного участка соответствуют уровню свойств предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь (см. рис. 5.12, *в*). Образование в системе химических соединений соответствует экстремуму на диаграмме состав–свойство (см. рис. 5.12, *г*). Такие точки называют сингулярными точками. На практике возможны существенные отклонения от данного закона, связанные с изменением размера и формы кристаллов, их взаимного расположения, температуры и других факторов, оказывающих наиболее сильное влияние на сплавы-смеси и приводящих к нарушению прямолинейной зависимости. Например, измельчение зерна влечет за собой повышение твердости и прочности сплавов относительно прямой, описываемой диаграммой состав–свойство.

Характер усадочной раковины, жидкотекучесть, горячеломкость, линейная усадка, химическая неоднородность и пр. также определяются составом и, следовательно, типом диаграммы (см. рис. 5.13).

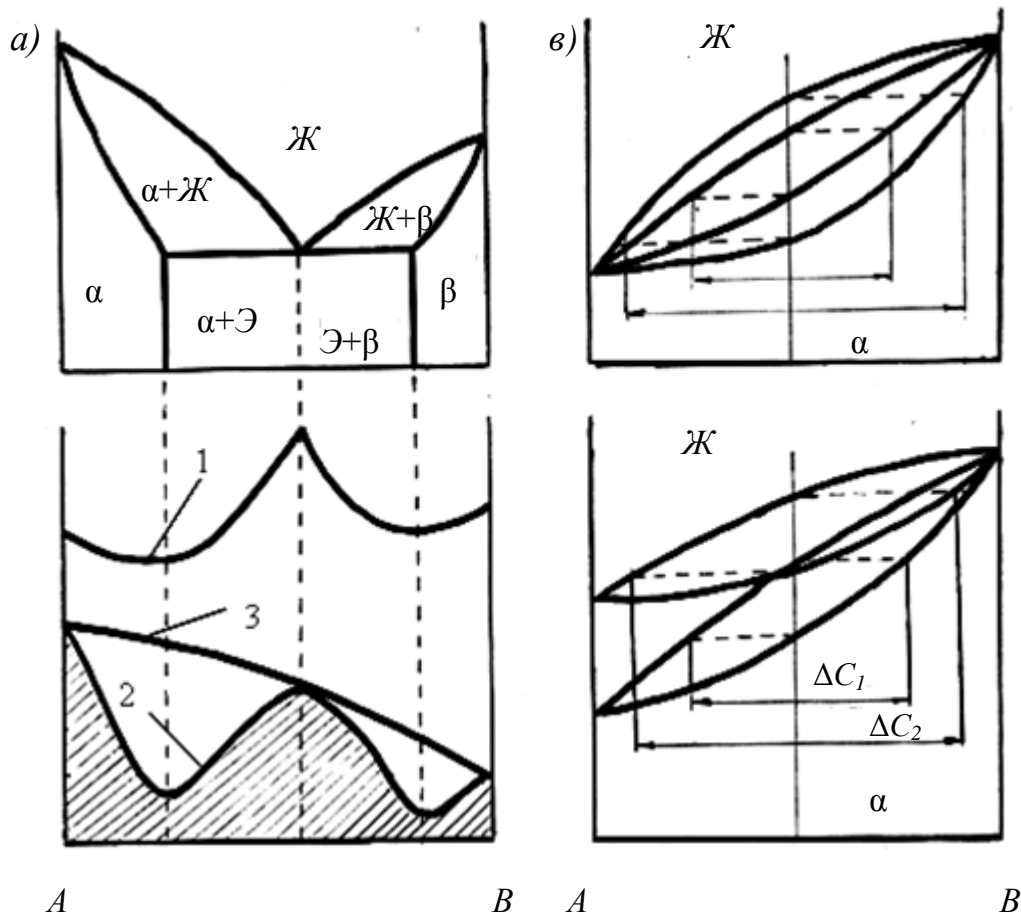


Рис. 5.13. Зависимость литейных свойств (а) и ликвации (б, в) от состава: 1 – жидкотекучесть; 2 – усадочная раковина; 3 – суммарное изменение объема.

Наибольшей жидкотекучестью обладают сплавы эвтектического состава. В чистых металлах и эвтектических сплавах отсутствует пористость. В промежуточных сплавах изменение объема металла при кристаллизации распределяется между объемом усадочной раковины и порами, находящимися под ней. Максимальная пористость наблюдается в области наибольших температурных интервалов кристаллизации (см. рис. 5.13, а). Максимальному интервалу кристаллизации соответствует также наибольшая склонность к образованию горячих трещин.

В твердых растворах интервал кристаллизации влияет на степень внутрикристаллической ликвации. Чем больше интервал кри-

сталлизации (см. рис. 5.13, б) и больше разница в температурах плавления компонентов при одинаковом интервале (см. рис. 5.13, в), тем выше уровень ликвации ($\Delta C_2 > \Delta C_1$).

Диаграммы состояния и диаграммы состав–свойство имеют большое практическое значение при создании новых сплавов и для подбора оптимального состава легкоплавких шлаков. В производстве сплавов и при сварке, легкоплавкие шлаки, изолируя жидкий металл от контакта с внешней средой, не допускают растворения в нем таких газов как O, H, N, существенно ухудшающих качество металла. Кроме того, шлаки используют для удаления из расплава пустых пород и вредных примесей.

При производстве черных металлов чаще всего для образования шлаков выбирают систему $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$; при сварке – $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{TiO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{K}_2\text{O}-\text{SiO}_2$, $\text{MgO}-\text{SiO}_2-\text{TiO}_2$, $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{SiO}_2$.

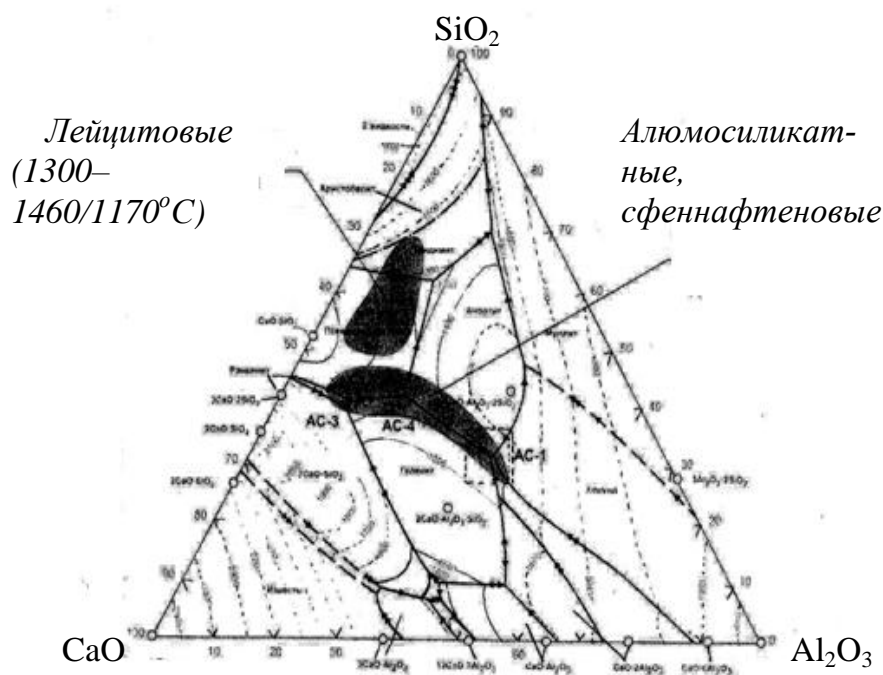


Рис. 5. 14. Проекция поверхностей ликвидуса системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ и поля кристаллизации минеральных сплавов (на выноске указаны температуры начала (в числителе) и конца (в знаменателе) кристаллизации)

Обычно применяют проекции поверхностей ликвидуса. Проекции поверхностей ликвидуса двух из этих систем с указанием полей кристаллизации минеральных сплавов представлены на рис. 5.14, и 5.15.

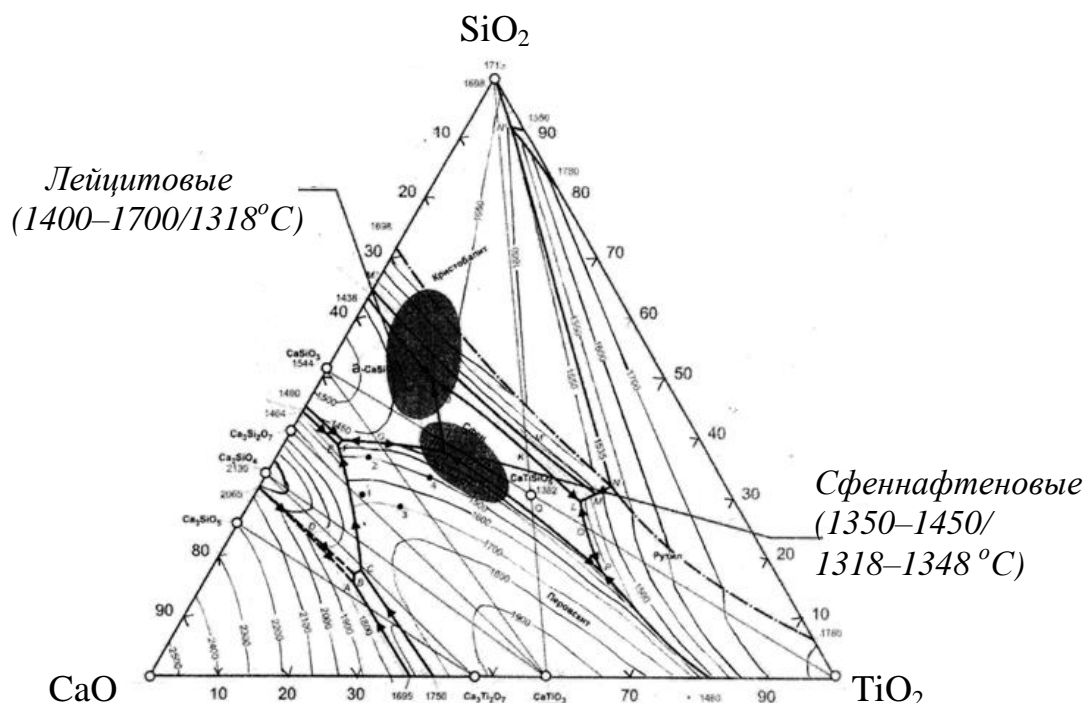


Рис. 5. 15. Проекция поверхностей ликвидуса системы CaO–SiO₂–TiO₂ и поля кристаллизации минеральных сплавов (на выноске указаны температуры начала (в числителе) и конца (в знаменателе) кристаллизации)

Таким образом, диаграммы состояния позволяют:

- изучать состояние сплава в зависимости от концентрации, температуры и давления, в том числе определять фазовый состав и структуру, а также оценивать химический состав фаз и их соотношение;
- определять температуры и описывать процессы фазовых превращений, происходящих в сплаве данной концентрации при нагреве и охлаждении, а также получаемую структуру;
- качественно и количественно оценивать характер изменения большинства свойств сплава на основе диаграмм состав–свойство;
- использовать для синтеза многокомпонентных сплавов, что сокращает объем экспериментальных исследований;

- применять диаграммы состояния для разработки технологических параметров процессов литья, сварки, горячей пластической деформации, термической и химико-термической обработки.

6. ДИАГРАММА РАВНОВЕСИЯ КАК ОСНОВА ВЫБОРА ОПЕРАЦИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

6. 1. Общие положения

Одной из технологических задач инженера является рациональный выбор материала для деталей конструкции и его последующая технологическая обработка, обеспечивающая максимальный комплекс механических, физических, химических, технологических и эксплуатационных свойств. Как отмечалось ранее, между диаграммой равновесия и свойствами сплава существует взаимосвязь. Любые изменения структуры, вызываемые фазовыми превращениями, особенно при реальных скоростях охлаждения, приводят к существенным изменениям комплекса свойств и оказывают влияние на технологичность при сварке, обработке давлением, резанием, термической и других видах обработки.

В равновесном состоянии сплав имеет минимальную твердость, прочность, максимальные пластичность и вязкость. Но для удовлетворительной обрабатываемости резанием металл должен обладать определенной структурой и твердостью. Неоднородность по химическому составу приводит к возникновению трещин при термической обработке, пластической деформации и сварке, ухудшает обрабатываемость резанием. Таким образом, технологические свойства определяют трудозатраты на изготовление конкретного изделия и его качество.

Термическая обработка (ТО) формирует в соответствии с техническими условиями структуру и требуемый уровень свойств сплава и определяет эффективность многих технологических процессов при изготовлении изделий на последующих стадиях обработки.

Диаграммы состояния позволяют выбрать операции и температурные режимы термической обработки, исходя из фазовых превращений, которые происходят в сплаве данного состава. Зная механизм фазовых превращений и получаемую структуру в условиях равновесия, можно варьированием технологических параметров операций термической обработки (температуры и времени выдержки, скорости нагрева и охлаждения) получать желаемую структуру и требуемые свойства.

Термическую обработку разделяют на предварительную и окончательную. Одни и те же операции могут применяться как на первом, так и на втором этапе термической обработки для достижения поставленной задачи.

6. 2. Предварительная термическая обработка

Предварительная термическая обработка (ПТО) должна обеспечить получение требуемой структуры и технологических свойств и решить следующие задачи:

- 1) повышение однородности свойств по объему металла;
- 2) уменьшение сопротивления пластической деформации и увеличение обрабатываемости резанием;
- 3) снижение уровня остаточных напряжений, возникающих при предыдущих технологических операциях (литье, сварка, горячая и холодная пластическая деформация, механическая обработка и т. п.);
- 4) получение необходимой структуры, и в частности заданной величины зерна твердого раствора.

Однородность свойств сплава по объему зависит от его химической и структурной однородности. При кристаллизации твердых растворов получаемая внутрикристаллическая ликвация (в сплавах смесях межкристаллическая или зональная) способствует увеличению внутренних напряжений при последующей обработке.

Структурная неоднородность является следствием неравномерного распределением вторичных фаз, их неблагоприятной формы и

ориентировки, вызывает анизотропию свойств, ухудшает пластичность и вязкость, снижает обрабатываемость и др.

Уровень остаточных внутренних напряжений зависит от скорости охлаждения металла при кристаллизации, режимов горячей и холодной пластической деформации, сварки и термообработки, определяющих кинетику протекания фазовых превращений и получения неравновесных структурных составляющих. Конструктивные особенности детали, ее разнотолщинность, разномоментность фазовых превращений по сечению из-за градиента температур, условия нагрева и охлаждения – все это способствует повышению внутренних напряжений, приводящих к деформации, короблению и даже трещинообразованию.

Основной операцией ПТО является отжиг с его разновидностями, технологические параметры которого (температура нагрева, продолжительность выдержки и режим охлаждения) позволяют решить одну или совокупность поставленных задач.

6.3. Окончательная термическая обработка

Окончательная термическая обработка (ОТО) формирует комплекс свойств детали в соответствии с требуемыми техническими условиями. Некоторые операции ПТО в ряде случаев могут являться операциями окончательной термической обработки, например, отжиг магнитомягких сплавов. ОТО состоит из нескольких последовательных операций, причем каждая последующая не должна уничтожать положительного эффекта, получаемого при предыдущей.

В большинстве случаев требуется упрочнение материалов. Повышение прочностных характеристик и твердости может быть достигнуто реализацией различных механизмов упрочнения: твердорастворного, зернограницного, упорядочения, деформационного, мартенситного и дисперсионного. При термической обработке сплавов чаще всего одновременно действуют несколько механизмов упрочнения. Вклад того или иного механизма зависит от химического состава

сплава и, следовательно, определяется фазовыми превращениями на диаграмме состояния.

Первые два механизма упрочнения наблюдаются во всех сплавах и связаны с поликристаллической структурой и присутствием атомов легирующих элементов и примесей. При возникновении дальнего порядка (сверхструктур) в твердом растворе повышается прочность и твердость. Основным механизмом упрочнения твердых растворов, не имеющих фазовых превращений, является деформационное упрочнение (наклеп). В сплавах с полиморфным, эвтектоидным и перитектоидным превращениями используют бездиффузионный мартенситный механизм упрочнения. При частичном распаде твердых растворов осуществляют механизм дисперсионного упрочнения.

6. 4. Разработка операций термической обработки сплавов

Выбор режимов термической обработки рассмотрим на примере диаграммы, отражающей основные варианты фазовых превращений (рис. 6. 1).

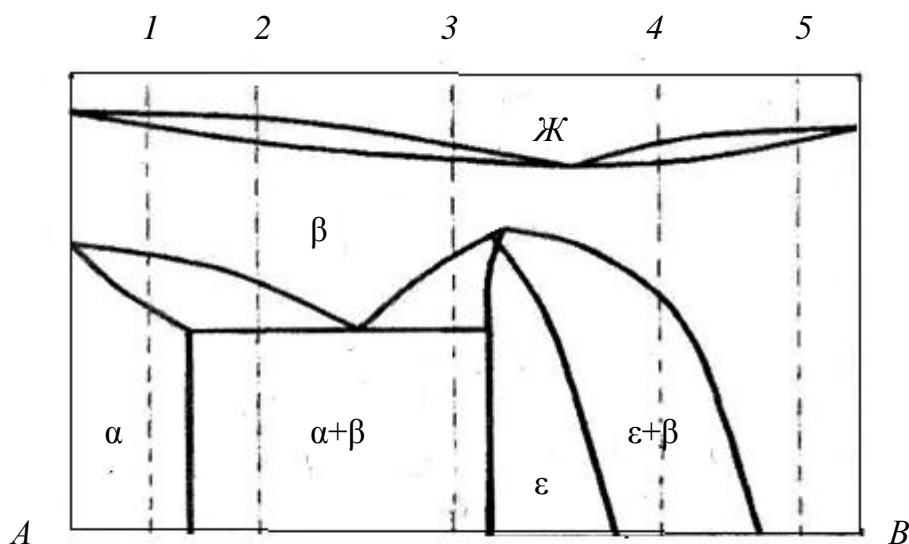


Рис. 6. 1. Диаграмма состояния системы $A - B$

При взаимодействии компонентов этой системы образуется три типа сплавов: неограниченный твердый раствор β выше линии $aebf$, ограниченный твердый раствор α в области $Aacc'$, фаза переменного состава на основе химического соединения ϵ и в остальных областях – сплавы смеси. В интервале температур между линиями ae и ace происходит полиморфное превращение $\alpha \leftrightarrow \beta$, по линии ced – эвтектоидное $\beta \leftrightarrow \alpha + \epsilon$. При температуре, соответствующей линии ebf (T_{ebf}), наблюдается частичный распад твердого раствора β по реакции $\beta \rightarrow \epsilon$, при достижении температуры T_e в сплавах от c до d – полный распад твердого раствора β по эвтектоидной реакции $\beta_e \rightarrow \alpha_c + \epsilon_d$. С учетом изложенного все сплавы диаграммы можно разбить на пять групп (см. рис. 6. 1)

6. 4. 1. Операции предварительной термообработки (ПТО)

Рассмотрим операции ПТО наиболее простого сплава 5, в котором отсутствуют фазовые превращения в твердом состоянии (рис. 6.2).

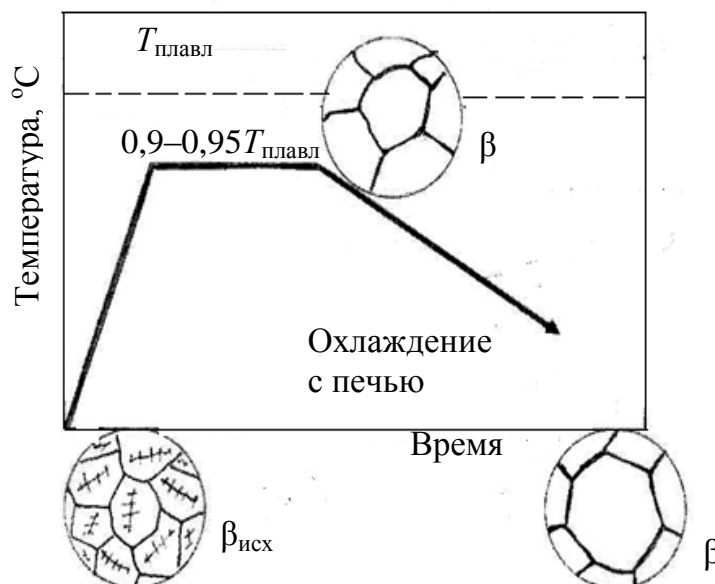


Рис. 6. 2. Схема диффузионного отжига сплава 5

Одной из особенностей твердых растворов является их склонность к внутрикристаллической ликвации. Для ее устранения все сплавы от 1 до 5 подвергаются *диффузионному отжигу (гомогенизации)* с нагревом до $T = (0,90-0,95)T_{пл.}$, длительной выдержке, в результате которой твердый раствор β становится однородным, но крупнозернистым. После медленного охлаждения получаем укрупненные структурные составляющие в соответствии с положением сплавов на диаграмме (см. рис. 6.2). Особенно неблагоприятна крупнозернистая структура, не имеющая фазовых превращений после кристаллизации (сплав 5), которая снижает технологические и механические свойства.

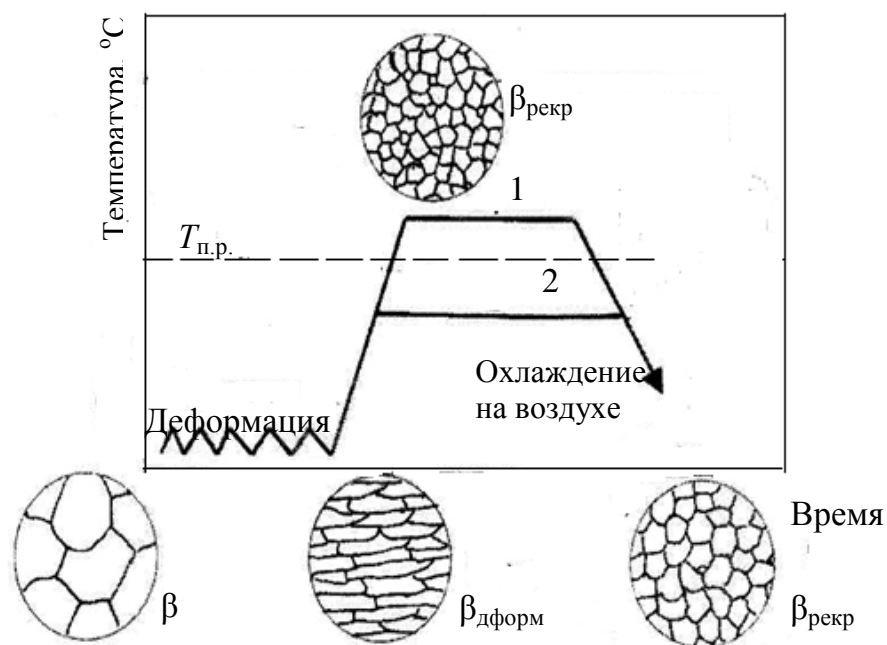


Рис. 6. 3. Схема рекристаллизационного 1 и дорекристаллизационного 2 отжига для сплава 5

Для получения мелкозернистой структуры сплав 5 подвергают холодной деформации (рис. 6. 3) со степенью обжатия не менее 40 %, при этом зерна твердого раствора дробятся и вытягиваются в направлении деформации. После деформации сплав нагревают выше темпе-

ратуры порога рекристаллизации. Во время нагрева, выдержки и последующего охлаждения на воздухе происходят рекристаллизационные процессы с образованием новых мелких равноосных зерен. Эта операция носит название *рекристаллизационного отжига*.

Температуру порога рекристаллизации можно определить по формуле Бочвара $T_{п.р.} = aT_{пл}$, [K], где a лежит в пределах 0,2–0,8. Для чистых металлов коэффициент a равен 0,4. Конечный размер зерна зависит от степени деформации, температуры нагрева и времени выдержки.

В большинстве случаев, включая сплавы смеси, в которых наблюдается зональная ликвация, операцию диффузионного отжига совмещают с нагревом под пластическую деформацию. Схема такой обработки приводится для сплава 1 (см. рис. 6.4).

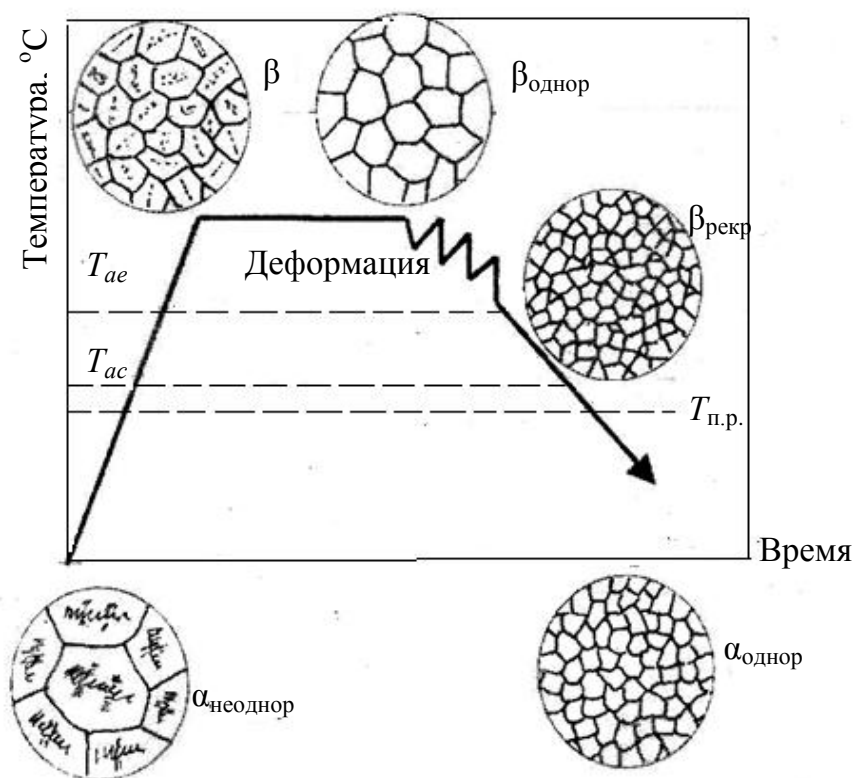


Рис. 6. 4. Схема диффузионного отжига, совмещенного с горячей деформацией, для сплава 1

Таким образом, в одном технологическом цикле совмещают диффузионный и рекристаллизационный отжиги.

Как правило, диффузионный отжиг проводится на первой стадии технологического процесса производства металла в литом состоянии. В остальном применяют другие виды отжига.

В сплаве 1 происходит полиморфное превращение $\alpha \leftrightarrow \beta$, и в результате фазовой перекристаллизации измельчается зерно твердого раствора. Операция термической обработки, связанная с нагревом выше температуры конца полиморфного превращения T_{ae} , выдержкой и последующим медленным охлаждением называется **полным отжигом**. В результате получаем равновесную мелкозернистую структуру, минимальную твердость и низкий уровень внутренних напряжений. Если охлаждение проводится на воздухе, то такой отжиг называется нормализационным или нормализацией (см. рис. 6. 5).

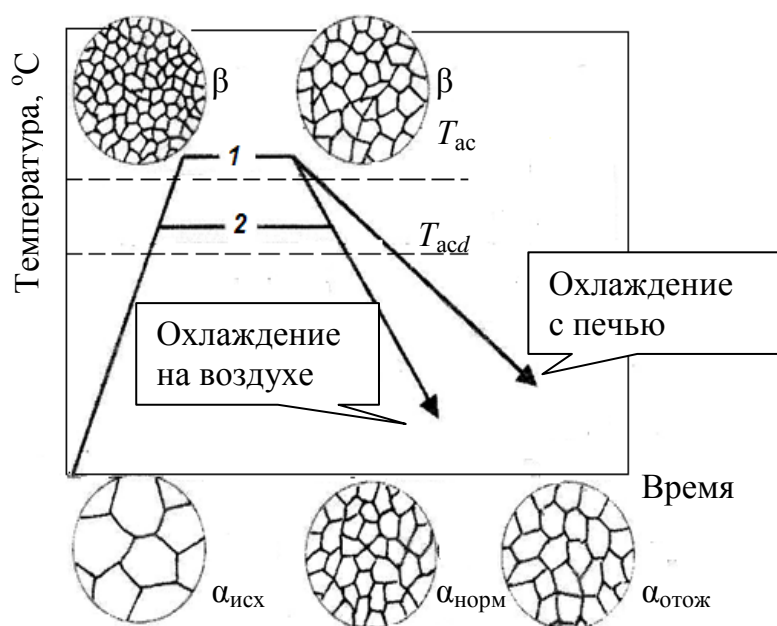


Рис. 6. 5. Схема отжига сплава 1: полного (1); неполного (2)

Охлаждение на воздухе дает более мелкозернистую структуру, но повышенный уровень внутренних напряжений и твердости, чем при полном отжиге. Такая же операция проводится для сплава 2,

только конечная структура будет состоять из избыточных кристаллов α -фазы и эвтектоида ($\alpha + \varepsilon$). В зависимости от исходной структуры, требований к конечной структуре и значений внутренних напряжений возможен нагрев в межкритическом интервале температур $T_{aev} - T_{acd}$. Такой вид отжига называется *неполным* и позволяет снизить трудозатраты.

В сплаве 3 с частичным распадом твердого раствора после диффузионного отжига или в процессе горячей пластической деформации может наблюдаться неблагоприятное расположение избыточной хрупкой фазы ε по границам зерна. Для устранения подобной структурной неоднородности и измельчения зерна проводят нормализацию и затем неполный или низкий отжиг для приведения структуры в равновесное состояние (рис. 6. 6).

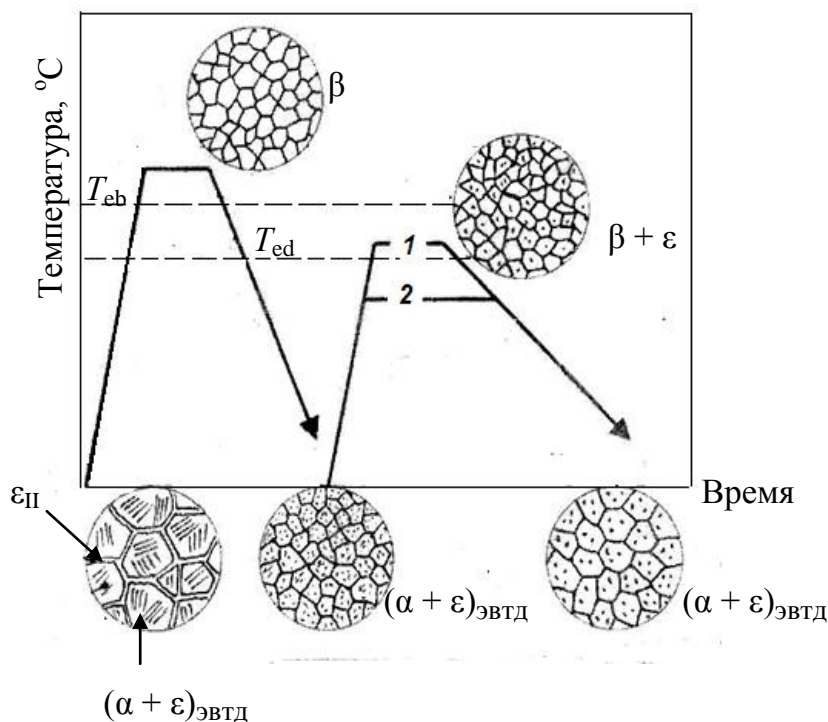


Рис. 6. 6. Схема ПТО сплава 3 – нормализация с отжигом:

1 – полным; 2 – неполным

В том случае, когда структура сплава благоприятная, но в результате предыдущих операций сварки, механической, термической обработок, литья и т. п. наблюдаются высокие внутренние напряжения и повышенная твердость, то осуществляют низкий отжиг. Температура нагрева должна быть ниже нижней критической температуры фазовых превращений T_{acd} . После выдержки следует охлаждение в печи или на воздухе в зависимости от состава сплава. Низкий отжиг можно применять для сплавов 1–3.

Для сплава 4 обычно применяют гетерогенизирующий отжиг, который устраняет химическую и структурную неоднородность. Сплав нагревают выше T_{bf} и после выдержки медленно охлаждают, получая двухфазную структуру, состоящую из твердого раствора α и достаточно крупных выделений избыточной фазы ε . После такого отжига улучшается обрабатываемость сплава.

6.4.2. Операции окончательной термической обработки

Операции термической обработки должны сформировать структуру, обеспечивающую требуемый комплекс свойств. Диаграмма (см. рис. 6.1) позволяет показать, как реализовать механизмы упрочнения: в сплавах 1–3 – мартенситный; в сплавах 3–4 – дисперсионный, связанный с частичным распадом твердого раствора; в сплаве 5 – деформационный. Рассмотрим операции ОТО для указанных сплавов.

В сплавах 1–3 при охлаждении с температуры выше T_{aeb} со скоростью больше критической, при которой подавляются диффузионные процессы, происходит полиморфное превращение $\beta \rightarrow \alpha$ по сдвиговому механизму. Получаемая при этом фаза называется **мартенситом**. Обычно перегрев выше критической температуры составляет 20–60°С. Такая операция термической обработки называется **закалкой с полиморфным превращением** (см. рис. 6. 7).

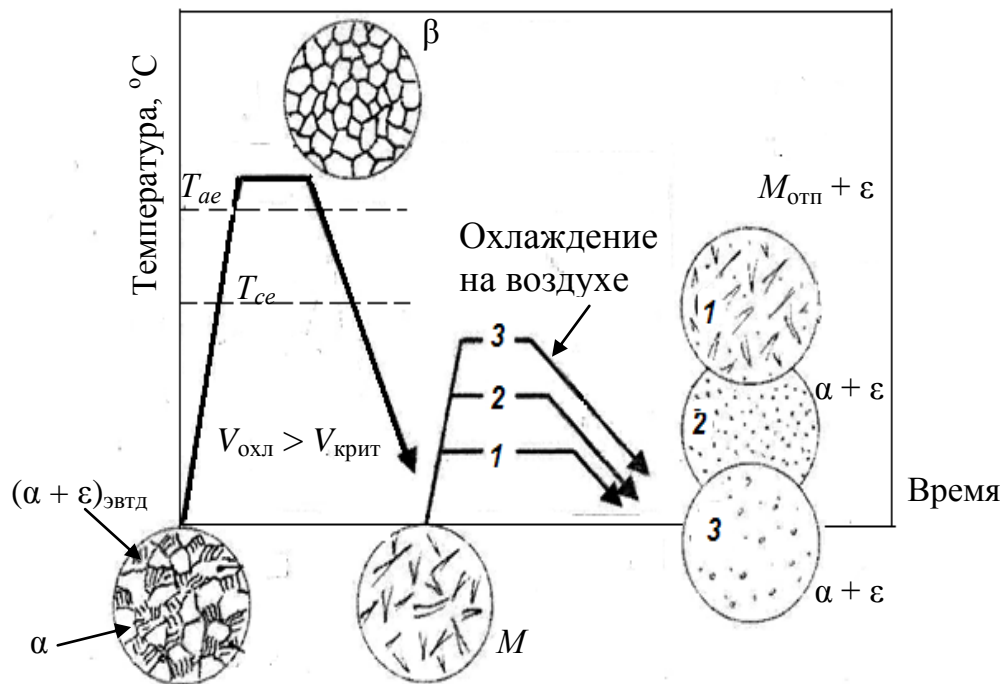


Рис. 6. 7. Схема ОТО сплава 2 – полная закалка с отпуском:
 1 – низким; 2 – средним; 3 – высоким

Определяющими технологическими параметрами при закалке являются температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. При закалке охлаждающими средами могут быть вода, масло, растворы солей, щелочей; расплавленные соли, щелочи, металлы и другие среды. Чаще всего при закалке сплавов происходит превращение ГЦК-структуры в ОЦК или гексагональную, ОЦК в ГПУ или ромбическую структуру. В зависимости от основы сплава мартенситная фаза обозначается по-разному: α' , α'' , ω , β' и т. п.

Если закалка осуществляется с температуры выше верхней критической точки T_{aeb} , то такая **закалка** называется **полной** и в структуре наблюдается практически одна мартенситная фаза. Если охлаждение при закалке производится с межкритического интервала температур, т. е. ниже T_{aeb} , но выше T_{acedb} , то закалка называется **неполной**. В результате получается структура, состоящая из мартенситной и избыточной β - или ε -фаз соответственно.

При мартенситном превращении для большинства сплавов резко возрастает прочность и снижается пластичность и вязкость. Для их повышения после закалки сплав подвергают докритическому нагреву (ниже T_{aced}) с последующим охлаждением на воздухе после выдержки. Температура нагрева выбирается в зависимости от требуемого уровня свойств. Такая операция, следующая после закалки с полиморфным превращением, называется **отпуском**. При отпуске сплавов происходит распад мартенсита с выделением избыточной фазы ϵ . По температуре нагрева различают низкий, средний и высокий отпуск. По мере повышения температуры отпуска количество выделяющейся фазы ϵ увеличивается, и при высоком отпуске она коалесцирует. Графики закалки и отпуска с изменениями в структуре представлены на рис. 6. 7 и 6. 8.

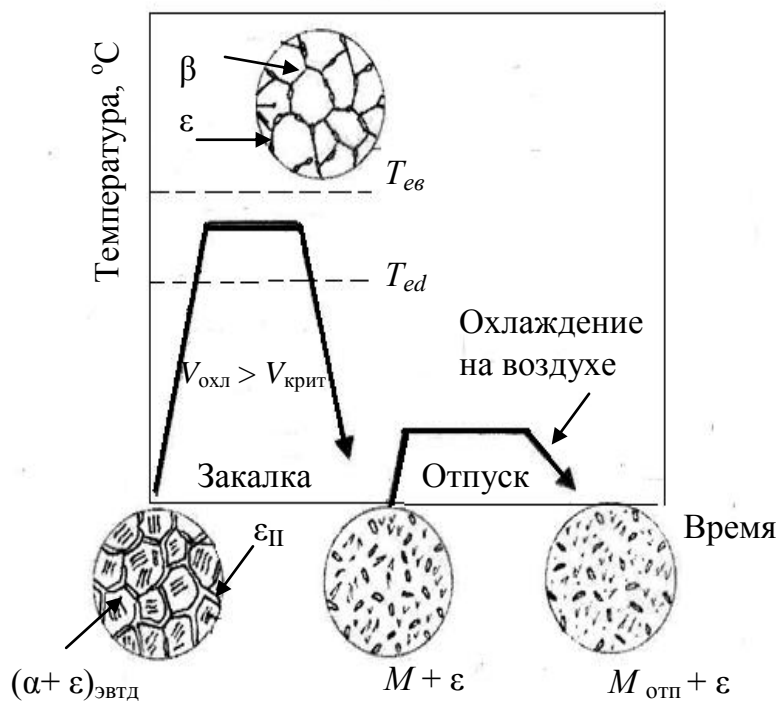


Рис. 6. 8. Схема ОТО сплава 3 – неполная закалка с низким отпуском

Время выдержки при закалке и отпуске должно обеспечить требуемую степень завершения фазового превращения.

Режим термической обработки для реализации механизма дисперсионного упрочнения сплава 4 состоит из двух операций (рис. 6. 9.). Сплав из двухфазного состояния переводится нагревом выше критической точки T_{bf} (линии сольвуса) в однофазное и после выдержки охлаждается со скоростью, обеспечивающей подавление частичного распада твердого раствора. Эта минимальная скорость охлаждения называется критической $v_{кр}$, а операция – *закалкой без полиморфного превращения*.

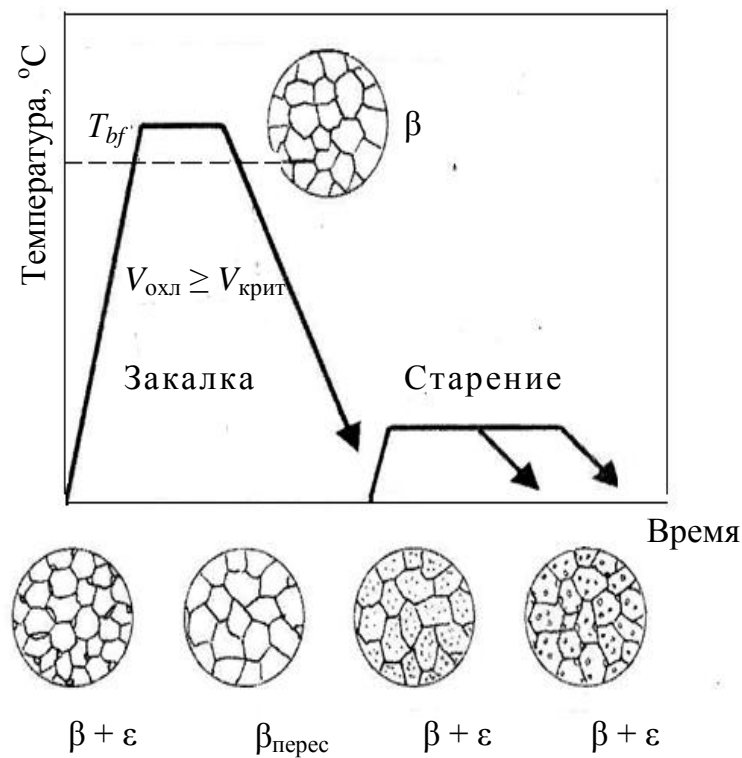


Рис. 6. 9. Схема ОТО сплава 4 – закалка и старение

После закалки получаем пересыщенный твердый раствор $\beta_{перес}$, который по своим свойствам отличается от свойств исходного материала. После охлаждения проводят нагрев до температуры ниже T_{bf} с выдержкой и охлаждением на воздухе. Эта операция, выполняемая

после закалки без полиморфного превращения, называется *старением*. При старении пересыщенный твердый раствор распадается с получением определенных фаз в соответствии с диаграммой состояния.

В зависимости от температуры нагрева и времени выдержки при старении получают необходимую степень распада и требуемый уровень свойств. Если старение происходит при температуре не выше 60–100 °С, то такое старение называется естественным, если выше – искусственным. Температура старения зависит от основы сплава. Для сплавов на алюминиевой основе старение проводят при 120–140 °С, на железной основе – при 450–600 °С. Длительность старения может достигать 24 ч и более. Схема операций и изменения в структуре представлены на рис. 6. 9.

В сплаве 3 эффект, связанный с дисперсионным упрочнением, часто значительно перекрывается повышением свойств при мартенситном превращении, за исключением ряда некоторых сплавов, например мартенситно-старяющихся сплавов на основе железа, где одновременно осуществляются оба механизма упрочнения. В сплаве 5 основной механизм упрочнения – деформационный. Сплав подвергают холодной пластической деформации с обжатием не менее 40 % и затем проводят отжиг при температуре ниже температуры порога рекристаллизации T_{np} . Необходимая степень упрочнения регулируется температурой нагрева и временем выдержки, которые определяют стадию процессов возврата и рекристаллизации. Операция, связанная с нагревом деформированного металла ниже температуры рекристаллизации, называется *дорекристаллизационным отжигом* (см. рис. 6. 3).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Богомолова Н. А. Практическая металлография// Н. А. Богомолова. – М. : Высш. шк., 1982. – 272 с.

Геллер Ю. А. Материаловедение// Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – М. : Metallurgia, 1989. – 456 с.

Диаграммы состояния металлических систем / под ред. Л. А. Петровой. – М. : Изд-во ВИНТИ

Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем// А. М. Захаров. – М. : Metallurgia, 1978. – 296 с.

Металловедение и термическая обработка стали : справ. / под ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. – М. : Metallurgia, 1983. Т. I–II.

Райнз Ф. Диаграммы фазовых равновесий в металлургии// Ф. Райнз. – М. : Metallurgizdat, 1961. – 376 с.

Жуков В. А. Опыт разработки общеинженерных дисциплин : метод. пособие// В. А. Жуков. – Л. : Изд-во Ленингр. ун., 1988. – 176 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

1. Материалы и принципы их выбора	3
1.1. Классификация материалов.....	3
1.2. Принципы выбора материалов.....	4
1.3. Роль материалов в эксплуатации изделий.....	7
2. Затвердевание материалов	10
2.1. Строение и свойства расплавов.....	11
2.2. Затвердевание кристаллических материалов.....	14
2.3. Получение и разливка металла.....	19
2.4. Структура и строение литого металла.....	21
2.5. Дефекты литого металла.....	23
3. Свойства материалов	31
3.1. Свойства и их характеристики.....	31
3.2. Методы испытания материалов.....	34
3.3. Виды стандартных испытаний механических свойств.....	35
3.4. Технологические испытания.....	43
4. Диаграммы состояния	44
4.1. Основные понятия.....	44
4.2. Изображение фазовых равновесий и их реакции в двойных системах.....	48
4.3. Пример разбора диаграмм равновесия.....	56
5. Диаграммы состояния трехкомпонентных систем	58
5.1. Реакции фазовых равновесий.....	59
5.2. Изотермические и политермические разрезы	

в тройных системах.....	62
5. 3. Значение диаграмм состояния.....	77
6. Диаграмма равновесия как основа выбора операций	
термической обработки.....	82
6. 1. Общие положения.....	82
6. 2. Предварительная термическая обработка.....	83
6. 3. Окончательная термическая обработка.....	84
6. 4. Разработка операций термической обработки сплавов.....	85
Библиографический список.....	94

*Сергеев Юрий Григорьевич
Масликова Елена Ивановна
Столярова Наталья Аркадьевна
Кисленков Владимир Васильевич*

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ
КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ РАСПЛАВОВ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА,
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ**

Учебное пособие

Редакторы *О.Е Сафонова, О.К. Чеботарева, О.В. Марова*
Технический редактор *А.И. Колодяжная*
Оригинал–макет подготовлен авторами

Свод. темплан 2010 г.

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
ОК 005 - 93, т. 2; 95 3005 – учебная литература

Подписано в печать
Усл. печ. л.

Формат 60x84/16
Тираж 100. Заказ

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.
Издательство Политехнического университета,
член Издательско-полиграфической ассоциации университетов России.
Адрес университета и издательства:
195251, Санкт-Петербург, Политехническая, 29.