

МВ ССР РСФСР

Куйбышевский Орден Трудового Красного Знамени

Авиацисный институт им. академика С.П.Королева

кафедра" Технология металлов и связматериаловедение"

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Методические указания к лабораторным
работам.

Выпуск 5.

г. Куйбышев

1986

1. Лабораторная работа № 16.

" Термическая обработка дюраламина и микро-
исследование алюминиевых сплавов".

2. Лабораторная работа № 17.

" Упрочняющая термическая обработка титановых
сплавов".

3. Лабораторная работа № 18.

" Микроисследование титановых сплавов".

4. Лабораторная работа № 19.

" Микроисследование магниевых сплавов".

5. Лабораторная работа № 20.

№ 16. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.

Цель работы: Овладение теоретическими знаниями и практически-ми навыками упрочняющей термической обработки сплавов типа дуралю-миний. Ознакомление с микроструктурами алюминиевых сплавов.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.1.1. Основные положения теории термообработки.

Все сплавы типа дуралюминий относятся к сплавам системы *Al-Cu-Mg-Mn*. Дуралюминий приобретает высокие механические свой-ства в результате термической обработки, состоящей из закалки и последующего старения. Термическая обработка основана на измене-нии растворимости меди и других элементов в твёрдом алюминии при изменении температуры.

Поскольку медь является основным легирующим компонентом дуралюминия процессы превращений при термической обработке мож-но приближённо рассматривать по диаграмме состояния *Al-Cu* (рис.1).

Как видно из диаграммы состояния, растворимость меди в α - твёрдом растворе при комнатной температуре составляет прибли-зительно $\sim 0,1\%$, а при 548° (эвтектическая температура)- $5,7\%$

Целью закалки дуралюминия является получение при комнатной температуре структуры однофазного пересыщенного твёрдого раство-ра. Нагревом сплава выше линии предельной растворимости меди можно перевести его в однофазное состояние. Это состояние фикси-руется быстрым охлаждением в воде. Тогда при комнатной температу-ре структура сплава будет представлять собой пересыщенный твёр-дый раствор меди в алюминии. Такой твёрдый раствор является не-устойчивым (метастабильным) и стремится к распаду при старе-нии, приближаясь к более равновесной структуре.

Старением называем процесс изменения структуры и свойств закалённых сплавов с фиксированной охлаждением высокотемператур-ной структурой, происходящей при обыкновенной и повышенной тем-пературах. Старение при комнатной температуре называется естест-венным, при нагреве (обычно не выше 250°C) - искусственным. Кривые изменения твёрдости (прочности) приведены на рис. 2.

При естественном старении упрочнение начинается спустя 0,5-3 часа после закалки и заканчивается через 4-7 суток.

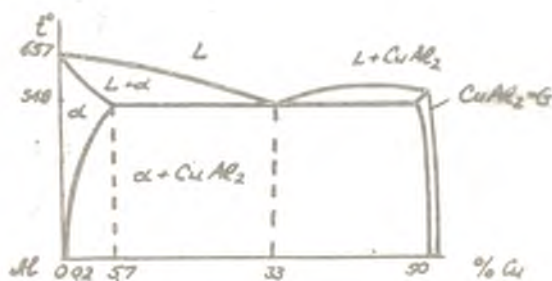


Рис. 1. Диаграмма состояния Al-Cu.

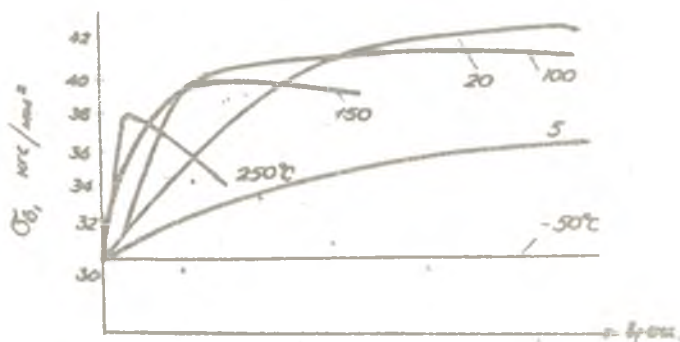


Рис. 2. Кривые старения дуралюмина при различных температурах.

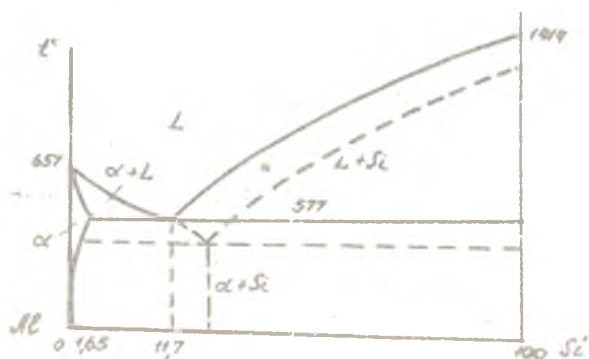


Рис. 3. Диаграмма состояния Al-Si.

Начальный период старения, характеризующийся отсутствием или весьма слабым повышением прочности, называется инкубационным. Искусственное старение обычно производится при нагреве закалённого сплава до температуры 170–190°C с выдержкой до 6–12 часов.

Процесс старения можно разбить на несколько стадий. Начальный период старения заключается в том, что в пересыщенном твёрдом растворе атомы второго компонента (атомы меди), расположенные в свежезакалённом сплаве в случайных местах, соберутся в определённых местах кристаллической решетки. В результате этого процесса внутри кристалла образуются зоны повышенной концентрации растворённого компонента, так называемые зоны Гинье-Престона (зоны Г.П.).

Эти зоны представляют собой тонкие пластинчатые дискообразные образования толщиной в несколько атомных слоёв (5–10 Å) и протяжённостью в несколько десятков атомных слоёв (40–100 Å). Содержание меди в зонах повышенное, но ещё не отвечает формуле $Cu Al_2$. Дальнейшее развитие процесса старения заключается в увеличении зон (толщина их достигает 10–40 Å и диаметр 200–300 Å) и повышении содержания в них меди до стехиометрического соотношения. Принято первые маленькие зоны называть зонами Г.П.-1, а вторые большие зонами Г.П.-2.

Процесс, связанный с образованием зон Г.П. называют также зонным старением, отличая тем самым отличие от следующей стадии старения, которое по этой терминологии именуется фазовым старением.

После образования зон Г.П.-2 повышение температуры или увеличения выдержки при температуре, например 100°C, приводит к преобразованию зон Г.П. в фазу, обозначаемую через Θ' . Эта фаза имеет решётку отличную и от твёрдого раствора и от стабильной фазы ($Cu Al_2$), она полукогерентно связана с матричным твёрдым раствором. При дальнейшем повышении температуры Θ' фаза превращается в стабильную фазу Θ , не имеющей когерентной связи с исходной решёткой, и происходит её коагуляция.

В простых сплавах $Al-Cu$ с 3–5% Cu (или в таких же сплавах, но с небольшим количеством магния – дуралюминия) процесс зонного старения протекает при комнатных температурах и приводит к максимальному упрочнению, при температурах 100–150°C зонное старение переходит в фазовое, а оно не приводит к получению максимальной прочности. При ещё более высоких температурах (200°C) происходит перерождение Θ' фазы в Θ фазу (или

прямое образование θ фазы из твёрдого раствора), что даёт ещё меньшее упрочнения. Однако следует отметить, что не всегда состояние старения с образованием зон Г.П. соответствует максимуму прочности, во многих сплавах максимум прочности наблюдается при образовании метастабильных фаз типа θ' ; S' (Cu Mg Al_2). В промышленных сплавах типа дюралюминий кроме меди содержится магний, железо, кремний, марганец. Это вносит некоторые осложнения в процесс старения. Так в сплаве Д16, содержащем 4-5% меди, 1,5% магния, большую роль играет тройное металлическое соединение Al_2CuMg (фаза S). Процесс старения в этом сплаве идёт по стадиям: зоны Г.П., обогащённые медью и магнием — промежуточная фаза S' — фаза $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ и коагуляция её частиц.

У сплава Д16 в отожжённом состоянии Д16М низкая прочность и высокая пластичность, а именно $\sigma_s = 22 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 18\%$. В свежезакалённом состоянии прочность этого сплава несколько выше $\sigma_s = 25 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 20\%$. После естественного старения сплав Д16Т приобретает следующие свойства: $\sigma_s = 44 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0.2} = 32 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 17\%$. После искусственного старения при 180°C Д16Т1 имеет $\sigma_s = 45 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0.2} = 40 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 6-7\%$.

С повышением уровня легирования алюминиевых сплавов растёт эффект упрочнения в результате закалки и старения. Максимальен он у сплавов, концентрация которых равна предельной растворимости компонентов при эвтектической температуре. С повышением уровня легирования сужается температурный интервал существования однородного твёрдого раствора. Поэтому сужается и допуск на температуру нагрева под закалку, так для дюралюминия Д16 температура закалки должна быть в пределах $505-495^\circ\text{C}$ ($500 \pm 5^\circ\text{C}$).

1.1.2. Микроструктура алюминиевых сплавов.

Основной структурной составляющей деформируемых алюминиевых сплавов является твёрдый раствор легируемых элементов в алюминии обозначенный α фазой. В зёрнах α фазы находятся включения вторых твёрдых фаз, представляющие химические соединения постоянного или переменного состава (промежуточные фазы) между легирующими элементами и алюминием или только между легирующими элементами. Их называют ещё интерметаллидами. Вторые интерметаллидные фазы, растворимые при нагреве под закалку и принимающие затем

участие в процессах старения, называют упрочняющими. Они определяют природу сплава, его свойства. Они обычно дисперсны и равномерно распределены в зёрнах α фазы в равновесном (отожжённом) состоянии. В закалённом состоянии их нет или почти нет, так как они полностью или почти полностью растворились при нагреве под закалку. Метастабильные фазы, выделявшиеся при старении, под оптическим микроскопом не обнаруживаются из-за малости их размеров. В дюралюминах упрочняющими являются фазы θ (CuAl_2), δ (Cu_2MgAl_3), в высокопрочных сплавах типа В95 - η (Mg_2Zn), τ ($\text{Mg}_2\text{Zn}_3\text{Al}_3$), S .

Некоторые интерметаллиды, например β (Mg_2Al_3), хотя и растворяются в α фазе при нагреве под закалку, но существенного упрочнения при старении сплавов, например типа АМГ (система Al-Mg), не дают. Такие сплавы неупрочняются термобработкой и используются чаще всего в отожжённом состоянии. Их можно упрочнить только холодной пластической деформацией (наклёпом), но при этом происходит резкое снижение пластичности.

Химические соединения железа и некоторых других примесей с алюминием и другими элементами сплавов, например, FeAl_3 , $(\text{Fe, Mn})\text{Al}_3$ и др. выделяются в довольно грубой форме, не растворяются при нагреве под закалку и поэтому в упрочнении при старении не участвуют. Они оказывают вредные влияния на свойства сплавов. Их содержание в сплавах ограничивают.

Более детальные указания о микроструктуре исследуемых алюминиевых сплавов приводятся в описании микроструктур.

Структура литейных сплавов по сравнению с деформированными сплавами крупнозернистая, грубая. Для того, чтобы привести при закалке надлежащее количество интерметаллических соединений в твёрдый раствор требуется более длительная выдержка при нагреве. Широкое распространение в авиастроении получили литейные сплавы системы алюминий-кремний, называемые - СИЛУМИНЫ, содержащие кремния от 4 до 13%.

Из диаграммы, приведенной на рис. 3, следует, что в структуре силуминов наблюдается эвтектика. Структура литых силуминов представляет собой грубопластинчатую эвтектику с крупными включениями хрупкого кремния. Это придаёт сплавам низкие механические свойства. В целях получения мелкозернистой структуры и повышения механических свойств применяют модифицирование силуминов.

Для этого перед разливкой сплава в него вводят модификаторы (MgF , $NaCl$), в количестве, отвечающем $\sim 0,06\% Na$. В результате модифицирования структура сплава становится мелкозернистой, предел прочности увеличивается на 30–40%, а удлинение возрастает в 2–3 раза. При модифицировании несколько смещаются линии и характерные точки диаграммы состояния сплавов алюминий–кремний. (см. штриховые линии) (рис. 3) Литейный алюминиевый сплав АЛ8 содержит 10% Mg . Как и медь, магний имеет ограниченную и переменную растворимость в алюминии. Максимальная растворимость магния в алюминии при $449^{\circ}C$ составляет 17,4%. Но эффект старения в сплавах алюминий–магний значительно меньше, чем в сплавах алюминий–медь. Структура сплава после закалки с $430^{\circ}C$ в воде состоит из зерен однородного твердого раствора магния в алюминии.

1.2. Контролируемый минимум, необходимый для выполнения работы.

1. Растворимость меди и других легирующих элементов в алюминии.
2. Структурные изменения сплава системы алюминий–медь (содержание меди 4%) при нагреве выше линии предельной растворимости меди.
3. Структура сплава системы алюминий–медь (содержание меди 4%) после закалки в воде с температуры выше линии предельной растворимости меди.
4. Естественное старение дюралюминия.
5. Искусственное старение дюралюминия.
6. Причина упрочнения дюралюминия при старении.
7. Факторы, влияющие на упрочнение при старении.
8. Классификация алюминиевых сплавов по двойной диаграмме алюминий–легирующий элемент.
9. Какого типа сплавы образуются в системе алюминий–кремний.
10. Инкубационный период при старении дюралюминия.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ:

2.1. Задачи работы.

1. Овладение теоретическими знаниями об упрочняющей термической обработке алюминиевых сплавов и её значении в практике термообработки.
2. Определение влияния закалки и старения на структуру и свойства дюралюмина.
3. Изучение структуры различных алюминиевых сплавов и влияния термообработки на структуру этих сплавов.

2.2. Содержание отчёта.

1. Основные понятия о закалке и старении дюралюмина.
2. Описание режимов закалки и старения дюралюмина марки Д16.
3. Результаты экспериментальной части работы:
 - а) таблица чисел твёрдости дюралюмина Д16 при различных режимах термообработки;
 - б) график зависимости твёрдости дюралюмина Д16 от температуры старения;
 - в) график зависимости твёрдости Д16 от времени старения;
 - г) схемы микроструктур различных алюминиевых сплавов с указанием их механических свойств.
4. Анализ результатов и их объяснение.

2.3. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения её в отчёте.
2. Выбрать температуры и время выдержки при закалке и старении дюралюмина Д16.
3. Провести закалку, естественное и искусственное старение образцов из сплавов Д16.
4. Провести замер твёрдости образцов до закалки и после закалки и после каждого режима старения.
5. По результатам замера твёрдости построить график зависимости твёрдости от температуры и времени выдержки при старении.
6. Описать влияние температуры и времени при старении на свойства сплава Д16.
7. Дать объяснение полученных результатов.
8. Исследовать микроструктуру различных алюминиевых сплавов.
9. Зарисовать схемы микроструктур.

10. Описать микроструктуры алюминиевых сплавов.
11. Дать объяснения изменений микроструктур в зависимости от состава, термообработки сплавов.
12. Указать механические свойства исследованных материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Учебник А.П. Гуляев "Металловедение" М., 1977 г., 1986.
2. Учебник Ю.Л. Лахтин "Металловедение и термическая обработка металлов", М., 1983 г.

№17. УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.

Цель работы : Изучение упрочняющей термической обработки титановых сплавов и установление связи между режимами термической обработки, составом, структурой и свойствами. Освоение элементов исследовательской работы.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.I. Основные положения теории упрочняющей термической термообработки.

Упрочняющая термическая обработка двухфазных титановых сплавов состоит из закалки и последующего старения или отпуска. Фазовые превращения, конечные структуры и свойства сплавов после упрочняющей термической обработки зависят от содержания в сплаве в основном β -стабилизаторов; от температуры нагрева и от скорости охлаждения при закалке; от фазового состава перед старением или отпуском; от температуры и продолжительности старения или отпуска.

Фазовые превращения, происходящие при закалке $\alpha + \beta$ сплавов, можно проследить по схеме обобщённой диаграммы фазовых областей $T_c - \beta$ -стабилизатор. (рис. 1)

Нагрев под закалку проводят либо в двухфазной области до температур близких к окончанию превращения $\alpha + \beta \rightarrow \beta$, либо в область β -фазы - после окончания полиморфного превращения. При закалке сплавов различные превращения претерпевают лишь β -фаза. Характер превращения β -фазы зависит от концентрации в ней β -стабилизаторов и скорости охлаждения при закалке. Концентрация β -стабилизаторов в β -фазе определяется составом сплава и температурой нагрева под закалку.

При ускоренном охлаждении $\alpha + \beta$ сплавов из β -области, в зависимости от содержания в них β -стабилизаторов, образуются следующие метастабильные фазы.

В сплавах при относительно небольшой концентрации β -стабилизаторов ($\sim 3-5\%$) при закалке идёт мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha'$. α' -фаза или титановый мартенсит представляет собой пересыщенный твёрдый раствор легирующих элементов в $\alpha - Ti$, она имеет гексагональную решетку. α' фаза заметно повышает твёрдость и прочность сплава, понижая его пластичность. Под оптическим микроскопом α' имеет типичную для

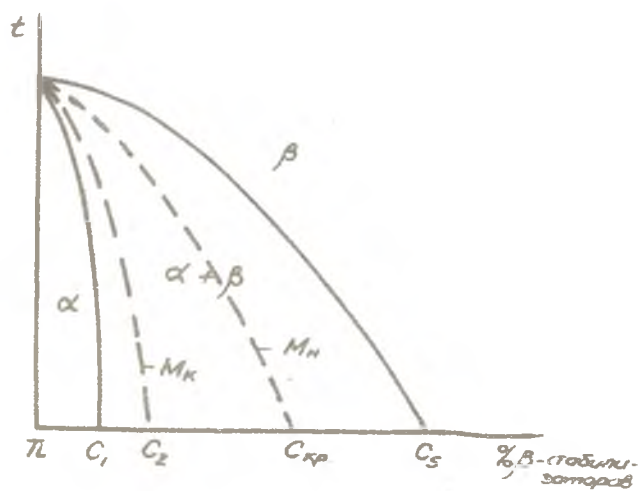


Рис. I. Обобщенная диаграмма TL - β -стабилизатор

мартенсита пластинчатую структуру.

При большем содержании в сплаве β -стабилизаторов ($\sim 4-10\%$) при закалке возможно другое мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$. α'' -фаза, также титановый мартенсит с большей степенью пересыщения α фазы β -стабилизаторами имеет ромбическую решетку, которую можно рассмотреть как переходную от ПЧ α -Ti к ОЦК β -Ti, α'' фаза отличается невысокой прочностью и повышенной пластичностью; имеет, как и α' фаза, игольчатую структуру.

Фаза α'' образуется при закалке сплавов, легированных переходными металлами, атомные радиусы которых близки к атомным радиусам титана (разница в объемах атомов не превышает 7-7,5 %).

В сплаве при высоком содержании β -стабилизаторов, близком к критической концентрации, при закалке фиксируется большое количество метастабильной β_m фазы, которая представляет собой ненасыщенный твердый раствор легирующих элементов в β -Ti имеет решетку ОЦК, β_m фаза характеризуется хорошей пластичностью и невысокой твердостью.

В сплавах близких к критическому составу и при средних и малых скоростях охлаждения вместе с β_m фазой возможно образование ω фазы. Выделение ω фазы внутри β_m фазы сильно повышает твердость сплава и вызывает его охрупчивание.

ω фаза образуется по мартенситному механизму; имеет гексагональную решетку; под оптическим микроскопом не выявляется β -фаза превращается в ω фазу при определенном содержании легирующих элементов, когда параметры решетки фазы имеют размеры 3,255-3,26 Å.

Образование ω фазы при закалке следует избегать.

Из-за большой склонности β -фазы к росту зерна нагрев под закалку проводят до температур немного ниже окончания полного полиморфного превращения ($\alpha + \beta \rightarrow \beta$). т.е. закалку проводят из двухфазной $\alpha + \beta$ области. В этом случае при температуре закалки сосуществуют две фазы α и β .

При охлаждении α фаза практически не претерпевает никаких превращений, а характер превращения β фазы, как уже отмечалось, зависит от концентраций в ней β -стабилизаторов. С понижением температуры закалки количество β_m фазы уменьшается, а концентрация β -стабилизаторов повышается. С увеличением содержания легирующих элементов в β -фазе её превращение при ускоренном охлаждении идет в следующей

последовательности : $\beta \rightarrow \alpha'; \alpha''; \alpha'' + \beta_M(\omega); \beta_M(\omega)$.

Кроме этих метастабильных фаз присутствует также α фаза. Следовательно, после закалки из ($\alpha + \beta$) области сплавы в зависимости от температуры нагрева могут иметь следующий фазовый состав : $\alpha + \alpha'; \alpha + \alpha''; \alpha + \alpha'' + \beta_M(\omega); \alpha + \beta_M(\omega)$ и др.

Время выдержки сплавов при температуре закалки регламентируется сечением образца детали или полуфабриката. При увеличении сечения время выдержки увеличивается в следующих пределах :

Сечение , мм	до 1,5	1,6-2,0	2,1-6,0	6,1-50,0
Время, мин	15	20	25	60

При сечениях более 50 мм рекомендуется время выдержки 1,5-2,0 часа . Скорость охлаждения при закалке влияет на полноту перераспределения легирующих элементов между α и β фазами и на температуру превращения β фазы. При больших скоростях охлаждения (вода, масло, и т.п.) перераспределение легирующих элементов между фазами практически не идёт и превращение β фазы, смещается к более низким температурам. Это приводит к образованию и менее стабильных закалочных структур. Охлаждение сплава с большей скоростью из β - области определяется только составом сплава и вызывает образование однофазных структур α', α'' или $\beta_M(\omega)$.

При охлаждении сплава из β области с меньшей скоростью (в струе воздуха, на спокойном воздухе и т.п.) возможно выделение α фазы, частичное перераспределение легирующих элементов между фазами с обогащением β фазы элементами β -стабилизаторами , что приводит к изменению характера превращения β фазы, т.е. вместо α' фазы образуется α'' фаза, вместо α'' фазы β_M фаза и т.п. В результате этого после закалки с малыми скоростями охлаждения сплавы могут содержать 2,3 и даже 4 фазы, в том числе ω фазу, стабильную фазу. Например, $\alpha + \alpha'(\alpha''); \alpha + \alpha'' + \beta_M; \alpha + \alpha'' + \beta_M + \omega$ и т.п.

После закалки титановые сплавы подвергаются отпуску, если при закалке происходило мартенситное превращение с образованием мартенситных α' или α'' фаз, или старению, если закалка проходила без мартенситного превращения с образованием твёрдого раствора β_M фазы. Термическую обработку титановых сплавов после закалки обычно называют старением, хотя это не всегда точно.

При старении или отпуске закалённых титановых сплавов проис-

лит распад метастабильных фаз α' , α'' , β_M в конечном счёте на дисперсные смеси $\alpha + \beta$ фаз, которые близки к равновесному состоянию. На стадии дисперсных выделений α и β фаз, отмечается заметное упрочнение сплава, как следствие дисперсионного твердения. Исключение составляет α' фаза. Превращение $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ сопровождается некоторым снижением прочности и повышением пластичности сплава. Наибольший эффект упрочнения достигается при распаде β_M фазы. При старении сплавов с β_M фазой при температурах 350-500°C распад β_M фазы может идти с выделением ω фазы: $\beta_M \rightarrow \beta_{\text{нестаб}} + \omega$ или $\beta_M \rightarrow \beta_{\text{нестаб}} + \omega + \alpha$

Выделение при старении ω фазы вызывает также, как и при закалке, повышение твердости и охрупчивание сплава.

Длительные выдержки или старение при более высоких температурах приводит к исчезновению ω фазы.

$\beta_M \rightarrow \beta_{\text{нестаб}} + \omega \rightarrow \beta_{\text{нестаб}} + \omega + \alpha \rightarrow \beta + \alpha$
Режимы закалки и режимы старения, при которых возможно выделение ω фазы следует избегать.

α фаза, которая образуется при закалке, отличается от равновесной α фазы меньшим содержанием легирующих элементов, что является одной из причин нестабильности закалённых сплавов. При эксплуатации детали, под воздействием напряжений и температур, возможно перераспределение легирующих элементов между фазами и их превращение. Поэтому, отпуск и старение сплава после закалки вызывает не только его упрочнение, но и стабилизацию α и β фаз.

В заключение рассмотрим термообработку сплава ВТ9.

Деформированный жаропрочный сплав ВТ9 системы $Ti + Al + Mo + Zr + Si$
($Ti - 6,5\% Al - 3,3\% Mo - 2\% Zr - 0,3\% Si$)

относится к двухфазным $\alpha + \beta$ сплавам мартенситного типа. Температура полного полиморфного превращения $\alpha + \beta \rightleftharpoons \beta$ 380-1020°C.

Рекомендуемые режимы упрочняющей термической обработки сплава ВТ9 приведены в таблице I.

Рекомендуемые режимы упрочняющей термической обработки сплава ВТ9.

Таблица 1.

Вид термической обработки	Температура °C	Выдержка час	Условия охлаждения.
Закалка	920- 940	1 - 4	в воде
Старение	570	6	на воздухе

Примерный фазовый состав сплава ВТ9 после закалки с разных температур.

Таблица 2.

Температура закалки °C	Фазовый состав
800	$\alpha + \beta_M$
850	$\alpha + \beta_M$
900	$\alpha + \alpha'' + \beta_M$
950	$\alpha + \alpha''$
1050	α
1100	α'

* При колебаниях хим. состава, температуры нагрева под закалку, скорости охлаждения, возможны некоторые изменения фазового состава. Для предохранения титановых сплавов от окисления при термической обработке их нагрев рекомендуется проводить в защитной атмосфере, в качестве которой применяется аргон, вакуум $10^4 - 10^5$ мм рт.ст., эмалевые покрытия и др.

В заключение следует отметить, что несмотря на достаточную изученность фазовых и структурных превращений при термической обработке титановых сплавов, многие вопросы формирования структуры и свойств в них не являются до конца ясными. Например, неясно как проявляется стабильность фаз или структурная наследственность, как влияют колебания химического состава, прокаливаемость, какова роль исходного состояния структуры и др. Поэтому многие практические вопросы по термической обработке титановых сплавов нуждаются в экспериментальной проверке. Это предусматривается при выполнении данной работы.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимых для выполнения работы.

1. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов, её основные операции.
2. Метастабильные фазы при закалке и их свойства.
3. Обобщённая диаграмма $Ti-\beta$ -стабилизатор.
4. Температура закалки титановых сплавов.
5. Фазовые превращения при закалке.
6. Отпуск и старение титановых сплавов.
7. Фазовые превращения при отпуске и старении титановых сплавов.
8. Микроструктура титановых сплавов после закалки и отпуска (старения).
9. Режимы закалки и отпуска (старения).
10. Изменение свойств титановых сплавов при упрочняющей термической обработке.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ .

2.1. Задачи работы.

1. Изучение теоретических основ упрочняющей термической обработки титановых сплавов.
2. Овладение практикой проведения упрочняющей термической обработки титановых сплавов.

3. Приобретение навыков исследовательской работы при введении в обычную лабораторную работу элементов научного исследования что достигается за счёт изменения задачи работы. В новые задачи входит исследование влияния различных факторов на структуру и свойства титановых сплавов при упрочняющей термической обработке, например :

- влияние температуры закалки из $\alpha + \beta$ и β области,
- влияние скорости охлаждения при закалке : воздух, вода, в др.
- влияние температуры и продолжительности старения (отпуска) и т.п.

Работа выполняется на промышленных сплавах : BT9, BT3-I, BT16, BT22.

Новые задачи работы ставятся преподавателем. Они едины для всего потока, а в разных подгруппах меняются лишь параметры режимов термической обработки, например, температуры закалки (800, 850, 900°C) температуры старения (400, 450, 500, 550, 600°C) продолжительности старения (30, 60, 90, 120, 150 . . . мин). После выполнения своей части задачи, преподаватель соотносит подгруппе результаты, полученные в других подгруппах.

При выполнении реальных задач, которые входят в планы исследовательской работы кафедры, работы проводятся более тщательно и полученные результаты передаются в исследовательскую группу.

4. В данной инструкции рассматривается выполнение одной из подобных задач: исследование влияния температуры закалки сплава BT9 на его структуру и твёрдость после закалки и после старения.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка.
2. Муфельные печи для термической обработки до 900°C, наплавная печь для нагрева до 1000-1100°C.
3. Закалочный бак с водой, с маслом, клещи.
4. Образцы титановых сплавов BT9, BT3-I, BT16, BT22.
5. Твердомер типа "РОКВЕЛЛ", ТК-2.
6. Шлифовальная бумага различных номеров, полировальный станок, реактивы для травления.

2.3. Содержание отчёта.

1. Краткая характеристика операций и фазовых превращений при

упрочняющей термической обработке титановых сплавов.

2. Режимы термической обработки титановых сплавов и описание методики её проведения.
3. Результаты экспериментальной части работы.
 - а) Сводная таблица результатов по измерению твёрдости сплава в исходном состоянии, после закалки и после старения.

Твёрдость сплава BT9 в различных состояниях.

№	Закалка					Отпуск			
	темпера- тура °С	твёр- дсть HRC мин.	охлажд. среда	твёрд. HRC	фаз. тем- пер. °С	вы- дер. мин.	охла- жда. сре- да	твёр- дость	фазовый состав
1.	850					60			
2.	950	45	вода		570	90	воз- дух		
3.	1050				600				

- б) Зависимости: твёрдость - температура закалки: после закалки и после старения.
- в) Схемы микроструктур сплава BT9 в исходном состоянии, после закалки и после старения. Описание микроструктур. Всего 7 структур.
4. Схемы фазовых превращений при закалке с разных температур и при отпуске (старении).
5. Вывод об оптимальной температуре закалки при упрочняющей термической обработке сплава BT9.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с теорией термической обработки титановых сплавов, изложить основные положения в отчёте.
2. Ознакомиться с практикой проведения термической обработки (оборудование, режимы, выполнение операций и др.)
3. Получить 7 образцов сплава BT9 в состоянии поставки и на одном из них замерить твёрдость в исходном состоянии и приготовить микршлиф. Твёрдость замеряется на приборе ТК-2 по шкале HRC -4-5 раз и среднее арифметическое значение заносится в сводную таблицу результатов.
4. После приготовления шлифа в отчёт зарисовывается схема микроструктуры сплава BT9, проводится её описание.
4. Провести упрочняющую термическую обработку образцов титановых сплавов по режимам: Закалка: температуры нагрева

850, 950, 1050 (1100°C) – выдержка 45 мин., охлаждение – вода.

Торцевать закалённые образцы на глубину 0,5–1,0 мм.

Старение – температуры 570–600 $^{\circ}\text{C}$, выдержка 60 (или 90 мин).

Охлаждение на воздухе. Зачистить поверхность на наждачной шкурке.

На образцах закалки и старения измерить твёрдость HRC (4–5 раз) и приготовить микрошлифы. Средние значения твёрдости и микроструктуры занести в отчёт.

5. Построить зависимости твёрдости HRC – температура закалки.

Зависимости строятся по средним значениям твёрдости после закалки и после старения.

6. Установить и описать фазовый состав и фазовые превращения при закалке и старении в зависимости от температуры закалки.
7. Дать объяснения полученным результатам.

При выполнении другой задачи порядок выполнения работы составляется на занятии студентами при участии преподавателя.

Л и т е р а т у р а.

1. Лахтин Ю.М., Материаловедение, и термическая обработка металлов., М., "Металлургия". 1983 г. с.313–320.
2. Солонина С.П., Глазунов С.Г. "Хоропрочные титановые сплавы" М., "Металлургия", 1976 г., с.180–197.

№ 18. МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.

Цель работы: Изучение структуры и свойств титановых сплавов. Микроисследование титановых сплавов.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

1.1. Свойства титана и его взаимодействие с легирующими элементами.

Титан и его сплавы находят всё более широкое применение в различных отраслях народного хозяйства. Особенно перспективно применение титановых сплавов в авиационной технике. Это обусловлено совокупностью свойств титановых сплавов: они почти в два раза легче стали, имеют высокую абсолютную и удельную прочность σ_{yd} ($\sigma_{yd} = \sigma_b / \gamma$, где σ_b - предел прочности при растяжении, γ - плотность сплава). Сталь 20ХНЗА имеет $\sigma_{yd} = 12-14$, титановые сплавы ВТ16 и ВТ22 имеют $\sigma_{yd} = 28-30$; многие из них достаточно пластичны и технологичны; по коррозионной стойкости в ряде агрессивных сред превосходят нержавеющие стали; сохраняют пластичность, вязкость и прочность при низких температурах (до -253°C); сплавы немагнитны.

Плотность чистого титана $4,51 \text{ г/см}^3$; он имеет две полиморфные модификации: α -Ti с ПЧУ решеткой до $882,5^\circ\text{C}$ и β -Ti с ОЦК решеткой. Температура плавления 1665°C . Титан высокой чистоты имеет свойства: $\sigma_b = 250-300 \text{ МПа}$, $\delta = 30-30\%$, $\alpha_n = 2,5-3,0 \text{ МДж/м}^2$, $\text{НВ} = 80-90$. Титан очень чувствителен к примесям. Кислород, азот, водород, углерод, с которыми титан активно взаимодействует при температурах выше $400-500^\circ\text{C}$, образуют с ним твёрдые растворы внедрения и хрупкие химические соединения (гидриды, нитриды и т.д.). В результате этого титан упрочняется, но при этом резко снижается пластичность и вязкость. Технически чистый титан марок ВТ-1-00, ВТ1-0 широко применяется при изготовлении штампованных изделий как конструкционный материал, но основное применение в технике нашли титановые сплавы.

Все легирующие элементы, которые входят в титановые сплавы, по своему влиянию на температуру полиморфного превращения $t_{\text{п.п.}}$ и устойчивость α - и β -фаз (где α - и β -фазы: твёрдые растворы на основе α -Ti и β -Ti), делятся на три группы: α - стабилизаторы, β - стабилизаторы и нейтральные элементы (рис. 1).

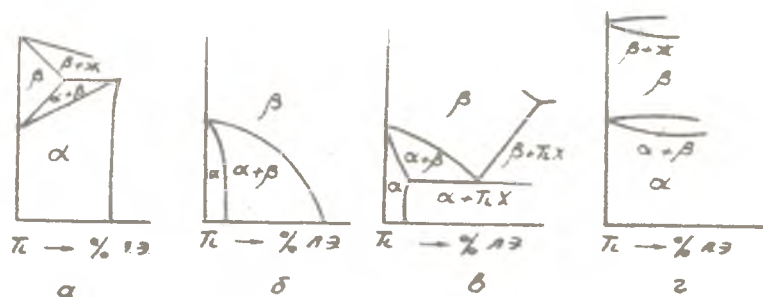


Рис. I. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфного превращения титана.

Элементы α -стабилизаторы повышают $t_{п.п.}$ и устойчивость α - фаз. К ним относятся Al, O, N, C, B, Ga, Zn (рис. Ia.)

Практическое значение имеет алюминий. Введение алюминия упрочняет сплавы, повышает модуль упругости и жаропрочность, снижает водородную хрупкость и рост зерна β - фаз при нагреве, понижает плотность сплавов. Алюминий является основным легирующим элементом и практически входит во все титановые сплавы.

Элементы β - стабилизаторы понижают $t_{п.п.}$ и повышают устойчивость β - фаз. По характеру взаимодействия с титаном β -стабилизаторы делятся на два типа:

а) элементы изоморфные β -Ti, т.е. с ОЦК - решеткой (рис. Ib)

Они неограниченно растворимы в β -Ti. При некоторой критической концентрации этих элементов β - фаза сохраняется до комнатной температуры. К изоморфным β - стабилизаторам относятся: Mo, V, Nb, Ta .

б) Элементы ограниченно растворимые в β - и α -Ti имеют с титаном диаграммы состояния с эвтектичным превращением: $\beta \rightarrow \alpha + TiX$, где TiX - химическое соединение или промежуточная фаза. К ним относятся $Mn, Cr, Fe, Si, Ni, Cu, W$ и др. (рис. Ic).

β - стабилизаторы, повышая устойчивость β - фаз, позволяют проводить упрочняющую термическую обработку титановых сплавов. Кроме того, β -стабилизаторы повышают прочность, жаропрочность и термическую стабильность титановых сплавов. Основными элементами β - стабилизаторами являются: Mo, V, Mn, Cr .

Нейтральные элементы мало влияют на $t_{п.п.}$ и устойчивость α - и β - фаз. Они вводятся в сплавы для повышения прочности и жаропрочности. К ним, т.е. к этим элементам относятся Sn, Hf, Th (рис. Id).

Наиболее широко применяются Sn и Zr .

1.2. Классификация титановых сплавов и их термическая обработка.

Титановые сплавы классифицируются по типу структуры в нормализованном состоянии, по назначению и по уровню прочностных характеристик.

I. По типу структуры титановые сплавы делят на 5 групп: α , псевдо- α , $\alpha+\beta$, псевдо- β и β -сплавы. Тип структуры

определяет многие свойства титановых сплавов, в частности их термическую обработку. Поэтому при характеристике сплавов по этой классификации рассматривается и термическая обработка.

1) α -сплавы, однофазные, состоящие из одной α -фазы.

К этой группе относятся технический титан марок ВТ1-0 и ВТ1-00 и сплавы, содержащие α -стабилизаторы и нейтральные элементы, т.е. сплавы систем Ti-Al, Ti-Al-Sn, Ti-Al-Zr (ВТ-5, ВТ5-1, ВТ5-1К, 4200).

α -сплавы не упрочняются термообработкой и применяются в отожженном состоянии. Они имеют высокую коррозионную стойкость, среднюю прочность, удовлетворительную жаропрочность и хорошую свариваемость. Прочность и пластичность их не уступает прочности и пластичности основного металла. Пластичность сплавов различна. Технический титан имеет высокую пластичность ($\delta \approx 30\%$) и хорошо деформируется в холодном состоянии. Другие α -сплавы имеют более низкую пластичность при комнатной температуре. Это требует подогрева материала и инструмента при деформации. После деформации сплавы подвергаются отжигу.

Существенным недостатком α -сплавов является их склонность к водородной хрупкости при динамическом нагружении деталей, в связи с выделением гидридных фаз.

Термическая обработка α -сплавов: отжиги рекристаллизационный и для снятия напряжений.

2). Псевдо- α -сплавы содержат немного β -стабилизаторов ($\leq 2\%$)

Поэтому в них образуется $\sim 5-7\%$ β -фазы. К псевдо- α -сплавам относятся ОТ4, ОТ4-1, ОТ4-0, ОТ4-2, ВТ4, ВТ18, ВТ20 и др. Они имеют свойства, близкие к α -сплавам, но многие из них более технологичны из-за присутствия в структуре более пластичной β -фазы. Так сплавы ОТ4-0, ОТ4-1 могут деформироваться в холодном состоянии. Другие сплавы деформируются с подогревом. Все сплавы хорошо свариваются. Термообработкой упрочняются незначительно, т.к. при закалке псевдо- α -сплавов образуется титановый мартенсит с небольшим пересыщением твердого раствора. В основном же сплавы подвергаются отжигам: рекристаллизационному и для снятия напряжений. Сплавы ВТ18, ВТ84, ВТ20 обладают высокой для титановых сплавов жаропрочностью. Детали из этих сплавов могут работать длительно при 500-600°C.

3) $\alpha + \beta$ -сплавы содержат β -стабилизаторов более 2% и в них образуется до 30-50% β -фаза. Эти сплавы наиболее широко применяются в технике. К ним относятся ВТ16, ВТ6С, ВТ8, ВТ9, ВТ3-1, ВТ14, ВТ5, ВТ25, и др. $\alpha + \beta$ -сплавы упрочняются термической обработкой, которая состоит из закалки и старения (отпуска).

При закалке титановых сплавов в зависимости от степени легирования и температуры образуются метастабильные фазы α' , α'' , β_m и ω . При небольшом содержании легирующих элементов в β -фазе образуется α' -фаза. Это титановый мартенсит, он является пересыщенным твердым раствором легирующих элементов в α -Ti, имеет ГПУ решетку α -Ti, но с несколько измененными параметрами. Образование α' -фазы повышает твердость сплавов и тем больше, чем выше степень пересыщения решетки.

При большем легировании β -фаза, в основном β -расформинными элементами, при закалке образуется α'' -фаза. Это также титановый мартенсит, но с большим пересыщением твердого раствора, имеет орторомбическую решетку, которую можно рассматривать как промежуточную между ПД решеткой β -фаза и ГПУ решеткой α -фаза. α'' -фаза имеет меньшую твердость и прочность, чем α' -фаза. Это позволяет иногда различать по твердости α' и α'' , т.е. она имеет одинаковое пластинчатое строение. При большом содержании легирующих элементов в β -фазе при закалке фиксируется метастабильная β_m -фаза, которая по сравнению со стабильной β -фазой обеднена легирующими элементами. β_m -фаза характеризуется хорошей пластичностью и невысокой твердостью и прочностью.

При закалке на β_m -фазу возможно образование ω -фаза, например, при замедленном охлаждении. ω -фаза - это также мартенситная фаза со своей гексагональной решеткой, образуется при определенном составе β -фаза ($a_\beta = 3,255-3,260 \text{ \AA}$) и с определенной концентрацией элементов, близкой к 4,17 а/а.

Образование ω -фаза в титановых сплавах необходимо избегать, т.е. она вызывает охрупчивание сплавов.

Нагрев при закалке (а также и при отжигах) проводят до температур окончания полиморфного превращения, чтобы избежать интенсивного роста зерен β -фаза. При закалке на $\alpha + \beta$ -области в закаленных сплавах кроме α' , α'' и β_m -фаз присутствует α -фаза.

В зависимости от вида метастабильных фаз, образующихся при закалке, $\alpha + \beta$ -сплавы иногда делят на сплавы мартенситного клас-

са (с α' - и α'' - фазами) и сплавы с метастабильной β -фазой.

После закалки сплавы, как правило, подвергаются: с метастабильной β_M -фазой старению и с мартенситными фазами (α' и α'') отпуску. При старении (отпуске) происходит распад метастабильных фаз α' , α'' и β_M на стабильные α -и β -фазы. Эти фазы выделяются в матрице в дисперсной форме и вызывают упрочнение сплавов. Упрочнение при старении (отпуске) определяется в основном видом и сочетанием метастабильных фаз, образовавшихся при закалке. Упрочнения максимально при распаде β_M -фазы, меньше при распаде α'' - фазы и минимально при распаде α' - фазы. При старении сплавов, содержащих β_M -фазу при температуре ниже 450°C возможно образование ω - фазы ($\beta_M \rightarrow \beta + \omega$). Во избежание этого сплавы старят при температуре выше $500-550^\circ\text{C}$. Для оптимального сочетания пластичности, прочности и стабильности режимы закалки и старения устанавливаются опытным путём.

На эффект упрочнения титановых сплавов при термической обработке сильное влияние оказывает исходная структура: сплавы с грубой структурой не упрочняются термической обработкой и, чем мельче зерно, тем выше эффект упрочнения.

Отжиг $\alpha + \beta$ -сплавов проводят для повышения пластичности и стабильности структуры, для снятия внутренних напряжений. С этими целями проводят полный и неполный отжиг, изотермический , двойной, ступенчатый отжики. Отжиг титановых сплавов не вызывает измельчения зёрен структуры. Следует также учитывать, что при любом нагреве титановых сплавов необходима защита от взаимодействия с газами. Для этого применяют инертные газы (аргон, гелий), вакуум, защитные эмалевые покрытия и др.

$\alpha + \beta$ -сплавы имеют высокую удельную прочность, они пластичны в нагретом состоянии: меньше, чем α - и псевдо- α - сплавы, подвергнуты водородной хрупкости при динамических нагрузках; многие из них имеют высокую жаропрочность; они хорошо свариваются всеми видами сварки, но после сварки необходимо проводить термическую обработку для снятия напряжений и предотвращения охрупчиваемости сварного шва.

- 4). Псевдо- β - сплавы , после нормализации имеют структуру в основном β - фазы. Эти сплавы эффективно упрочняются термической обработкой. К ним относятся ВТ15, Т06. и др. Эти сплавы имеют низкую технологичность.

5). β -сплавы, с высоким содержанием β -стабилизаторов. Во всех состояниях имеют стабильную β -фазу. Сплавы не упрочняются термической обработкой. В СССР выпускается один сплав 4201 (33% Mo), который обладает высокой коррозионной стойкостью.

П. В зависимости от применения титановые сплавы подразделяют на следующие группы:

- 1). Свариваемые конструктивные: BT1-00, BT1-0, OT4, OT4-1, OT4-0, BT5-1, BT6C, BT14, BT20.
- 2). Высокопрочные BT9, BT3-1, BT15, BT16, BT22, BT23, BT30, BT32.
- 3). Харопрочные: BT3-1, BT8, BT9, BT18, BT18Ч, BT25, BT25Ч, BT28, BT20, OT4.
- 4). Криогенные: BT1-0, BT1-00, BT5-1К, OT4, BT6C, BTM, AT2.
- 5). Литые для фасонного литья: BT5Л, BT6Л, BT3-1Л, BT9Л, BT20Л, BT21Л.
- 6). Повышенной коррозионной стойкости: 4201.
- 7). Со специальными свойствами: сплавы с ЭФ, ВДС, немагнитные, безискровые и т.п.

III. По уровню прочности титановые сплавы делят:

1. Малопрочные, высокопластичные.

Предел прочности до $700-750 \text{ кгс/мм}^2$, ($700-750 \text{ МПа}$), относительное удлинение 20-30%. Деформируются в холодном состоянии. BT1-00, BT1-0, OT4-0, OT4-1, AT2.

2. Среднепрочные:

Предел прочности $75-100 \text{ кгс/мм}^2$ ($750-1000 \text{ МПа}$), относительное удлинение 8-12%. Деформируются с подогревом. OT4, BT5, BT5-1, BT4, OT4-2, BT20, BT6 и др.

3. Высокопрочные.

Предел прочности после упрочняющей термообработки более 100 кгс/мм^2 (1000 МПа), относительное удлинение $\approx 4-6\%$. BT3-1, BT9, BT22, BT16, BT23, BT6, BT30 и др.

Составы основных титановых сплавов и типы их структур приведены в таблице 1, а термическая обработка, свойства и применение в таблице 2.

Рассмотренные выше свойства титановых сплавов позволяют выделить преимущественные области их применения:

- 1) При работе в интервале температур $\sim 250-550^\circ\text{C}$. При этих температурах титановые сплавы имеют максимальную удельную харопрочность, по сравнению со сталями и сплавами на никелевой основе.

Марка сплава

Регим термобработки

Закаливание + старение

Плотность, г/см³

Модуль упругости, МПа

Свойства

Общая характеристика и область применения

Марка сплава	Регим термобработки	Закаливание + старение	Плотность, г/см ³	Модуль упругости, МПа	Свойства	Общая характеристика и область применения
И	2	3	4	5	6	7
ИТ1-0	670-690	-	300-450	1.2	-	Высокая пластичность, хорошо деформируется в холодном состоянии, коррозионная стойкость, хорошо сваривается. Фольга, ленты, лист, поковки, профили, проволока, т. раб. от -253 до +150 °С. Малонагруженные, штампосварные детали сложной конфигурации
ИТ5	800-850	-	750-950	0.3	10	Средняя прочность, хорошо деформируется с нагревом, хорошо сваривается. Прутки поковок, штампы. т. раб. до 450 °С. Сохраняют пластичность до низких температур и -196 °С - 253 °С
ИТ4	740-760	-	700-900	0.4	11	Средняя прочность, хорошо деформируется с нагревом, хорошо сваривается. т. раб. 350 °С (2000 час)
ИТ 20	700-850	-	950-1100	0.4	10	Листы, плиты, кольцевые детали, корпусные. Сварные узлы, деформируется с нагревом, хорошо сваривается. т. раб. 500 °С (3000 час), 450 °С (6000 час), 800 °С кратковременно (3 мин). Прутки, листы, плиты, профили, фасонные литые, штамповки.
ИТ6С	1080-1100 мин + 30 мин + 150 °С до 1000 °С	3.870-910 °С в вакууме 2-4 часа	850-1000	0.4	10	Сварные детали и узлы. Корпус компрессора. Хорошо деформируется в горячем состоянии, ударопрочность сваривается, упрочняется термообработкой. т. раб. 400-450 °С (~10000 час).
ИТ14	740-760 15-60 мин	3.870-910 °С в вакууме 2-4 часа	950-1120	0.5	10	Сильные детали и сварные узлы. Баллоны высокого давления.
ИТ14	воздух	3.870-910 °С в вакууме 2-4 часа	1120	0.25	6	Деформируется в горячем состоянии, ударопрочность сваривается, термически упрочняется, т. раб. до 400 °С в отожженном состоянии - 10000 час. в термически упрочненном - 2000 час.
ИТ14	воздух	3.870-910 °С в вакууме 2-4 часа	1120	0.25	6	Листы, профили, штамповки.
ИТ14	воздух	3.870-910 °С в вакууме 2-4 часа	1120	0.25	6	Сильные детали и сварные узлы.

- По прогнозам, в аппаратах, летающих со сверхзвуковой скоростью 60-90% конструкций (обшивка, мотогондола, элероны, рули поворота и т.д.) будут изготавливать из титановых сплавов.
- 2). Для уменьшения веса конструкции стальные детали будут заменяться на титановые при сохранении надёжности конструкции. Так, в авиационных двигателях такая замена позволяет снижать вес конструкции до 500 кг. Из титановых сплавов изготавливают: диски и лопатки компрессора, детали воздухозаборника, корпусные и крепёжные детали.
 - 3) Для работы при низких температурах.
 - 4). Высокая антикоррозионная стойкость титана и его сплавов позволяет широко применять в конструкциях с агрессивными средами (компрессоры, насосы, вентили, трубопроводы и т.п.).

1.1.3. Структура титановых сплавов и её связь со свойствами.

Структуры титановых сплавов отличаются многообразием и неоднозначностью образования. Это обусловлено многофазностью сплавов, фазовыми превращениями при обработке, влиянием на формирование структуры примесей и сильными проявлениями стабильности структуры и структурной наследственности.

Рассмотрим наиболее типичные структуры титана и его сплавов.

При медленном охлаждении чистого и предварительно деформированного титана образуется полиэдрическая (глобулярная) структура α -Ti, свойственная чистым металлам. Однако, незначительное содержание примесей приводит к тому, что превращение β -Ti $\rightarrow$ α -Ti приобретает бездиффузионный мартенситный характер с образованием пластинчатых, игольчатых структур (мартенситоподобных). Поэтому структура даже чистого титана при колебаниях состава и скорости охлаждения образуется различной: полиэдрической (глобулярной), пластинчатой, грубоигольчатой, смешанной, состоящей из зёрен и зазабранных пластин.

α - сплавы относятся к однофазным, но чаще всего состоят из 2-х фаз, т.к. при наличии примесей и легирующих элементов в этих же пластинах образуется $\sim 1-2\%$ β - фазы. При охлаждении α -сплавов от температур близких к β -состоянию в них часто образуется мартенситная α' -фаза. Поэтому сплавы имеют разные структуры: глобулярную, пластинчатую, но чаще всего смешан-

ную, состоящую из зёрен и зазубренных пластин α -фазы или $\alpha + \alpha'$ -фаз.

При этом сплав приобретает характерную структуру "корзиночного плетения".

$\alpha + \beta$ -сплавы по структуре можно разделить на три группы. К первой относятся сплавы с глобулярной α -фазой, разделённой β -фазой. Вторая группа представляет собой β - превращённые структуры, состоящие из $\alpha, \alpha', \alpha''$ -фаз с прослойками β -фазы, т.е.

α' и α'' -фазы типично мартенситные структуры, неотличимые друг от друга, т.е. имеют пластинчатые структуры. Очень часто в этих структурах α -фаза выделяется в виде сетки по границам бывшего β -зерна. Третью группу представляют сплавы со смешанной структурой: участки глобулярной α -фазы (иногда β -фазы) распределяются в пластинчатой игольчатой матрице α' - и α'' -фаз. Возможны структуры "корзиночного плетения".

В общем случае сплавы с глобулярной структурой характеризуются более высокой прочностью, пластичностью и выносливостью.

В то же время удельная работа и вязкость разрушения, а также жаропрочность в них ниже, чем в сплавах с другими структурами.

Сплавы с пластинчатыми структурами имеют противоположное сочетание свойств, т.е. примерно при равной прочности сплавы менее пластичны, но имеют более высокий уровень работы вязкого разрушения. С увеличением размеров пластин или зёрен в однофазных и двухфазных сплавах их прочность и особенно пластичность снижается. В частности, резко снижается относительное сужение в крупнопластинчатых структурах. Поэтому, изменяя структуру сплавов путём пластической деформации и термической обработки, можно получить титановые сплавы с различным сочетанием свойств.

Для анализа микроструктур титановых сплавов широко применяются шкалы типов структур (6-ти, 9-ти типные и др.) для разных классов сплавов.

Разрабатываются методы количественной оценки структур. При этом структура характеризуется 3-я параметрами : D - размер зерна бывшей β -фазы, d - размер α -колоний, δ - толщина α -пластин, устанавливаются связи между параметрами структуры и механическими свойствами.

В последние годы уделяется большое внимание изучению вязкости разрушения титановых сплавов и установлению корреляционных связей между характеристиками разрушения - обычными механичес-

кими свойствами и структурой.

1.2. Контролируемый минимум анализа, необходимый для выполнения работы.

1. Свойства чистого титана (кристаллическая решетка, плотность, температура плавления, механические свойства).
2. Примеси и их влияние на свойства титана и его сплавов.
3. Легирующие элементы и составы титановых сплавов.
4. Классификация титановых сплавов по типу структуры.
5. Классификация титановых сплавов по назначению и уровню свойств.
6. Характеристика стабильных и метастабильных фаз титановых сплавов.
7. Отжиг титановых сплавов.
8. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов.
9. Структура титановых сплавов.
10. Свойства и преимущественные области применения.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

1. Изучить составы, структуры и свойства титановых сплавов.
2. Установить химический состав, тип структуры и состояние исследуемых сплавов.
3. Исследовать и зарисовать (схематично) микроструктуру изучаемых сплавов. Описать микроструктуру и дать характеристику структурных составляющих.
4. Указать свойства и область применения изучаемых сплавов.

2.2. Материальное оснащение.

1. Комплект шлифов титановых сплавов определенных марок.
Комплект шлифов должен быть снабжен описанием, в котором указаны химический состав и состояние каждого шлифа.
2. Микроскоп МИН-8 (МИН-7).
3. Справочные данные по титановым сплавам.

2.3. Содержание отчета;

1. Краткая характеристика титановых сплавов.
2. Схематические зарисовки микроструктур исследуемых сплавов.
3. Зарисовки микроструктур производить в квадратах размером

25x25 (или кругах диаметром ~ 25 мм).

4. Для каждого сплава привести марку, состав, состояние сплава. Дать описание микроструктуры.
5. Провести анализ микроструктур титановых сплавов и указать свойства и области применения. Показать связь между фазовым составом, структурой и свойствами некоторых титановых сплавов.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с титановыми сплавами (составы, классификация, термическая обработка, структура, свойства, области применения).
Дать краткую общую характеристику титановых сплавов (в отчёте)
2. Провести микроисследование титановых сплавов. Нарисовать схемы микроструктур.
3. Указать для каждой структуры: марку сплава, состав, состояние. Дать описание микроструктуры.
4. Используя настоящее пособие, указать свойства изучаемых сплавов и области их применения.

Л и т е р а т у р а

1. Современные материалы и их термическая обработка. Учебное пособие КуАИ, 1979 г.
2. Методические разработки " Микроисследование титановых сплавов " и " Описание микроструктур сталей и сплавов ". Альбом фотографий микроструктур.
3. Гудзев А.П. Металловедение. М. 1977, с 508-521.

№ 19. МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ.

Цель работы : Ознакомление с основными свойствами, классификацией, маркировкой и термической обработкой магниевых сплавов. Изучение микроструктур деформируемых и литейных сплавов.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.I. Основные положения теории.

Магний самый лёгкий из технических металлов. Удельный вес магния - $1,74 \text{ г/см}^3$. Температура плавления 651° , температура воспламенения - 600°C . Магний имеет гексагональную плотноупакованную решетку (ГЦГ), вследствие чего у него невысокая пластичность при комнатной температуре. Аллотропических превращений не испытывает. Литой магний имеет следующие механические свойства : $\sigma_b = 10-12 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 6-8\%$, катаный и 2 отожжённый магний несколько прочнее его $\sigma_b = 15-18 \text{ кг/мм}^2$ при $\delta = 15-17\%$. Чистый магний из-за низкой прочности и низкой коррозионной стойкости не имеет применения в качестве конструкционного материала. Широкое применение в авиации и других областях техники нашли сплавы магния. У них малый удельный вес (до $1,8 \text{ г/см}^3$) и относительно высокие механические свойства ($\sigma_b = 20-36 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 6-20\%$). Магниевые сплавы хорошо поглощают вибрацию. Способность воспринимать ударные нагрузки делает их хорошим материалом для деталей, подверженных сильным толчкам (колёса самолётов, орудий, и т.д.) Сплавы магния хорошо обрабатываются резаньем, удовлетворительно свариваются различными методами сварки.

Вместе с тем сплавы обладают рядом недостатков. Они уступают алюминиевым сплавам по пластичности, технологичности, особенно при комнатной температуре и ниже её. Поэтому магниевые сплавы подвергают в основном горячей обработке давлением при малых скоростях деформирования. Модуль нормальной упругости у сплавов магния в 1,5 раза меньше, чем у алюминиевых.

Основной недостаток магния и его сплавов - низкая коррозионная стойкость и склонность к самовозгоранию. Поэтому магниевые сплавы обязательно защищаются от коррозии. Защита заключается в нанесении на поверхность изделий окисных плёнок (оксидирование) или тонких лакокрасочных покрытий. Хорошо зарекомендовали себя эпоксидные плёнки.

Термостойкость и сопротивление магния такая же как у алюминиевых, а термодиффузия в 1,5 раза меньше.

Основными легирующими элементами в магниевых сплавах являются алюминий, цинк, марганец, кремний, титан, берилл, тантал, неодим, цирконий, барий, кальций.

Алюминий, цинк, кремний упрочняют магний, но до температур в районе 150-200 °С. При температурах выше 200 °С для повышения прочности следует использовать титан. Сплавы легированные неодимом, титаном, кремнием могут дополнительно разогреть до 370 °С и кратковременно до 450-500 °С. Марганец добавляют для повышения коррозионной стойкости, неодимовая добавка и упрочнения овариваемости, добавка цинка до 0,4% снижает трещины сварки и увеличивает пластичность и прочность. Кальций снижает овариваемость магниевых сплавов, уменьшает микротрещины в сварных швах, является хорошим раскислителем и дегазатором. Бериллий в количестве 0,015-0,02% — он способствует уменьшению окисления при нагревании сплавов в процессе плавки, литья. Велесо, медь, никель являются вредными примесями у магния, т.е. сильно ухудшают его коррозионную стойкость.

Термическая обработка магниевых сплавов имеет много общего с термической обработкой алюминиевых сплавов, что объясняется отсутствием в них полиморфных превращений. В то же время в режимах термической обработки имеют существенные различия, обусловленные малой скоростью диффузионных процессов в магнии.

Магниевые сплавы подвергают отжигу (гомогенизационному, рекристаллизационному и т.д.), закалке и старению. Закалка сплавов магния основана на переменной растворимости легирующих элементов в магнии (рис. 4). После закалки получается пересыщенный твердый раствор.

В отличие от сплавов Al , магниевые сплавы греют под закалку более длительно и замачивают на 1-2 часа или в кипящей воде. Золотое сечение старения в магниевых сплавах не проходит и поэтому проводят искусственное старение. Скорость старения в магниевых сплавах значительно больше, чем в алюминиевых. Эффект старения не велик (40-50%) и поэтому часто ограничиваются только закалкой (гомогенизацией).

Процессы, происходящие при старении магниевых сплавов наиболее полно изучены на примере системы $Mg-Al$. При старении сплавов $Mg-Al$ не наблюдается сложных промежуточных стадий, как при старении сплавов $Al-Cu$. При распаде магниевых сплавов сразу выделяется фаза Mg_2Al_3 . Распад пересы-

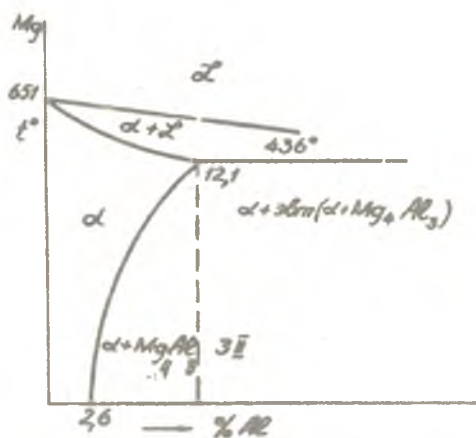


Рис 1. Диаграмма состояния Mg-Al.

шенного раствора начинается на границах зёрен, а затем распространяется на весь объём. Инкубационный период при старении отсутствует.

Магниево-алюминиевые сплавы в зависимости от их назначения можно разделить на две группы:

- а) литейные сплавы, предназначенные для изготовления различных литых деталей;
- б) деформируемые сплавы для производства полуфабрикатов и деталей методом горячей и холодной деформации.

1.1.1. Литейные сплавы

Большинство применяемых в промышленности магниевых литейных сплавов образуется добавлением к магнию алюминия, цинка, марганца, церия, циркония, тория. Состав наиболее распространённых промышленных литейных магниевых сплавов, их маркировка, механические свойства после термической обработки, области применения приведены в таблице № 1. Плавят магниевые сплавы в железных тиглях. Во время плавки и разливки жидкий металл предохраняют от окисления.

Литейная микроструктура магниевых сплавов состоит из зёрен неоднородного твёрдого раствора легирующих элементов в магнии. По границам зёрен твёрдого раствора часто выделяется эвтектика, содержащая хрупкие включения. Такие же интерметаллические включения и нерастворимые фазы располагаются внутри зерна.

Литые изделия из магниевых сплавов обычно подвергают термической обработке — ступи, закалке или закалке и старению. Целью термической обработки является выравнивание химического состава твёрдого раствора, уничтожение грубой эвтектической сетки по границам зёрен и получение упрочняющих соединений в дисперсной форме. В результате термической обработки сплавы становятся более прочными и вязкими. Например сплав МЛ 5 без термической обработки имеет $\sigma_b = 16 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 3\%$, а после закалки (температура $420 \pm 5^\circ\text{C}$, время выдержки 13–20 часов) и старения (температура $175 \pm 3^\circ\text{C}$, время выдержки 16 часов), $\sigma_b = 25,5 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 4\%$. Механические свойства литых сплавов зависят также от размера зерна. Чем меньше зерно, тем прочнее сплав. Для получения мелкозернистой структуры применяют различные способы обработки расплава, которые известны под общим названием модифицирование.

Таблица I.

Состав и свойства литейных магниевых сплавов.

Марка	Термо-обработка	Химический состав				Механические свойства			Применение
		Mg	Zn	Mn	Другие	$\sigma_{\text{т}}$ кг/мм ²	$\sigma_{\text{с}}$ кг/мм ²	δ %	
МЛ2	T2	-	-	1,5	-	10	3,5	4	Литье
МЛ4	T6	6	2,5	0,3	-	25	11,5	6	Свариваемый
МЛ5	T6	6,5	0,5	0,3	-	26,5	9	4	Литье
МЛ7	T2	6	0,5	0,45	0,3 Cu	18	7	6	Литье
МЛ11	T6	-	0,45	-	6,25% Zn	16	10,5	6	Нормальный режим работы
МЛ14	без T.O.	-	2	-	3,07% 0,77% Zn	20	9,5	8	Литье
МЛ11	без T.O.	-	-	-	3,5% 0,5% Zn	20	9,5	8	Литье
МЛ19	T1	-	4,5	-	0,8% 0,9% Zn	22	15	4	Свариваемый

λ - черная ламинация (45% Cu, остальное - редкоземельные металлы)

Деформируемые сплавы.

По своему составу деформируемые сплавы незначительно отличаются от литейных. Состав наиболее распространенных деформируемых сплавов, их маркировка, механические свойства, области применения приведены в таблице № 2.

Таблица № 2.

Состав и свойства деформируемых магниевых сплавов.

Марка	Термо-обработка	Химический состав				Механические свойства			Применение
		Al	Zn	Mn	Другие элементы	$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²	$\sigma_{\text{т}}$, кг/мм ²	δ , %	
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
MA3	T2	-	-	2	0,2Ce	25	15	11	Листы для сварки конструкций профилей, труб, штамповки
MA5	T4	8,5	0,5	0,3	-	32	22	14	Штамповки сильно нагруженных деталей
MA2	T2	3,5	0,5	0,3	-	27	24	10	Для штамповки деталей сложной формы
BM35-I	TI	-	5,5	-	0,4 Zn	33	28	9	Штамповки сильно нагруженных деталей
MA1	T5	8,3	-	0,4	7,5Ce 2,2 Ag	43	30	6	Штамповки для наиболее нагруженных деталей
BM11	-	-	-	1,6	3,0	30	26	5	Для деталей работавших при температуре 300-400°C

К магниевым сплавам применимы все виды обработки давлением: прессование, ковка, прокатка и т.д. Прессование магниевых сплавов проводится при $300-400^{\circ}\text{C}$, ковка в интервале температур $300-420^{\circ}\text{C}$, горячая прокатка при $200-500^{\circ}\text{C}$. Листы магниевых сплавов подвергают также холодной прокатке. Холодная прокатка приводит к значительному наклепу, для снятия которого сплавы подвергаются отжигу.

Газовый состав деформируемых сплавов такой же, как и у литейных.

Большая часть продукции из деформируемых магниевых сплавов в виде листов, прутков, профилей и других полуфабрикатов выпускается в стоженном виде. Для ряда сплавов (МА5, ВМ65-1, МА10, МА11, МА13) с целью их упрочнения изделия подвергаются закалке или искусственному старению.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Свойства технического магния.
2. Преимущества и недостатки магниевых сплавов.
3. Основные виды термообработки, применяемые для магниевых сплавов.
4. Сходство и отличие упрочняющей термообработки магниевых и алюминиевых сплавов.
5. Классификация и маркировка магниевых сплавов.
6. Литейные магниевые сплавы, их структура и термообработка.
7. Деформируемые магниевые сплавы, их структура и термообработка.
8. Области применения магниевых сплавов.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

2.1. Задачи работы.

1. Закрепление знаний о свойствах, преимуществах и недостатках магниевых сплавов.
2. Ознакомление с возможными видами упрочняющей термообработки магниевых сплавов на примере разбора диаграммы *Mo-A*.
3. Практическое изучение на шлифах микроструктур деформируемых и литейных магниевых сплавов.
4. Определение механических свойств изучаемых сплавов.

2.2. Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Шлифы сплавов.
3. Микроскоп.
4. Описание микроструктур.
5. Альбом фотографий микроструктур.

2.3. Содержание отчёта.

1. Рисунок диаграммы состояния *Mg-Al* с обозначением структурных и фазовых составляющих областей диаграммы.
2. Рисунки микроструктур деформируемых сплавов и литейных сплавов магния с описанием структурных составляющих, указанием их марки, химического состава, термообработки механических свойств и областей применения.

2.4. Порядок выполнения.

1. Ознакомление с основными теоретическими положениями, необходимыми для выполнения работы.
2. Прохождение контроля знаний теории по контрольным вопросам.
3. Вычерчивание диаграммы состояния *Mg-Al*.
4. Зарисовка микроструктур и определение механических свойств в соответствии с п.1,2,3.
5. Контроль выполненной работы преподавателем.

Л и т е р а т у р а

1. Гуляев А.П. Металловедение, Металлургия, 1977 г., 1986.
- Колячёв Б.А. Ливанов В.А. Благин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов .М., Металловедение. 1972 г.
- Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М., Металлургия, 1970 г.

N20. МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ И ПОДШИПНИКОВЫХ СПЛАВОВ (БАББИТОВ).

Цель работы. Изучение классификации, маркировки и микро-структуры сплавов на медной основе - латуней, бронз, а также подшипниковых сплавов (баббитов) на основе олова и свинца.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.1.1. Медь и её свойства.

Чистая медь - металл розово-красного цвета, имеет решетку гранцентрированного куба с периодом $a = 3,608 \text{ \AA}$, аллотропических превращений не испытывает. Температура плавления меди 1083°C , плотность $8,94 \text{ г/см}^3$.

Отличительными свойствами меди являются высокие электропроводность (93,1% от электропроводности серебра) и теплопроводность, а также большая пластичность в холодном состоянии. В зависимости от чистоты медь изготавливают следующих марок: М00 (99,99% Cu), М0 (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu), М2 (99,7% Cu), М3 (99,5% Cu).

Присутствующие в меди примеси (Sb, As, Ni, Zn, Al, Fe, Pb, Bi, Cu₂O) оказывают большое влияние на свойства, снижая электро- и теплопроводность, обрабатываемость давлением.

Медь высокой чистоты в литом и отожженном состоянии имеет полиэдрическую структуру. Структура меди, подвергнутая пластической деформации, а затем отжигу, характеризуется наличием двойников. Кислород в отливках образует участки эвтектики Cu-Cu₂O в деформированной меди видны включенная Cu₂O, имеющие сероватый или голубоватый цвет. Медь имеет невысокую прочность. Для повышения прочности и придания особых свойств её легируют. Большое распространение имеют сплавы меди с цинком (латуни) и меди с оловом и другими элементами - бронзы.

I.1.2. Латуни.

Латуни - сплавы меди с цинком (до 45%). Они делятся на простые, состоящие только из меди и цинка, и специальные, которые кроме цинка, содержат и другие легирующие элементы (алюминий, кремний, никель, олово, железо, марганец, свинец, и др.). Все латуни по технологическому признаку подразделяют на две группы: деформируемые, из которых изготавливают листы, ленты, трубы, проволоку и другие полуфабрикаты, и литейные - для фасонного литья.

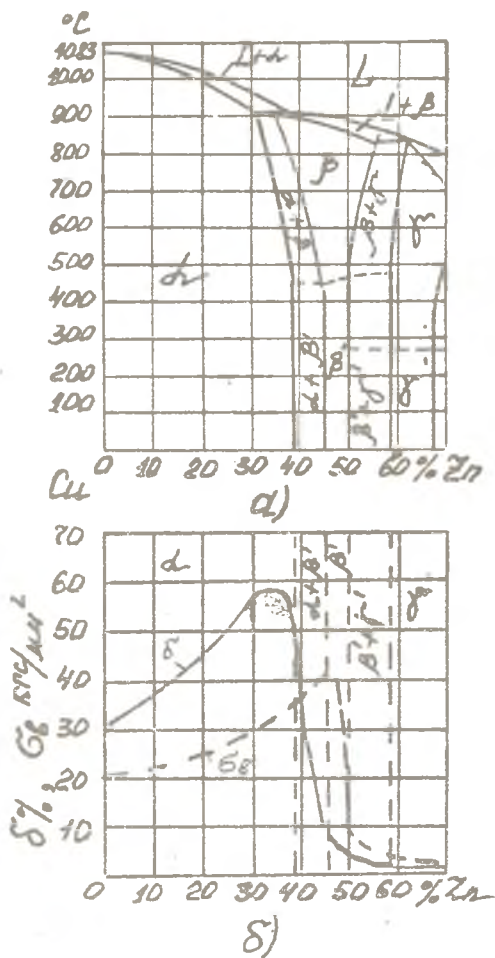


Рис. I. Диаграмма состояния Cu-Zn (а) и зависимость свойств от концентрации цинка.

Литейные латуни обладают хорошей жидкотекучестью, мало склонны к ликвации и обладают антифрикционными свойствами. Деформируемые латуни весьма пластичны и достаточно прочны. По коррозионной стойкости латуни превосходят углеродистые и многие легированные стали.

Простые латуни маркируются буквой Л, после которой ставится число, обозначающее содержание меди в процентах. Например Л 68 ($Cu-68\%$ Zn - остальное). В марках специальных латуней после буквы Л ставятся условные буквы, обозначающие специально вводимые элементы (кроме цинка), а затем числа, указывающие процент меди и процент введенных элементов. Например, ЛС50-1, $Cu-49\%$, $Pb-1\%$, Zn - остальное.

Соединение меди с цинком характеризуется диаграммой Л. 1, часть которой представлена на рис. 1. Из диаграммы следует, что медь и цинк образуют твердые растворы и соединения электронного типа, которые различаются составом, типами кристаллической решетки и свойствами.

В структуре однофазных латуней, содержащих 38-42% цинка, могут присутствовать α и β' фазы. α - фаза - твердый раствор цинка и меди имеет решетку гранцентрированного куба, по механическим свойствам является мягкой и пластичной. β' - фаза упорядоченный твердый раствор на базе электронного соединения $CuZn$, имеет решетку объемноцентрированного куба и является более твердой и хрупкой.

Структура однофазных α - латуней состоит из зерен твердого раствора. В структуре двухфазных $\alpha + \beta'$ латуней наряду с зернами α - твердого раствора присутствуют более темные (после травления) включения β' фазы. В однофазных латунях содержание цинка менее 38%, в двухфазных - более 38% цинка.

Изменение механических свойств сплавов в зависимости от содержания цинка показано на рис. 1.

В многокомпонентных латунях добавки Al, Sn, Ni, Mn, Fe, Si повышают прочность, твердость, коррозионную устойчивость и литейные свойства. Свинец улучшает обрабатываемость резанием. Эти легирующие добавки изменяют и структуру, сдвигая границу $\alpha - (\alpha + \beta')$ областей. Наиболее сильно влияют Si на Al . Причем, только Ni расширяет α область, остальные сужают её.

В авиастроении латуни применяют для изготовления деталей радиаторов, трубопроводов, патрубков, уплотнительных прокладок, колец, втулок, гаек, винтов, кранов, штуцеров, тройников, а также токопроводящих деталей электронно-радиооборудования.

В таблице I приведены составы и свойства некоторых марок латуней.

Состав и свойства латуней.

Таблица I.

Марка	Свойства в отожженном состоянии					
	$\sigma_{\text{ср}} / \text{см}^2$	НВ кг/мм ²	$\sigma_{\text{ср}} / \text{мм}^2$	$\sigma_{\text{ср}} / \text{мм}^2$	%	$\sigma_{\text{ср}} / \text{мм}^2$
Л90	18,83	53	26	13	44	18
Л80	18,66	53	32	12	52	16
Л68	18,60	59	33	10	56	17
Л59	18,40		39	15	44	
ЛАН60-I-I	18,20	80	42	20	50	
ЛАН59-3-2	18,40	117	50	30	42	4,1
ЛМц58-2	18,50	85	44	20	36	12
ЛЮ70-I	18,54	60	25	18	49	12
ЛС59-I	18,50	75	42	15	40	5
ЛМцА 52-4-I	18,30	120	50		19	

1.1.3. Бронзы.

Бронзами называют все сплавы меди, не содержащие в своём составе цинк в качестве основного легирующего элемента. Название бронз даётся по основному легирующему элементу, входящему в состав сплава. Например, сплав меди с оловом называется оловянистой бронзой, меди с алюминием — алюминиевой бронзой и т.д.

Бронзы отличаются высокой коррозионной стойкостью, большинство бронз имеет высокие антикоррозионные и упрочные свойства, хорошие литейные свойства, хорошо обрабатываются резанием и давлением, имеют высокие механические свойства.

Бронзы используют для получения отливок и полуфабрикатов, изготавливаемых обработкой давлением. В авиастроении из бронз делают арматуру, работающую в морской и пресной воде, втулки, шестерни, подшипники, мембраны, пружинящие контакты, червяки, уплотнительные кольца, пружины и другие детали.

Бронзы маркируются буквами Бр, после которых ставятся

буквы, обозначающие леггирующие элементы, входящие в бронзу, затем числа, указывающие средние количества этих элементов в процентах.

Например BrO16 (Sn 16%, Cu - остальное), Br 9-I (Al - 9%, Fe - 1% Cu - остальное).

Оловянистые бронзы.

Применяют двойные оловянистые бронзы, а также многокомпонентные, содержащие в своём составе, кроме меди и олова, в небольшом количестве цинк, свинец, фосфор и другие элементы. Взаимодействие меди с оловом характеризуется диаграммой состояния, представленной на рис. 2. Из диаграммы следует, что медь и олово образуют твёрдые растворы и химические соединения.

При концентрации олова до 14% образуется твёрдый раствор олова в меди (α фаза), характеризующийся высокой пластичностью. α фаза имеет решетку ГЦК. При концентрации олова от 14% до 2% наряду с α фазой, образуется эвтектоид ($\alpha + \delta$), где фаза δ представляет собой твёрдый раствор на базе электронного соединения Cu_3Sn с гексагональной плотноупакованной решеткой.

δ фаза отличается высокой твёрдостью. Однофазная область простирается до 14% олова лишь при очень медленном охлаждении. В реальных условиях структура литой бронзы значительно отличается от равновесного состояния, т.к. охлаждение происходит со значительно большими скоростями. Поэтому фактические предельная растворимость олова в меди значительно уменьшается при комнатной температуре до 5-6%. Влияние олова на механические свойства сплавов показано на рис. 2б.

Применяемые бронзы содержат до 20% олова. Следовательно, по структуре они делятся на однофазные, содержащие до 5-6% олова, и двухфазные ($\alpha + \delta$), содержащие олова больше 6%.

Такая структура является результатом сильной ликвиции и медленного протекания диффузионных процессов. В результате чередующихся процессов отжига и деформации происходит выравнивание состава. Структура в сплавах с 6-7% Sn является однофазной и имеет вид полиэдрических зёрен α - твёрдого раствора. Однофазные бронзы используют как деформируемые материалы.

Структура двухфазных бронз состоит из зёрен α твёрдого раствора и участков эвтектоида ($\alpha + \delta$). Из-за присутствия эвтектоида эти сплавы не деформируются, они применяются для литья и имеют очень хорошие антифрикционные свойства. Количество эвтектоида в структуре тем больше, чем выше концентрация олова и леги-

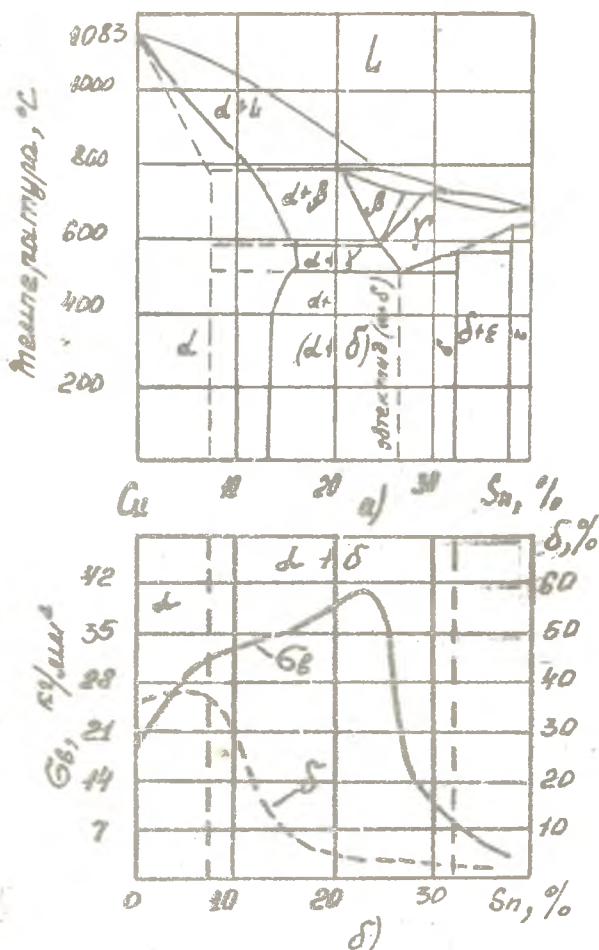
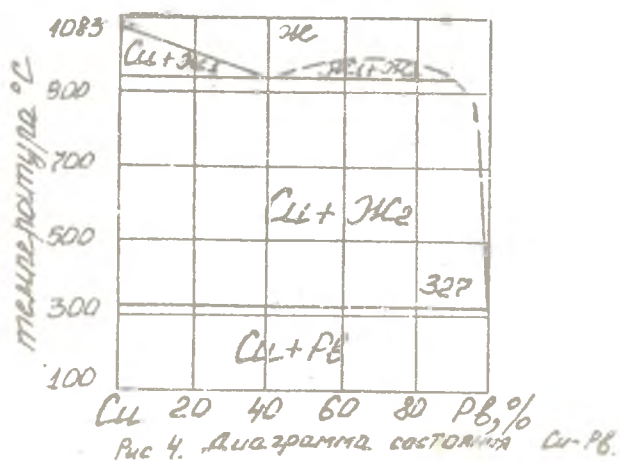
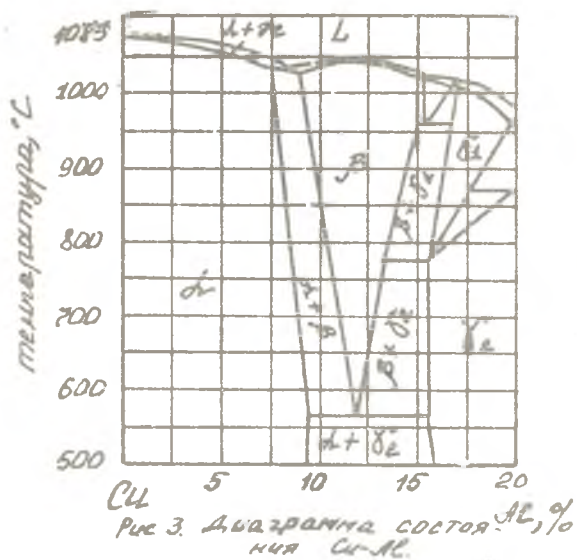


Рис. 2. Диаграмма состояния $Cu-Sn$ (а) и зависимость свойств от концентрации олова.



рующихся элементов : цинка, никеля, фосфора, которые не образуют новых фаз и присутствуют в α -растворе. Свинец присутствует в структуре в виде отдельных включений округлой формы, он вводится для улучшения антифрикционных свойств и обработки давлением.

АЛЮМИНИЕВЫЕ БРОНЗЫ.

Эти бронзы содержат до 10-11% алюминия, в некоторые добавляют марганец, железо, никель и другие элементы. Они отличаются высокими механическими, антифрикционными свойствами и коррозионной стойкостью.

Взаимодействие алюминия с медью характеризуется диаграммой состояния $Cu - Al$, представленной на рис. 3.

При содержании алюминия до 9,4% структура бронз в равновесном состоянии должна представлять твёрдый раствор алюминия в меди (α -фаза). В однофазном состоянии они хорошо обрабатываются давлением.

При содержании алюминия более 9,4%, наряду с α твёрдым раствором, появляется эвтектид ($\alpha + \gamma$), где γ - фаза представляет собой твёрдый раствор на основе электронного соединения $Cu_{32}Al_{19}$ и отличается высокой твёрдостью и хрупкостью. Практически, ввиду неравновесной кристаллизации, двухфазными являются бронзы, содержащие более 5-7% алюминия.

Алюминиевые бронзы применяются для ответственных деталей, работающих в тяжёлых условиях, подвергающихся сильному износу (фрикционные механизмы, зубчатые колёса, гайки нажимных винтов и т.д., краны).

СВИНЦОВИСТЫЕ БРОНЗЫ.

Эти бронзы содержат до 30-35% свинца, иногда в них добавляют олово и никель.

Диаграмма состояния системы медь-свинец представлена на рис. 4.

Согласно диаграмме состояния, структура свинцовистых бронз должна состоять из зёрен почти чистых металлов - меди и свинца, т.к. при обычной температуре их взаимная растворимость ничтожна. Зёрна меди обладают значительно большей твёрдостью, чем зёрна свинца, что обеспечивает высокие антифрикционные свойства этих бронз. Свинцовистые бронзы применяются для заливки стальных вкладышей высоконагруженных, ответственных подшипников.

авиационных деталей и двигателей.

В таблице 2 приведены составы и свойства некоторых марок бронз.

Состав и свойства бронз.

Таблица 2.

Марка	Типичные свойства					
	$\rho, \text{г/см}^3$	$HВ$ кг/мм^2	$\sigma_{\text{т}}, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{\text{в}}, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	α_{10} кгт/см^2
БрО10	8,80	75	22	18	5-10	3
Бр9	8,60	160	30	-	0,5	-
БРОФ 10-1	8,76	90	25	14	3	-
БрОЦ 10-2	8,50	90	23	18	5	1,5
БрОЦС 4-4-2	9,0	60	35	13	35	-
БрАЦ	8,2	60	40	16	60	21
БрА10	7,6	85	60	-	10	10
БрАЖ 9/4	7,5	130	45	20	15	6
БрАЖН 10-4-4	7,5	150	60	-	35	5
БрС30		25	6	-	4	
БрОС5-25		60	10	16	7	
БрОС 8-12		100	18	-	5	
БрКН 1-3	8,6	175	60	-	12	8
БрМц5	8,6	70	25	15	30	20
БрБ2	8,23	90	45	30	40	6,5
		375	125	100	2,5	1,25

1.1.4. Баббиты.

Антифрикционные сплавы на оловяной или свинцовой основе называются баббитами. В авиастроении применяют оловянистые баббиты с добавкой меди и сурьмы. Их применяют для заливки вкладышей подшипников и авиадвигателей. После литья баббиты обычно имеют структуру, состоящую из мягкой пластичной основы, представляющей собой твёрдый раствор на оловяной основе и включений структурно-свободных твёрдо-металлических соединений.

Такая структура обеспечивает хорошие антифрикционные свойства сплава. Твёрдые кристаллы Sr_2Sb и Cu_6Sn_5 играют роль опорных частиц, удерживающих основную нагрузку вала, а твёрдый раствор при работе трущейся пары вырабатывается, что обеспечивает возможность равномерного распределения смазочного масла.

Баббиты отличаются очень хорошими литейными качествами и прочно связываются с материалами вкладыша (бронза или сталь).

Баббиты маркируются буквой Б, справа от которой ставится либо число, указывающее процент олова, либо буква, характеризующая специальный элемент, входящий в баббит. Например, БВЗ (Sn -80%, Cu -6%, Pb -11%). БС (Pb -82%, Sb -17%, As -1%). БС - свинцовистый баббит.

В таблице 3 приведены составы и свойства некоторых баббитов.

Таблица 3.

Состав и свойства оловянистых баббитов

Марка	Содержание элементов, %			Свойства					
	Sn	Sb	Cu	α г/см ³	σ_B кг/мм	$\sigma_{0.2}$ кг/мм	σ_H кг/мм	α_H кг/см ²	коэфф. трения
Б 83	основа	10-12	6	7,4	9	6	30	0,8	0,005
Б 89	основа	7,25-8,25	3	7,3	8	9	25	0,8	0,005

Микроструктура баббита Б 83 состоит из α твёрдого раствора сурьмы и меди в олове (тёмная основа) и светлых кристаллов β - твёрдого раствора на основе химического соединения $SnSb$ (в форме звёздочки) и As_3Sn .

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Свойства чистой меди и её применение.
2. Принцип маркировки сплавов на медной основе.
3. Фазовый состав латуней в зависимости от содержания цинка по диаграмме состояния $Cu-Zn$.
4. Свойства латуней в зависимости от состава и структуры.
5. Фазовый состав бронз в зависимости от содержания легирующих элементов по диаграмме состояния $Cu-Sn$; $Cu-Al$; $Cu-Pb$.
6. Свойства бронз в зависимости от состава и структуры.
7. Требования, предъявляемые к структуре подшипниковых сплавов.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы (задание).

1. Овладение теоретическими знаниями о микроструктуре латуней, бронз и баббитов в равновесном состоянии.
2. Изображение микроструктур латуней, бронз, баббитов под микроскопом.

3. Закрепление знаний по свойствам и применению латуней, бронз и баббитов.

2.2. Материальное оснащение

1. Инструкция к работе.
2. Описание микроструктур.
3. Микроскопы МИИ-7.
4. Микрошлифы латуней, бронз, баббитов.

2.3. Порядок выполнения работы, содержание отчёта.

1. Закрепить сведения по основным теоретическим вопросам.
2. С помощью металлографического микроскопа провести исследования структуры латуней, бронз, баббитов.
3. Зарисовать микроструктуру каждого образца, описать структурные составляющие, указать марку сплава.

Л и т е р а т у р а

1. Гуляев А.П. "Металловедение" М., Металлургия, 1977 г.
с. 602-622, 1986., с.

Методические указания к лабораторным работам

разработали: доцент, к.т.н. Крюков В.И.,

доцент, к.т.н. Минаев Е.М.,

доцент, к.т.н. Бунова Г.З.,

доцент, к.т.н. Ревякин В.П.

Под редакцией доцента, к.т.н. Морозова Н.П.

Технический редактор Панова Л.А

Подписано в печать 2.7.86. Формат 60х84 1/16

Заказ № 428. Тираж 60. Бесплатно.

г. Куйбышев. КуАИ, ул. Ульяновская 18. Отдел оперативной печати.