

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Воронежский государственный технический университет»

Л. С. Печенкина, В. А. Юрьева

**РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ ПО ДИАГРАММАМ
СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ**

Практикум

Воронеж 2020

УДК 669.017(075.8)

ББК 34.2я7

ПЗ17

Рецензенты:

кафедра социально-гуманитарных, естественно-научных
и общепрофессиональных дисциплин РГУПС (Воронежский филиал)
(канд. физ.-мат. наук, доцент А. А. Лукин);
д-р физ.-мат. наук, профессор О. В. Стогней

Печенкина, Л. С.

Решение задач по диаграммам состояния металлических систем: практикум [Электронный ресурс]. – Электрон. текстовые и граф. данные (2,6 Мб) / Л. С. Печенкина, В. А. Юрьева. – ПЗ17 Воронеж: ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет», 2020. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM): цв. – Систем. требования: ПК 500 и выше; 256 Мб ОЗУ; Windows XP; SVGA с разрешением 1024×768; Adobe Acrobat; CD-ROM диск-вод; мышь. – Загл. с экрана.

ISBN 978-5-7731-0841-2

Практикум содержит краткие теоретические сведения по наиболее значимым разделам дисциплин «Материаловедение», «Физические основы затвердевания отливок»; проанализированы фазовые диаграммы состояния различных бинарных систем, рассмотрены фазовые превращения в твердом состоянии, приведены примеры решения задач по диаграммам состояния.

Издание предназначено для студентов направления 22.03.02 «Металлургия» (профиль «Технология литейных процессов»).

Ил. 32. Библиогр.: 25 назв.

УДК 669.017(075.8)

ББК 34.2я7

*Издается по решению редакционно-издательского совета
Воронежского государственного технического университета*

ISBN 978-5-7731-0841-2

© Печенкина Л. С., Юрьева В. А., 2020

© ФГБОУ ВО «Воронежский государственный
технический университет», 2020

ВВЕДЕНИЕ

Цель издания данного практикума – привить навыки самостоятельной работы по формированию профессиональных компетенций будущих специалистов в области литейного производства, научить решению задач по рациональному выбору материала, что способствует улучшению качества литейных изделий. Для современного производства характерно дифференцированное применение материалов в зависимости от конкретных условий эксплуатации.

В издании расширено описание материалов на основе алюминия, меди, титана, железа, применяемых в металлургии.

Рассмотрены общие закономерности структурообразования при их затвердевании.

Приведены диаграммы состояния фазового равновесия двойных металлических систем, описано строение фаз в металлических системах, кратко рассмотрены свойства сплавов в связи с их фазовым состоянием и структурой.

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ ПО ДВОЙНЫМ ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ

1. Диаграмма состояния сплавов системы медь – бериллий

Задача 1. Некоторые сплавы меди с бериллием (бериллиевые бронзы) используют для пружин электромашин и приборов, так как в результате термической обработки эти сплавы (в отличие от других медных сплавов) получают высокие временное сопротивление (до 1000-1200 МПа) и предел упругости (до 600-700 МПа) и повышенную электропроводность (~ 0,06 мкОм.м). Объяснить, какие сплавы этой системы принимают упрочняющую термическую обработку и в чем она может заключаться. Для этой цели рассмотреть превращения в сплавах с 0,2 и 2 % бериллия, указать структурное состояние этих сплавов и количественное соотношение фаз при 300 и 500 °С.

Решение задачи. Диаграмму состояния медь – бериллий изучали многие исследователи. Она построена во всем интервале концентраций (рис. 1). Кривые кристаллизации сплавов состоят из четырех ветвей, соответствующих кристаллизации фаз α , β , δ и β -Ве. β -фаза кристаллизуется по кривой с минимумом при температуре 860 °С и 5,3 % (по массе) Ве. При 870 °С образуется β -фаза по перитектической реакции, а при 578 °С β -фаза распадается по эвтектоидной реакции. Имеются данные о более высокой температуре эвтектоидного превращения – 605 °С. При эвтектоидной температуре растворимость Ве в Cu составляет 9,1 ат. (1,4 вес.) % Ве.

С уменьшением температуры растворимость понижается и составляет ат. (вес.) %: 6,6 (1,0); 2,75 (0,4); 1,35 (0,2) при 500, 400 и 300 °С соответственно.

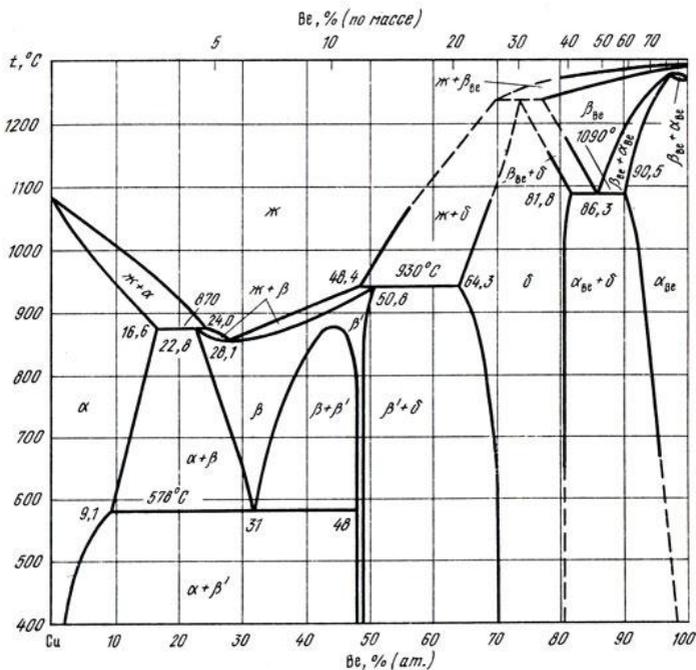


Рис. 1. Диаграмма состояния сплавов системы медь – бериллий

Растворимость бериллия в меди при температуре эвтектичного превращения составляет 1,4 % (по массе). С понижением температуры растворимость бериллия уменьшается и составляет: при 500 °С – 1,0 % (по массе) [6,6 % (ат.)], при 400 °С – 0,4 % (по массе) [2,75 % (ат.)], при 300 °С – 0,2 % (по массе) [1,35 % (ат.)]. В интервале концентраций 50,8–64,3 % (ат.) Ве при 930 °С протекает перитектическая реакция образования β'-фазы, а при 1090 °С имеет место эвтектичное превращение β [86,3 % (ат.) Ве] ↔ α-Ве [90,5 % (ат.) Ве] + δ [81,8 % (ат.) Ве]. Границы фазовых областей δ/δ+α-Ве и δ+α-Ве/α-Ве проходят при 1000 °С через 81,5 и 92,5 % (ат.) Ве, при 900 °С – 81,0 и 93,0 % (ат.) Ве, при 700 °С – 80,8 и 95,5 % (ат.) Ве соответственно.

Фаза δ образуется по перитектической реакции при температуре 1239 °С. Твёрдый раствор на основе меди (α-фаза) имеет ГЦК решетку с периодом $a = 0,3638$ нм при 2,1 %

(по массе) Ве, δ -фаза имеет неупорядоченную ОЦК решетку с периодом $a = 0,279$ нм при 7,2 % (по массе) [35,4 % (ат.)] Ве.

β' -фаза имеет упорядоченную объемно центрированную кубическую решетку типа CsCl с периодом $a = 0,269-0,270$ нм, δ -фаза имеет кубическую решетку типа $MgCu_2$ с периодом $a = 0,5952$ нм. Фаза β -Ве – высокотемпературная, а α -Ве – низкотемпературная модификация твердого раствора на основе бериллия.

Рассмотрим подробнее сплавы данной двойной системы с заданным содержанием бериллия.

Для первого сплава с 0,2 % Ве существует две критические точки. До первой критической точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее, вплоть до комнатной температуры, твердая α -фаза охлаждается. Фазовых превращений не происходит. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$.

Для второго сплава с 2 % Ве видны три критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза (α -Cu). Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее происходит охлаждение α -фазы до температуры точки 3 (~ 470 °С). Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. Далее, в результате уменьшения растворимости при понижении температуры, происходит выделение вторичной фазы – CuВе. На последнем температурном участке происходит охлаждение всех ранее полученных фаз (α -Cu и CuВе). При этом число степеней свободы равно $s=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 0,2 % Ве при 300 °С состоит из одной (100 %) α -фазы (α -Cu). Химический состав γ -фазы: 99,8 % Cu и 0,2 % Ве. Структура первого сплава: α -твердый раствор. Аналогичное описание первого сплава будет и для температуры 500 °С.

Б. Второй сплав с 2 % Ве при 300 °С состоит из твердого раствора α -фазы (α -Cu) и химического соединения α -Cu. Химический состав α -фазы: 99 % Cu и 1 % Ве; химическое соединение CuВе содержит 52 % Cu и 48 % Ве. Структура второго сплава: α -Cu + (CuВе)_{II}. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -Cu = $(48-2)/(48-1) 100 \% = 97,9 \%$;

– количество CuВе = $(2-1)/(48-1) 100 \% = 2,1 \%$.

Второй сплав с 2 % Ве при 500 °С состоит из одной (100 %) α -фазы (α -Cu). Химический состав α -фазы: 98 % Cu и 2 % Ве. Структура второго сплава: α -твердый раствор.

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что наибольший эффект упрочнения возможен для второго сплава за счет наличия второй упрочняющей фазы CuВе. Микроструктура сплава приведена на рис. 2.

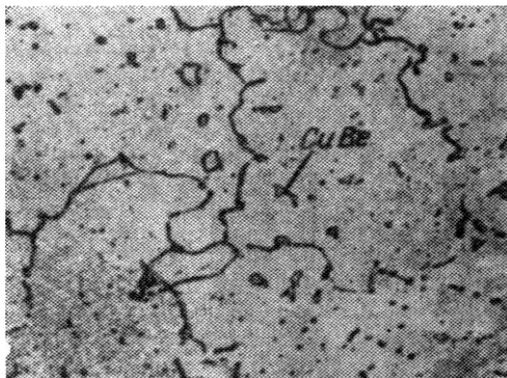


Рис. 2. Микроструктура бронзы БрБ2, х300

Термическая обработка для достижения упрочняющего эффекта будет включать в себя закалку и искусственное старение. Температурный режим ТО: закалка с 800 °С (фиксирует пересыщенный α -твердый раствор), затем старение при 300–350 °С (выделяются дисперсные частицы CuВе из пересыщенного α -твердый раствор). Упрочняющий эффект зависит от величины дисперсности выделений, которые формируются при распаде указанного раствора.

2. Диаграмма состояния сплавов системы медь – свинец

Задача 2. В литых свинцовых бронзах, используемых для подшипников скольжения, должно быть создано равномерное распределение частиц свинца в медной основе. Определить, какой сплав (с 1; 35 или 70 % Pb) более пригоден для этого назначения, какое охлаждение (медленное или быстрое) должно быть рекомендовано для выбранного сплава. Для решения задачи рассмотреть по диаграмме состояния процессы превращений в указанных сплавах и указать фазовый состав и количественное соотношение фаз при 400 °С для сплавов с 1 и 35 % свинца и при 200 °С для сплава с 70 % свинца.

Решение задачи. Свинец полностью не растворяется в жидкой меди. Система Cu–Pb характеризуется наличием монотектического и эвтектического равновесий и двух твердых растворов (Cu) и (Pb). Область несмешиваемости при монотектической температуре 954-955 °С простирается от 15,3 до 65,3 % (ат.) Pb. Критическая точка на кривой распада лежит при температуре 990 °С и содержании 34,3 % (ат.) Pb. Эвтектическая точка расположена при содержании 99,82 % (ат.) Pb и температуре 326 °С. Эвтектика по составу почти совпадает с чистым свинцом, поэтому сплавы после затвердевания состоят из кристаллов меди и включений свинца. Последние располагаются по границам зерен (рис. 3) или заполняют междендритные пространства.

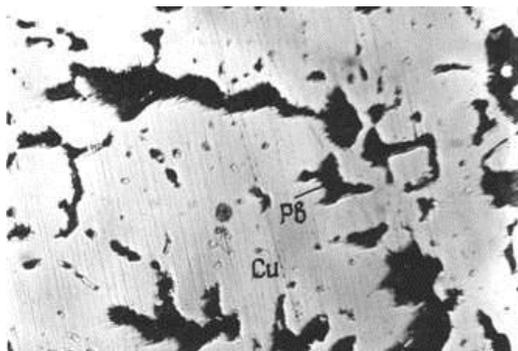


Рис. 3. Микроструктура свинцовистой бронзы, x300

Зерна α -твердого раствора на основе меди обладают значительно большей твердостью, чем прослойки свинца. Вследствие этого подобная структура обеспечивает высокие антифрикционные свойства, так как свинец играет роль твердой смазки. Это предопределяет широкое применение свинцовистых бронз для изготовления вкладышей подшипников скольжения, работающих с большими скоростями и при повышенных давлениях. По сравнению с оловянистыми бронзами, теплопроводность бронзы БрС30 в 4 раза больше, поэтому она хорошо отводит теплоту, возникающую при трении.

Растворимость Pb в (Cu) при температуре 600 °С, определенная на основании микроскопического и рентгеновского анализов, не превышает 0,09 % (ат.).

Растворимость Cu в (Pb) не превышает 0,023 % (ат.).

Диаграмма состояния медь – свинец, построенная во всем интервале концентраций, приведена на рис. 4.

Рассмотрим сплавы с разным содержанием свинца.

Для сплава с 1 % свинца существуют три критические точки. До первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы (Cu). Число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$. При температуре точки 2 (955 °С) протекает эвтектическая реакция. В результате которой получается смесь кристаллов Cu и Ж, отвечающей составу Ж₂. Число степеней свободы будет равно $c=2-3+1=0$. При температуре 955 °С система инвариантна (безвариантна). В интервале температур точек 2-3 твердая α -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $c=2-1+1=2$. При температуре точки 3 (~ 326 °С) протекает эвтектоидная реакция: Ж \rightarrow α -фаза (Cu) + β -фаза (Pb). Степень свободы равна $c=2-3+1=0$. Ниже температуры эвтектоидной реакции происходит охлаждение ранее полученных фаз. Число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$.

Для сплава с 35 % свинца видны три критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $c=2-1+1=2$.

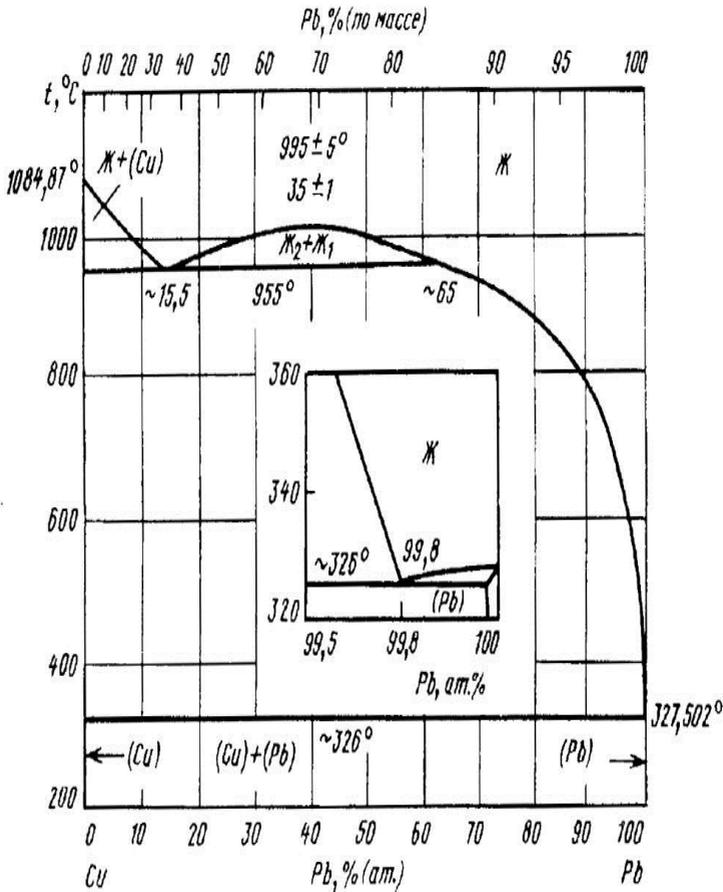


Рис. 4. Диаграмма состояния сплавов системы медь – свинец

В интервале температур точек 1-2 происходит расслоение жидкости по составу на Ж_1 и Ж_2 . Далее протекает эвтектическая реакция (при температуре 955°C): $\text{Ж} \rightarrow \text{Cu} + \text{Ж}_2$. Число степеней свободы будет равно $s=2-3+1=0$ (система нонвариантна (безвариантна)). Далее из жидкости Ж_2 кристаллизуется α -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Затем протекает эвтектоидная реакция (при $\sim 326^\circ\text{C}$): $\text{Ж} \rightarrow \alpha\text{-фаза (Cu)} + \beta\text{-фаза (Pb)}$. Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. Ниже температуры эвтектоидной реакции

происходит охлаждение ранее полученных фаз. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$.

Для третьего сплава с 70 % свинца наблюдаются две критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются кристаллы α -фазы. Затем выделившиеся кристаллы α -фазы охлаждаются до температуры ~ 326 °С. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. Далее протекает эвтектоидная реакция (при ~ 326 °С): $Ж \rightarrow \alpha\text{-фаза (Cu)} + \beta\text{-фаза (Pb)}$. Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. Ниже температуры эвтектоидной реакции происходит охлаждение ранее полученных фаз. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при 400 °С.

А. Первый сплав с 1 % свинца состоит из Ж и α -фазы (Cu). Химический состав Ж: 99 % Pb и 1 % Cu; α -фазы: ~ 100 % Cu. Структура первого сплава: (Ж+Cu). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество Ж} = (1-0)/(99-0) 100 \% = 1 \%;$$

$$- \text{количество } \alpha\text{-фазы} = (99-0)/(1-0) 100 \% = 99 \%.$$

Б. Второй сплав с 35 % свинца состоит из Ж и α -фазы (Cu). Химический состав Ж: 99 % Pb и 1 % Cu; α -фазы: ~ 100 % Cu. Структура второго сплава: (Ж+Cu). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество Ж} = (35-0)/(99-0) 100 \% = 35,4 \%;$$

$$- \text{количество } \alpha\text{-фазы} = (99-35)/(99-0) 100 \% = 64,6 \%.$$

В. Третий сплав с 70 % свинца при 200 °С состоит из α -фазы (Cu) и β -фазы (Pb). Химический состав α -фазы: ~ 100 % Cu; β -фазы: ~ 100 % Pb. Структура третьего сплава: $\varepsilon_d (\alpha+\beta)$. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество } \alpha\text{-фазы} = (100-70)/(100-0) 100 \% = 30 \%;$$

$$- \text{количество } \beta\text{-фазы} = (70-0)/(100-0) 100 \% = 70 \%.$$

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что условиям задания отвечает второй из предложенных сплавов. Содержание свинца ~ 30-35 %. Марка сплава БрС30. Получить структуру свинцовистой бронзы БрС30 трудно, так как большой температурный интервал кристаллизации (от 954 до 326 °С) при различии в плотности меди и свинца благоприятствует усиленной ликвации по плотности. Это явление можно предупредить ускорением охлаждения расплава в процессе кристаллизации, т.е. для выбранного сплава должно быть рекомендовано быстрое охлаждение.

3. Диаграмма состояния сплавов системы медь – олово

Задача 3. Детали из оловянных бронз, в зависимости от пластичности, определяемой содержанием в них олова, изготавливают из проката (труб, прутков, лент) и отливок. Указать, какие бронзы (однофазные или двухфазные) более пригодны для указанных разных назначений и причины, по которым они имеют разную пластичность. Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 3, 5 и 10 % Sn и определить фазовый и структурный состав, количественное соотношение фаз при 20 °С (при условии, что отливки охлаждаются в металлической форме).

Решение задачи. Диаграммы состояния показывают в условиях равновесия фазовый состав сплава в зависимости от температуры и концентрации, а также позволяют качественно оценить многие физико-химические, механические, технологические свойства металлических сплавов. Анализ диаграмм состояния позволяет решать важные практические задачи. На основании диаграмм состояния можно определить, какие именно сплавы и в каком направлении изменяют свою структуру и многие свойства при переходе к неравновесному состоянию, зависящему от реальных условий литья, обработки давлением и специально выполняемой термической обработки.

Фазовая диаграмма состояния Cu–Sn показана на рис. 5. Выше линии ликвидуса сплавы находятся в жидком состоянии и образуют одну фазу – жидкий раствор. При температуре 798 °С и концентрации 22,0 % Sn имеется перитектическая точка. Ещё одна перитектическая точка находится при температуре 755 °С и концентрации 26,5 % Sn. При температуре 520 °С и концентрации 27,0 % Sn имеется эвтектоидная точка. Ещё одна эвтектоидная точка находится при температуре 350 °С и концентрации 32,0 % Sn. При температуре 415 °С и концентрации 59,0 % Sn имеется перитектоидная точка.

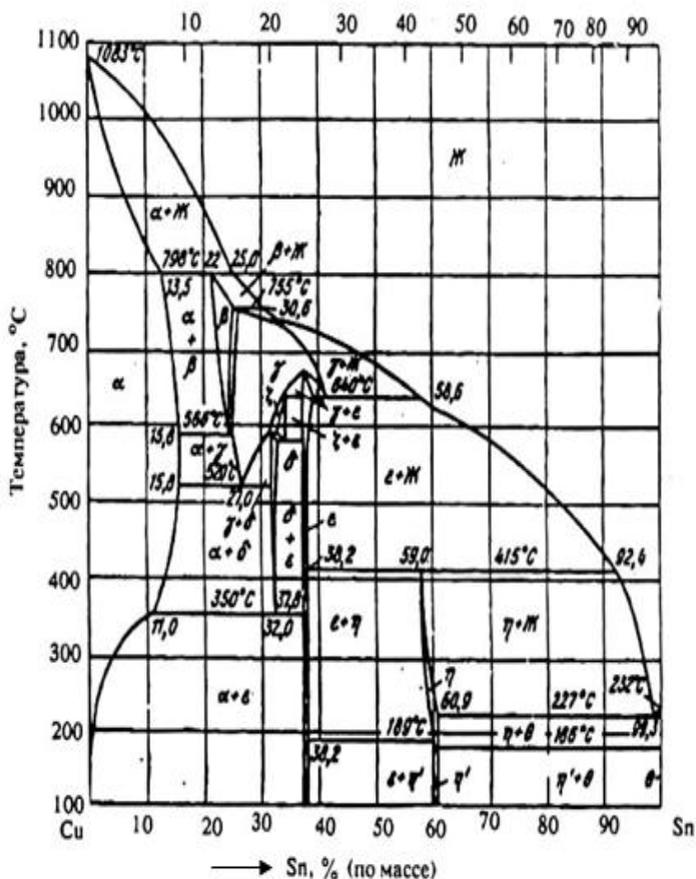


Рис. 5. Фазовая диаграмма состояния системы Cu–Sn

Данная диаграмма состояния представляет собой комбинацию нескольких диаграмм состояния перитектического типа. На приведенной диаграмме возможно образование следующих фаз: α -твердый раствор Sn в Cu; область Sn – почти чистое олово (растворимость Cu в Sn меньше 0,01 %); β -твердый раствор электронного типа на базе соединения Cu_5Sn ; δ -электронное соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$; γ -твердый раствор на базе химического соединения Cu_5Sn , ε -электронное соединение Cu_3Sn ; η -химическое соединение Cu_6Sn_5 .

Диаграммы состояния, на которых показаны образующиеся в сплавах фазы (твердые растворы, химические соединения или механические смеси), называют фазовыми диаграммами. Однако при изучении строения сплавов под микроскопом обнаруживаются как фазы, так и структурные составляющие сплава, имеющие определенные размеры, форму и расположение. Диаграммы состояния, в которых показаны структурные составляющие, получили название структурных диаграмм. Микроструктура сплавов обуславливает их физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства. На рис. 6 изображена структурная диаграмма состояния системы Cu–Sn. Фаза α имеет, как и чистая медь, гранецентрированную кубическую решётку, период которой изменяется с составом в области α -раствора. Фазы β , δ , ε , состав которых изменяется в узких пределах, – это электронные соединения, химические формулы которых Cu_5Sn , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ и Cu_3Sn и соответственно электронные концентрации 3:2, 21:13 и 7:4. В данном случае буквой δ в своё время была обозначена фаза, которая, по классификации Юм-Розери, должна обозначаться буквой γ . В соответствии с классификации электронных соединений фаза β имеет объёмно-центрированную кубическую решётку, δ – сложную кубическую решётку и ε – гексагональную. Фаза γ на рис. 5 также имеет объёмно-центрированную кубическую решётку, очень близкую по размерам и строению к решётке β -фазы. Фаза ξ с гексагональной решёткой имеет состав приблизительно $\text{Cu}_{20}\text{Sn}_6$. Фаза η имеет решётку никель-арсенидного типа, и состав её приблизительно описывается формулой

Cu_6Sn_5 . Фаза упорядочена ниже 189-186 °С. В этих пределах изменяется точка Курнакова в зависимости от состава η -фазы.

Превращение $\eta \rightarrow \eta'$ – это превращение II рода. Ему соответствуют горизонтальные линии при 189 и 186 °С на рис. 5 в двухфазных областях $\eta (\eta') + \epsilon$ и $\eta (\eta') + \text{Sn}$.

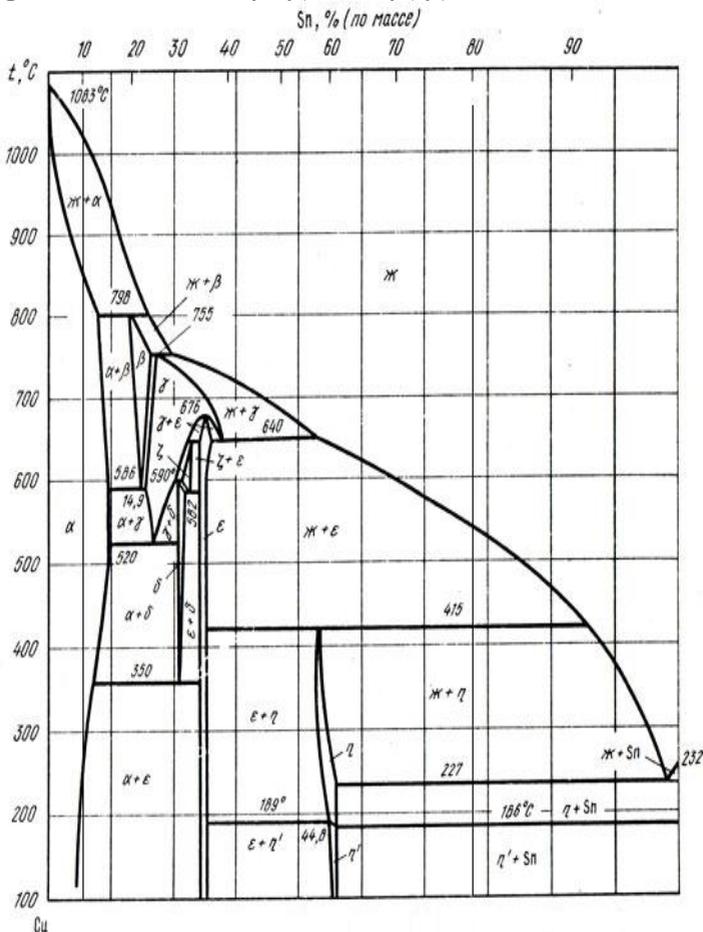
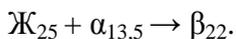


Рис. 6. Структурная диаграмма состояния системы Cu–Sn

В соответствии с диаграммой равновесия (см. рис. 5) наиболее распространённая бронза с 10 % (по массе) Sn должна затвердевать в виде однофазного сплава и при дальнейшем охлаждении из твёрдого раствора α должна выделяться β -фаза.

Однако в обычных условиях охлаждения этого не происходит. Из-за большого расстояния между линиями ликвидуса и солидуса в сплаве получается значительная дендритная ликвация. Вследствие неполной диффузии в реальных условиях производства затвердевание заканчивается при 798 °С перитектическим превращением:



При охлаждении фаза β распадается на α и γ (эвтектоидное превращение) при 586 °С, а затем при 520 °С распадается фаза γ ($\gamma \rightarrow \alpha + \delta$). Фаза ϵ отсутствует, так как низкотемпературное (350 °С) превращение $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$ не реализуется даже при медленном охлаждении.

На рис. 7 изображена типичная микроструктура литой бронзы с 10 % Sn.



Рис. 7. Микроструктура литой бронзы с 10 % Sn, x200:
 α -фаза (светлая); эвтектоид $\alpha + \delta$ (пестрый)

Оси дендритов представляют собой α -фазу, обогащенную медью, и имеют светлую окраску. Участки дендритов, затвердевшие при более низкой температуре, обогащены оловом и окрашены темнее. Между ветвями дендритов имеются колонии эвтектоида ($\alpha + \delta$). Строение эвтектоида ($\alpha + \delta$) при большем увеличении хорошо видно на рис. 8, где изображена микроструктура сплава с 16 % Sn.



Рис. 8. Микроструктура литой бронзы с 16 % Sn, x400:
зёрна α -фазы и эвтектоид ε ($\alpha+\delta$) по их границам

Здесь хорошо видно последовательное развитие дендритной ликвации. Светлая середина каждого зерна α -фазы, образовавшаяся при затвердевании в первую очередь, содержит наименьшее количество олова; темная периферия зерна, образовавшаяся позднее, обогащена этим компонентом и, наконец, в местах наибольшего обогащения оловом (между зернами, по их границам) находится эвтектоидная смесь ($\alpha+\delta$). Вероятно, внешние контуры эвтектоидных колоний $\alpha+\delta$ определились в ходе перитектического превращения ($\alpha+\text{Ж} \rightarrow \beta$) при температуре несколько ниже 798°C , когда образовалась β -фаза. Эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \alpha+\gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha+\delta$ привел к образованию структурной составляющей ε ($\alpha+\delta$).

Малой усадочной раковине в отливках из оловянистой бронзы сопутствует довольно большая пористость, рассеянная в виде мелких пор по всему объему изделия. Поэтому при изготовлении деталей, предназначенных для работы при высоком давлении, в состав бронзы вводят также 2 % Zn, что повышает плотность отливок.

БрО10Ц2 – литейные нестандартные бронзы ответственного назначения, обладающие высокими антифрикционными свойствами и хорошим сопротивлением истиранию. Эти сплавы применяют для изготовления подшипников скольжения и других деталей, работающих в условиях трения. В состав

бронзы входят железо, кремний, фосфор, алюминий и другие элементы.

Оловянные бронзы могут быть дополнительно легированы цинком, никелем, фосфором, свинцом, мышьяком и другими металлами. Цинка добавляют не более 10 % (в этом количестве он почти не изменяет свойств бронз, но делает их дешевле); бронза с добавлением цинка называется «адмиралтейская бронза» и обладает повышенной коррозионной стойкостью в морской воде. Свинец и фосфор улучшают антифрикционные свойства бронзы и её обрабатываемость резанием и давлением.

Оловянная бронза (кроме марок с низким содержанием олова – деформируемые бронзы) с трудом поддаётся обработке давлением (ковка, штамповка, прокатка и пр.), резанию и заточке. Благодаря этому бронза в целом – литейный металл и по литейным качествам не уступает любому другому металлу. Она обладает очень малой усадкой – 1 %, тогда как усадка латуни и чугуна составляет около 1,5 %, а стали – более 2 %. Поэтому, несмотря на склонность к ликвации, сравнительно невысокую текучесть бронзы успешно применяют для получения сложных по конфигурации отливок, включая художественное литьё.

Бронзы, в составе которых, кроме меди, содержатся кремний и цинк, отличаются повышенной текучестью в расплавленном состоянии, поэтому их используют преимущественно для производства сложных деталей методом литья. Отличительным свойством бронз данного типа является и то, что при механическом воздействии на изделия, которые из них изготовлены, не образуются искры. Такое качество очень важно во многих случаях.

Олово на механические свойства меди влияет аналогично цинку: повышает прочность и пластичность. Сплавы меди с оловом обладают высокой антикоррозионной стойкостью и хорошими антифрикционными свойствами.

Построение кривых охлаждения. Кривая охлаждения – это график, показывающий зависимость между временем и температурой во время охлаждения (нагревания) материала.

Используется для определения температур, при которых происходят фазовые превращения.

На рис. 4 опускаем перпендикуляр на ось концентрации.

Для промышленного сплава БрО10Ц2 содержание олова равно 10 %, кривая охлаждения показана на рис. 9.

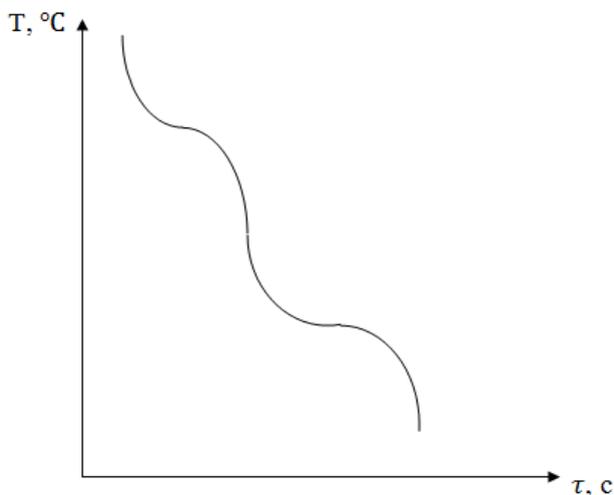


Рис. 9. Кривая охлаждения сплава БрО10Ц2

Выше температуры 1083 °С до точки 1 идёт охлаждение жидкости. Число степеней свободы $s=2$. В интервале от точки 1 до точки 2 начинают выпадать первые кристаллы олова. Число степеней свободы $s=1$. Ниже точки 2 идёт охлаждение твёрдой α -фазы до точки 3. Число степеней свободы $s=2$. Ниже точки 3 из твёрдого раствора α -фазы выпадают вторичные кристаллы δ -фазы.

4. Диаграмма состояния сплавов системы медь – цинк

Задача 4. Из числа сплавов системы Cu–Zn наибольшую пластичность имеет латунь, содержащая 32-34 % Zn, широко используемая для холодной вытяжки. При дальнейшем увели-

чении содержания цинка снижается пластичность, но возрастает прочность. Сплавы, имеющие больше 42 % Zn, в промышленности не используются из-за низкой пластичности. Объяснить причины подобного влияния цинка. Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 33; 42 и 45 % Zn и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах при комнатной температуре.

Решение задачи Латуни – это сплавы меди, в которых главным легирующим элементом является цинк. Различают латуни, обрабатываемые давлением по ГОСТ 15527 и литейные – по ГОСТ 17711. Структуру двойных латуней можно определить по диаграмме состояния бинарной системы Cu–Zn (рис. 10).

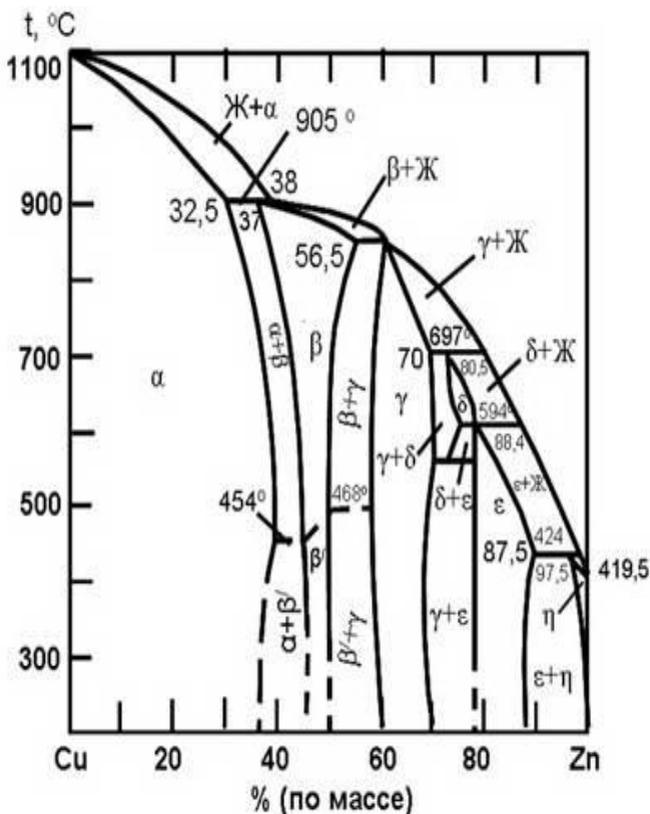


Рис. 10. Диаграмма состояния системы Cu–Zn

Из диаграммы состояния следует, что медь и цинк образуют твердые растворы и несколько металлических фаз, которые различаются составом, типами кристаллических решеток и свойствами. На данной диаграмме состояния наблюдается пять перитектических превращений, в результате которых образуются пять фаз: β , γ , δ , ϵ и η :

- а) $\text{Ж (36,8 Zn)} + \alpha (31,9 \text{ Zn}) \leftrightarrow \beta (36,1 \text{ Zn})$ при $905 \text{ }^\circ\text{C}$;
- б) $\text{Ж (59,1 Zn)} + \beta (56,5 \text{ Zn}) \leftrightarrow \gamma (59,1 \text{ Zn})$ при $834 \text{ }^\circ\text{C}$;
- в) $\text{Ж (79,55 Zn)} + \gamma (69,2 \text{ Zn}) \leftrightarrow \delta (72,4 \text{ Zn})$ при $697 \text{ }^\circ\text{C}$;
- г) $\text{Ж (88 Zn)} + \delta (76 \text{ Zn}) \leftrightarrow \epsilon (78 \text{ Zn})$ при $594 \text{ }^\circ\text{C}$;
- д) $\text{Ж (98,37 Zn)} + \epsilon (87,5 \text{ Zn}) \leftrightarrow \eta (97,3 \text{ Zn})$ при $424 \text{ }^\circ\text{C}$.

Растворимость цинка в меди в твердом растворе очень велика, она имеет температурную зависимость: с понижением температуры растворимость цинка в меди возрастает и составляет 32,5 и 39 % (по массе) при температурах 905 и 454 $^\circ\text{C}$ соответственно. При дальнейшем понижении температуры растворимость уменьшается (до 35 % при комнатной температуре) и 29 % при 0 $^\circ\text{C}$.

Область твердых растворов цинка в меди (α -фазы) простирается от чистой меди до ~ 39 % цинка при комнатной температуре. α -фаза имеет решетку гранецентрированного куба и по механическим свойствам является мягкой и пластичной. β -фаза, более богатая цинком, является более твердой и хрупкой. Фаза β – это соединение переменного состава, которое при достаточно низких температурах приобретает упорядоченную структуру. Фаза β имеет объемно центрированную кубическую решетку типа W, β' -фаза – упорядоченную объемно центрированную решетку типа CsCl. Период решетки β' -фазы увеличивается от 0,2956 до 0,2958 нм в интервале концентрации 48,23–49,3 % Zn.

Область существования фазы β находится в пределах от 36,1 % Zn при 905 $^\circ\text{C}$ до 56,5 % Zn при 834 $^\circ\text{C}$ и от 44,8 % Zn при 454 $^\circ\text{C}$ до 48,2 % Zn при 468 $^\circ\text{C}$. В интервале температур 454–468 $^\circ\text{C}$ происходит упорядочение.

Состав фазы γ соответствует стехиометрическому составу Cu_5Zn_8 . Структура и параметры решетки фазы γ при комнатной температуре не определены. Фаза γ имеет ОЦК решетку с периодом $a = 0,300$ нм при 600°C для сплава с $74,5\%$ Zn.

Фаза β' распадается по эвтектоидной реакции $\beta' \leftrightarrow \alpha + \gamma$ при температуре около 255°C .

Фаза δ существует в интервале $697\text{--}594^\circ\text{C}$, распадаясь эвтектоидно по реакции $\delta \leftrightarrow \gamma + \epsilon$ при 558°C .

При содержании 78% Zn при 597°C и $87,5\%$ Zn при 424°C существует ϵ -фаза, имеющая гексагональную решетку типа Mg.

Растворимость меди в η -твердом растворе на основе цинка уменьшается от $2,8\%$ при 424°C до $0,31\%$ при 100°C .

Латунь Л63 имеет небольшое количество β -фазы и формально должна считаться двойной ($\alpha + \beta$) латунью. Но малое количество β -фазы практически не проявляется на большинстве свойств, поэтому её чаще рассматривают как однофазный сплав. Тем не менее, при быстром охлаждении после отжига содержание β -фазы может оказаться значительным и пластичность снизится.

С увеличением содержания цинка прочность возрастает (рис. 11). Поперечное сужение снижается, особенно резко при переходе от α к $\alpha + \beta$ -структуре. Структура α -латуней после деформации и отжига – полиэдрическая с большим количеством двойников. Структура двухфазных $\alpha + \beta$ латуней: светлые кристаллы α -фазы и тёмные кристаллы β -фазы (без двойников). Двойные латуни нередко легируют для улучшения свойств алюминием, железом, никелем, оловом, марганцем, свинцом и другими элементами. Такие латуни называются специальными или многокомпонентными. Легирующие элементы, вводимые в двойные латуни, по-разному влияют на её фазовый состав. Кривая охлаждения для сплава латунь 63 представлена на рис. 12.

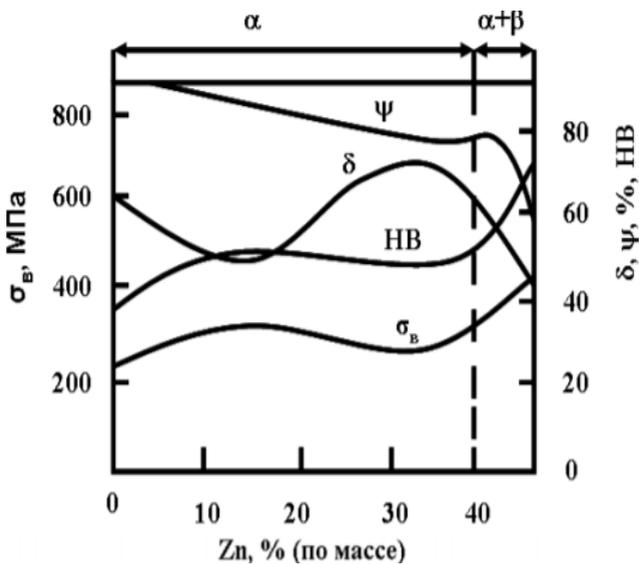


Рис. 11. Влияние содержания цинка на механические свойства меди

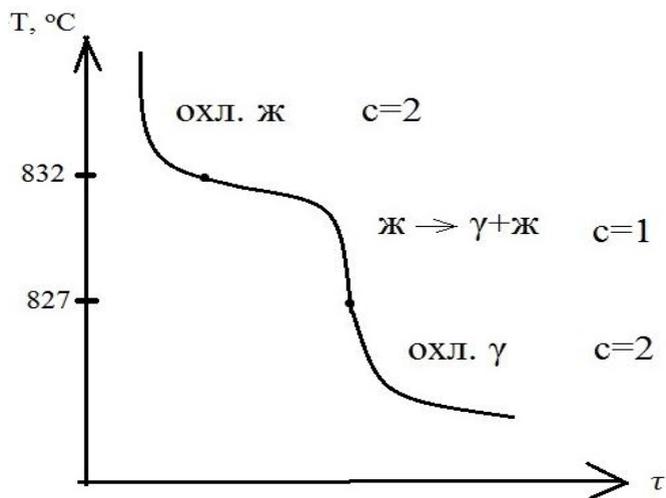


Рис. 12. Кривая охлаждения сплава Л63

Относительное удлинение достигает максимального значения при 30-32 % Zn, а затем резко уменьшается, особенно в β' -фазе. Временное сопротивление разрыву возрастает до 47-

50 % Zn, но как только β' -фаза полностью сменяет α -фазу, оно резко снижается. Пониженная пластичность β' -фазы обусловлена упорядоченным расположением атомов. Когда при нагреве β' -фаза переходит в неупорядоченную β -фазу, ее пластичность резко возрастает, и она становится пластичнее α -фазы. По структуре сплавы системы Cu–Zn разделяют на α -; $\alpha+\beta$ - и β -латуни; упорядочение β -фазы в этой классификации не учитывается.

Латуни со структурой α -фазы пластичны, имеют высокую технологичность и легко поддаются горячей и холодной обработке давлением. В температурном интервале 300–700 °С α -латуни, как и медь, обнаруживают провал пластичности, и этого интервала температур при обработке давлением надо избегать. Пластичность β -латуней при комнатной температуре очень мала, и при содержании около 50 % Zn и более они не поддаются холодной обработке давлением. Поэтому в промышленном масштабе применяют лишь α - и $\alpha+\beta$ -латуни. Однако β -латуни представляют интерес в качестве основы сплавов с памятью формы и материалов с высоким пределом упругости («сверхупругостью»).

Также существуют так называемые специальные латуни, содержащие, кроме меди и цинка, некоторые другие компоненты (кремний, марганец, железо). Эти компоненты нередко оказывают более сильное влияние на структуру и свойства сплавов с медью, чем цинк. Многие специальные латуни отличаются хорошими литейными качествами и применяются в литом виде. Благодаря небольшому интервалу кристаллизации они обладают хорошей жидкотекучестью и дают плотные отливки без рассеянной пористости.

Задача 5. В промышленности используют латуни повышенной пластичности и высокой прочности. Указать, какие латуни (однофазные или двухфазные) и по каким причинам отвечают основным требованиям по механическим свойствам и какие из них имеют более высокие литейные свойства. Для решения задачи рассмотреть превращения в сплавах с 20, 30

и 41 % Zn, определить их фазовый и структурный состав при температуре 20 °С, определить состав фаз и указать особенности строения и свойств этих фаз. При решении условно принять, что фазовый состав сплавов при 20 °С аналогичен составу при 100 °С.

Решение задачи Диаграмма состояния Cu–Zn. В сплавах меди наибольший практический интерес из элементов II группы периодической системы Д. И. Менделеева представляет цинк. Диаграмма состояния медь – цинк изучена многими исследователями во всем интервале концентраций. На рис. 13 приведена диаграмма состояния, построенная по совокупности работ, в которых использовались методы термического, рентгеновского, металлографического, электронно-микроскопического анализов, определения температуры ликвидуса.

Линия ликвидус системы медь – цинк состоит из шести ветвей первичной кристаллизации фаз α , β , γ , δ , ϵ и η . В системе пять перитектических превращений, % (ат.):

- 1) Ж (36,8 Zn)+ α (31,9 Zn) \leftrightarrow β (36,1 Zn) при 902 °С;
- 2) Ж (59,1 Zn)+ β (56,5 Zn) \leftrightarrow γ (59,1 Zn) при 834 °С;
- 3) Ж (79,55 Zn)+ γ (69,2 Zn) \leftrightarrow δ (72,4 Zn) при 700 °С;
- 4) Ж (88 Zn)+ δ (76 Zn) \leftrightarrow ϵ (78 Zn) при 597 °С;
- 5) Ж (98,37 Zn)+ ϵ (87,5 Zn) \leftrightarrow η (97,3 Zn) при 423 °С.

Растворимость цинка в твердом растворе на основе меди сначала увеличивается от 31,9 % (ат.) при 902 °С до 38,3 % при 454 °С, затем понижается и составляет 34,5 % (ат.) при 150 °С и 29 % при 0 °С.

В области существования α -фазы определены две модификации α_1 и α_2 . Область существования фазы β находится в пределах от 36,1 % (ат.) Zn при 902 °С до 56,5 % (ат.) Zn при 834 °С и от 44,8 % (ат.) Zn при 454 °С до 48,2 % (ат.) Zn при 468 °С. В интервале температур 454-468 °С происходит превращение или упорядочение.

Фаза β' распадается по эвтектоидной реакции $\beta' \leftrightarrow \alpha + \gamma$ при температуре ~ 255 °С. β -фаза существует в четырех модификациях: γ''' -фаза до температур 250-280 °С, выше 280 °С устойчива γ'' -фаза, которая при 550-650 °С переходит в γ' -фазу;

Растворимость меди в η -твердом растворе на основе цинка уменьшается от 2,8 % (ат.) при 424 °С до 0,31 % (ат.) при 100 °С. Периоды решетки α -твердого раствора на основе меди увеличиваются с ростом концентрации цинка.

Фаза β имеет объемно-центрированную кубическую решетку типа W, β' -фаза – упорядоченную объемно центрированную решетку. Период решетки β' -фазы увеличивается от 0,2956 до 0,2958 нм в интервале концентрации 48,23–49,3 % (ат.) Zn.

Фаза γ имеет структуру типа γ -латуни. Ее состав соответствует стехиометрическому составу Cu_5Zn_8 .

γ''' -фаза имеет ромбическую решетку с периодами $a = 0,512$ нм, $b = 0,3658$ нм и $c = 0,529$ нм.

Фаза γ'' имеет кубическую решетку с периодом $a = 0,889$ нм.

Структура и параметры решетки фаз γ' и γ не определены.

Фаза ε имеет ОЦК решетку с периодом $a = 0,300$ нм при 600 °С для сплава с 74,5 % (ат.) Zn. ε -фаза имеет гексагональную решетку типа Mg.

Сплавы на основе системы медь – цинк (латуни) широко применяются в различных отраслях промышленности: они характеризуются высокой технологичностью, коррозионной стойкостью. Изготовление различных деталей и отливок из сплавов этой системы не представляет особой сложности. Сплавы марок Л96, Л90, Л85, Л80, Л75, Л70, Л68, Л66, Л63, Л59 – простые латуни – обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии и имеют однофазную структуру, представляющую собой твердый раствор на основе меди (α) для сплавов с содержанием меди не менее 61 % (по массе) и двухфазную ($\alpha+\beta$) для сплава Л59.

Одно- и двухфазные сплавы (α , $\alpha+\beta$, β), легированные алюминием, железом, марганцем, кремнием, оловом, свинцом, применяются для получения отливок различными методами.

После нагрева до температур выше температуры полного перехода из ($\alpha+\beta$)- в β -состояние возможен сильный перегрев (рост зерна), причем иногда β -зерна достигают нескольких сан-

тиметров в диаметре. Условия для роста зерна при нагреве литой $(\alpha+\beta)$ -латуни обеспечиваются фазовым переходом из $(\alpha+\beta)$ - в β -состояние.

В литых двухфазных латунях относительное количество α -фазы может составлять значительную долю от всего сплава, во всяком случае, значительно большую долю, чем относительное количество вторых фаз в термически упрочняемых алюминиевых и магниевых сплавах и во многих бронзах.

Растворяющейся при нагреве фазой является α -фаза, относительное весовое количество которой при комнатной температуре может изменяться от 0 до 100 %, в зависимости от содержания цинка. При нагревании двухфазной латуни с большим количеством α -фазы растворение ее в β -фазе, по-видимому, приводит к такому фазовому наклепу, который обеспечивает условия для роста зерна.

Перегрев $(\alpha+\beta)$ -латуни часто сопровождается пережогом, причем по границам зерен преимущественно окисляется цинк. Поверхность зерен в слитке на рисунке была покрыта тонким белым слоем из окиси цинка.

В литой однофазной α -латуни, не претерпевающей фазовых превращений в твердом состоянии, перегрев не наблюдается, а опасен только пережог.

В некоторых случаях малые добавки обуславливают сильный рост зерна основного твердого раствора при нагреве литого сплава, хотя этот сплав содержит сравнительно небольшое количество избыточных фаз. Например, при нагреве отливок из магниевого сплава МЛ15 (см. прил.) до 415 °С растворение избыточной фазы $Mg_{17}Al_{12}$, количество которой весьма невелико, не приводит к росту зерна. Если же в этот сплав попали всего лишь тысячные доли процента циркония ($> 0,002$ %), то при нагреве до 415 °С зерно в отливке сильно укрупняется. Природа этого уникального явления не установлена.

Определение фазового состава и количественного соотношения фаз в заданных сплавах при 20 °С.

Для первого сплава с 20 % цинка существуют две критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком

состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее получившаяся α -фаза охлаждается до комнатной температуры. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. При 20 °С первый сплав представляет собой однофазную область: фазовый состав – α ; структура – α . Химический состав – 80 % меди, 20 % цинка.

Для второго сплава с 30 % цинка видны две критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее α -фаза охлаждается, фазовых превращений не происходит. При 20 °С второй сплав представляет собой однофазную область: фазовый состав – α ; структура – α . Химический состав – 70 % меди, 30 % цинка.

Для третьего сплава с 41 % цинка наблюдаются пять критических точек. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы β -фазы. Затем β -фаза охлаждается. В интервале температур точек 3-4 из β -фазы выделяется α -фаза. При температуре точки 4 (454 °С) происходит упорядочение β -фазы: $\beta \rightarrow \beta'$. Далее выделяется α -фаза из β' -фазы. Фаза β' распадается по эвтектоидной реакции $\beta' \leftrightarrow \alpha + \gamma$ при температуре ~ 255 °С. При этом число степеней свободы равно $s=2-3+1=0$. Фазовый состав заданного сплава: $\alpha + \gamma$. Структура: α, γ .

Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(58-41)/(58-33) 100 \% = 68 \%$;
- количество γ (Cu_5Zn_8)-фазы = $(41-33)/(58-33) 100 \% = 32 \%$.

5. Диаграмма состояния сплавов системы железо – бериллий

Задача 6. Введение бериллия в некоторые нержавеющие и мартенситностареющие стали повышает их прочность. Определить, при каком содержании бериллия: 0,1; 3 или 7,5 % создается наибольший эффект упрочнения и какая термическая обработка должна быть применена для получения наибольшего упрочняющего эффекта. Для решения задачи определить на основании диаграммы состояния Fe-Be процессы превращений в сплавах приведенных концентраций и указать количественное соотношение структурных составляющих сплава с 0,1 и 3 % Be при температуре 1000 °С, а сплава с 7,5 % Be – при температуре 600 °С.

Решение задачи. Диаграмма состояния системы железо – бериллий представлена на рис. 14.

В сплавах системы обнаружены три промежуточных соединения FeBe_2 , FeBe_5 , FeBe_{12} (по более поздним данным FeBe_7), которые имеют широкие области гомогенности. Железо и соединение FeBe_2 образуют эвтектику при 1165 °С и содержании 36 % (ат.), или 8,3 % (по массе) Be.

Соединение FeBe_2 имеет гексагональную решетку с периодами $a = 0,4223$ нм и $c = 0,6827$ нм при содержании 68 % (ат.) Be. Кристаллическая решетка соединения FeBe_{12} (FeBe_7) пока однозначно не установлена.

При температурах ниже 700 °С наблюдалось отклонение значений растворимости бериллия в α -Fe от уравнения Аррениуса.

Для первого сплава с 0,1 % Be существуют шесть критических точек. До температуры первой критической точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -Fe. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твердая α -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация α -фазы в γ -модификацию (γ -Fe), $s=1$.

Затем в интервале температур точек 4-5 γ -Fe охлаждается. Степень свободы равна $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 5-6 происходит перекристаллизация γ -модификации в α -модификацию, $s=1$. На последнем температурном участке происходит охлаждение α -модификации (α -Fe). Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$.

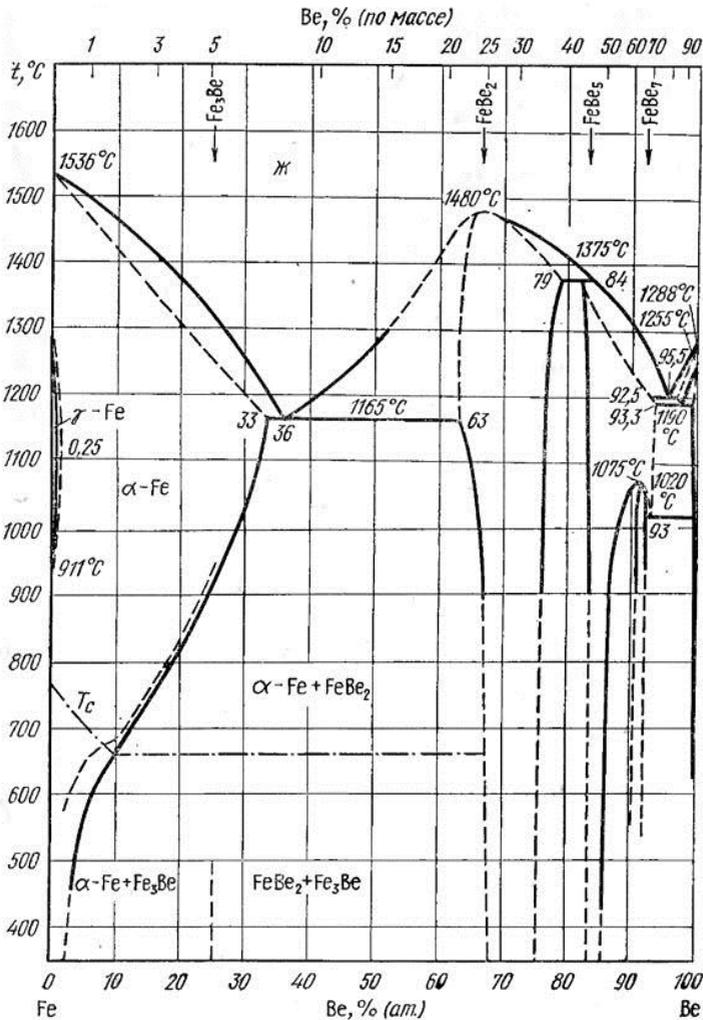


Рис. 14. Диаграмма состояния системы Fe-Be

Для второго сплава с 3 % Ве видны две критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза (α -Fe). Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее происходит охлаждение α -Fe до комнатной температуры, фазовых превращений не происходит. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$.

Для третьего сплава с 7,5 % Ве наблюдаются три критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы α -фазы. Затем α -фаза охлаждается. Число степеней свободы при этом равно 2. Далее, в результате уменьшения растворимости при понижении температуры, происходит выделение вторичной фазы – $\text{Fe}_3\text{Ве}$. На последнем температурном участке происходит охлаждение всех ранее полученных фаз (α -Fe и $\text{Fe}_3\text{Ве}$). При этом число степеней свободы равно $s=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 0,1 % Ве при 1000 °С состоит из одной (100 %) γ -фазы (γ -Fe). Химический состав γ -фазы: 99,9 % Fe и 0,1 % Ве. Структура первого сплава: γ -твердый раствор.

Б. Второй сплав с 3 % Ве при 1000 °С состоит из одной (100 %) α -фазы (α -Fe). Химический состав α -фазы: 97 % Fe и 3 % Ве. Структура второго сплава: α -твердый раствор.

В. Третий сплав с 7,5 % Ве при 600 °С состоит из твердого раствора α -фазы (α -Fe) и химического соединения $\text{Fe}_3\text{Ве}$. Химический состав α -Fe: 96 % Fe и 4 % Ве; химическое соединение $\text{Fe}_3\text{Ве}$ содержит 75 % Fe и 25 % Ве. Структура третьего сплава: α -Fe + $(\text{Fe}_3\text{Ве})_{\text{II}}$. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -Fe = $(25-7,5)/(25-6) 100 \% = 92,1 \%$;

– количество $\text{Fe}_3\text{Ве}$ = $(7,5-6)/(25-6) 100 \% = 7,9 \%$.

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что наибольший эффект упрочнения возможен для третьего сплава за счет наличия второй упрочняющей фазы Fe_3Be , а также других упрочняющих соединений присутствующих в нержавеющих и мартенситностареющих сталях, например $NiBe$, $NiTi$, Ni_3Ti . Термическая обработка для достижения наибольшего упрочняющего эффекта будет включать в себя закалку и старение.

Большинство мартенситностареющих высокопрочных сталей представляют собой сплавы железа с никелем (8-20 %), часто и с кобальтом. Для протекания процесса старения в мартенсите эти сплавы дополнительно легируют Ti , Be , Al , Nb , W , Mo . Упрочнение этих сталей достигается в результате получения мартенситной структуры в процессе закалки и старения мартенсита. Наиболее эффективно упрочняют сталь при старении Ti , Be , Al вследствие образования упрочняющих фаз: $NiBe$, $NiTi$, Ni_3Ti , $NiAl$, $(Ni, Fe) Al$.

6. Диаграмма состояния сплавов системы железо – сера

Задача 7. Сталь, выплавленная без добавок марганца, становится непригодной для деформации (прокатки,ковки при $1100-900\text{ }^{\circ}C$) из-за возникновения трещин. Этот вид брака называется красноломкостью. Разобрать диаграммы:

а) $Fe-FeS$, рассмотреть процессы превращений в сплавах с 0,03; 2 и 10 % S , определить природу и количественное соотношение фаз в сплавах 1 и 2 при $1050\text{ }^{\circ}C$ и в сплаве 3 при $1100\text{ }^{\circ}C$ и объяснить причину, вызывающую красноломкость;

б) $Fe-MnS$, объяснить, почему введение марганца устраняет красноломкость и марганец в количестве не менее 0,4-0,5 % является полезной и обязательной примесью стали.

Решение задачи. Влияние серы и углерода на образование горячих трещин может быть объяснено диаграммой состояния железо – сера (рис. 15) при низких концентрациях серы. В процессе охлаждения сплава наблюдается выделение по

границам зерен некоторого количества жидкой фазы, причем при содержании серы 0,06 % количество жидкости растет вплоть до температуры 988 °С, когда расплав затвердевает, образуя γ -Fe + FeS.

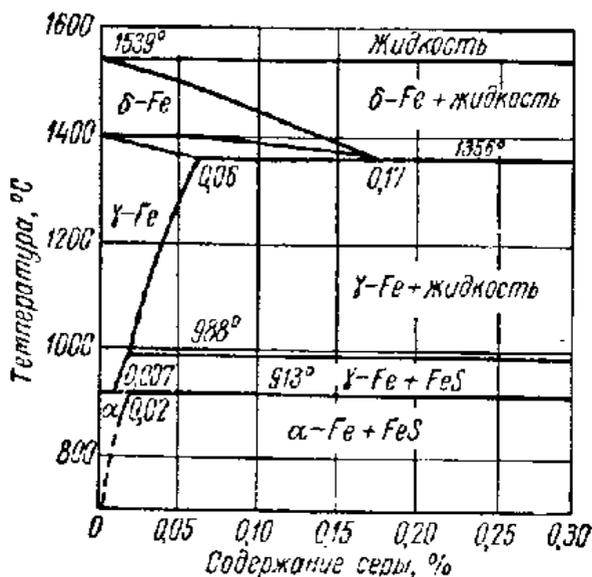


Рис. 15. Часть диаграммы состояния железо – сера при низких концентрациях серы

В присутствии углерода растворимость серы снижается, вследствие чего повышение содержания углерода уменьшает количество серы, остающейся в твердом растворе, и увеличивает вероятность выделения легкоплавкой сульфидной эвтектики. Таким образом, при некотором содержании серы и малом количестве углерода сульфидная фаза может отсутствовать; при увеличении содержания углерода сульфидная фаза образует жидкие прослойки, сохраняющиеся температуры, при которой деформации укорочения вызовут растяжение со стороны окружающего металла, превращающее деформационную способность жидких прослоек, и приведут к образованию горячих трещин.

Подобно углероду, но в меньшей степени, влияет и кремний. Однако большое количество жидкой фазы может привести к так называемому залечиванию горячих трещин, когда в образующуюся трещину затекает жидкость и там закристаллизовывается. Поэтому элементы, увеличивающие склонность к образованию горячих трещин, будучи введенными в больших количествах, не вызывают трещинообразования. Схематически это может быть представлено на рис. 16.

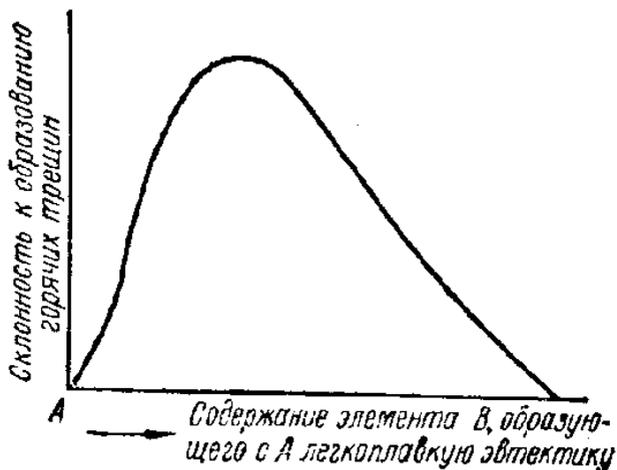


Рис. 16. Влияние содержания элементов, образующих легкоплавкие эвтектики, на склонность к образованию горячих трещин

Сернистые включения сильно снижают механические свойства, особенно ударную вязкость и пластичность в поперечном направлении вытяжки при прокатке и ковке, а также предел выносливости. Работа зарождения трещины не зависит от содержания серы, а работа развития вязкой трещины и вязкость разрушения с увеличением содержания серы резко снижаются. Эти включения ухудшают свариваемость и коррозионную стойкость. В связи с этим содержание серы в стали строго ограничивается; в зависимости от качества стали оно не должно превышать 0,035-0,06 %.

Рассмотрим превращения в сплавах с разным содержанием серы.

Для первого сплава с 0,03 % S существуют четыре критические точки. До температуры первой критической точки охлаждается жидкий расплав. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация из жидкости δ -Fe. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее при температуре 1355 °C протекает полиморфное превращение $\delta \rightarrow \gamma$ -модификацию железа. Степень свободы при этом равна 1. Далее продолжается кристаллизация γ -модификации. При температуре 988 °C протекает эвтектическое превращение $Ж \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{FeS}$. В интервале температур точек 3-4 происходит охлаждение эвтектики. При температуре ~ 913 °C протекает полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ -модификацию. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Структура сплава будет состоять из α -Fe и FeS.

Для сплавов с 2 % и 10 % S видны четыре критические точки. Фазовые превращения и структурообразующие реакции в этих сплавах протекают аналогично первому сплаву. Различие заключается только в количественном соотношении фаз.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 0,03 % S при 1050 °C состоит из Ж и γ -Fe. Химический состав Ж: 71 % Fe и 29 % S. Химический состав γ -фазы: 99,075 % Fe и 0,025 % S. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество Ж} = (0,03-0,025)/(29-0,025) 100 \% = 0,02 \%;$$

$$- \text{количество } \gamma\text{-Fe} = (29-0,03)/(29-0,025) 100 \% = 99,98 \%;$$

Б. Второй сплав с 2 % S при 1050 °C состоит из Ж и γ -Fe. Химический состав Ж: 72 % Fe и 28 % S. Химический состав γ -фазы: 99,075 % Fe и 0,025 % S. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество Ж} = (2-0,025)/(28-0,025) 100 \% = 7,06 \%;$$

$$- \text{количество } \gamma\text{-Fe} = (28-2)/(28-0,025) 100 \% = 92,94 \%;$$

В. Третий сплав с 10 % S при 1100 °С состоит из Ж и γ -Fe. Химический состав Ж: 73 % Fe и 27 % S. Химический состав γ -фазы: 99,075 % Fe и 0,025 % S. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество Ж = $(10-0,025)/(27-0,025) 100 \% = 36,98 \%$;
- количество γ -Fe = $(27-10)/(27-0,025) 100 \% = 63,02 \%$.

Сера является вредной примесью в стали. С железом она образует химическое соединение FeS, которое практически нерастворимо в нем в твердом состоянии, но растворимо в жидком металле. Соединение FeS образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988 °С. Эта эвтектика образуется даже при очень малых содержаниях серы. Кристаллизуясь из жидкости по окончании затвердевания, эвтектика преимущественно располагается по границам зерна. При нагревании стали до температуры прокатки иликовки (1000-1200 °С) эвтектика расплавляется, нарушается связь между зернами металла, вследствие чего при деформации стали в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины.

7. Диаграмма состояния сплавов системы железо – молибден

Задача 8. Пластичность ряда сплавов системы Fe–Mo можно улучшить термической обработкой. Рассмотреть превращения в сплавах с 3; 15 и 50 % молибдена и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз у сплавов 1 – при 1100 °С, 2 – при 700 °С и 3 – при 1000 °С. Указать, какой из этих сплавов можно подвергать термической обработке для повышения пластичности, в чем заключается эта обработка и какие изменения она вызывает в структуре сплава.

Решение задачи. Диаграмма состояния системы железо – молибден (рис. 17) построена на основании термических, микроскопических и частично рентгенографических исследований.

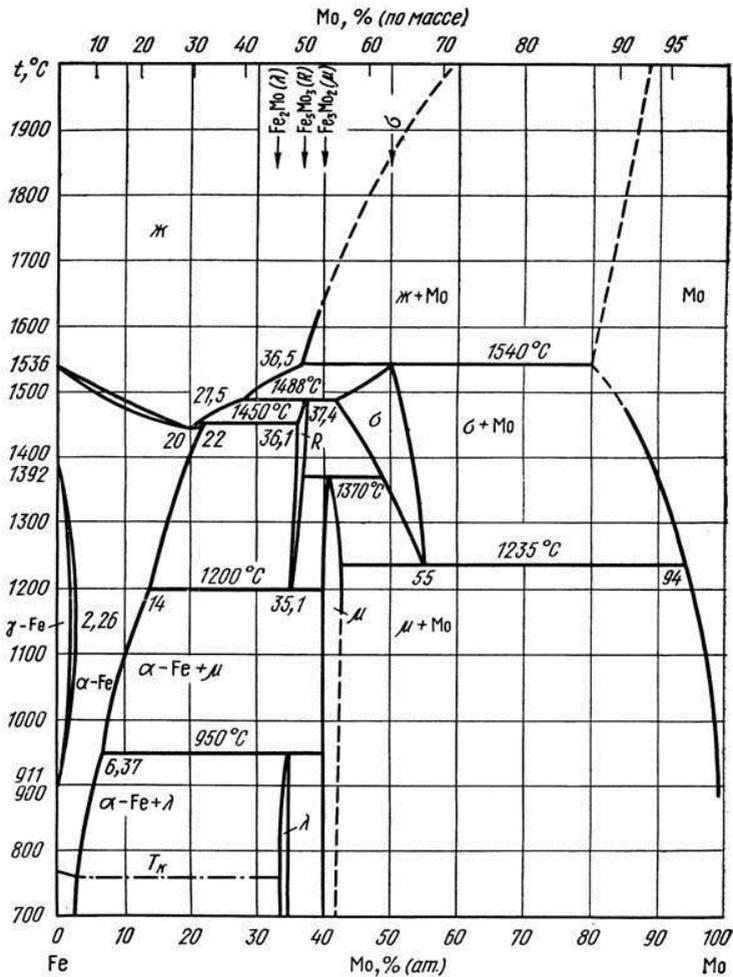


Рис. 17. Диаграмма состояния системы железо – молибден

Молибден имеет кубическую объемно центрированную решетку, однако атомные размеры молибдена иные, чем у хрома и железа, поэтому молибден образует с α -железом не неограниченные, как хром, а ограниченные твердые растворы. Растворимость молибдена в α -железе составляет 5 % при 20°C ; максимальная растворимость 26 % при 1450°C . Молибден повышает точку A_3 и понижает A_4 , выклинивая полностью эту

область при 3,5 % Мо (2 % атом.). Максимум кривой $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения находится ~ 1200 °С и превышает 3 % Мо.

Железо с молибденом образует интерметаллические фазы; одна из них FeMo (σ) обладает структурой, аналогичной структуре σ -фазы в системе железо – хром, стабильна только при высоких температурах. Кристаллическая решетка – тетрагональная.

Вторая интерметаллическая фаза, стехиометрическая формула которой окончательно не установлена (~ 40 % (атомн.) Мо), имеет чрезвычайно узкую область гомогенности; предположительно описывается формулой Fe₃Mo₂ (или Fe₇Mo₆) – μ -фаза (или ε -фаза). Кристаллическая решетка – ромбоэдрическая.

При рентгенографическом исследовании легированной стали обнаружено двойное интерметаллическое соединение железа с молибденом, которому по аналогии с системой железо – вольфрам приписывается формула Fe₂Mo (λ -фаза).

Также обнаружено соединение, описываемое формулой Fe₅Mo₃ (R-фаза).

Фаза α образуется по перитектической реакции при 1540 °С в сплавах, содержащих 50 % (ат.) Мо, и устойчива до температуры 1235 °С, при которой распадается на смесь λ -фазы и твердого раствора на основе молибдена.

Фаза μ находится в равновесии с α -Fe при температурах ниже 1200 °С, а присутствует в сплавах до 1370 °С.

Фаза R (37 % (ат.) Мо) образуется при 1488 °С по перитектической реакции и распадается по эвтектоидной при 1200 °С на смесь (α -Fe+ μ).

При 950 °С по перитектоидной реакции образуется λ -фаза на основе соединения Fe₂Mo.

Рассмотрим сплавы с разным содержанием молибдена.

Для первого сплава с 3 % молибдена существуют шесть критических точек. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твер-

дая α -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $c=2-1+1=2$. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация α -фазы в γ -модификацию. Затем γ -фаза охлаждается (до температуры точки 5). В интервале температур точек 5-6 протекает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. После чего α -Fe охлаждается до комнатной температуры (самая нижняя температура диаграммы состояния).

Для второго сплава с 15 % молибдена наблюдаются пять критических точек. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $c=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 α -фаза охлаждается. При температуре точки 3 из α -фазы в результате уменьшения растворимости выделяется R-фаза (Fe_5Mo_3). При этом число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$. При температуре точки 4 (1200 °C) протекает эвтектоидная реакция, в результате которой образуется эвтектоид, состоящий из α -фазы и μ -фазы (Fe_3Mo_2). При этом число степеней свободы равно $c=2-3+1=0$. Далее из α -фазы в результате уменьшения растворимости с понижением температуры выделяется μ -фаза (Fe_3Mo_2). При температуре 950 °C протекает перитектоидная реакция с образованием λ -фазы (на основе соединения Fe_2Mo). На последнем температурном участке из α -фазы выделяются вторичные выделения λ -фазы. Структура при комнатной температуре будет состоять из двух фаз: α -фазы + λ_{II} .

Для третьего сплава с 50 % молибдена наблюдаются четыре критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы Mo. При температуре точки 2 (1540 °C) протекает перитектическая реакция, в результате которой образуется β -фаза (на основе соединения FeMo). Число степеней свободы при этом равно 0, т.е. система инвариантна. Далее происходит охлаждение β -фазы. Затем протекает перекристаллизация β -фазы в μ -фазу. При темпера-

туре 1235 °С происходит эвтектоидная реакция: $\sigma \rightarrow \mu + \text{Mo}$. На последнем температурном участке: $\text{Mo} \rightarrow \mu$. Структура данного сплава при комнатной температуре состоит из кристаллов Мо и μ -фазы. При этом число степеней свободы равно $c=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 3 % молибдена при 1100 °С состоит из α -фазы (100 %), т.е. однофазная область (100 % фазы). Химический состав фазы: 97 % Fe и 3 % Mo.

Б. Второй сплав с 15 % молибдена при температуре 700 °С состоит из двух фаз: α -фазы и λ -фазы.

Состав α -фазы сплава при заданной температуре – Fe 97 % и 3 % Mo; состав λ -фазы – 66 % Fe и 34 % Mo. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(34-15)/(34-3) 100 \% = 61,3 \%$;

– количество λ -фазы = $(15-3)/(34-3) 100 \% = 38,7 \%$.

В. Третий сплав с 50 % молибдена при температуре 1000 °С состоит из двух фаз: Mo и μ -фазы.

Состав кристаллов Mo при заданной температуре – 2 % Fe и 98 % Mo; состав μ -фазы – 58 % Fe и 42 % Mo. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество Mo-фазы = $(50-42)/(98-42) 100 \% = 14,3 \%$;

– количество μ -фазы = $(98-50)/(98-42) 100 \% = 85,7 \%$.

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что для условий, поставленных в задании данной задачи и с учетом реальных производственных условий, требуются сплавы с небольшим количеством (0,1-0,3 %) добавок молибдена, чаще ферромолибдена, в среднеуглеродистые конструкционные хромоникелевые улучшаемые стали, например 40ХН2МА. Молибденовые улучшаемые стали характеризуются более высокой вязкостью при низкой температуре.

Таким образом, из предложенных сплавов больше подходит первый сплав, но с более подробным техническим заданием (изделие, размеры заготовки и условия эксплуатации).

Задача 9. Сплавы системы Fe–Mo, но лишь определенного состава, способны к дисперсионному твердению при отпуске, выполняемом после закалки, переводящей сплав в состояние пересыщенного твердого раствора. Рассмотреть превращения в сплавах с 2; 10 и 70 % Mo, определить фазовый состав сплавов 1 – при температуре 1050 °С, 2 – при 700 °С и 3 – при 1200 °С. Указать, какой из этих сплавов можно подвергать дисперсионному твердению, его структуру после отпуска и влияние этого процесса на твердость, прочность и пластичность.

Решение задачи. Диаграмма состояния системы железо – молибден приведена на рис. 17. Рассмотрим сплавы с разным содержанием молибдена.

Для первого сплава с 2 % молибдена существуют две критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. После чего α -Fe охлаждается до комнатной температуры (самая нижняя температура диаграммы состояния).

Для второго сплава с 10 % молибдена наблюдаются четыре критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 α -фаза охлаждается. При температуре точки 3 из α -фазы в результате уменьшения растворимости выделяется μ -фаза (Fe_3Mo_2). При этом число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. При температуре 950 °С (точка 4) протекает перитектоидная реакция с образованием λ -фазы (на основе соединения Fe_2Mo). На последнем температурном участке из α -фазы выделяются вторичные выделения λ -фазы. Структура при комнатной температуре будет состоять из двух фаз: α -фазы + λ_{II} .

Для третьего сплава с 70 % молибдена наблюдаются две критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 (1540 °С) протекает перитектическая реакция, в результате которой образуется β -фаза (на основе соединения FeMo). Число степеней свободы при этом равно 0, т.е. система невариантна. Далее происходит изменение состава β -фазы и Mo. Затем при температуре 1235 °С происходит эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \mu + \text{Mo}$. На последнем температурном участке: $\text{Mo} \rightarrow \mu$. Структура данного сплава при комнатной температуре состоит из кристаллов Mo и μ -фазы. При этом число степеней свободы равно $c=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 2 % молибдена при 1050 °С состоит из α -фазы (100 %), т.е. однофазная область (100 % фазы). Химический состав фазы: 98 % Fe и 2 % Mo.

Б. Второй сплав с 10 % молибдена при температуре 700 °С состоит из двух фаз: α -фазы и λ -фазы.

Состав α -фазы сплава при заданной температуре – Fe 97 % и 3 % Mo; состав λ -фазы – 66 % Fe и 34 % Mo. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество } \alpha\text{-фазы} = (34-15)/(34-3) 100 \% = 61,3 \%;$$

$$- \text{количество } \lambda\text{-фазы} = (15-3)/(34-3) 100 \% = 38,7 \%.$$

В. Третий сплав с 70 % молибдена при 1200 °С состоит из двух фаз: Mo и μ -фазы.

Состав кристаллов Mo при заданной температуре – 5 % Fe и 95 % Mo; состав μ -фазы – 58 % Fe и 42 % Mo. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

$$- \text{количество Mo-фазы} = (70-42)/(95-42) 100 \% = 52,8 \%;$$

$$- \text{количество } \mu\text{-фазы} = (95-70)/(95-42) 100 \% = 47,2 \%.$$

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что для условий, сформулированных в задаче из предложенных сплавов, подходит второй сплав.

В качестве материала для режущих инструментов, работающих с повышенными скоростями резания, можно применять сплавы на железной основе, подвергающиеся дисперсионному твердению. Из анализа бинарной диаграммы состояния сплавов системы Fe–Mo следует, что молибден дает с железом интерметаллические соединения: молибдениты (Fe_2Mo , Fe_3Mo_2), которые имеют ограниченную растворимость в α -Fe, уменьшающуюся с понижением температуры.

Следовательно, в этих сплавах можно вызвать процесс дисперсионного твердения, сопровождающийся повышением твердости, прочности и снижением пластичности, если интерметаллические соединения перевести быстрым охлаждением в раствор феррита.

8. Диаграмма состояния сплавов системы железо – азот

Задача 10. насыщение азотом поверхностного слоя стали (особенно легированной хромом и алюминием или хромом и ванадием) повышает твердость, износостойкость, предел выносливости и стойкость против коррозии. На основании диаграммы Fe–N объяснить причины, по которым азотирование повышает твердость и износостойкость, и указать, какую концентрацию азота целесообразно получать в тонком поверхностном слое. Для решения задачи рассмотреть превращения в сплавах, содержащих 0,5; 3 и 6 % азота, и определить фазовый состав, структуру и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 20 °С, считая, что он остается таким же, как и при 400 °С. Учесть, что ϵ -фаза в этих сплавах является излишне хрупкой и ее присутствие в азотированном слое нецелесообразно. Влияние легирующих элементов на процесс азотирования можно не учитывать.

Решение задачи. Диаграмма состояния системы Fe–N (рис. 18) имеет важное практическое значение в связи с широким промышленным применением азотирования и нитроцементации стали. Железо с азотом образует нитриды

$\text{Fe}_4\text{N}(\gamma')$, $\text{Fe}_2\text{N}(\zeta)$, ε -фазу и метастабильный нитрид Fe_{16}N_2 (азотистый мартенсит).

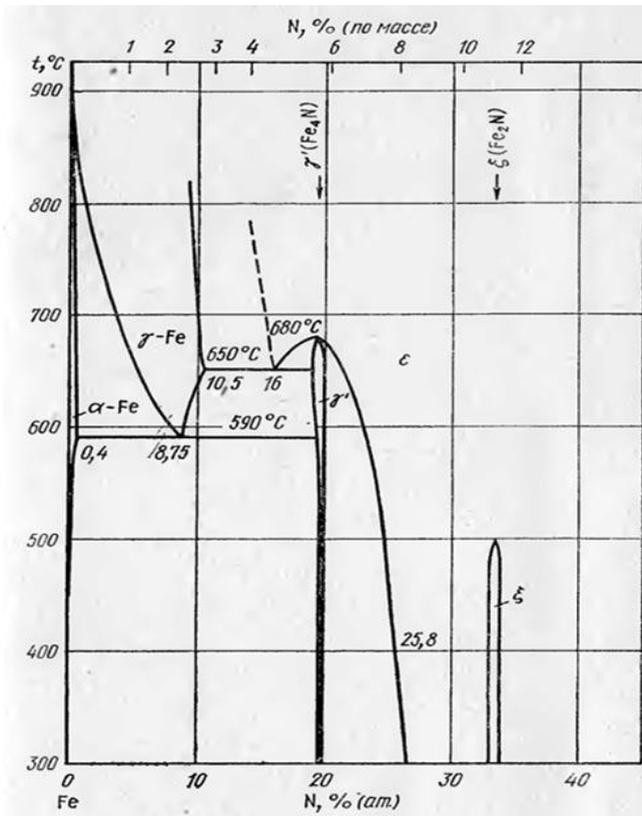


Рис. 18. Диаграмма состояния системы железо-азот

Растворимость газообразного азота в феррите при давлении 0,1 МПа в интервалах температур 700-911 °С ($\alpha\text{-Fe}$) и 1392-1539 °С ($\delta\text{-Fe}$): $\lg N = -1700/T - 30$, где N – азот, % (ат.).

Растворимость газообразного азота в аустените при давлении 0,1 МПа в интервале 590-1100 °С: $\lg N = 155/T - 1,1$, где N – азот, % (ат.).

Растворимость газообразного азота в жидком Fe при давлении 0,1 МПа: $\lg N = -475/T - 0,5$, где N – азот, % (ат.).

Растворимость азота в α -Fe, находящемся в равновесии с Fe_4N : максимальная растворимость при 590°C составляет 0,4 % (ат.), или 0,1 % (по массе); предельная растворимость равна 0,46 % (ат.), или 0,115 % (по массе).

Превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha + \gamma'$ происходит при 590°C . Эвтектоидная точка расположена при содержании азота 8,75 % (ат.), или 2,35 % (по массе). Второе эвтектоидное превращение $\varepsilon \leftrightarrow \gamma + \gamma'$ протекает при 650°C , эвтектоид содержит 16,0 % (ат.), или 4,55 % (по массе) N в γ -фазе и 19,1 % (ат.), или 5,6 % (по массе) N в γ' -фазе соответственно. Фаза γ' кристаллизуется из ε -твердого раствора при $680 \pm 5^\circ\text{C}$; область гомогенности при 650°C составляет 19,1-20 % (ат.), или 5,7-6,1 % (по массе) N. Соединение Fe_2N кристаллизуется из ε -твердого раствора при 500°C и 33,3 % (ат.), или 11,14 % (по массе) N. Область гомогенности этого соединения не превышает 1,14-1,35 % (по массе).

Фаза α -твердый раствор внедрения азота в ОЦК α -Fe. Растворимость азота в α -Fe при 590°C незначительна и составляет 0,1 % (по массе), или 0,4 % (ат.) N (рис. 19), поэтому период решетки этого раствора практически совпадает с периодом решетки α -Fe.

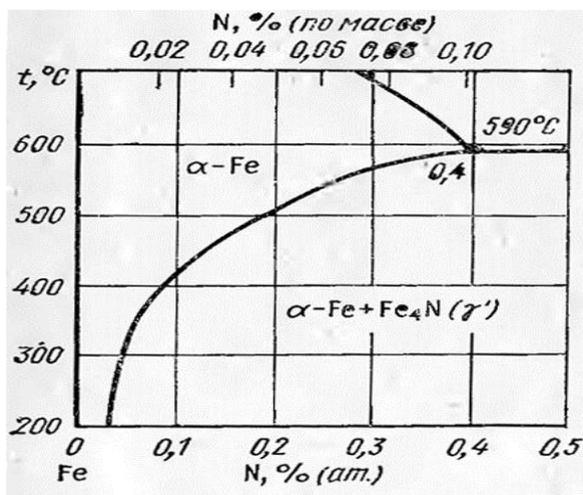


Рис. 19. Часть диаграммы состояния системы железо – азот

Фаза γ -твердый раствор внедрения азота в ГЦК γ -Fe, изоморфный аустениту в системе Fe–C. Период решетки γ -фазы при увеличении содержания азота увеличивается с 0,3637 нм (γ -Fe 910 °C) до 0,3646 нм при содержании 8,67 % (ат.), или 2,33 % (по массе) N.

Фаза γ' имеет ГЦК структуру с атомом азота, расположенным в центре ячейки. В узкой области гомогенности период решетки фазы изменяется от 0,3791 до 0,3801 нм. Область гомогенности γ' -фазы при 500 °C расположена в интервале 19,6-19,95 % (ат.) N.

Фаза ϵ имеет ГПУ решетку с упорядоченным расположением атомов азота. С увеличением содержания азота от 19,42 % (ат.), или 5,7 % (по массе), до 33,02 % (ат.), или 11,0 % (по массе), периоды решетки изменяются от $a = 0,2660$ нм; $c = 0,4343$ нм; $c/a = 1,633$ до $a = 0,276$ нм; $c = 0,4420$ нм; $c/a = 1,599$. Область гомогенности ϵ -фазы при 20 °C составляет 26,0-33,2 % (ат.), или 8,1-11,1 % (по массе) N.

Фаза ζ обладает орторомбической структурой с периодами $a = 0,2764$ нм; $b = 0,4829$ нм; $c = 0,4425$ нм (см. рис. 18).

Для первого сплава с 0,5 % N существуют две критические точки. До температуры первой критической точки γ -Fe охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает перекристаллизация γ -Fe \rightarrow α -Fe. Число степеней свободы будет равно $s = 2 - 2 + 1 = 1$. Далее при температуре 590 °C протекает эвтектоидное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha + \gamma'$. Степень свободы при этом равна 0, так как три фазы находятся в равновесии. На последнем температурном участке происходит выделение очень малого количества α -Fe из γ -Fe из-за уменьшения растворимости. Число степеней свободы будет равно $s = 2 - 2 + 1 = 1$. Структура сплава будет состоять из α -Fe и эвтектоида.

Для второго сплава с 3 % N видны две критические точки. До температуры первой критической точки γ -Fe охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает превращение γ -Fe \rightarrow γ' -Fe. Число степеней свободы будет равно $s = 2 - 2 + 1 = 1$. Далее при температуре 590 °C протекает эвтектоидное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha + \gamma'$. Степень свободы при этом равна 0, т.е. систе-

ма безвариантна. На последнем температурном участке происходит охлаждение ранее выделившихся фаз. Число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$. Структура сплава будет состоять из γ' -Fe и эвтектоида.

Для третьего сплава с 6 % N наблюдается одна критическая точка. При достижении этой критической температуры (680 ± 5 °C) выделяется γ' -Fe (Fe_4N). Далее происходит охлаждение. Число степеней свободы будет равно $c=2-1+1=2$. Структура сплава будет состоять из γ' -фазы. Возможно присутствие незначительного количества как α -фазы, так и ε -фазы (нежелательно).

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 0,5 % N при 400 °C состоит из α -фазы и γ' -фазы. Химический состав α -фазы: 99,9 % Fe и 0,1 % N. Химический состав γ' -фазы: 94,3 % Fe и 5,7 % N.

Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(5,7-0,5)/(5,7-0,1) 100 \% = 92,9 \%$;
- количество γ' -фазы = $(0,5-0,1)/(5,7-0,1) 100 \% = 7,1 \%$.

Б. Второй сплав с 3 % N при 400 °C состоит из α -фазы и γ' -фазы. Химический состав α -фазы: 99,9 % Fe и 0,1 % N. Химический состав γ' -фазы: 94,3 % Fe и 5,7 % N.

Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(5,7-3)/(5,7-0,1) 100 \% = 48,2 \%$;
- количество γ' -фазы = $(3-0,1)/(5,7-0,1) 100 \% = 51,8 \%$.

В. Третий сплав с 6 % N при 400 °C состоит из γ' -фазы (100 %). Химический состав γ' -фазы: 94 % Fe и 6 % N.

Процессы, протекающие в поверхностном слое стального изделия при его азотировании (рис. 20), достаточно сложны.

В результате протекания диффузионных процессов в структуре формируются следующие фазы: твердый раствор Fe_3N , характеризующийся содержанием азота в пределах 8–11,2 %; твердый раствор Fe_4N , азота в котором содержится 5,7–6,1 %; раствор азота, формирующийся в α -железе.

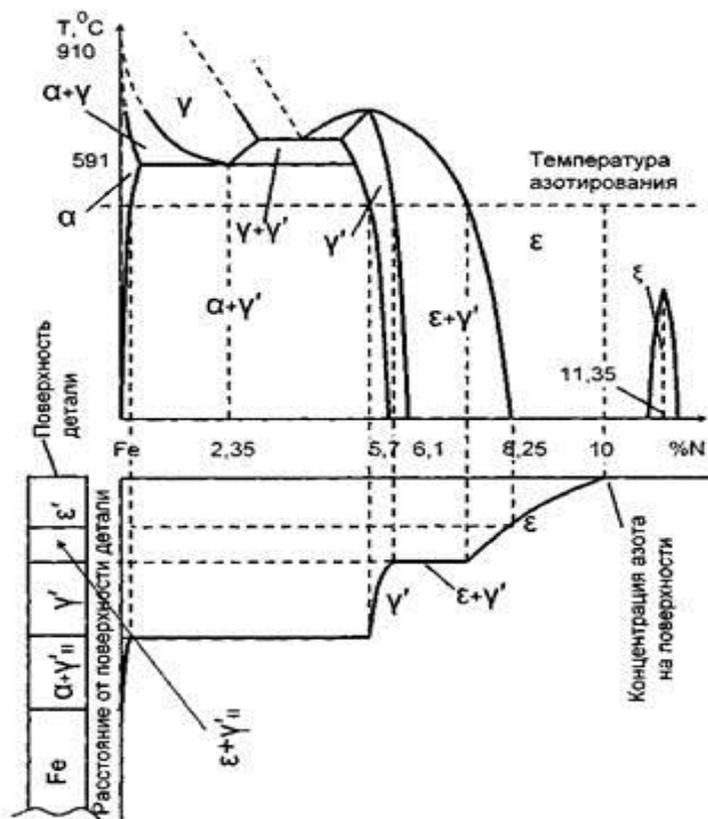


Рис. 20. Диаграмма состояния железо – азот: распределение азота по толщине азотированного слоя и строение слоя

Дополнительная α -фаза в структуре металла формируется тогда, когда температура азотирования начинает превышать $591\text{ }^{\circ}\text{C}$. Эвтектидный распад в структуре металла происходит тогда, когда степень его насыщения азотом достигает уровня $2,35\%$. На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что наибольший эффект повышения твердости и износостойкости при азотировании будет получен в тонком поверхностном слое при концентрации азота $3\text{--}6\%$ (исходя из предложенных в задании курсовой работы сплавов). Подробнее рациональное содержание азота в поверхностном слое, измене-

ние его концентрации от поверхности к сердцевине изделия, зависимость от температуры азотирования обычно рассматривают на примере стали марки 38ХМЮА.

9. Диаграмма состояния сплавов системы железо – никель

Задача 11. Мартенситно-стареющие стали на основе системы Fe–Ni приобретают при закалке мартенситную структуру даже при замедленном охлаждении, если они имеют определенное содержание никеля. Определить, при какой концентрации никеля (5; 15 или 30 %) превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ протекает как мартенситное, а не как диффузионное. Для решения задачи учесть температуры превращения и по диаграмме состояния сплавов Fe–Ni рассмотреть процессы превращений в сплаве с 15 % никеля, количественное соотношение фаз, химический состав фаз, а также структуру сплава при 200 °С.

Решение задачи. Железо и никель, обладая взаимной растворимостью, дают непрерывный ряд твердых растворов. Никель способствует образованию сплавов с неограниченной γ -областью. Особенностью сплавов Fe–Ni с высоким содержанием железа является медленный распад γ -фазы при низких температурах. Диаграмма состояния системы железо – никель приведена на рис. 21.

γ -Fe и никель образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов. Никель, растворяясь в железе, повышает температуру $\gamma \leftrightarrow \delta$ превращения от 1390 до 1512 °С.

При температуре 1512 °С протекает перитектическая реакция $\delta + \text{ж} \leftrightarrow \gamma$.

Максимальная растворимость никеля в δ -Fe составляет 3,24 %, перитектическая точка расположена при 4,3 % Ni, а концентрация этого элемента в жидкой фазе равна 5,9 %.

Сплавы системы кристаллизуются в узком интервале температур, не превышающем 10-15 °С. Кривые ликвидус и солидус для сплавов с содержанием 5,9–100 % Ni имеют вид

слегка провисающей цепи с минимумом при 1436 °С и содержании 68 % Ni. В точке минимума кривые соприкасаются.

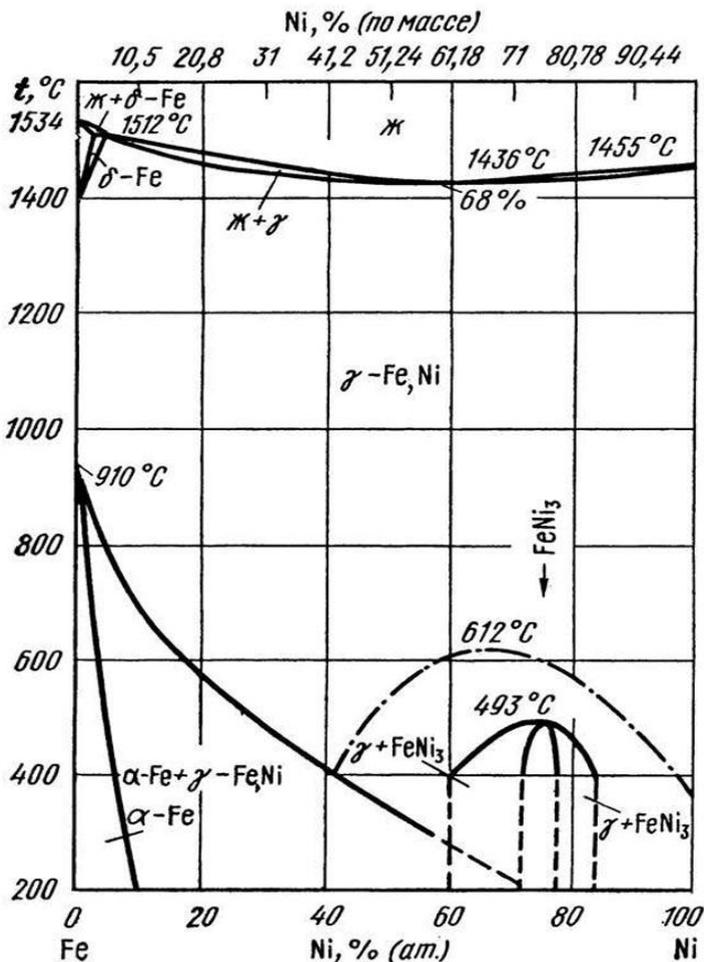


Рис. 21. Диаграмма состояния системы железо – никель

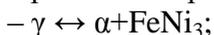
Равновесная концентрация никеля в α -твердом растворе на основе железа при понижении температуры возрастает и при 300 °С достигает ~ 7,5 %. С понижением температуры значи-

тельно расширяется двухфазная область $\alpha+\gamma$, и при 300 °С граница $(\alpha+\gamma)/\gamma$ располагается при 56 % Ni.

Диффузионные процессы в сплавах рассматриваемой системы ниже 500 °С крайне замедленны, поэтому установление граничных концентраций $\alpha/(\alpha+\gamma)$ и $(\alpha+\gamma)/\gamma$ сопряжено с большими экспериментальными трудностями.

По результатам исследований длительно отожженных сплавов ниже 500 °С установлено образование интерметаллического соединения FeNi_3 при содержании 74 % Ni. Образование этого соединения связано с упорядочением γ -твердого раствора, причем температура упорядочения, по данным различных исследователей, находится в интервале $493\text{--}503\pm 2$ °С. Упорядочение γ -твердого раствора при соотношении компонентов 1:1 не было экспериментально подтверждено.

При 345 °С протекает эвтектоидная реакция:



– эвтектоидная точка расположена при 52 % Ni;

– твердый раствор на основе соединения FeNi_3 обладает широкой областью гомогенности – 20 % при 300 °С.

Для построения кривой охлаждения сплава отмечаются точки 1, 2, 3, 4, соответствующие пересечению с линиями диаграммы состояния Fe–Ni (см. рис. 21).

На первом участке охлаждается жидкость. В точке 1 из жидкости закристаллизуются первые кристаллы γ -фазы, согласно правилу фаз Гиббса число степеней свободы на этом участке составит: $c=2-1+1=2$. В точке 2 процесс перехода жидкости в $\gamma\text{-Fe,Ni}$ завершится. Число степеней свободы на этом участке составит: $c=2-2+1=1$. На следующем участке γ -фаза охлаждается (до точки 3).

В точке 3 γ -фаза начинает перекристаллизовываться в α -фазу, после чего полученная фаза охлаждается. Степень свободы равна: $c=2-2+1=1$.

В точке 4 процесс перекристаллизации завершается. На последнем участке α -фаза охлаждается. Число степеней свободы: $c=2-1+1=2$.

Рассмотрим процессы фазовых превращений, их температурные интервалы, вариантность системы в сплаве с 15 % никеля.

Фазовый состав данного сплава при температуре 200 °С α -Fe; γ -Fe,Ni.

Структура представляет собой механическую смесь двух твердых растворов.

Количественное соотношение фаз определяется по правилу отрезков и равно: α -Fe = 89,7 %, γ -Fe,Ni = 10,3 %.

Химический состав фаз: α -фаза содержит 89,5 % Fe и 10,5 % Ni; γ -фаза содержит 28,0 % Fe и 72,0 % Ni.

Сплавы на основе системы Fe–Ni, содержащие до 38 % Ni, при пластической деформации, вызванной растягивающими напряжениями, претерпевают частичное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в области низких температур. Для этих сплавов напряжение в 10 Па повышает температуру превращения на 14 °С. Температура начала мартенситного превращения у сплава 36Н в процессе деформации находится вблизи -140 °С. В сплаве инварного состава, содержащего технологические добавки марганца и кремния, путем дополнительного легирования хромом в количестве 0,5 % удалось подавить мартенситное превращение под влиянием деформации вплоть до -230 °С.

10. Диаграмма состояния сплавов системы железо – вольфрам

Задача 12. В некоторых сплавах системы Fe–W протекают превращения в твердом состоянии. Развитие превращений зависит от термической обработки и может сильно изменять механические свойства сплавов. Рассмотреть превращения в сплавах с 2; 15 и 75 % вольфрама. Определить фазовый состав и количественное соотношение фаз сплавов: 1 – при 1200 °С, 2 – при 900 °С и 3 – при 1400 °С. Указать, в каких сплавах из числа заданных можно изменить структуру и свойства путем термической обработки и какой именно, и объяснить, в какой степени (качественно) она может изменить свойства.

Решение задачи. На рис. 22 изображена диаграмма состояния Fe–W. В сплавах данной системы при 1637 °С протекает перитектическая реакция: Ж+W ↔ Fe₂W₃. При 1548 °С реализуется еще одна перитектическая реакция: Ж+Fe₂W₃ ↔ α. Кривые ликвидус и солидус двухфазной области (Ж+α) имеют минимум при 1529 °С и 4,4 % W. При понижении температуры до 1060 °С протекает перитектоидная реакция с образованием λ-фазы. Фаза λ имеет гексагональную элементарную ячейку с $a = 0,4737$ нм, $c = 0,7720$ нм, $c/a = 1,630$ со структурой типа MgZn₂. Фаза μ обладает гексагональной элементарной ячейкой с периодами $a = 0,4741$ нм, $c = 2,581$ нм. Влияние вольфрама на α↔γ-превращение железа изучено довольно хорошо. Область γ-петли простирается до 1,25 %, или 4,12 % (по массе) W при 1150 °С. Область (α+γ) простирается до 1,83 %, или 6,03 % (по массе) W.

Растворимость вольфрама в α-Fe составляет 1,68; 1,72; 1,96 и 2,24 % W при 600, 700, 800 и 900 °С соответственно.

Процесс кристаллизации сплава P6M5. До температуры точки 1 (рис. 22) происходит выделение α-Fe из жидкости, это происходит в интервале температур и поэтому участок представлен в виде наклонной линии.

Согласно правилу фаз, число степеней свободы на этом участке составит: $c=2-2+1=1$.

До точки 2 α-железо охлаждается, $c=2-1+1=2$, и при температуре 1315 °С переходит в фазу μ.

По правилу фаз, число степеней свободы на этом участке будет равно $c=2-2+1=1$.

В точках 3-4 наблюдается площадка, потому что этот переход происходит при постоянной температуре 1060 °С. По правилу отрезков, продукт кристаллизации будет состоять из фаз справа и слева, т.е. α-Fe и λ.

Число степеней свободы будет равно $c=2-3+1=0$. После этого образовавшийся твердый раствор охлаждается, а также возможны вторичные выделения λ-фазы (на диаграмме состояния – пунктирные линии).

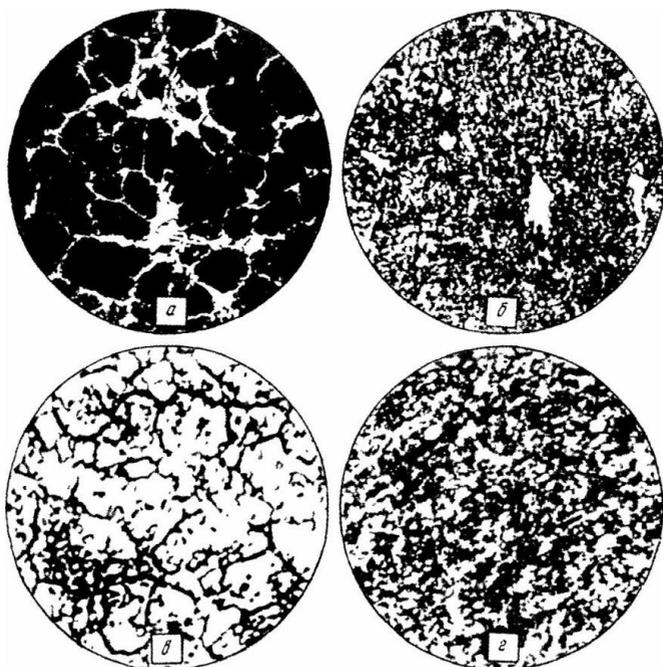


Рис. 23. Микроструктура быстрорежущей стали P6M5, x500:
а) литое состояние; б) послековки и отжига; в) после закалки;
г) после отпуска

11. Диаграмма состояния сплавов системы магний – алюминий

Задача 13. В системе Mg–Al имеются сплавы на основе магния, сильно упрочняющиеся в результате присутствия алюминия в определенных концентрациях и выполнения термической обработки. Эти сплавы как имеющие малую плотность при удовлетворительной прочности используются в авиационной и других отраслях промышленности. Рекомендовать состав сплава и указать термическую обработку и фазу-упрочнитель. Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 1, 4 и 30 % Al и определить структуру и фазовый состав, а также количественное их соотношение в этих сплавах при 150 °С.

Решение задачи. На рис. 24 приведена диаграмма состояния Mg–Al. Средняя часть диаграммы показана в увеличенном масштабе на рис. 25.

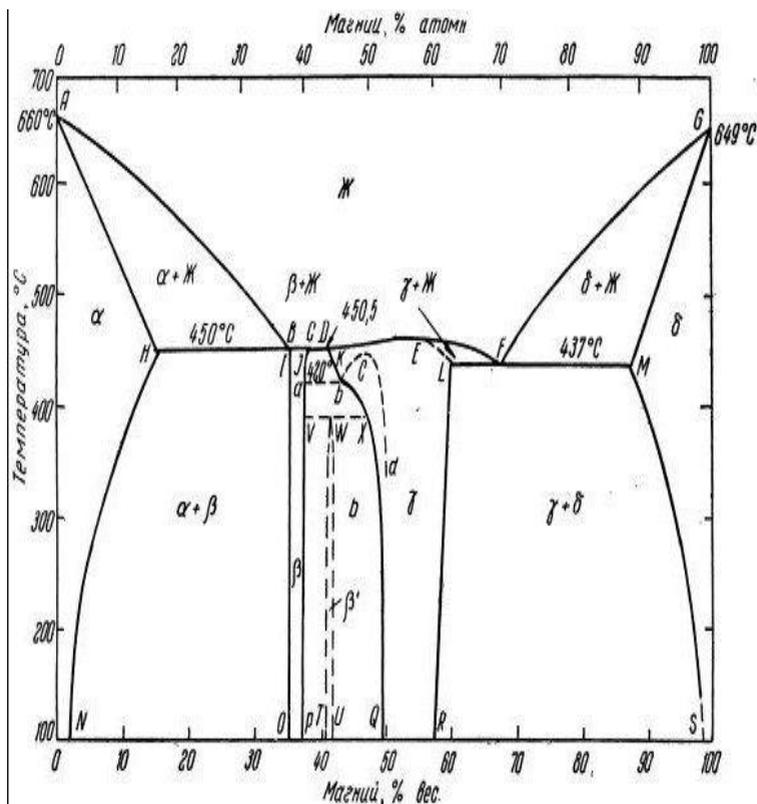


Рис. 24. Диаграмма состояния магний – алюминий

В данной системе образуются следующие фазы:

- $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$,
- $\gamma(\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17})$,
- $\zeta(\text{Al}_{52}\text{Mg}_{48})$,
- $\varepsilon(\text{Al}_{30}\text{Mg}_{23})$.

Фазы β и γ плавятся конгруэнтно при температурах 453 и 460 °С соответственно. Фазы ε и ζ образуются по перитектическим реакциям при температурах 450 и 452 °С соответственно.

В системе существуют три эвтектических равновесия:

- Ж \leftrightarrow $\delta(\text{Mg})+\gamma$ при температуре 437 °С;
- Ж \leftrightarrow $\alpha(\text{Al})+\beta$ при 450 °С;
- Ж \leftrightarrow $\varepsilon+\beta$ при 448 °С.

А также два эвтектоидных равновесия:

- $\varepsilon \leftrightarrow \beta + \zeta$ при 428 °С;
- $\zeta \leftrightarrow \beta + \gamma$ при 410 °С.

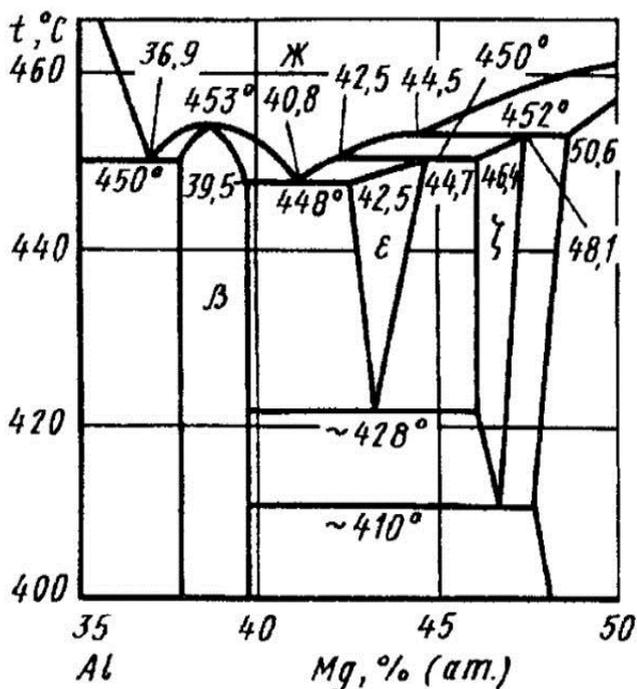


Рис. 25. Фазовая диаграмма состояния системы Mg–Al (участок диаграммы с содержанием 35–50 % Mg)

По равновесной диаграмме состояния (рис. 26) в сплавах с 10 % Mg β -фаза выделяется из твердого раствора вследствие уменьшения растворимости магния в алюминии с понижением температуры. В реальных условиях затвердевания вследствие интенсивно протекающих процессов микроликвации и недостаточной скорости диффузионных процессов β -фаза выделяется из маточного раствора при 450 °С в форме выродившейся эвтектики. Это было доказано опытами (затвердевающий сплав закаливали при разных температурах). Количество β -фазы, образующейся в результате выделения из твердого раствора α , зависит от содержания магния в сплаве. По имеющимся данным, при литье в песчаную форму до 7 % удерживается в твердом растворе.

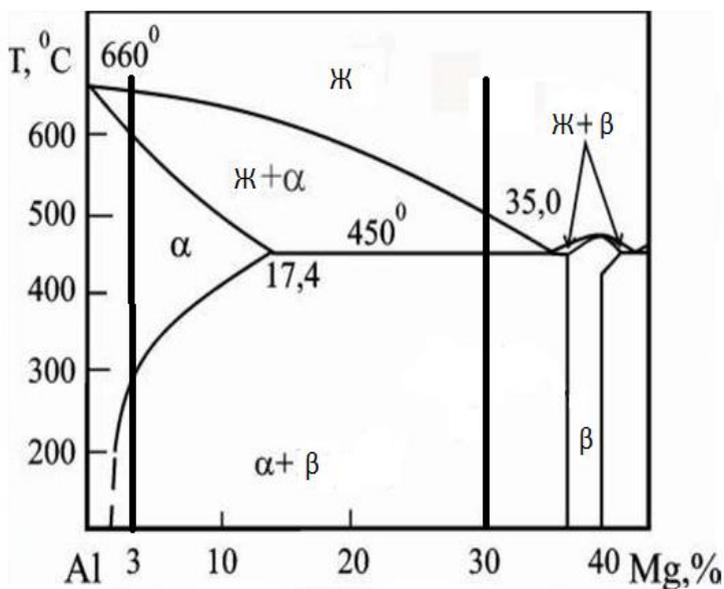


Рис. 26. Фазовая диаграмма состояния системы Mg–Al (участок диаграммы с содержанием 0–45 % Mg)

Механизм выделения β -фазы, в зависимости от продолжительности старения, недостаточно выяснен. Допускается следующая последовательность процесса старения: зоны, обогащенные магнием; неравновесная β' -фаза; равновесная β -фаза.

Существование зон подтверждается лишь измерением электросопротивления сплавов. Строение фаз β' и β , выделяющихся в форме мелких пластин, отличается большой сложностью. Эти фазы исследовались методом рентгеноструктурного анализа.

Изучено влияние времени гомогенизации на процессы старения. Чем больше время гомогенизации, тем равномернее распределен магний по сечению зерна. При гомогенизации в течение 16 ч последующее старение приводит к образованию выделений только в зонах, обогащенных магнием, т.е. вблизи границ зерен, а дендритное строение сплава обнаруживается отчетливо. При постепенном увеличении времени гомогенизации выравнивается распределение выделений по сечению зерен после старения. Однако даже после нагрева в течение 160 ч при равномерном распределении выделений обнаруживаются отдельные участки, имеющие очертания дендритов. В последнем случае в противоположность картине, наблюдаемой после гомогенизации в течение 16 ч, районы вблизи границ зерен обеднены выделениями. Во всех случаях выделения имеют форму игл.

Помимо времени гомогенизации, на образование выделений оказывают влияние условия закалки. При закалке в холодную воду β -фаза при последующем старении выделяется по границам зерен в непрерывной форме. Закалка в кипящую воду или горячее масло дает после старения выделения β -фазы по границам зерен в форме разобщенных включений. При обсуждении и анализе результатов признано, что остаточная дендритная ликвация и обеднение вакансиями зон, прилегающих к границам зерна, оказывают важное влияние на условия и характер выделений β -фазы. Вакансии ускоряют процесс выделения β -фазы, так как ее образование сопровождается увеличением объема. По границам зерен процессы выделения и последовательного превращения идут на одну стадию быстрее, так как возможность образования зародышей здесь большая.

Скорость коррозии во времени как функция содержания магния приведена на рис. 27.

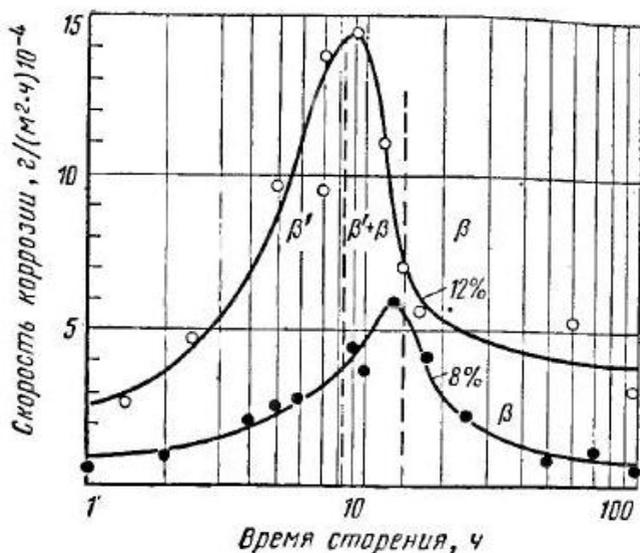


Рис. 27. Скорость коррозии магниевых сплавов

Для сплава с 1 % алюминия существуют две критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. Далее α -фаза охлаждается до комнатной температуры. Фазовых превращений не происходит. Получившийся сплав – однофазный (100 % α -фазы). Химический состав фазы – 99 % магния и 1 % алюминия. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$.

Для сплава с 4 % алюминия видны три критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая α -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек

2-3 α -фаза охлаждается. При температуре точки 3 из α -фазы в результате уменьшения растворимости выделяется фаза β (Al_3Mg_2). При этом число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$. Получившийся сплав двухфазный: ($\alpha+\beta$). Химический состав при 150 °С α -фазы – 98 % магния и 2 % алюминия; β -фазы – 38 % магния и 62 % алюминия. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(38-30)/(38-4) 100 \% = 23,5 \%$;

– количество β (Al_3Mg_2)-фазы = $(30-4)/(38-4) 100 \% = 76,5 \%$.

Для сплава с 30 % алюминия наблюдаются две критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы α -фазы. При температуре точки 2 (450 °С) протекает эвтектическая реакция, в результате которой образуется эвтектика, состоящая из двух фаз: α и β (Al_3Mg_2). Число степеней свободы при этом равно 0, т.е. система невариантна.

Далее происходит выделение β_{II} -фазы. Получившийся сплав двухфазный: ($\alpha + \beta$). Химический состав при 150 °С α -фазы – 98 % магния и 2 % алюминия; β -фазы – 38 % магния и 62 % алюминия. Структура сплава состоит из α , β , β_{II} . Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(38-30)/(38-2) 100 \% = 22,2 \%$;

– количество β (Al_3Mg_2)-фазы = $(30-2)/(38-2) 100 \% = 77,8 \%$.

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что условиям задания отвечает второй сплав. Алюминий и цинк в количестве до 6-7 %, образующие с магнием твердые растворы и соединения Mg_4Al_3 (фаза-упрочнитель в условиях задания на курсовую работу) и MgZn_2 , повышают механические свойства магния. Магниевые сплавы, как и алюминиевые, подвергают термической обработке – диффузионному отжигу (гомогенизации), отжигу, закалке и старению. Марки магниевых литейных сплавов и области их применения приведены в приложении.

12. Диаграммы состояния сплавов систем титан – хром и титан – алюминий

Задача 14. В титановые сплавы для улучшения прочностных свойств и жаропрочности при сохранении удовлетворительной пластичности вводят алюминий в количестве ~ 5 %. При введении алюминия повышение прочности меньше, чем при введении такого же количества хрома ($\sigma_b = 70-90$ и $100-110$ кгс/мм² соответственно), но пластичность сплавов сохраняется более высокая. Определить причины различного влияния хрома и алюминия на механические свойства титана при их содержании 5 %.

Для решения задачи на основании диаграмм Ti-Al и Ti-Cr рассмотреть превращения в сплавах с 5 % Al и 5 % Cr и указать фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 400 °С.

Влияние термической обработки не учитывать.

Решение задачи. Рассмотрим диаграмму состояния системы Ti–Cr (рис. 28).

В жидком состоянии Cr и Ti неограниченно растворимы друг в друге. При понижении температуры сплавов кристаллизуются с образованием непрерывного ряда твердых растворов (β -Ti, Cr). На кривых солидуса и ликвидуса существует минимум при температуре 1410 °С и содержании 44 % (ат.) Cr. Основные превращения имеют место в твердом состоянии. Вблизи состава $TiCr_2$ образуются промежуточные фазы со структурой фаз Лавеса. Высокотемпературная модификация γ - $TiCr_2$ образуется конгруэнтно из (β -Ti, Cr) при 1370 °С. При температурах ниже 1270-1275 °С эта модификация переходит в среднетемпературную модификацию β - $TiCr_2$. Интервал гомогенности фазы β - $TiCr_2$ составляет 64-66 % (ат.) Cr при температуре 1220 °С. Низкотемпературная модификация α - $TiCr_2$ образуется по перитектоидной реакции из β - $TiCr_2$ и (β -Ti, Cr) при температуре ~ 1220 °С и имеет интервал гомогенности в пределах 63-65 % (ат.) Cr.

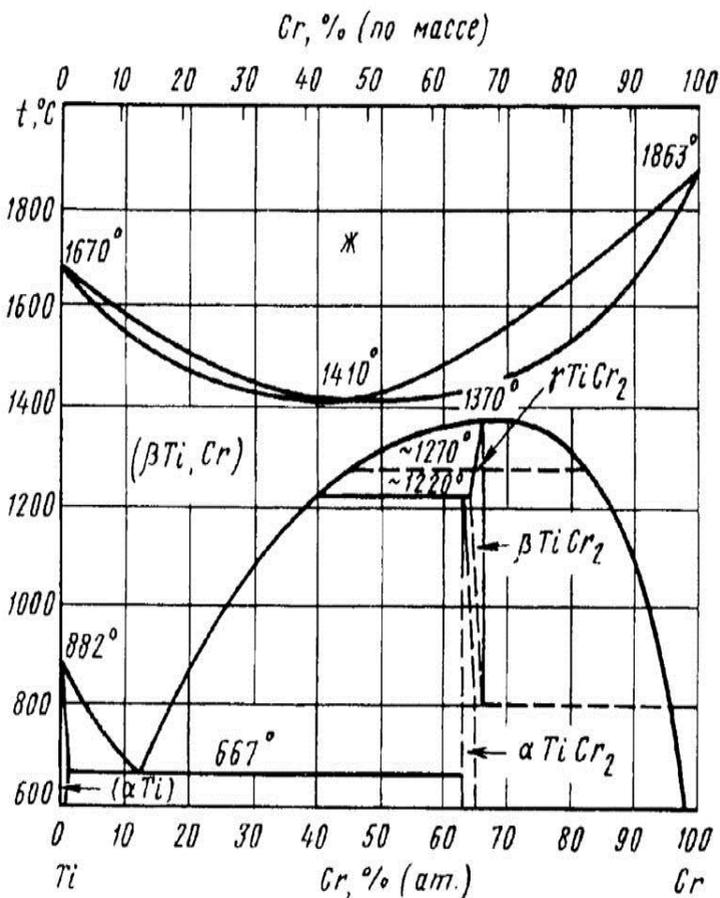


Рис. 28. Диаграмма состояния титан – хром

В системе протекают две эвтектоидные реакции распада твердого раствора (β -Ti, Cr) и соединения β -TiCr₂: $(\beta\text{-Ti, Cr}) \leftrightarrow \alpha\text{-Ti} + \alpha\text{-TiCr}_2$ при 667 ± 10 °C и $13,5 \pm 0,5$ % ат. Cr: $\beta\text{-TiCr}_2 \leftrightarrow \alpha\text{-TiCr}_2 + \beta\text{-Ti}$.

Для сплава с 5 % хрома существуют четыре критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация β -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твердая β -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$.

В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация β -фазы в α -модификацию. Затем протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \alpha\text{-TiCr}_2$. Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. На последнем температурном участке происходит выделение вторичной фазы $\alpha\text{-TiCr}_2$ из α -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданного сплава при 400 °С.

Сплав с 5 % хрома состоит из α -фазы и $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы. Химический состав α -фазы – 99 % Ti и 1 % Cr; $\alpha\text{-TiCr}_2$ – 37 % Ti и 63 % Cr. Структура сплава: α , β , $(\alpha\text{-TiCr}_2)_\Pi$.

Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(63-5)/(63-1) 100 \% = 93,5 \%$;

– количество $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы = $(5-1)/(63-1) 100 \% = 6,5 \%$.

На рис. 29 представлена микроструктура титанового сплава с 4-5 % хрома. Фазовый состав α -твердый раствор и β -твердый раствор, который является фазой-упрочнителем. Применяется данный сплав для изготовления полуфабрикатов методом горячей или холодной деформации.

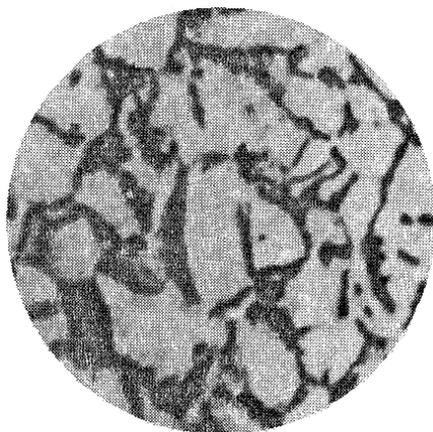


Рис. 29. Микроструктура титанового сплава, $\times 200$

Рассмотрим диаграмму состояния системы Ti–Al, как основу для разработки жаропрочных титановых сплавов.

Диаграмма состояния титан – алюминий (рис. 30), которая характеризуется наличием широких областей твердых растворов на основе α -Ti, β -Ti и соединения TiAl(γ). Соединение TiAl₃ практически не имеет область гомогенности. Дальнейшие исследования показали, что в твердом состоянии протекают процессы упорядочения, связанные с образованием новых промежуточных фаз. Считается вероятным существование соединений Ti₃Al, Ti₂Al, TiAl₆ и TiAl₂. Однако более поздние исследования подтвердили существование только двух соединений Ti₃Al, TiAl₂, кроме уже известных TiAl, TiAl₃.

Твердый раствор на основе соединения Ti₃Al получил символ α_2 . Характер и температуры образования соединения Ti₃Al и TiAl₂, а также положения границ фазовых областей (α Ti)/(α Ti)+ α_2 в течение длительного времени не получали у исследователей единого мнения. Согласно данным рентгеновского, микроструктурного и других анализов, соединение Ti₃Al образуется по реакции $(\beta\text{-Ti}) \leftrightarrow \text{Ti}_3\text{Al}$ при температуре 1125 °С. По данным дифференциального термического и электронно-микроскопического анализов, соединение TiAl образуется при упорядочении (α -Ti) в интервале температур 850–1180 °С. Возможно существование двух модификаций фазы TiAl₂. Высокотемпературная фаза γ образуется по перитектической реакции при температурах выше 1400 °С и распадается по эвтектоидной реакции при температурах выше 1000 °С на смесь TiAl₂ и TiAl₃.

Система Ti–Al имеет важное практическое значение. На ее основе разработан ряд промышленных сплавов. Наибольшее применение получили α -сплавы и α + β -сплавы.

α -сплавы имеют структуру: твердый раствор легирующих элементов в α -титане; основной легирующий элемент в α -сплавах – алюминий. α + β -сплавы состоят из α - и β -твердых растворов; эти сплавы, кроме алюминия, содержат 2-4 % β -стабилизаторов (Cr, Mo, Fe).

При легировании титана Cr, Fe, Si, Mn образуются химические соединения. В таких сплавах протекает эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_3\text{Al}$. Образование эвтектоида охрупчива-

ет сплав. Эвтектоидное превращение протекает медленно, и после обычных скоростей охлаждения при комнатной температуре сохраняется не претерпевшая превращения β -фаза. Охрупчивание материала для любых условий эксплуатации – нежелательный и даже, в некоторых случаях, недопустимый процесс. Поэтому количество легирующих элементов строго регламентируется.

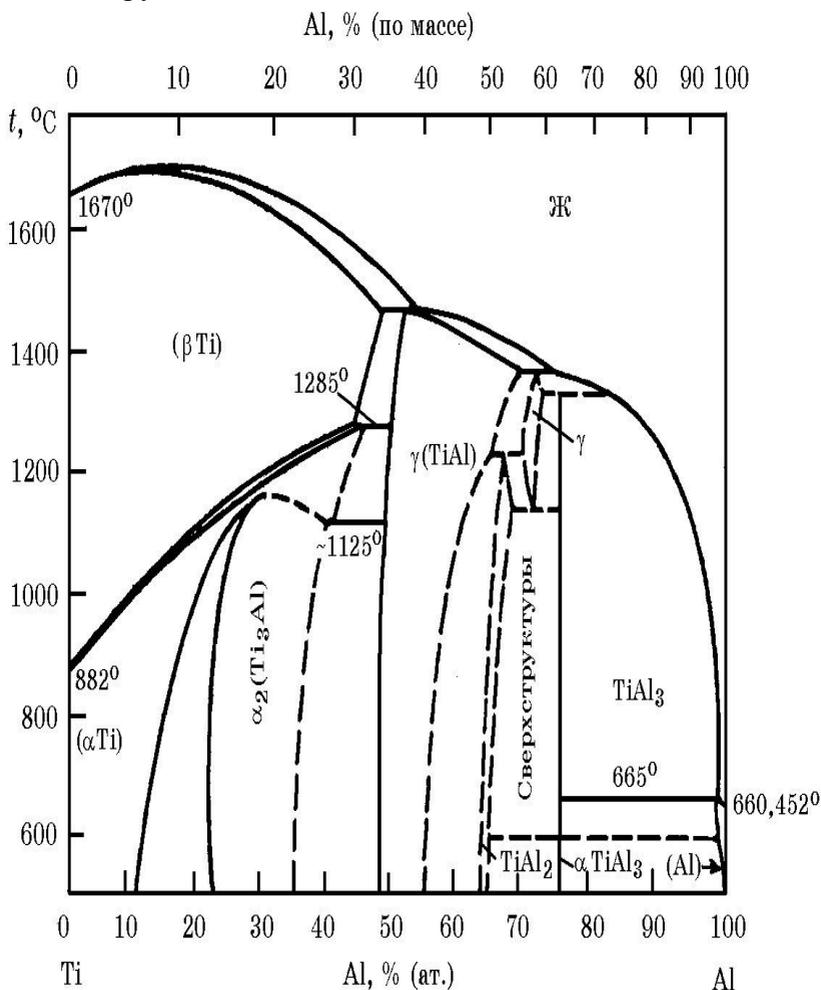


Рис. 30. Диаграмма состояния системы титан – алюминий

Для сплава с 5 % алюминия существуют четыре критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация β -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твердая β -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация β -фазы в α -модификацию. Число степеней свободы равно $s=2-2+1=1$. Затем происходит охлаждение α -фазы. Число степеней свободы на этом температурном участке будет равно $s=2-1+1=2$.

Описание фазового состава заданного сплава при 400 °С.

Сплав с 5 % алюминия состоит из α -фазы (100 %). Химический состав α -фазы: 95 % Ti и 5 % Al. Структура сплава: α -твердый раствор на основе α -Ti, т.е. однофазная структура.

Задача 15. Создание в сплавах титана при 20-400 °С двухфазной структуры, достигаемой, в частности, легированием хромом, позволяет значительно повысить прочностные свойства ($\sigma_b \approx 1000-1100$ МПа). Однако этот улучшающий эффект не достигается при излишне большом количестве второй фазы. Определить и объяснить, какое содержание хрома (4; 10 или 15 %) является оптимальным. Для решения задачи рассмотреть на основании диаграммы Ti-Cr превращения в указанных сплавах и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз при 400 °С. При решении условно не учитывать влияние термической обработки.

Решение задачи. Рассмотрим диаграмму состояния системы титан – хром (см. рис. 28).

В жидком состоянии Cr и Ti неограниченно растворимы друг в друге. При понижении температуры сплавов кристаллизуются с образованием непрерывного ряда твердых растворов (β -Ti, Cr). На кривых солидуса и ликвидуса существует минимум при температуре 1410 °С и содержании 44 % (ат.) Cr. Основные превращения имеют место в твердом состоянии. Вблизи состава $TiCr_2$ образуются промежуточные фазы со

структурой фаз Лавеса. Высокотемпературная модификация γ -TiCr₂ образуется конгруэнтно из (β-Ti, Cr) при 1370 °С. При температурах ниже 1270-1275 °С эта модификация переходит в среднетемпературную модификацию β-TiCr₂. Интервал гомогенности фазы β-TiCr₂ составляет 64-66 % (ат.) Cr при температуре 1220 °С. Низкотемпературная модификация α-TiCr₂ образуется по перитектоидной реакции из β-TiCr₂ и (β-Ti, Cr) при температуре ~ 1220 °С и имеет интервал гомогенности в пределах 63-65 % (ат.) Cr.

В системе протекают две эвтектоидные реакции распада твердого раствора (β-Ti, Cr) и соединения β-TiCr₂: (β-Ti, Cr) ↔ ↔ α-Ti+α-TiCr₂ при 667±10 °С и 13,5±0,5 % ат. Cr: β-TiCr₂ ↔ ↔ α-TiCr₂+β-Ti.

Рассмотрим сплавы с разным содержанием хрома.

Для сплава с 4 % хрома существуют четыре критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация β-фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твердая β-фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация β-фазы в α-модификацию. Затем протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \alpha\text{-TiCr}_2$. Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. На последнем температурном участке происходит выделение вторичной фазы α-TiCr₂ из α-фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$.

Для сплава с 10 % хрома видны четыре критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая β-фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 β-фаза охлаждается. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация β-фазы в α-модификацию. Затем протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \alpha\text{-TiCr}_2$. Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. На последнем температурном участке

происходит выделение незначительного количества вторичной фазы $\alpha\text{-TiCr}_2$ из α -фазы. Число степеней свободы будет равно $c=2-2+1=1$.

Для третьего сплава с 15 % хрома наблюдаются четыре критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы β -фазы. Далее β -фаза охлаждается. Затем из нее выделяется фаза $\alpha\text{-TiCr}_2$. При температуре точки 4 (667 °С) протекает эвтектоидная реакция, в результате которой образуется эвтектика, состоящая из двух фаз: α и $\alpha\text{-TiCr}_2$. Число степеней свободы при этом равно 0, т.е. система невариантна. На последнем температурном участке происходит охлаждение всех ранее полученных фаз, фазовых превращений не происходит. При этом число степеней свободы равно $c=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при 400 °С.

А. Первый сплав с 4 % хрома состоит из α -фазы и $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы. Химический состав α -фазы: 99 % Ti и 1 % Cr; $\alpha\text{-TiCr}_2$ – 37 % Ti и 63 % Cr.

Структура первого сплава: α , β , $(\alpha\text{-TiCr}_2)_\Pi$. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(63-4)/(63-1) 100 \% = 95,2 \%$;
- количество $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы = $(4-1)/(63-1) 100 \% = 4,8 \%$.

Б. Второй сплав с 10 % хрома состоит из α -фазы и $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы. Химический состав α -фазы: 99 % Ti и 1 % Cr; $\alpha\text{-TiCr}_2$ – 37 % Ti и 63 % Cr.

Структура второго сплава: α , β , $(\alpha\text{-TiCr}_2)_\Pi$ (незначительное количество). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(63-10)/(63-1) 100 \% = 85,5 \%$;
- количество $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы = $(10-1)/(63-1) 100 \% = 14,5 \%$.

В. Третий сплав с 15 % хрома состоит из α -фазы и $\alpha\text{-TiCr}_2$ -фазы. Химический состав α -фазы: 99 % Ti и 1 % Cr; $\alpha\text{-TiCr}_2$ – 37 % Ti и 63 % Cr.

Структура третьего сплава: α , β . Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(63-15)/(63-1) 100 \% = 77,4 \%$;

– количество α -TiCr₂-фазы = $(15-1)/(63-1) 100 \% = 22,6 \%$.

На основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что условиям задания полностью не отвечает ни один из предложенных сплавов. Однако ближе всего к условиям задания находится первый сплав. Отвечает условиям сложнoleгированный деформируемый высокопрочный титановый сплав марки ВТЗ-1, относится к α + β сплавам мартенситного класса. Содержание хрома в пределах 0,8-2 %. Также можно предложить сплав марки ВТ6.

На рис. 29 представлена микроструктура титанового сплава с 4 % хрома. Фазовый состав α -твердый раствор и β -твердый раствор, который является фазой-упрочнителем. Применяется данный сплав для изготовления полуфабрикатов методом горячей или холодной деформации.

На рис. 31 представлена микроструктура титанового сплава с ~ 1 % хрома.

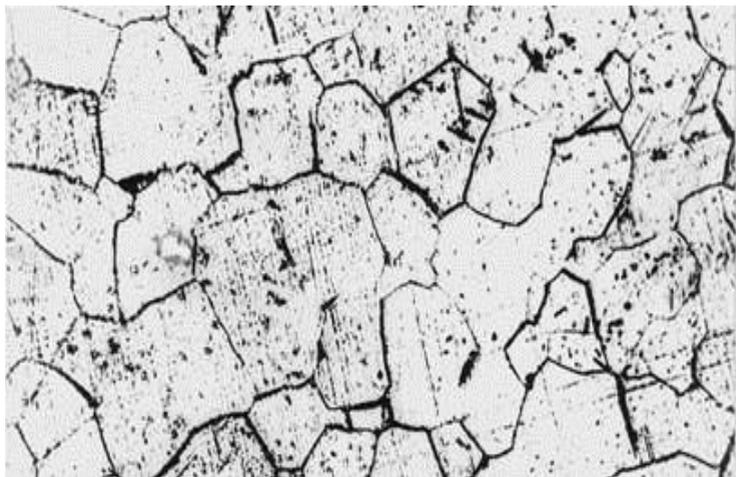


Рис. 31. Микроструктура титанового сплава с содержанием 1 % хрома, x200

Сплав, приведенный на рис. 31, маркируется TiCr1 (другое обозначение – 1510). Относится к титановым деформируемым сплавам. Применяется ТО – отжиг. Свариваемость: без ограничений – сварка производится, без подогрева и без последующей термообработки. Фазовый состав: α -твердый раствор.

Применяется данный сплав для изготовления полуфабрикатов (листов, лент, полос, плит, профилей, панелей, труб, проволоки, штамповок и поковок) методом горячей или холодной деформации. Коррозионная стойкость сплава – высокая.

Зарубежные аналоги материала TiCr1: США – TT5005, TT5006, Германия – 3.3315, TiCr1, Япония – 5005, Франция – А-G0.6, Италия – Р-TiCr0.9.

13. Диаграмма состояния сплавов систем титан – марганец

Задача 16. Во многие титановые сплавы вводят марганец для улучшения механических свойств, особенно горячей пластичности (ковкости). Указать, при каком содержании марганца (2, 22 или 40 %) может быть достигнут этот эффект. Для решения задачи рассмотреть на основании диаграммы Ti–Mn процессы превращений в сплавах указанного состава и определить их фазовый и структурный состав при 600 °С и их количественное соотношение при 400 °С.

Решение задачи. Диаграмма состояния системы титан – марганец приведена на рис. 32.

Для первого сплава с 2 % марганца существуют четыре критические точки. До температуры первой точки сплав в жидком состоянии охлаждается. В интервале температур точек 1-2 протекает кристаллизация β -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 твердая β -фаза охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 3-4 происходит перекристаллизация β -фазы в α -модификацию. Затем протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (TiMn₂). Степень свободы равна $s=2-3+1=0$. На последнем температурном участке происхо-

дит выделение γ_{II} -фазы. Число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$.

Для второго сплава с 22 % марганца видны четыре критические точки. До температуры первой точки жидкий расплав охлаждается. Число степеней свободы будет равно $s=2-1+1=2$. В интервале температур точек 1-2 из жидкого расплава кристаллизуется твердая β -фаза. При этом, по правилу фаз, число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. В интервале температур точек 2-3 β -фаза охлаждается. При температуре точки 3 из β -фазы в результате уменьшения растворимости выделяется γ (TiMn_2). При этом число степеней свободы будет равно $s=2-2+1=1$. При температуре точки 4 (540 °C) протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (TiMn_2). При этом число степеней свободы равно $s=2-3+1=0$. Далее все фазы охлаждаются, фазовых превращений не происходит.

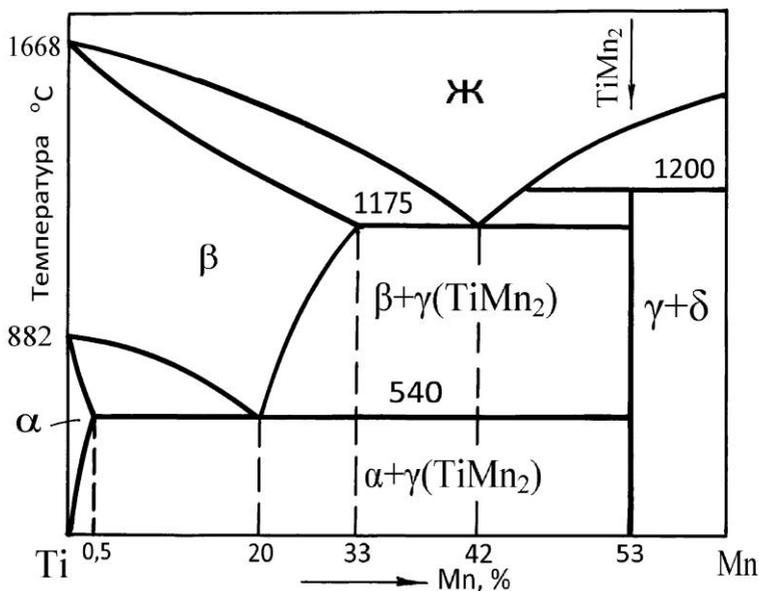


Рис. 32. Диаграмма состояния титан-марганец

Для третьего сплава наблюдаются три критические точки. До температуры первой точки сплав охлаждается в жидком состоянии. При температуре точки 1 из жидкого расплава выделяются первые кристаллы β -фазы. При температуре точки 2 (1175 °С) протекает эвтектическая реакция, в результате которой образуется эвтектика, состоящая из двух фаз: β и γ (TiMn_2). Число степеней свободы при этом равно 0, т.е. система невариантна. Далее происходит выделение γ_{II} -фазы. Затем протекает эвтектоидная реакция: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (TiMn_2). На последнем температурном участке происходит охлаждение всех ранее полученных фаз. При этом число степеней свободы равно $c=2-2+1=1$.

Описание фазового состава заданных сплавов при заданных температурах.

А. Первый сплав с 2 % марганца при 400 °С состоит из α -фазы и γ (TiMn_2)-фазы. Химический состав α -фазы – 99,7 % Ti и 0,3 % Mn; γ (TiMn_2) – 47 % Ti и 53 % Mn. Структура первого сплава: α , β , γ_{II} . Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(53-2)/(53-0,3) 100 \% = 96,8 \%$;
- количество γ (TiMn_2)-фазы = $(2-0,3)/(53-0,3) 100 \% = 3,2 \%$.

Первый сплав с 2 % марганца при 600 °С состоит из α -фазы и β -фазы. Химический состав α -фазы – 99,6 % Ti и 0,4 % Mn; β -фазы – 82 % Ti и 18 % Mn. Структура первого сплава при заданной температуре: смесь двух твердых растворов ($\alpha + \beta$). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

- количество α -фазы = $(18-2)/(18-0,4) 100 \% = 90,9 \%$;
- количество β -фазы = $(2-0,4)/(18-0,4) 100 \% = 9,1 \%$.

Б. Второй сплав с 22 % марганца при 400 °С состоит из α -фазы и γ (TiMn_2)-фазы. Химический состав α -фазы: 99,7 % Ti и 0,3 % Mn; γ (TiMn_2)-47 % Ti и 53 % Mn. Структура второго сплава: α , γ_{II} . Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(53-22)/(53-0,3) 100 \% = 58,8 \%$;
– количество γ (TiMn_2)-фазы = $(22-0,3)/(53-0,3) 100 \% = 41,2 \%$.

Второй сплав с 22 % марганца при 600 °С состоит из β -фазы и γ (TiMn_2)-фазы. Химический состав β -фазы: 79 % Ti и 21 % Mn; γ (TiMn_2) – 47 % Ti и 53 % Mn. Структура второго сплава: ($\beta+\gamma$ (TiMn_2)). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество β -фазы = $(53-22)/(53-21) 100 \% = 96,9 \%$;
– количество γ (TiMn_2)-фазы = $(22-21)/(53-21) 100 \% = 3,1 \%$.

В. Третий сплав с 40 % марганца при 400 °С состоит из α -фазы и γ (TiMn_2)-фазы. Химический состав α -фазы – 99,7 % Ti и 0,3 % Mn; γ (TiMn_2) – 47 % Ti и 53 % Mn. Структура третьего сплава: $\alpha_d, \alpha, \gamma_{II}$. Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество α -фазы = $(53-40)/(53-0,3) 100 \% = 24,7 \%$;
– количество γ (TiMn_2)-фазы = $(40-0,3)/(53-0,3) 100 \% = 75,3 \%$.

Третий сплав с 40 % марганца при 600 °С состоит из β -фазы и γ (TiMn_2)-фазы. Химический состав β -фазы: 79 % Ti и 21 % Mn; γ (TiMn_2) – 47 % Ti и 53 % Mn. Структура третьего сплава: ($\beta+\gamma$ (TiMn_2)). Чтобы найти количественное соотношение фаз, используем правило отрезков (правило рычага):

– количество β -фазы = $(53-40)/(53-21) 100 \% = 40,6 \%$;
– количество γ (TiMn_2)-фазы = $(40-21)/(53-21) 100 \% = 59,4 \%$.

Таким образом, на основе проведенных расчетов можно сделать вывод о том, что условиям задания отвечает первый сплав. Содержание марганца менее или около 2 % обеспечивает наилучшие характеристики пластичности, особенно при горячей обработке. Промышленное применение нашли сравнительно низколегированные марганцем сплавы (1-2 %), термическая стабильность которых оказалась вполне удовлетворительной. В промышленности условиям задания отвечают сплавы марок ОТ-4, ОТ4-1.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В практикуме показаны примеры решения задач по двойным диаграммам состояния систем на основе черных и цветных металлов. Проанализированы сплавы с различным содержанием второго компонента, а также влияние пластической деформации, термической обработки на структуру и свойства технических материалов, имеющих промышленное значение.

В издании рассмотрены сплавы на основе алюминия. Широкая перспектива использования алюминия и его сплавов определяется большими природными запасами алюминия и ценным комплексом химических, физических, механических и технологических свойств алюминия.

Рассмотрены перспективы развития и области применения магниевых литейных сплавов, влияние легирующих элементов на структуру, механические и коррозионные свойства магниевых сплавов. В практикуме магний рассмотрен как самый легкий конструкционный материал, используемый в промышленных масштабах.

Издание подготавливает студента к умению прогнозировать структурные и фазовые изменения в сплавах при внешних воздействиях, а также анализировать полный комплекс эксплуатационных и технологических характеристик сплавов. Помогает студентам в освоении специальных дисциплин, изучающих основные производственные технологии и процессы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Банных О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочное издание / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
2. Белецкий В. М. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение: справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. акад. И. Н. Фридляндера. – Киев: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
3. Белов Н. А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем: учебное пособие для вузов / Н. А. Белов. – М.: МИСИС, 2007. – 360 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение: учебник для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
5. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди; под ред. С. В. Шухардина. -Наука, 1979 г. -415 с.
6. Диаграммы состояния металлических систем [Электронный ресурс]. – URL: <http://markmet.ru/content/diagrammysplavov>
7. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем: учебное пособие для вузов / А. М. Захаров. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.
8. Зубченко А. С. Марочник сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, В. Т. Долбенко и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение-1, 2003. – 784 с.
9. Квасов Ф. И. Промышленные алюминиевые сплавы: справочное издание / Ф. И. Квасов, И. Н. Фридляндер. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
10. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

11. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов: учебник для металлургических специальностей* / Ю. М. Лахтин – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.

12. Лейкин А. Е. *Материаловедение: учебник для машиностроит. специальностей вузов* / А. Е. Лейкин – М.: Высшая школа, 1971. – 416 с.

13. Лившиц Б. Г. *Металлография: учебник для студ. металлург. вузов.* – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1990. – 336 с.

14. Лякишев Н. П. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* / Н. П. Лякишев. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

15. Мондольфо Л. Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* / Л. Ф. Мондольфо; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

16. Пикунов М. В. *Металловедение* / М. В. Пикунов, А. И. Десипри. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.

17. Пикунов М. В. *Современные проблемы материаловедения и металлургии. Кристаллизационные процессы: учебное пособие* / М. В. Пикунов, В. Е. Баженов. – М.: Издательский Дом МИСиС, 2016. – 95 с.

18. Портной К. И. *Магниеые сплавы. Свойства и технология: справочник* / К. И. Портной, А. Л. Лебедев. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1952. – 736 с.

19. Смирягин А. П. *Промышленные цветные металлы и сплавы: справочник* / А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, А. В. Белова. – 3-е изд., доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.

20. *Справочник по цветным металлам [Электронный ресурс]*. – URL: <https://libmetal.ru/index.htm>

21. Урвачев В. П. *Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди* / В. П. Урвачев, В. В. Кочетков, Н. Б. Горина. – Челябинск: Металлургия, 1991. – 166 с.

22. Хэтч Дж. Е. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: справочник / Дж. Е. Хэтч; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.

23. Шишков М. М. Марочник сталей и сплавов ведущих промышленных стран мира: справочник / М. М. Шишков, А. М. Шишков. – 3-е изд., доп. – Донецк: Юго-Восток, 2005. – 576 с.

24. Эйдензон М. А. Магний / М. А. Эйдензон; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1969. – 352 с.

25. Эмли Е. Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов / Е. Ф. Эмли; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 488 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Основные особенности и области применения российских и зарубежных магниевых литейных сплавов

Марка сплава	Основные особенности и области применения
1	2
МЛЗ	Применяется очень редко в связи с низкими прочностными свойствами
МЛ4	Для литья в землю (З) и оболочковые формы (О). Обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью
МЛ4пч	Детали корпусов и систем управления самолетов, подвергающиеся статическим и динамическим нагрузкам. Корпуса приборов и переносных инструментов
AZ63A	Вращающиеся детали (бобины) для текстильной промышленности, корпуса переносных инструментов, приборов
МЛ1	Высокая прочность, хорошие пластичность и вязкость. Литейные свойства удовлетворительные. Отливки простой формы и небольших размеров
МЛ5	Удовлетворительная коррозионная стойкость
МЛ5пч	Повышенная (в 5-10 раз) коррозионная стойкость по сравнению с МЛ5
МЛ3он	Пониженная коррозионная стойкость по сравнению с МЛ5. Малая склонность к образованию горячих трещин. Детали всех методов фасонного литья (З, К, О, И, Г, Д), в том числе сложной формы. Нагруженные детали, приборы, в том числе тормозные барабаны
AZ91С	Отливки с высокой прочностью, твердостью и хорошей пластичностью. Используется вместо сплава AZ63A, если не требуется высокая коррозионная стойкость
МЛ6	Хорошие литейные свойства и удовлетворительная герметичность при изготовлении отливок методами литья З, К, Д. Пониженная пластичность. Высоко- и средненагруженные детали – различные корпуса, детали приборов, аппаратуры. Целесообразно применять для деталей, требующих повышенного предела текучести

Продолжение приложения

1	2
МАГЗ	Основной английский литейный сплав. Хорошие литейные свойства. Отливки герметичны. Применяется для литья под давлением (Д)
МЛ8	Высокие и однородные механические свойства при изготовлении отливок методами литья З, К, 0. Микрорыхлота снижает свойства отливок в значительно меньшей степени, чем в случае сплава МЛ5. Литейные свойства удовлетворительные. Герметичность повышенная, в сравнении с МЛ5. Высоконагруженные детали (кронштейны, фермы, детали управления, детали приборов, агрегатов и др.), в основном, простой конфигурации. Может заменять в конструкциях литейные и деформируемые алюминиевые сплавы АЛ9, АЛ4, АК4, АК6
МЛ9	Детали с толщиной стенки 6 мм выдерживают пневмодавление более 15 МПа. Детали, работающие длительно при температуре до 250-300 °С и кратковременно 350-400 °С
МЛ10	Хорошие литейные свойства (З, К). Рекомендуется для отливок сложной формы. Герметичность повышенная – отливки с толщиной стенки более 5 мм выдерживают пневмодавление до 25-30 МПа. Механические свойства отливок по сечению однородные, близкие к свойствам отдельно отлитых образцов. Детали характеризуются высокой стабильностью размеров, высокими значениями длительной прочности и сопротивления ползучести. Нагруженные детали, работающие длительно при температурах до 250 °С, кратковременно – до 350 °С
МЛ11	Детали двигателей, работающие при нагреве до 250-300 °С, а также детали, от которых требуется повышенная герметичность. Недостаток сплава – пониженные прочностные свойства при комнатной температуре
МЛ12	Фасонные отливки сравнительно простой конструкции почти всеми методами литья – З, К, 0, В, Г. Литейные свойства удовлетворительные. Отливки обладают высокими и однородными механическими свойствами. Герметичность повышенная, по сравнению со сплавом МЛ5. Детали (колеса, реборды и др.), длительно работающие при температурах до 200 °С и кратковременно – до 250 °С. Сплав обладает хорошими характеристиками усталостной прочности

Окончание приложения

1	2
MAG4	Детали двигателей и самолетов
МЛ15	Герметичность отливок повышенная. Детали с толщиной стенки 3 мм выдерживают гидростатическое давление более 15 МПа и пневмодавление более 10 МПа. Механические свойства по всему сечению отливок однородные. Сплав рекомендуется для изготовления отливок методами литья 3, К, Г, В, в том числе отливок сложной формы. Нагруженные детали, длительно работающие при температурах до 200 °С, кратковременно – до 350 °С. Нагруженные детали двигателей
E233A MAG8	Сплав работает при температурах 150-260 °С. Корпуса двигателей
MC8	Применяется как материал с высокой герметичностью для работы при повышенных температурах
ZE41A	Многоцелевое применение, где требуются литейные свойства, хорошие усталостные свойства и сопротивление ползучести. Отливки имеют хорошую герметичность и однородность свойств. Применяется до температуры 160 °С
HZ32A	Используется для деталей авиационных двигателей, работающих при температурах до 343 °С. Обладает высокой жаропрочностью
K1A	Пониженная прочность, но хорошие демпфирующие характеристики
OE22A	Высокопрочный сплав для работы при температурах до 316 °С
OE21A	Применяется в деталях, где требуется высокий предел текучести при температурах до 250 °С
ZE63A	Хорошие литейные свойства, высокая прочность, хорошая пластичность и высокое сопротивление усталостным нагрузкам, не имеет тенденции к микропористости. Упрочняется при термообработке в среде водорода
ZK61A	Самая высокая удельная прочность в сочетании с хорошей пластичностью. Барабаны авиационных колес

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ ПО ДВОЙНЫМ ДИАГРАММАМ	
СОСТОЯНИЯ	4
1. Диаграмма состояния сплавов системы медь – бериллий.....	4
2. Диаграмма состояния сплавов системы медь – свинец	8
3. Диаграмма состояния сплавов системы медь – олово	12
4. Диаграмма состояния сплавов системы медь – цинк	19
5. Диаграмма состояния сплавов системы железо – бериллий.....	30
6. Диаграмма состояния сплавов системы железо – сера.....	33
7. Диаграмма состояния сплавов системы железо – молибден	37
8. Диаграмма состояния сплавов системы железо – азот	44
9. Диаграмма состояния сплавов системы железо – никель	50
10. Диаграмма состояния сплавов системы железо – вольфрам...	53
11. Диаграмма состояния сплавов системы магний – алюминий.	56
12. Диаграммы состояния сплавов систем титан – хром и титан – алюминий	63
13. Диаграмма состояния сплавов систем титан – марганец	72
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	76
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	77
ПРИЛОЖЕНИЕ. Основные особенности и области применения российских и зарубежных магниевых литейных сплавов	80

Учебное издание

Печенкина Лариса Степановна
Юрьева Валентина Александровна

**РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ**

Практикум

Редактор Сахарова Д. О.

Подписано к изданию 03.02.2020.

Объем данных 2,6 Мб.

ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет»
394026 Воронеж, Московский проспект, 14