

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ВОЗДУШНОГО ТРАНСПОРТА
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ГРАЖДАНСКОЙ АВИАЦИИ» (МГТУ ГА)

Кафедра авиатопливообеспечения и ремонта
летательных аппаратов

В.М. Самойленко, О.Е. Зубов, Д.Н. Кочкин

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ТЕХНОЛОГИЯ МАТЕРИАЛОВ

Учебно-методическое пособие
по выполнению лабораторных работ
и практических занятий

для студентов
направлений 25.03.01, 25.03.02, 20.03.01
и специальностей 25.05.05, 25.05.03
всех форм обучения

Москва
ИД Академии Жуковского
2020

УДК 620.22
ББК 606
С17

Рецензент:

Яблонский С.М. – канд. техн. наук, профессор

Самойленко В.М.

С17 Материаловедение. Технология материалов [Текст] : учебно-методическое пособие по выполнению лабораторных работ и практических занятий / В.М. Самойленко, О.Е. Зубов, Д.Н. Кочкин – М.: ИД Академии Жуковского, 2020. – 44 с.

Данное учебно-методическое пособие издается в соответствии с рабочей программой учебной дисциплины «Материаловедение. Технология материалов» по учебному плану для студентов направлений 25.03.01, 25.03.02, 20.03.01 и специальностей 25.05.05, 25.05.03 всех форм обучения.

Рассмотрено и одобрено на заседаниях кафедры 20.02.2020 г. и методического совета 19.02.2020 г.

УДК 620.22
ББК 606

Содержание

	стр.
Цветные металлы и сплавы.....	4
1. Технология термической обработки дуралюмина.....	4
1.1 Термическая обработка дуралюмина.....	4
1.2 Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов.....	8
2. Термическая обработка алюминиевых сплавов высокой прочности и их металлографическое исследование.....	9
2.1 Алюминиевые сплавы для обшивки летательного аппарата.....	9
2.2 Сплавы для силовых элементов планера.....	10
2.3 Литейный сплав АЛ9 для отливок деталей средней нагруженности.....	14
2.4. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов.....	16
3. Испытание на растяжение термически обработанных алюминиевых сплавов.....	17
3.1 Выбор температуры закалки.....	17
3.2. Выбор скорости охлаждения при закалке.....	17
3.3. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов.....	17
4. Исследование деталей самолетов и двигателей из титановых сплавов.....	18
4.1. Общая характеристика титановых сплавов.....	18
4.2. Взаимодействие титана с легирующими элементами. Классификация титановых сплавов после нормализации.....	19
4.3. Термическая обработка титановых сплавов.....	21
4.4. α -сплавы и псевдо α -сплавы для деталей компрессора ГТД, обшивки и силового набора самолета.....	24
4.5. ($\beta + \alpha$) - сплавы для лопаток и дисков компрессора ГТД и силового набора планера.....	24
4.6. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов.....	26
5. Изучение строения и свойств деталей авиационной техники из сплавов на основе меди и магния.....	28
5.1. Сплавы на основе меди.....	28
5.2 Магний и магниевые сплавы.....	38
5.3. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов.....	42

Цветные металлы и сплавы

1. Технология термической обработки дуралюмина

1.1 Термическая обработка дуралюмина

Термическая обработка алюминиевых сплавов основана на переменной растворимости легирующих элементов в алюминии и состоит из закалки, старения и отжига.

Закалка. Цель закалки – получить пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов.

Если сплав, содержащий 4% меди (рис. 1.), нагреть до температуры, лежащей ниже точки, соответствующей предельной растворимости, то в структуре сохранится $CuAl_2$ (θ - фаза), и степень пресыщенности твердого раствора будет мала. После старения прочность сплава будет невысока (рис. 2.). Не растворившиеся частицы θ - фазы препятствуют пластической деформации, поэтому прочность сплава также низкая.

Перегрев сплава выше температуры закалки вызывает рост зерен твердого раствора, окисление и оплавление границ зерен, то есть пережог сплава. При пережоге механические свойства очень низкие.

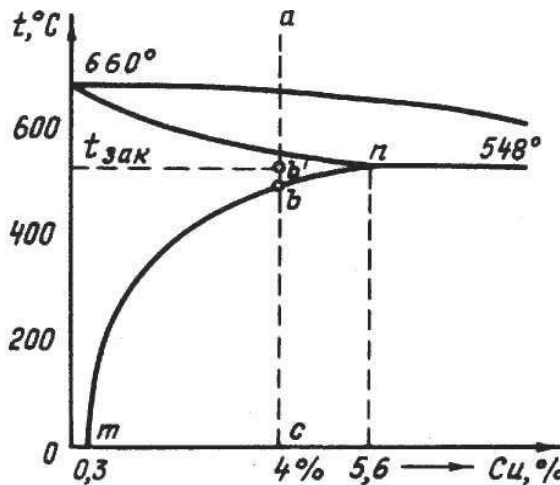


Рис. 1. Алюминиевая часть диаграммы состояния алюминий – медь

Таким образом, температурный интервал нагрева под закалку для алюминиевых сплавов крайне узкий (10 – 15°C). Сплав Д16 закаливается с температуры $500 \pm 5^\circ\text{C}$. Охлаждение сплава после нагрева проводят в воде, что обеспечивает сплаву структуру пересыщенного твердого раствора.

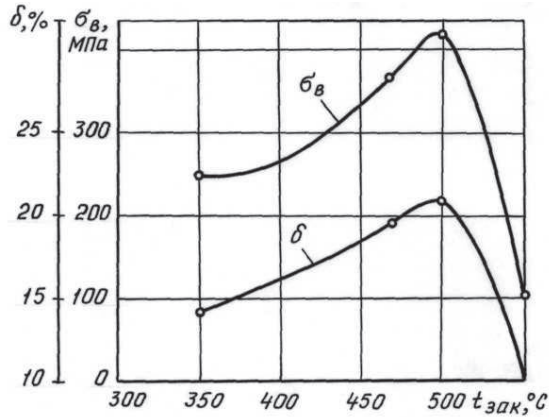


Рис. 2. Влияние температуры закалки на механические свойства дуралюмина

Старение – процесс изменения строения и свойств закаленных сплавов, происходящий самопроизвольно при комнатной или повышенной температурах (рис. 3).

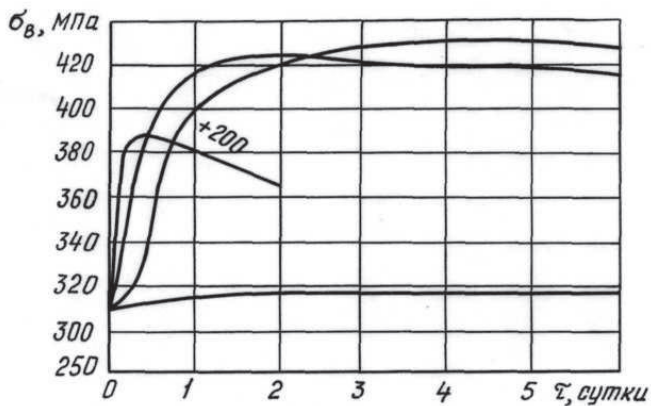


Рис. 3. Кривые старения дуралюмина (по С.М.Воронову)

Старение может быть *естественным*, при котором сплав выдерживают при нормальной температуре, и *искусственным*, когда выдержка производится при повышенных температурах – 100-200°C.

При **естественном** (зонном) старении из пересыщенного неустойчивого твердого раствора, полученного после закалки, выделяются зоны с повышенным содержанием легирующих элементов (меди и магния). Эти зоны называют *зонами Гинье-Престона (ЗГП1)*. ЗГП1 не видны под электронным микроскопом, так как толщина их около 2-3 атомных слоев, а длина около 5 нм. ЗГП1 служат препятствием для движения дислокаций и тем самым обуславливают повышение прочности и твердости сплава. Для сплава Д16 при естественном старении максимальная прочность достигается через 4 суток.

При **искусственном** (фазовом и коагуляционном) старении сплава Д16 сначала образуются зоны, обогащенные медью и магнием, но больших размеров (толщиной до 4 нм и длиной до 30 нм), чем зоны, получаемые при естественном старении. Эти зоны принято называть ЗГП2. При увеличении времени выдержки образуются дисперсные включения промежуточных фаз θ' и S' , которые имеют примерно такой же состав, как $CuAl_2$ и Al_2CuMg , и со временем переходят в более крупные фазы θ и S , поэтому сплавы разупрочняются. Чем выше температура старения, тем быстрее и крупнее образуются ЗГП2, тем быстрее они переходят в θ' и S' , а затем переходят в θ и S -фазы. Это приводит к тому, что максимум на кривых прочности (твердости) снижается и смещается в сторону меньшего времени с повышением температуры старения.

Искусственное старение сплавов (Д16, Д19 и др.) прекращают при достижении максимальной прочности, при этом сплавы имеют структуру твердого раствора, упрочненного θ' и S' -фазами. Такое искусственное старение называют фазовым. Оно производится при постоянной температуре. Если после фазового старения при температуре ~ 120°C сплав (В93, В95 и др.) выдержать при более высокой температуре (160 – 180°C), то происходит коагуляция упрочняющих фаз. Такое старение называют **коагуляционным**. После коагуляционного старения структура – твердый раствор и упрочняющие фазы округлой формы. Сплав имеет меньшую прочность, но повышенное сопротивление коррозионному растрескиванию и расслаивающей коррозии, отсюда выше надежность конструкции, чем после фазового старения.

Обработкой на «возврат», или низкотемпературной закалкой, называется обработка естественно состаренного дуралюмина при температурах 250 – 270°C в течение 30 – 60 с. (рис. 4). Образовавшиеся при естественном

старении ЗГП неустойчивы в условиях повышенных температур и растворяются в твердом растворе. Структура сплава получается такой же, как и после закалки, то есть пересыщенный твердый раствор.

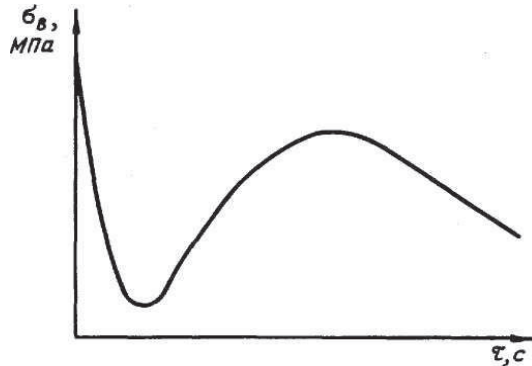


Рис. 4. Изменение временного сопротивления естественно состаренного дуралюмина при обработке на «возврат» при температуре 270°C

Высокотемпературный отжиг дуралюмина Д16 проводится при температуре 500°C с целью получения равновесной структуры: твердого раствора с θ и S – фазами, расположенными по границам зерен.

Низкотемпературный отжиг применяют для восстановления пластичности при холодной обработке давлением. Для этой цели сплав после естественного или искусственного старения выдерживают при температуре 350 – 450°C, и он приобретает структуру, подобную структуре после отжига при 500°C, то есть твердый раствор и обособленные коагулированные фазы θ и S .

Особенности термической обработки, технологии изготовления, состава полуфабрикатов из алюминиевых сплавов отражаются в маркировке следующими буквами, стоящими после основной маркировки сплава:

ГК – горячекатанный;

Пр- прессованный;

М- отожженный (мягкий);

Т- закаленный и естественно состаренный;

Т1- закаленный и искусственно состаренный;

Т1С- закаленный и искусственно состаренный, особо прочный (для листов);

Н- нагартованный;

П- полунагартованный;

Н1- усиленно нагартованный (со степенью нагартовки листа 20%);

Т2- закаленный и искусственно состаренный по режиму, обеспечивающему наиболее высокие значения вязкости разрушения и лучшее сопротивление коррозии под напряжением;

Т3- закаленный и искусственно состаренный по режиму, обеспечивающему наиболее высокие значения сопротивления коррозии под напряжением и вязкости разрушения.

Буква П, входящая в марку сплава, обозначает, что сплав изготавливается только в виде проволоки (Д16П). Буквы А, Б, У характеризуют толщину плакированного слоя: А – нормальная толщина, У – утолщенная плакировка; Б – технологическая плакировка.

1.2 Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов

Целью занятия является практическое изучение термической обработки алюминиевых сплавов: закалки, старения и отжига.

При подготовке к занятию слушатель должен изучить процессы, происходящие при закалке, естественном и искусственном старении, обработке на «возврат» и отжиге, ответить на следующие вопросы и выполнить задания.

1. Изложить, на чем основана термическая обработка алюминиевых сплавов.

2. Рассказать, какие процессы протекают при естественном и искусственном старении.

3. Дать понятие о зонном, фазовом и коагуляционном старении.

4. Рассказать о процессах, протекающих при обработке на «возврат».

5. Чем отличается высокотемпературный отжиг от низкотемпературного?

6. Каким образом особенности термической обработки отражаются на маркировке алюминиевых сплавов?

Закалку и процессы старения при температуре 250°C и 300°C проводят в селитровых ваннах, представляющих эвтектическую смесь 50% KNO_3 и 50% $NaNO_3$ с температурой плавления 218°C. Эти ванны обеспечивают равномерный и быстрый нагрев образцов, предохраняют их от окисления и позволяют точно поддерживать заданную температуру.

ВНИМАНИЕ. При работе с селитровыми ваннами необходимо соблюдать осторожность. Погружение влажных образцов недопустимо. С органическими веществами расплавленная селитра может взрываться.

После закалки в холодной воде образцы вытирают. Твердость определяется на приборе Роквелла по шкале *B*. При температурах старения 50, 250, 300°C испытывают шесть образцов – два на каждую температуру. При температурах 50 и 250°C выдержка образцов в ванне составляет 5 мин, а при 300°C – 3 мин. После определения твердости образцы снова подвергают старению в тех же условиях.

По результатам многократного замера твердости после старения определяют ход изменения твердости в процессе старения.

В протоколе занятия строятся кривые (для 50, 250, 300°C) изменения прочности от времени старения (рис. 3) и объясняют ход кривых на основании теории старения дуралюмина.

Обработка на «возврат» проводится на двух образцах дуралюмина, предварительно подвергнутых закалке и естественному старению в течение 4 суток.

Измерив твердость на приборе Роквелла по шкале *B*, образцы помещают в селитровую ванну, нагретую до 270°C, и последовательно выдерживают в течение 7, 15, 30, 60, 120, 180 с, определяя твердость после каждого интервала. По полученным данным строят одну (по усредненным значениям) кривую, которая показывает изменение прочности сплава в зависимости от суммарного времени выдержки в ванне: 7, 15, 30, 60, 120, 180, 300, 480 секунд (рис. 4). Ход этой кривой необходимо объяснить на основании существующих представлений о физической сущности явлений.

Отжиг дуралюмина проводится при температурах 360°C в течение 30 мин на двух образцах дуралюмина, подвергнутых закалке и естественному старению. Твердость образцов до и после отжига измеряют на приборе Роквелла по шкале *B*. Полученные значения твердости переводят в числа твердости по Бринеллю.

2. Термическая обработка алюминиевых сплавов высокой прочности и их металлографическое исследование

2.1 Алюминиевые сплавы для обшивки летательного аппарата

Для обшивки клепанных конструкций применяются дуралюмины марок Д16 и Д19, а также сплав системы *Al-Mg-Li* марки 1420 (табл. 1).

Поскольку буквенно-цифровая маркировка для алюминиевых сплавов не всегда удобна, то применяется 4-х цифровая маркировка. Первая цифра

означает основу сплава. Для алюминия принята цифра 1. Вторая цифра характеризует главный легирующий элемент или группу элементов. Третья цифра или третья со второй соответствует старой маркировке. Четвертая цифра нечетная (включая ноль) указывает, что сплав деформируемый, а четная – литейный. Например, для сплава Д16 маркировка соответствует 1160, Д19 – 1190. В маркировке опытных сплавов перед первой цифрой ставится ноль. Например, сплав марки 01420. В настоящее время для этого сплава ноль не ставится – 1420. Модификации сплавов Д16ч, Д16оч (1163), Д19ч с содержанием железа менее 0,3% и кремния менее 0,2% имеют высокие характеристики вязкости разрушения, пластичности при одинаковых характеристиках прочности.

В дуралюмины Д16 и Д19 медь и магний введены для упрочнения, которое происходит при старении за счет выделения из твердого раствора при естественном старении ЗГП или θ' и S' - фаз при искусственном старении. Марганец введен в сплавы для повышения их коррозионной стойкости, а титан в сплав Д19 – для измельчения зерна. Железо и кремний в данных сплавах являются вредными примесями, содержание каждого из них ограничено 0,5% по массе.

Сплав 1420 – самый легкий из всех алюминиевых сплавов за счет легирования его магнием ($\rho = 1,75 \text{ г/см}^3$) и литием ($\rho = 0,8 \text{ г/см}^3$). Магний и литий введены для упрочнения, а цирконий и натрий – для измельчения зерна. Кроме того, цирконий повышает коррозионную стойкость, а натрий несколько снижает пластичность. В отличие от Д16 и Д19 сплав 1420 хорошо сваривается аргоно-дуговой и электронно-лучевой сваркой.

Сплавы Д16 и Д19 могут подвергаться после закалки как естественному, так и искусственному старению, а сплав 1420 – только искусственному старению (табл. 2).

Структуры сплавов Д16Т, Д19Т1Н1 и 1420 показаны на рис. 5, 6, 7.

2.2. Сплавы для силовых элементов планера

Для изготовления лонжеронов, шпангоутов, стрингеров и высокопрочной обшивки применяют высокопрочные сплавы В93 и В95 системы *Al-Zn-Mg-Cu* (табл. 3).

Прочность сплавов увеличивается за счет легирования цинком, магнием и медью, которые входят в твердый раствор и образуют в процессе старения высокодисперсные металлические соединения (η' , T' , S'). Марганец и хром

повышают температуру рекристаллизации сплавов и тем самым усиливают пресс-эффект. Кроме того эти элементы, особенно хром, повышают стойкость против коррозионного растрескивания. Сплавы В93пч, В95пч и В95оч отличаются от сплавов В93 и В95 меньшим на 0,2 – 0,3% содержанием цинка и, что особенно важно, содержанием кремния и железа. Снижение содержания кремния и железа позволяет повысить пластичность и вязкость разрушения (K_{IC}) сплавов и, следовательно, долговечность конструкции. Сплавы В93 и В95 применяют только в искусственно состаренном состоянии (табл. 4). Структура сплава В93Т1 показана на рис. 8.

Жаропрочный сплав АК4-1 применяется для изготовления обшивки и силовых элементов летательного аппарата, работающих до температуры 150°С. Сплав содержит 2,2% меди, 1,6% магния, 1,1% железа, 1,1% никеля, 0,006% титана. По составу АК4-1 отличается от дуралюминов Д16 и Д19 содержанием железа и никеля при соотношении 1:1. При таком соотношении железа и никеля образуется фаза Al_3FeNi , придающая сплаву жаропрочность.

Химический и фазовый составы сплавов для обшивки

Таблица 1

Марка сплава	Средний химический состав, мас %						Фазовый состав в равновесном состоянии	
	Cu	Mg	Mn	Li	Ti	Zr		
Д16	4,3	1,5	0,6	-	-	-	-	Твердый раствор $Al(Cu, Mg, Mn) + \theta(CuAl_2) + S (Al_2CuMg)$
Д19	4,0	2,0	0,78	-	0,1	-	-	Твердый раствор $Al(Cu, Mg, Mn) + S (Al_2CuMg)$
1420	-	5,4	-	2,0	-	0,12	0,007	Твердый раствор $Al(Mg, Li) + S (Al_2MgLi) + AlLi$

Термообработка и свойства сплавов для обшивки летательного аппарата

Таблица 2

Марка сплава	Термообработка	Структура	ρ , г/см ³	σ_{br} , Н/мм ²	δ , %	E, Н/мм ²	T ₉ , °C
Д16Т	Закалка с 500 ± 5°С + естес. Старение – 4 суток	Тв. Р-р, упороченный ЗГП	2,78	440	17	69 000	до 125
Д19Т1Н1	Закалка с 500 ± 5°С + нагартовка + искус. Старение при 170°С – 20 часов	Твердый раствор + S'	2,76	500	8	68 000	125- 150
1420	Закалка с 450 ± 15°С + искус. Старение при 120°С – 4 часа	Твердый раствор + AlMgLi+AlLi	2,47	440	9	75 000	до 125

Химический и фазовый составы высокопрочных сплавов

Таблица 3

Марка сплава	Средний химический состав, масс %						K _{1С} , Н/мм ^{3/2}	Фазовый состав в равновесном состоянии	
	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Fe			Si
В93л.ч.	6,8	1,9	1,0	<0,1	-	0,3	0,1	800	Твердый раствор + $\eta(MgZn_2) + T(Al_2Mg_3Zn_3)$
В95	6,0	2,3	1,7	0,4	0,15	<0,5	<0,5	750	Твердый раствор + $T(Al_2Mg_3Zn_3)$
В95л.ч.	5,7	2,3	1,7	0,4	0,15	<0,25	<0,1	850	+ (Al_2CuMg)
В95о.ч.	5,7	2,3	1,7	0,4	0,15	<0,15	<0,1	1250	+ $\eta(MgZn_2)$

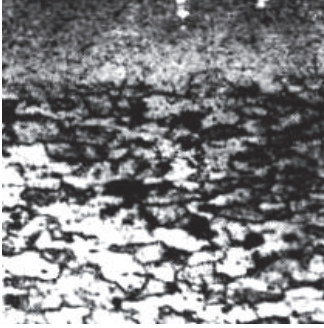


Рис. 5. Микроструктура сплава марки Д16Т: вверху - светлый слой чистого алюминия, внизу - различно окрашенные зерна твердого раствора, упрочненного ЗГПІ (x 300)

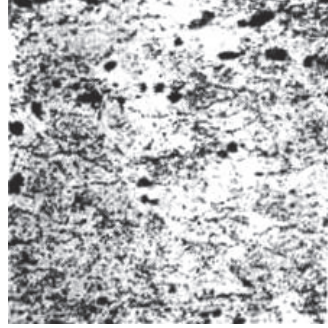


Рис. 6. Микроструктура сплава марки Д19Т1Н1: деформированные различно окрашенные зерна твердого раствора, упрочненного фазами $S'(Al_2CuMg)$ (x 300)

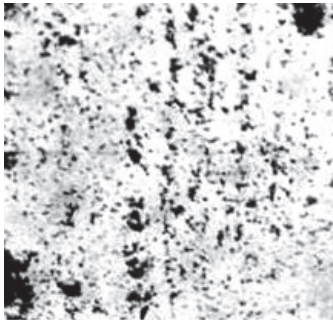


Рис. 7. Микроструктура сплава марки 1420: зерна твердого раствора, упрочненного фазами $S'(Al_2MgLi)$ и $AlLi$ (x300)

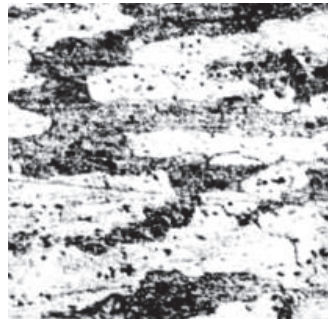


Рис. 8. Микроструктура сплава марки В93Т1 : зерна твердого раствора, упрочненного фазами $T'(Al_2Mg_3Zn_3)$ и $\eta'(MgZn_2)$ (x 300)

Термообработка и свойства высокопрочных сплавов В93 и В95

Марка сплава	Термообработка	σ_b , Н/мм ²	δ , %	ρ , г/см ³
В93Т1	Закалка с 460°C в горячей воде + + старение при 120°C – 3 ч + + старение при 170°C – 4 ч	510	12	2,84
В95Т3	Закалка с 456°C в воде + + старение при 115°C – 8 ч + + старение при 180°C – 13 ч	520	11	2,85

Медь и магний введены для упрочнения. Титан в сплаве является модификатором, измельчая его структуру. При производстве листов стремятся получить мелкозернистую структуру, поэтому термическая обработка производится непосредственно после деформации.

Термическая обработка включает: отжиг при 360°C для получения зерна регламентируемой величины; закалку с 530°C в воде; старение при 190°C в течение 18 часов.

В результате структура сплава состоит из мелкозернистого твердого раствора, фаз $S(Al_2CuMg)$ и Al_9NiFe (рис. 9). Листы сплава АК4-1 после термообработки имеют следующие свойства: $\sigma_b = 420$ Н/мм², $\delta_{10} = 12\%$, $\sigma_{10000}^{150} = 320$ Н/мм², $\sigma_{0,2/10000}^{150} = 290$ Н/мм², $\rho = 2,8$ г/см³.

2.3. Литейный сплав АЛ9 для отливок деталей средней нагруженности

Литейные свойства связаны с типом диаграммы состояния. Лучшими литейными свойствами (хорошая жидкотекучесть, отсутствие «горячих» трещин при кристаллизации, высокая герметичность, малая ликвация и малая усадка) обладают эвтектические сплавы, имеющие малый температурный интервал кристаллизации. К таким сплавам относится силумин АЛ9 – сплав системы $Al-Si$ (табл. 5). Согласно диаграмме состояния (рис. 11) сплав АЛ9 по структуре состоит из эвтектики, состоящей из твердого раствора кремния в алюминии и чистого кремния, и чистого твердого раствора кремния в алюминии.

Состав, термообработка и свойства сплава АЛ9

Марка сплава	Состав, %		Термообработка	Свойства		
	Si	Mg		σ_B , Н/мм ²	δ , %	ρ , г/см ³
АЛ9	7	0,3	Закалка с 535°C, старение при 160°C	510	12	2,84

Основное упрочнение сплава происходит при модифицировании, то есть при введении в расплав солей фтористого и хлористого натрия в соотношении 2:1 в количестве 2% от массы сплава. Натрий является поверхностно-активным элементом, который тормозит рост зерен. Дополнительное упрочнение происходит при термообработке в результате выделения дисперсной фазы Mg_2Si . После термообработки структура сплава состоит из эвтектики, твердого раствора кремния и магния в алюминии и дисперсного соединения Mg_2Si (рис. 10).

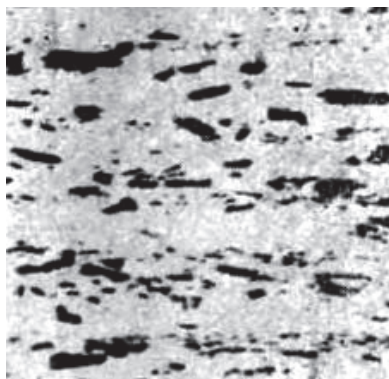


Рис. 5.9. Микроструктура сплава марки АК4-1: зерна твердого раствора, упрочненного фазами Al_3NiFe и $S(Al_2CuMg)$ (x 300)

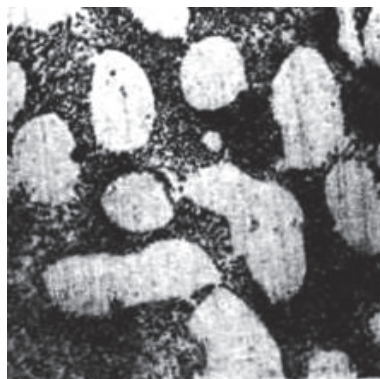


Рис. 5.10. Микроструктура сплава марки АЛ9: эвтектика, твердый раствор кремния и магния в алюминии, упрочненный фазой Mg_2Si (x 300)

2.4. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов

Целью занятия является изучение влияния легирующих элементов и термической обработки на структуру и свойства алюминиевых сплавов, приведенных в протоколе занятия.

В ходе подготовки к занятию слушатель обязан изучить конкретные алюминиевые сплавы.

В начале занятий слушатель должен ответить на вопросы и выполнить следующие задания.

4. Рассказать о маркировке алюминиевых сплавов.

а. Охарактеризовать влияние легирующих элементов, термической обработки на структуру, свойства и применение алюминиевых сплавов.

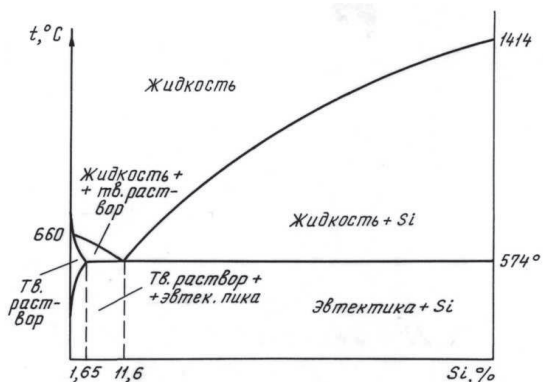


Рис. 11. Диаграмма состояния системы алюминий – кремний

В течение занятия слушатели должны самостоятельно изучить микроструктуры деталей авиационной техники, изготовленных из алюминиевых сплавов, и заполнить протоколы.

Кроме того, во время проведения данного занятия проводится закалка алюминиевых сплавов. Закаленные образцы этих сплавов после старения испытывают на растяжение на занятии 24.

На данном занятии слушатели подвергают два образца из сплава Д16 закалке с температур $350, 470, 500, 550^\circ\text{C}$ и два образца из сплава В95 с температуры 470°C . Нагрев проводят с выдержкой в течение 15 мин в селитровых ваннах, строго выполняя правила техники безопасности. Все образцы из сплава В95 и Д16 закалывают в воде, за исключением двух образцов из сплава Д16, которые после нагрева при 500°C охлаждают на воздухе.

3. Испытание на растяжение термически обработанных алюминиевых сплавов

3.1. Выбор температуры закалки

Выбор температуры закалки рассмотрим на примере сплава системы алюминий-медь (рис. 1).

При недогреве, если температура нагрева под закалку ниже температуры предельной растворимости легирующих элементов в алюминии, в структуре нагретого дуралюмина, кроме твердого раствора, остаются включения фаз θ и S . После охлаждения сплава степень пересыщенности твердого раствора будет невысокая, поэтому при естественном старении меди для образования ЗГП1 мало и временное сопротивление не достигает максимального значения. Вследствие сохранения в структуре металлического соединения $CuAl_2$ сплав имеет пониженную пластичность (рис. 2).

При перегреве температура нагрева достигает $550^{\circ}C$, резко падают временное сопротивление и пластичность. Это объясняется, во-первых, интенсивным ростом зерен и, во-вторых – оплавлением границ зерен. Таким образом, температурный интервал нагрева под закалку должен составлять $10 - 15^{\circ}C$. Для сплава Д16 температура закалки $500 \pm 5^{\circ}C$.

3.2. Выбор скорости охлаждения при закалке

Скорость охлаждения при закалке дуралюмина имеет меньшее значение, чем для сталей. Механические свойства (σ_b и δ) после закалки на воздухе и в воде близкие, однако закалка на воздухе снижает коррозионную стойкость сплава вследствие частичного выделения соединения $CuAl_2$, которое является активным катодом. Поэтому дуралюмины, как правило, закаляют в воде.

3.3. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов

Целью занятия является обоснование выбора температуры закалки дуралюмина и скорости охлаждения путем определения механических свойств термически обработанных алюминиевых сплавов Д16 и В95.

Содержание занятия состоит в проведении испытаний на растяжение образцов из алюминиевых сплавов, подвергнутых закалке с различных температур и в разных охлаждающих средах.

В ходе подготовки к занятию слушатель обязан изучить физические принципы выбора температуры закалки дуралюмина и скорости охлаждения.

В начале занятий слушатель должен выполнить следующие задания.

1. Изложить причины получения низких механических свойств при недогреве и перегреве дуралюмина в процессе нагрева под закалку.

2. Обосновать закалку в воде.

На занятии слушатели проводят испытания на растяжение предварительно термически обработанных образцов из алюминиевых сплавов. После определения площади поперечного сечения в рабочей части образцов (F_0) находят расчетную длину ($l_0 = 11,3\sqrt{F_0}$) и наносят риски на рабочей части. После проведения испытания и разрыва образцов вычисляют относительное удлинение и временное сопротивление.

По полученным экспериментальным данным строят графики и анализируют их.

4. Исследование деталей самолетов и двигателей из титановых сплавов

4.1. Общая характеристика титановых сплавов

Технический титан содержит 0,1 – 0,4% примесей: кислорода, азота, водорода и углерода. Его получают путем перевода ильменита ($FeO \cdot TiO_2$) или рутила (TiO_2) в четыреххлористый титан $TiCl_4$, который восстанавливают до металлического состояния магнием с последующей очисткой в вакууме. Технологический титан имеет временное сопротивление 550 Н/мм², относительное удлинение 25%. Иодидный титан содержит примесей меньше 0,1% и имеет временное сопротивление 250 Н/мм², а относительное удлинение 60%.

Титан существует в двух аллотропических модификациях. До температуры 882,5°C устойчив α -титан, имеющий гексагональную плотноупакованную решетку. От 882,5°C до температуры 1668°C образуется β -титан с кубической объемноцентрированной решеткой. Температура плавления чистого титана составляет 1668°C, плотность – 4,51 г/см³.

Модуль нормальной упругости титана ($E = 105000$ Н/мм²) вдвое меньше, чем стали ($E = 210000$ Н/мм²). Титан и его сплавы имеют высокий коэффициент трения, следовательно, низкие антифрикционные свойства. Теплопроводность титана почти в 15 раз ниже теплопроводности алюминия и в 5 раз меньше теплопроводности сталей.

В воздушной атмосфере титан стоек против окисления до температуры 400 – 500°С. При более высоких температурах он проявляет большую способность к взаимодействию с кислородом, азотом и водородом, что осложняет термообработку и сварку титановых сплавов. Содержание газов в титановых сплавах ограничено химическим составом. В морской воде титановые сплавы по сравнению со всеми металлическими материалами имеют самую высокую стойкость против коррозии. За 40000 лет титан прокорродировал бы в морской воде на толщину слоя, равную толщине листа бумаги.

4.2. Взаимодействие титана с легирующими элементами. Классификация титановых сплавов после нормализации

Для упрочнения титана его легируют алюминием, хромом, молибденом, ванадием, цирконием, оловом, железом, марганцем, кремнием и другими элементами. Примесями в титановых сплавах являются кислород, азот, водород, железо и кремний.

В зависимости от влияния на полиморфизм титана все легирующие элементы и примеси делятся на три группы.

Первая группа представлена α -стабилизаторами – элементами, увеличивающими устойчивость α -фазы и повышающими температуру полиморфного превращения (рис. 12 а). Такими элементами являются кислород, азот, углерод и алюминий.

Ко *второй группе* принадлежат β -стабилизаторы – элементы, понижающие температуру полиморфного превращения. Эти стабилизаторы делятся на изоморфные и эвтектоидные. К β -изоморфным стабилизаторам относятся ванадий, молибден, ниобий, тантал, вольфрам (рис. 12 б). К β -эвтектоидным стабилизаторам относятся марганец, хром, железо, никель, бериллий, кобальт (рис. 12 в).

Третья группа представлена легирующими элементами, мало влияющими на устойчивость α - и β -фаз и, следовательно, на температуру полиморфного превращения. К числу таких элементов относятся олово и цирконий (рис. 12 г).

По структуре в нормализованном состоянии титановые сплавы делятся на:

- α -сплавы, структура которых представлена α -фазой (BT5, BT5-1);
- псевдо α -сплавы (OT4-1, BT18, BT20);

- $(\alpha+\beta)$ -сплавы, структура которых представлена α - и β -фазами (BT8, BT9, BT3-1, BT22, BT23, BT25);

- β -сплавы, структура которых представлена стабильной β -фазой (BT15, BT30).

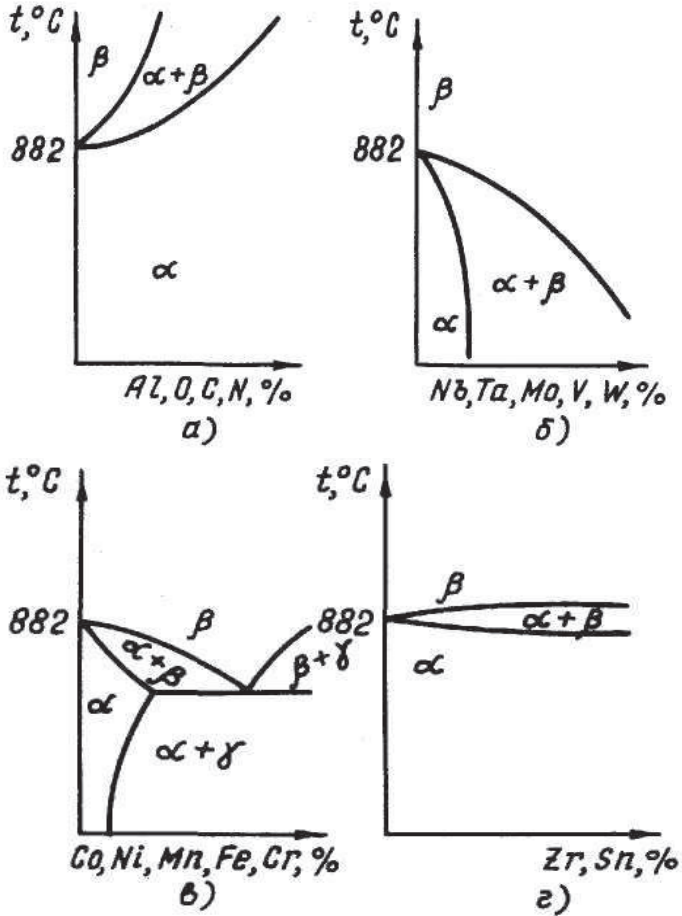


Рис. 12. Схема диаграмм состояния титан-легирующий элемент:
 а - α -стабилизаторы, б - изоморфные β -стабилизаторы,
 в - эвтектоидные β -стабилизаторы, г - нейтральные упрочнители

4.3. Термическая обработка титановых сплавов

Сплавы с α - и псевдо α -структурой (BT5, BT5-1, BT 18, BT20) при термообработке не упрочняются. Они обычно подвергаются отжигу с целью выравнивания состава и устранения внутренних напряжений. Сплавы с β - (BT15) и $(\alpha+\beta)$ -структурой (BT3-1, BT9) с целью упрочнения подвергают закалке и последующему старению, а также изотермическому отжигу.

При закалке титановых сплавов из β -области при быстром охлаждении β -фаза переходит в мартенситную фазу (α' или α'') в интервале температур от M_n до M_s (рис. 13), которые понижаются с увеличением содержания легирующих элементов и при первой и второй критических концентрациях ($C'_{кр}$ и $C''_{кр}$) достигают комнатной температуры.

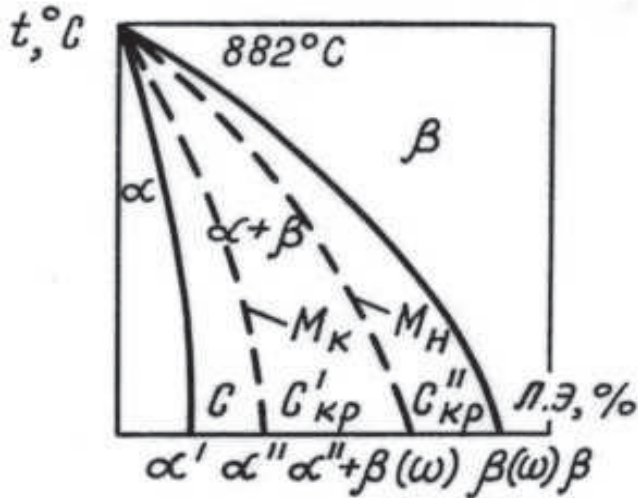


Рис. 13. Структуры, получаемые при закалке из β -области в сплавах с β -изоморфными стабилизаторами

При закалке из β -области сплавов с небольшим содержанием β -стабилизаторов мартенситная фаза имеет гексагональную решетку. Эту фазу называют α' -фазой. Она значительно тверже и прочнее α -фазы. При более высокой концентрации β -стабилизаторов в сплаве (но ниже $C'_{кр}$) получается α'' -фаза с ромбической решеткой, имеющая большую степень пересыщенности, но меньшую твердость, чем α' -фаза.

При содержании легирующих элементов от первой ($C'KP$) до второй ($C''KP$) критической концентрации мартенситное превращение не доходит до конца, и получается структура $\alpha'' + \beta(\omega)$.

Если концентрация β -стабилизатора превышает ($C''KP$), то при закалке из β -области фиксируется метастабильная β -фаза с ω -состоянием $\beta(\omega)$ или без него. Метастабильная $\beta(\omega)$ -фаза отличается от стабильной β -фазы меньшим содержанием β -стабилизаторов. При содержании β -стабилизатора, близком ко второй критической концентрации ($C''KP$), в сплавах внутри β -твердого раствора образуется особое состояние, которое называется ω -фазой. ω -фаза с гексагональной решеткой придает титановым сплавам прочность, но резко снижает вязкость и пластичность сплавов, поэтому она является нежелательной структурной составляющей титановых сплавов, ω -фаза не выявляется при металлографическом анализе, ее можно обнаружить лишь при рентгеноструктурном исследовании. Теоретически после закалки из β -области можно получить следующее сочетание фаз по мере увеличения β -стабилизатора: α' ; α'' ; $\alpha'' + \beta$; $\alpha'' + \beta(\omega)$; $\beta(\omega)$; β .

Температуру под закалку ($\alpha + \beta$)-сплавов выбирают обычно такой, чтобы сплав нагревался до двухфазной области, так как нагрев до β -области приводит к усиленному росту зерен и снижению механических свойств.

При старении и отпуске (нагрев выше 300°C) закаленных титановых сплавов происходит распад метастабильных фаз α' ; α'' ; $\beta(\omega)$. При распаде слабонасыщенной α' -фазы сплавы постепенно разупрочняются (рис. 14), а при распаде α'' -фазы происходит упрочнение как за счет дисперсионного твердения, так и вследствие упрочнения матрицы. Максимальное упрочнение достигается после отпуска при температуре $450 - 500^\circ\text{C}$, когда продукты распада ($\alpha + \beta$) достаточно дисперсны.

После закалки и старения сплав приобретает структуру твердого раствора, имеющего крупные зерна, и мелкодисперсную смесь фаз ($\alpha + \beta$).

При изотермической обработке протекают процессы, сходные с процессами, происходящими при старении. На диаграмме изотермических превращений (рис. 15) в интервале температур от МН до МК структура сплавов в первый момент представлена фазами α'' и β_n . При изотермической выдержке происходит распад мартенситной α'' и β_n -фаз.

Независимый распад двух фаз α' (α'') и β_n на диаграмме изотермических превращений описывается двумя парами С-образных кривых. Верхняя пара линий описывает начало и конец распада β_n -фазы, а нижняя – начало и конец

распада мартенситной фазы α' (α''). В интервале температур от M_N до M_K эти серии линий перекрываются.

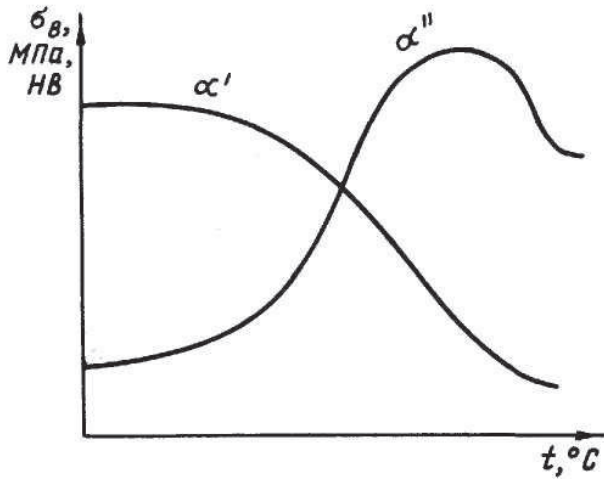


Рис. 14. Влияние температуры на изменение свойств при распаде мартенситных α' и α'' -фаз

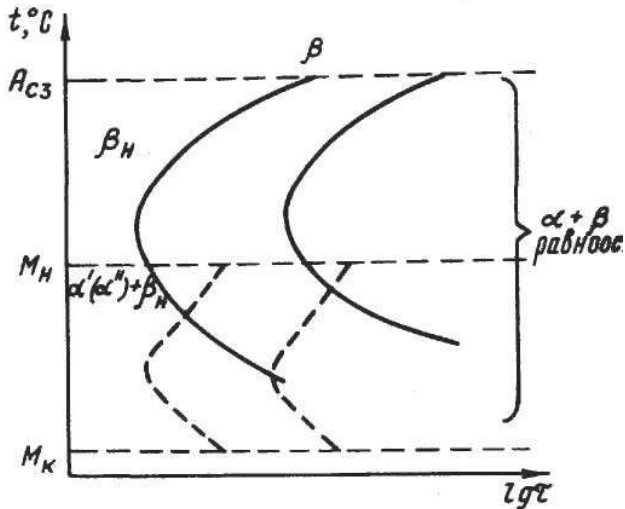


Рис. 15. Схема диаграмм изотермического превращения в титановом сплаве с $(\alpha + \beta)$ структурой

4.4. α -сплавы и псевдо α -сплавы для деталей компрессора ГТД, обшивки и силового набора самолета

Основным назначением легирующих элементов в самолетных сплавах (табл. 6) является повышение прочности при сохранении удовлетворительной свариваемости. При введении 1% легирующего элемента достигается следующее упрочнение сплава: *Sn* - 20 Н/мм², *V* - 35 Н/мм², *Mo* – 60 Н/мм², *Al* – 70 Н/мм², *Fe* – 120 Н/мм², *Mn* – 130 Н/мм².

Таблица 6

Средний химический состав и механические свойства α - и псевдо α - сплавов

Марка	Состав, мас%	Температура отжига, °С	σ_b , Н/мм ²	δ , %	Применение
BT5-1	1,7 Al + 2,5 Sn	720	800	15	В конструкции крыла, фюзеляжа самолета, детали компрессора ГТД
BT20	6,5 Al + 2 Zr + 1 Mo + 1 V	750	1000	12	
BT18	7,5 Al + 11 Zr + 0,7 Mo + 1 Nb + 0,3 Si	900	1000	13	

Свариваемость α -сплавов выше, чем ($\alpha + \beta$)-сплавов, так как они не имеют при охлаждении структурных превращений.

Структура всех рассматриваемых сплавов после отжига - α -твердый раствор (рис. 16, 17, 18). Кроме конструкций крыла, фюзеляжа и деталей шасси, сплавы BT5-1 и BT20 применяют для изготовления корпусных деталей компрессора ГТД. Жаропрочный сплав BT18 применяют для изготовления лопаток последних ступеней компрессора двигателя.

4.5. ($\alpha + \beta$) – сплавы для лопаток и дисков компрессора ГТД и силового набора планера

Легирующие сплавы BT3-1, BT9 и BT22 алюминием (α -стабилизатор) повышает их термическую стабильность, жаропрочность, удельную прочность и снижает плотность и склонность к водородной хрупкости.

Молибден (табл. 7) является β -изоморфным стабилизатором. Он повышает жаропрочность, но снижает удельную прочность сплавов. Железо, хром, кремний относятся к β -эвтектоидным стабилизаторам. Эти элементы также повышают жаропрочность сплавов, но в меньшей степени, чем β -изоморфные стабилизаторы.



Рис. 16. Микроструктура сплава марки ВТ5-1: зерна α – твердого раствора (x 300)

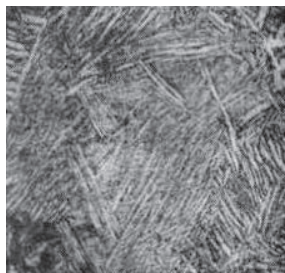


Рис. 17. Микроструктура сплава марки ВТ20: зерна α – твердого раствора (x 300)

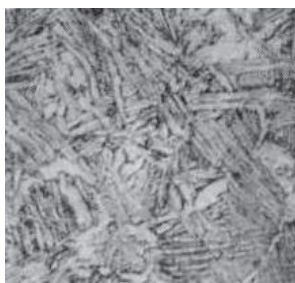


Рис. 18. Микроструктура сплава марки ВТ 18: зерна α – твердого раствора (x 300)

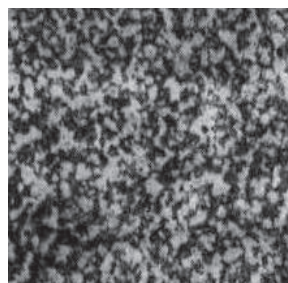


Рис. 19. Микроструктура сплава марки ВТ3-1 после изотермической обработки: равноосные зерна α и β -твердых растворов (x 300)

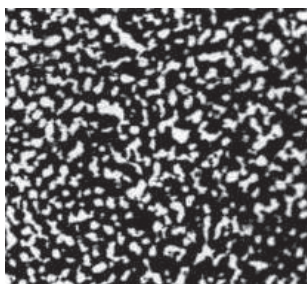


Рис. 20. Микроструктура сплава марки ВТ9 после изотермической обработки: α крупные и $(\alpha + \beta)$ мелкие зерна твердых растворов (x 300)

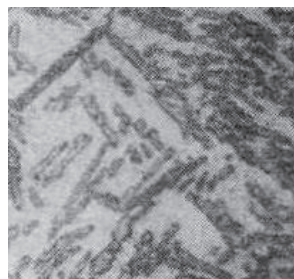


Рис. 21. Микроструктура сплава марки ВТ22 после изотермической обработки: α крупные и $(\alpha + \beta)$ мелкие зерна твердых растворов (x 300)

На практике большинство деталей компрессора, изготовленных из сплав ВТЗ-1, подвергаются изотермическому отжигу, из сплавов ВТ9, ВТ22 – закалке и старению. Изотермическая обработка сокращает время термической обработки и обеспечивает структуру $(\alpha+\beta)$ -твердого раствора с равноосными зернами (рис. 19, 20, 21). Детали после изотермической обработки имеют более высокий предел выносливости, а после закалки и последующего старения – более высокий предел длительной прочности.

4.6. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов

Целью занятия является изучение роли легирующих элементов, термической обработки, структуры и свойств титановых сплавов, представленных в протоколе занятия.

В ходе подготовки к занятию слушатель обязан изучить общую характеристику титановых сплавов, взаимодействие титана с легирующими элементами, классификацию, термическую обработку, свойства и применение титановых сплавов в конструкции авиационной техники.

В начале занятия слушатель должен выполнить следующие задания:

1. Дать общую характеристику титановых сплавов.
2. Рассказать о взаимодействии титана с легирующими элементами.
3. Дать классификацию титановых сплавов.
4. Изложить процессы, протекающие при закалке, старении и изотермической обработке титановых сплавов.
5. Рассказать о роли легирующих элементов и термической обработки в структуре, свойствах и применении титановых сплавов в конструкциях авиационной техники.

В процессе занятия слушатели с помощью микроскопа самостоятельно изучают микроструктуру деталей авиационной техники, изготовленных из титановых сплавов, и заполняют протокол.

Таблица 7
Средний химический состав, термообработка и механические свойства жаропрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов

Марка сплава	Состав, мас %	Термообработка	Структура	σ_{β} , Н/мм ²	δ , %	σ^{500} , Н/мм ²	Применение
BT3-1	6Al + 2,5Mo + 2Cr + + 1Fe + 0,25Si	Изотермическая обработка: нагрев до 880°C, выдержка при 650°C – 2ч	($\alpha+\beta$) равноосные	1100	12	400	Лопатки компрессора
BT9	6,5Al + 3,5Mo + + 2Fe + 0,25Si	Закалка 930°C – 2ч Старение 570°C – 6ч	$\alpha + (\alpha+\beta)$ крупные и мелкие	1250	6	600	Лопатки компрессора
BT22	5,2Al + 1,2Cr + + 4,8Mo + 4,8V + 1,0Fe	Закалка с 750°C на воздухе Старение 600°C – 4ч	$\alpha + (\alpha+\beta)$ крупные и мелкие	1200		350	Лонжерон крыла

5 Изучение строения и свойств деталей авиационной техники из сплавов на основе меди и магния

5.1. Сплавы на основе меди

Общие свойства меди

Медь представляет собой металл красного цвета с плотностью $8,94 \text{ г/см}^3$ и температурой плавления 1084°C . Кристаллическая решетка меди кубическая, гранецентрированная с параметром $0,31607 \text{ нм}$.

На воздухе, в обычных атмосферных условиях, в пресной и морской воде медь хорошо сопротивляется коррозии, но имеет низкую коррозионную стойкость в среде сернистых газов и в аммиаке.

Отожженная медь хорошо штампуются, но плохо обрабатывается резанием, поскольку из-за высокой пластичности и низкой твердости медь налипает на режущий инструмент. В нагартованном состоянии медь хорошо обрабатывается резанием.

Механические свойства меди зависят от ее чистоты. Для чистой литой меди, содержащей $0,07\%$ примесей, $\sigma_b = 160 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 90 \text{ Н/мм}^2$, $\delta = 30\%$. Механические свойства меди можно существенно повысить путем легирования и термической обработки.

В зависимости от химического состава различают две большие группы медных сплавов: сплавы меди с цинком (латуни); сплавы меди с другими элементами, среди которых может быть и цинк (бронзы).

Латуни маркируются буквой Л, а бронзы - Бр, после которых следуют буквы, обозначающие основные элементы, входящие в сплавы: О - олово, Ж - железо, Ф - фосфор, Б - бериллий, Х - хром, А - алюминий, Н - никель, Мц - марганец, Ц - цинк и др. Цифры после букв указывают концентрацию легирующего элемента в сплаве. Цифры после буквы Л указывают содержание меди в процентах. Например, Л68 - латунь, содержащая 68% меди и остальное цинк.

Бронзы

Широкое распространение получили **оловянистые бронзы** (табл. 8), которые применяют с древнейших времен. Олово снижает температуру плавления меди. В системе Cu-Sn (рис. 22) образуется ряд промежуточных фаз, помимо α -твердого раствора $\text{Cu}(\text{Sn})$: β -фаза Cu_5Sn , δ -фаза $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, ε -фаза Cu_3Sn , а также γ -фаза – твердый раствор на основе химического соединения. В системе медь-олово ряд сплавов претерпевает перитектическое превращение и два эвтектоидных распада – $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$, $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$.

Таблица 8

Химический состав и механические свойства бронз

Марка	Химический состав, мас %	Термообработка	σ_b , Н/мм ²	Применение
БрСЗО	30Pb + 70Cu	Литье с 1050°C	85	Вкладыши подшипника
БрОФ10-1	10Sn + 1P + Cu(ост)	Литье с 1150°C	350	Втулки, шестерни
БрАЖМц 10-3-1.5	10Al + 3Fe + 1,5Mn + Cu (ост)	1. Закалка с 850°C в воду 2. Отпуск при 300°C	830	Обоймы подшипников, гайки, шестерни
БрБ2	2,2Be + Cu (ост)	1. Закалка с 770°C на воздухе 2. Старение при 320°C - 24 ч.	1200	Пружины, контакты, мембраны

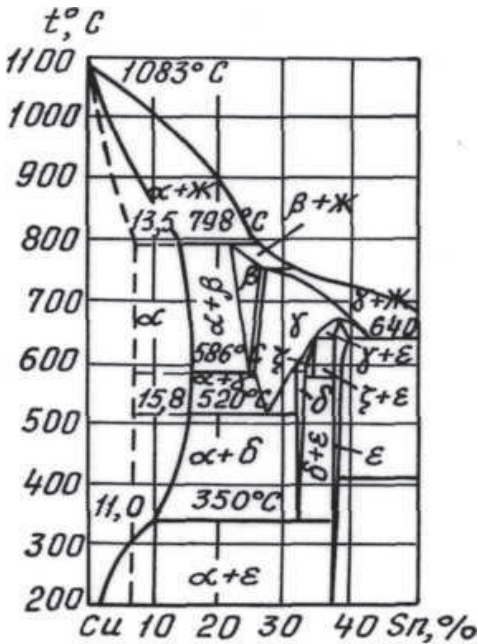


Рис. 22 а. Диаграмма состояния системы Cu - Sn

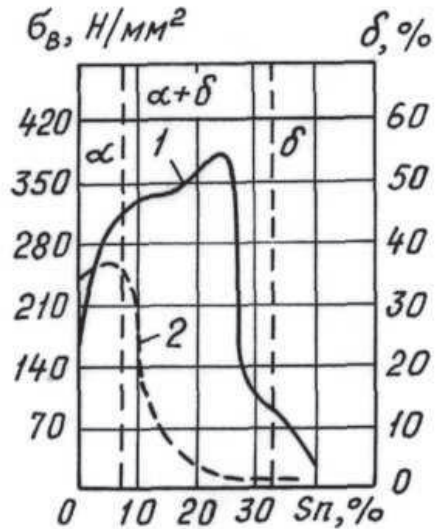


Рис. 22 б. Влияние олова на временное сопротивление - 1 и относительное удлинение - 2 сплавов меди с оловом

Литые бронзы, содержащие менее 8% олова, имеют структуру α -твердого раствора с переменной растворимостью олова в меди. В сплавах, содержащих более 8% олова, структура состоит из α -твердого раствора переменной концентрации и эвтектоида $\alpha+\beta$. Эвтектоид состоит из светлых кристаллов Cu_31Sn_8 , внутри которых располагаются частицы α -твердого раствора (рис. 23).

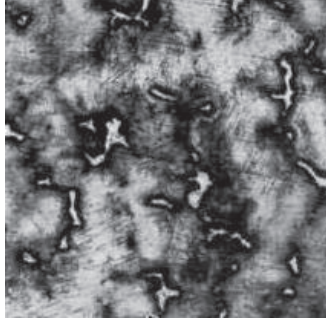


Рис. 23. Микроструктура оловянистой бронзы марки БрОФ10-1: α -твердый раствор и эвтектоид ($\alpha+\beta$) (x 300)

Наличие повышенного объемного содержания эвтектоида обеспечивает оловянистым бронзам высокие антифрикционные свойства. Оловянистые бронзы имеют высокую коррозионную стойкость.

Цинк вводят в оловянные бронзы для экономии олова, обычно от 2 до 15%. Цинк полностью растворяется в α -твердом растворе, повышает механические свойства, улучшает жидкотекучесть, так как уменьшает интервал кристаллизации, повышает плотность отливок.

Свинец улучшает антифрикционные свойства, обрабатываемость резанием.

Фосфор повышает износостойкость бронз благодаря образованию твердых включений фосфидов Cu_3P в структуре, улучшает жидкотекучесть, раскисляет бронзы, повышает механические свойства бронз σ_v , $\sigma_{0,2}$, σ_{-1} .

Оловянистые бронзы применяют для изготовления маслоуплотнительных колец (БрО19), втулок, арматуры агрегатов и др. деталей, работающих в условиях смазки при высоких (БрОФ10-1) и средних нагрузках и скоростях скольжения (БрОЦС 6-6-3), для пружинных контактов, мембран, деталей приборов (БрОФ6,5-0,15), золотников, подпятников, деталей топливных насосов (БрОС10-10).

Алюминиевые бронзы (табл. 8) появились на смену дорогим оловянистым бронзам. Они практически не уступают оловянистым бронзам по ряду свойств, а по некоторым превосходят их. Поэтому алюминиевые бронзы получили наиболее широкое распространение среди медных сплавов.

Алюминиевые бронзы обладают высокими механическими и антифрикционными свойствами, имеют более высокую жаропрочность и коррозионную стойкость, жидкотекучесть и герметичность, меньшую склонность к дендритной ликвации, хладноломкости, чем оловянные бронзы. Алюминиевые бронзы не дают искр при ударе.

Недостатками алюминиевых бронз являются большая усадка при кристаллизации, которая затрудняет получение отливок сложной формы, окисление расплава, сопровождающееся образованием оксидных пленок Al_2O_3 , снижающих прочность бронз, затруднения при пайке, склонность к образованию крупных столбчатых кристаллов при кристаллизации, вспенивание расплава при заливке в форму.

Обычно концентрация алюминия в бронзах не превышает 11%. В системе $Cu-Al$ образуется широкая область α -твердого раствора (рис. 24 а). При комнатной температуре в меди растворяется около 9% алюминия.

Фаза β представляет собой электронное соединение Cu_3Al с ОЦК-решеткой, претерпевающее эвтектоидный распад при температуре $565^\circ C$ $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$. Фаза γ_2 представляет собой очень твердое и хрупкое соединение переменного состава, обладающее почти нулевой пластичностью. Поэтому при увеличении количества γ_2 фазы в сплаве резко снижается пластичность бронз, а прочность и твердость продолжают возрастать до концентрации алюминия 10 - 11% (рис. 24 б, рис. 25). На практике в связи с неравновесностью процессов кристаллизации, наличием ликвации в алюминиевых бронзах появление эвтектоида в структуре наблюдается при концентрации алюминия 6-8%.

Для устранения недостатков и улучшения свойств алюминиевые бронзы легируют железом, никелем, марганцем.

Железо до 4% растворяется в α -твердом растворе, а при более высокой концентрации образует с алюминием включения $FeAl_3$.

Никель и марганец уменьшают растворимость железа в α -фазе и способствуют образованию включений $FeAl_3$ при меньшей концентрации железа.

Железо повышает прочность, твердость, антифрикционные свойства бронз, замедляет эвтектоидный распад β -фазы и измельчает γ_2 -фазу.

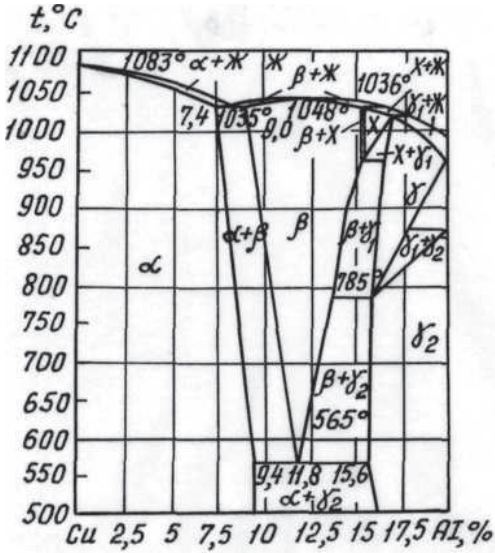


Рис. 24 а Диаграмма состояния системы Cu - Al

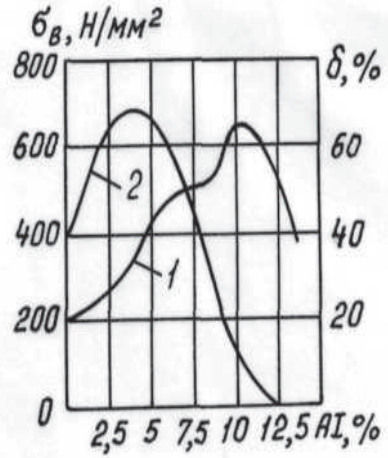


Рис. 24 б. Влияние алюминия на: временное сопротивление - 1 и относительное удлинение - 2 сплавов меди с алюминием



Рис. 25. Микроструктура алюминиевой бронзы марки БрАЖМц10-1-3-1,5: смесь фаз $\alpha + \gamma'$ (γ' - электронное соединение $Cu_{32}Al_{19}$) (x 300)

Никель повышает механические свойства алюминиевых бронз при комнатной и повышенной температурах, улучшает технологичность бронз, коррозионные свойства.

Легирование алюминием и никелем обеспечивает хорошую обрабатываемость давлением, высокие антифрикционные свойства.

Свинцовистые бронзы (табл. 8). Свинец полностью не растворяется в жидкой меди. При 953°C происходит монотектическое превращение и при 327°C эвтектическое (рис. 26). Эвтектика по составу почти совпадает с чистым свинцом (99,95% *Pb*), поэтому сплавы после затвердевания состоят из кристаллов меди и включений свинца. Последние располагаются по границам зерен или заполняют междендритные пространства (рис. 27).

Такая структура бронзы обеспечивает высокие антифрикционные свойства. Это определяет широкое применение бронзы БрС30 для изготовления вкладышей подшипников скольжения, работающих с большими скоростями и при повышенных давлениях. По сравнению с оловянистыми подшипниковыми бронзами теплопроводность бронзы БрС30 в 4 раза больше, поэтому она хорошо отводит тепло, возникающее при трении.

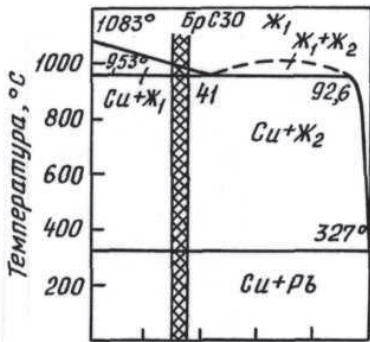


Рис. 26. Диаграмма состояния системы *Cu - Pb*

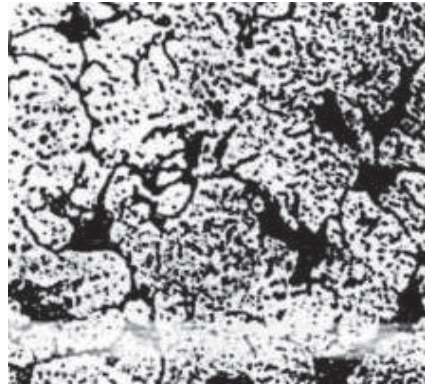


Рис. 27. Микроструктура свинцовой бронзы БрС30: зерна меди и включения свинца (x300)

Благодаря невысоким механическим свойствам ($\sigma_b = 60 \text{ Н/мм}^2$, $\delta = 4,0\%$) бронзу БрС30 наплавляют тонким слоем на стальные ленты (трубы). Такие биметаллические подшипники просты в изготовлении и их легко заменяют при износе. Вследствие большой разности в плотности меди ($8,94 \text{ г/см}^3$) и свинца ($11,34 \text{ г/см}^3$) и широкого интервала кристаллизации бронза БрС30 склонна к ликвации по плотности. Уменьшить ликвацию можно высокой скоростью охлаждения отливок.

Бериллиевые бронзы представляют собой сплавы меди с бериллием (табл. 8). Они отличаются высоким временным сопротивлением, пределом

упругости и текучести, высокой электро- и теплопроводностью, хорошей коррозионной стойкостью.

Наличие переменной растворимости бериллия в меди при изменении температуры (рис. 28) позволяет упрочнять бериллиевые бронзы при термической обработке.

Прочность бериллиевых бронз существенно возрастает при концентрации бериллия выше 1,5%. Оптимальное сочетание механических свойств достигается при концентрации бериллия 2%, при более высоком его содержании сильно снижается пластичность бронз.

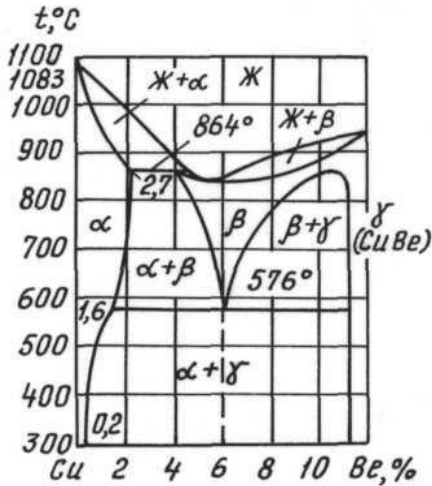


Рис. 28 а Диаграмма состояния системы $Cu - Be$

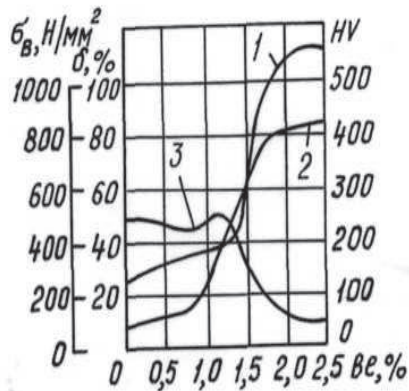


Рис. 28 б. Влияние бериллия на: временное сопротивление - 1, твердость - 2 и относительное удлинение - 3 бериллиевых бронз после закалки с $780^{\circ}C$ и отпуска при $300^{\circ}C$ в течение 1,5 ч

Термическая обработка бронзы БрБ2 состоит из закалки от температуры $780^{\circ}C$ в воде и отпуска при температуре $315^{\circ}C$ в течение 3,5 ч. После закалки из α -области образуется пересыщенный бериллием α -твердый раствор, обладающий высокой технологической пластичностью, позволяющей производить холодную обработку давлением. При отпуске происходит распад пересыщенного α -твердого раствора, сопровождающийся формированием когерентных по отношению к матрице тонких пластинчатых образований промежуточной γ' -фазы с тетрагональной объемноцентрированной решеткой (рис. 29). Максимальному упрочнению соответствует выделение γ' -фазы в

форме пластинок толщиной 5 - 10 нм, которое реализуется при температурах 310 - 340°C. Наклеп бронзы после закалки обеспечивает дополнительное упрочнение при последующем отпуске.

Бериллиевые бронзы обладают высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, которое обеспечивается дисперсными частицами выделений упрочняющих фаз, имеют повышенную релаксационную стойкость, определяющую свойства упругих элементов

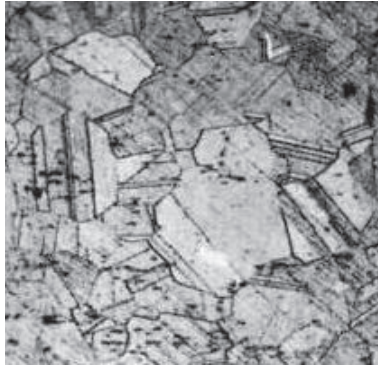


Рис. 29. Микроструктура бериллиевой бронзы марки БрБ2: твердый раствор + упрочняющая фаза $\gamma'(CuBe)$ (x 300)

Бериллиевые бронзы хорошо обрабатываются резанием, паяются, не дают искр при ударе и применяются для изготовления ответственных плоских пружин, пружинящих контактов, мембран, трубок, сильфонов, инструментов, предназначенных для изготовления взрывчатых веществ и боеприпасов.

Недостатками бериллиевых бронз являются высокая стоимость, связанная с дефицитностью бериллия, и токсичность, обусловленная бериллием.

Латуни

Цинк с медью (табл. 9) образует широкую область α -твердого раствора (рис. 30 а). Максимальная растворимость цинка в меди составляет 39%. При дальнейшем увеличении концентрации цинка образуется β -твердый раствор, электронное соединение $CuZn$ с решеткой объемноцентрированного куба.

При увеличении содержания цинка до 45% существенно возрастает прочность меди (рис. 30 б). Повышение прочности сохраняется до тех пор, пока в системе не исчезает α -фаза. Образование однофазного упорядоченного состояния (β' -фаза) резко снижает прочность сплавов. Снижение пластичности

сплавов наблюдается при появлении в структуре β -фазы. Высокие концентрации цинка вызывают охрупчивание медных сплавов.

Таблица 9

Химический состав и механические свойства латуней

Марка	Химический состав, мас %	Термообработка	σ_B , Н/мм ²	Применение
Л68	32Zn + Cu(ост)	Отжиг при 450-700°C	320	Гильзы
ЛС59-1	40Zn + 1Pb + Cu(ост)	Отжиг при 400-600°C	400	Детали взрывателя

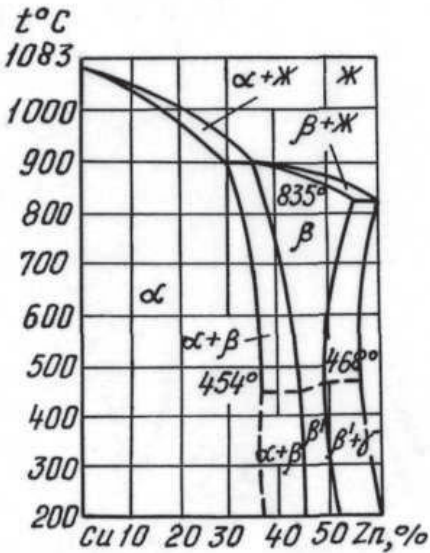


Рис. 30 а. Диаграмма состояния системы Cu - Zn (до 60% цинка)

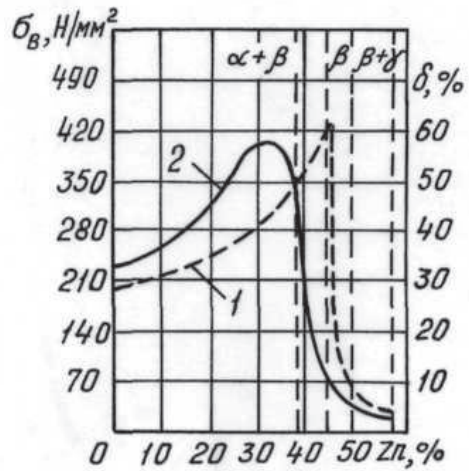


Рис. 30 б. Влияние цинка на: временное сопротивление - 1 и относительное удлинение - 2 сплавов меди с цинком

В зависимости от содержания цинка различают α -латуни и $(\alpha+\beta)$ -латуни. Однофазные латуни имеют структуру α -твердого раствора на основе меди (рис. 31).

Двухфазные латуни имеют структуру $(\alpha+\beta)$ -твердых растворов (рис. 32).

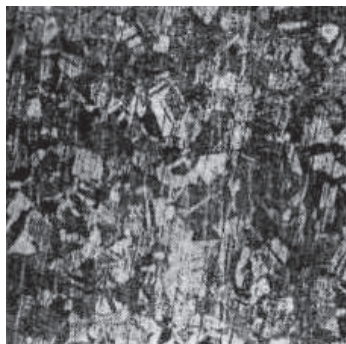


Рис. 31. Микроструктура латуни Л68: α -твердый раствор (x300)

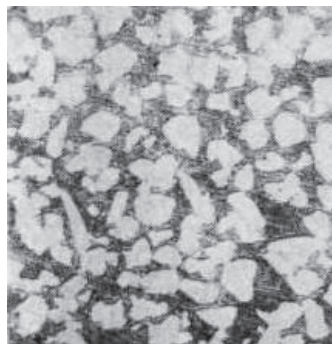


Рис. 32. Микроструктура латуни LC59-1: ($\alpha+\beta$)-твердые растворы (x300)

Сплавы Л96 и Л68 относятся к однофазным α -латуням. Они отличаются высокой пластичностью, хорошо деформируются в горячем и холодном состоянии. Пластическая деформация значительно повышает прочность и снижает пластичность латуней.

Малый температурный интервал кристаллизации обеспечивает хорошие литейные свойства латуней - низкую склонность к ликвации, хорошую жидкотекучесть.

Поскольку цинк дешевле меди, то при увеличении концентрации цинка снижается стоимость латуней. В то же время увеличение содержания цинка снижает электро- и теплопроводность, улучшает обработку резанием.

Примеси свинца и висмута повышают твердость, снижают пластичность α -латуней, вызывают красноломкость. В связи с этим заготовки из α -латуней выпускают в виде холоднокатанных лент, листов, полос, которые используются для изготовления деталей методом глубокой вытяжки.

Прочность латуней существенно возрастает при пластической деформации. При температуре 600 - 700°C латуни подвергаются рекристаллизационному отжигу.

В наклепанном состоянии, а также при наличии значительных остаточных напряжений латуни, содержащие более 20% цинка, подвержены коррозионному (сезонному) растрескиванию в присутствии влаги, кислорода и аммиака. Самопроизвольное коррозионное растрескивание происходит во влажной атмосфере, чаще всего весной или осенью, при наличии остаточных напряжений в латуни, оставшихся после деформирования. Растрескивание

происходит преимущественно по границам зерен, где наблюдаются наиболее высокие значения остаточных напряжений.

Для предотвращения коррозионного растрескивания заготовки латуни отжигают при температуре 650°C, а детали - при 250 - 270°C.

Однофазные α -латуни применяются для изготовления деталей методом глубокой вытяжки - трубки, снарядные гильзы, сильфоны, шайбы, втулки, уплотнительные кольца.

Двухфазные ($\alpha+\beta'$)-латуни (табл. 9), по сравнению с α -латунями, обладают меньшей пластичностью в холодном состоянии и подвергаются горячей обработке давлением при температурах, соответствующих β - или $\alpha+\beta$ области. Латуни со структурой $\alpha+\beta'$ имеют более высокую, чем α -латуни, прочность, твердость и износостойкость при меньшей пластичности.

Двухфазные латуни обладают хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, низкой склонностью к дендритной ликвации, малой усадочной пористостью. Однако $\alpha+\beta'$ - латуни при литье дают большую усадочную раковину, которая уменьшается при легировании.

Латунь ЛС59-1 иногда называют автоматной латунью, она поставляется в прутках, из которых детали изготавливают путем обработки резанием на станках-автоматах.

Для уменьшения твердости и улучшения обработки давлением и резанием латуни подвергают рекристаллизационному отжигу при температуре 600 - 700°C.

При быстром охлаждении в структуре двухфазных латуней возрастает количество β' -фазы, повышается твердость. При медленном охлаждении увеличивается количество более пластичной α' -фазы и латунь приобретает более высокую пластичность.

Двухфазные латуни применяются для изготовления втулок, колец, прокладок, жиклеров, тройников, корпусов часовых механизмов, литых сепараторов подшипников, деталей взрывателей и др.

5.2. Магний и магниевые сплавы

Магний представляет собой металл светло-серого цвета, в 1,83 раза легче алюминия, обладает низкой плотностью (1,74 г/см³), высокой способностью поглощения энергии удара и вибрационных воздействий на авиационные конструкции. Магний и его сплавы обладают высокой удельной теплоемкостью. При одинаковом количестве поглощенного тепла температура

поверхности деталей из магниевых сплавов в два раза ниже, чем у деталей из малоуглеродистых сталей и на 15 — 20% ниже, чем у деталей из алюминиевых сплавов с той же массой.

Температура плавления магния 650°C. Магний имеет гексагональную кристаллическую решетку ($a = 0,3103$ нм, $c = 0,52$ нм). Прессованные прутки из чистого магния имеют следующие механические свойства: $\sigma_b = 200$ Н/мм², $\sigma_{0,2} = 90$ Н/мм², $\delta = 11,5\%$, 40HB.

Основным недостатком магния и его сплавов является их низкая коррозионная стойкость, склонность к самовозгоранию на воздухе, даже при комнатной температуре. Пленка оксида магния *MgO* является хрупкой, пористой, имеет низкую адгезию к металлу и не защищает магний от коррозии.

Магниевые сплавы обладают практически такой же, как и алюминиевые сплавы, удельной прочностью, однако имеют низкий модуль нормальной упругости (43000 Н/мм²). При комнатной температуре механические свойства магниевых сплавов ниже, чем у алюминиевых, однако при температурах 250 - 300°C прочность магниевых сплавов практически такая же, как и у алюминиевых сплавов.

В зависимости от технологии производства заготовок магниевые сплавы бывают литейные и деформируемые. В соответствии с этим магниевые сплавы маркируются буквами МЛ и МА.

По механическим свойствам магниевые сплавы подразделяются на четыре группы.

1. *Сплавы средней прочности.*

Деформируемые: МА1, МА2, МА8, МА20. Литейный МЛ7-1.

2. *Сплавы высокой прочности.*

Деформируемые: МА5, МА14, МА15, МА19.

Литейные: МЛ4, МЛ5, МЛ8, МЛ15 и др.

3. *Жаропрочные сплавы.*

Деформируемые: МА11, МА12. Литейные: МЛ9, МЛ10, МЛ11.

4. *Сплавы пониженной прочности - МА18.*

По коррозионной стойкости во всех климатических атмосферных условиях магниевые сплавы делят на три группы.

1. *Сплавы, обладающие повышенной коррозионной стойкостью.*

Литейные сплавы: МЛ4пч, МЛ5пч, ВМЛ9.

Деформируемые сплавы: МА1, МА8.

2. *Сплавы удовлетворительной коррозионной стойкости.*

Литейные сплавы: МЛ4, МЛ5, МЛ8, МЛ9, МЛ10, МЛ12.

Деформируемые сплавы: МА2, МА5, МА12, МА15, МА20.

3. Сплавы с пониженной коррозионной стойкостью

ВМЛ6, МА11, МА 18.

Широко применяется сплав МЛ5 (МЛ5пч) системы *Mg-Al-Zn-Mn* (табл. 10, рис. 33, 34, 35). Он обладает хорошими технологическими свойствами. Максимальные механические свойства достигаются при термической обработке по режимам Т4 (закалка) и Т6 (закалка и старение). Сплав МЛ5пч содержит низкую концентрацию вредных примесей. Повышенная чистота практически не влияет на механические свойства и обеспечивает сплаву более высокую коррозионную стойкость. Поэтому МЛ5пч целесообразно использовать для изготовления деталей, работающих в неблагоприятных атмосферных условиях.

Таблица 10

Химический состав и механические свойства магниевого сплава

Марка сплава	Химический состав, мас %	Термообработка	σ_b , Н/мм ²	Применение
МЛ5	7,5Al + 0,27Zr + +0,3Mn + Mg(ост)	1. Закалка с 420°C - 20ч на воздухе 2. Старение при 200°C 8ч.	240	Тормозные барабаны

Структура сплава МЛ5 в литом состоянии представляет собой зерна твердого раствора с выделением частиц марганца и γ -*Mg₃Al₂* по границам зерен. Сплав МЛ5 используют для изготовления нагруженных крупногабаритных отливок - различных корпусов, деталей приборов, аппаратуры и др. Механические свойства сплавов повышают гомогенизацией при температуре 420°C в течение 12 - 14 ч и закалкой на воздухе (Т4). Наиболее высокие механические свойства достигаются после старения сплава МЛ5 при 175°C. Сплав МЛ5 рекомендуют для изготовления деталей, требующих повышенного предела текучести.

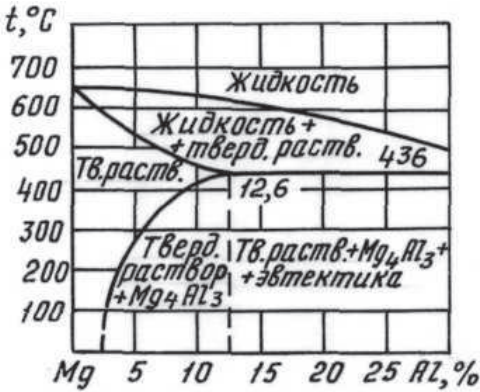


Рис. 33 а. Диаграмма состояния системы Mg-Al (до 30% алюминия)

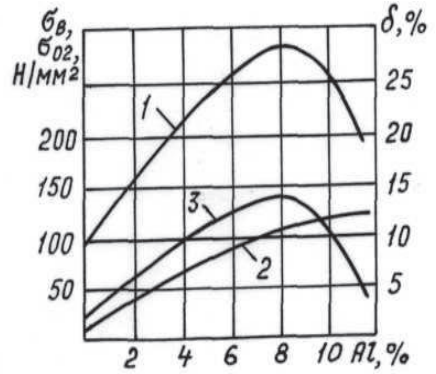


Рис. 33 б. Влияние алюминия на: временное сопротивление - 1, условный предел текучести - 2 и относительное удлинение - 3 сплавов магния с алюминием

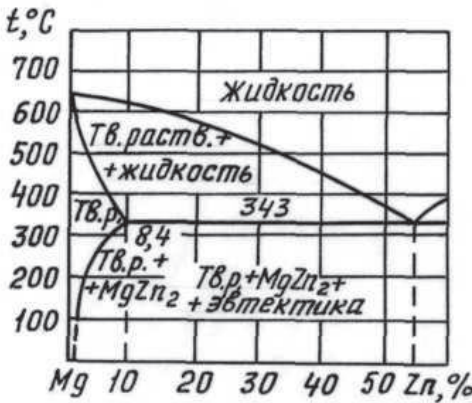


Рис. 34 а. Диаграмма состояния системы Mg - Zn (до 60% цинка)

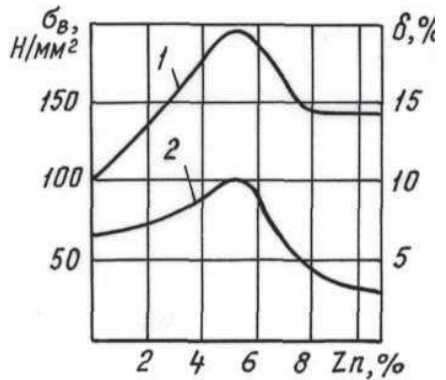


Рис. 34 б. Влияние цинка на: временное сопротивление - 1 и относительное удлинение - 2 сплавов магния с цинком

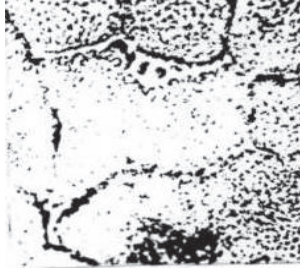


Рис. 35. Микроструктура магниевого сплава марки МЛ5: зерна твердого раствора с выделениями марганца и γ -фазы (Mg_4Al_3) по границам зерен (x 300)

5.3. Методические указания по подготовке к занятию, его выполнению и оформлению результатов

Целью занятия является изучение роли легирующих элементов, состояния после термической обработки или литья, структуры и свойств медных сплавов и магниевого сплава, приведенных в протоколе занятия.

При подготовке к занятию слушатель должен изучить общие свойства меди и магния, влияние легирующих элементов на эти свойства, классификацию медных и магниевых сплавов. Строение, состояние и свойства свинцовистой, оловянистой, алюминиевой и бериллиевой бронз; латуней с α - и $(\alpha+\beta')$ -твердыми растворами; магниевого литейного сплава, указанных в протоколе занятия.

В начале занятия слушатель должен ответить на следующие вопросы.

1. Охарактеризовать общие свойства меди и магния.
2. Дать классификацию медных и магниевых сплавов.
3. Рассказать о влиянии легирующих элементов и состояния сплава на физические свойства бронз и особенности их применения.
4. Рассказать о влиянии легирующих элементов на свойства латуней, особенности их применения.
5. Рассказать о влиянии легирующих элементов на свойства литейного магниевого сплава, особенности его применения.

При проведении занятия слушателям необходимо с помощью микроскопа самостоятельно определить микроструктуру деталей самолетов и двигателей, изготовленных из свинцовистой, оловянистой, алюминиевой, бериллиевой бронз, α - и $(\alpha+\beta')$ – латуней, а также литейного магниевого сплава.

Необходимо заполнить разделы протокола занятия. Особое внимание следует обратить на особенности применения бронз, латуней и магниевых сплавов в конструкциях авиационной техники.

В.М. Самойленко, О.Е. Зубов, Д.Н. Кочкин

Материаловедение.
Технология материалов

Учебно-методическое пособие

В авторской редакции

Подписано в печать 29.06.2020 г.
Формат 60x84/16 Печ. л. 2,75 Усл. печ. л. 2,56
Заказ № 587/0225-УМП23 Тираж 50 экз.

Московский государственный технический университет ГА
125993, Москва, Кронштадтский бульвар, д. 20

Издательский дом Академии имени Н. Е. Жуковского
125167, Москва, 8-го Марта 4-я ул., д. 6А
Тел.: (495) 973-45-68
E-mail: zakaz@itsbook.ru