

Министерство образования Республики Беларусь  
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ

---

---

Кафедра «Материаловедение в машиностроении»

«Основы легирования конструкционных материалов»  
для студентов специальности:  
1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении»

«Цветные металлы и сплавы»  
для студентов специальности:  
1-42 01 01 «Металлургическое производство и  
материалообработка» (по направлениям)

**М и н с к 2 0 2 1**

УДК 539.3(075.8)

**А в т о р ы :**

*В.А. Стефанович, И.Г. Позняк, А.В. Стефанович*

**Р е ц е н з е н т :**

*Рудницкий Ф.И. кандидат технических наук, доцент.*

В лабораторном практикуме приведены данные по современным методам разработки металлических сплавов, легированию алюминия, меди, титана, подшипниковых сплавов и термической обработки сплавов без полиморфного превращения.

Для выполнения лабораторных работ, представленных в данном учебно-методическом пособии требуется знание курсов «Теория сплавов», «Металлография».

Лабораторный практикум может использоваться при проведении лабораторных занятий для студентов машиностроительных специальностей, изучающих сплавы на основе цветных металлов и сплавов.

Белорусский национальный технический университет  
пр-т Независимости, 65, г. Минск, Республика Беларусь  
Тел.(017)292-77-52 факс (017)292-91-37

E-mail: emd@bntu.by

<http://www.bntu.by/ru/struktura/facult/psf/chairs/im/>

Регистрационный №

## Содержание

<b>Лабораторная работа № 1</b> .....	4
<b>Выбор основы сплава</b> .....	4
1. Теоретическая часть .....	4
2. Практическая часть .....	10
<b>Лабораторная работа № 2</b> .....	12
<b>Выбор легирующего комплекса</b> .....	12
1. Теоретическая часть .....	12
2. Практическая часть .....	17
<b>Лабораторная работа № 3</b> .....	19
<b>Легирование алюминия</b> .....	19
1. Теоретическая часть .....	19
2. Практическая часть работы .....	33
<b>Лабораторная работа № 4</b> .....	36
<b>Легирование меди</b> .....	36
1. Теоретическая часть .....	36
<b>Лабораторная работа № 5</b> .....	53
<b>Материалы для подшипников скольжения</b> .....	53
1. Теоретическая часть .....	53
<b>Лабораторная работа № 6</b> .....	72
<b>Термическая обработка алюминиевых сплавов</b> .....	72
1. Теоретическая часть .....	72
2. Практическая часть работы .....	81
<b>Лабораторная работа №7</b> .....	84
<b>Легирование титана</b> .....	84
1. Теоретическая часть .....	84
2. Практическая часть работы .....	93

# Лабораторная работа № 1

## Выбор основы сплава

**Цель работы:** по заданным свойствам научиться выбирать основу сплава используя свойства чистых элементов.

### 1. Теоретическая часть

#### 1.1 Общие положения

**Сплав** – это тело металлической природы, состоящее из двух или большего числа компонентов и отвечающее требованиям определенных технических документов по составу и свойствам и полученное любым путем.

Под **компонентами** понимают все фиксируемые химические элементы в сплаве, влияющие на свойства.

Компоненты классифицируются:

**-основа** — преобладающий компонент, металл, определяющий общий характер сплава. В большинстве сплавов имеется только одна основа. Встречаются сплавы с двумя и иногда тремя основами. В первом случае их концентрация близка к 50%, во втором — к 30%;

**- легирующие компоненты (элементы)**, или добавки, специально вводимые в сплав химические элементы с целью управления его свойствами. В зависимости от свойств, на которые эти добавки воздействуют, их разделяют на рабочие и технологические. Кроме того, существует деление на макролегирующие добавки (от 0,1 до 10% и выше) и микролегирующие (от 0,001 до 0,1% по массе);

**- примеси** — компоненты, попадающие в сплав из руды, топлива, атмосферы, огнеупоров вместе с легирующими элементами. Примеси делят на вредные, снижающие уровень требуемых рабочих или технологических свойств, их содержание в сплавах контролируется и ограничивается; остаточные — небольшие количества легирующих элементов, переходящие в сплав из переплавляемых отходов, их содержание также

ограничивается с целью экономии и рационального использования шихтовых материалов; малые — примеси элементов, не оказывающих ощутимого влияния на свойства сплава, эти примеси не контролируются и не ограничиваются.

При разработке нового сплава задача может быть сформулирована следующим образом:

**Дано:** периодическая система элементов Менделеева и все необходимые данные о свойствах элементов, в том числе их технико-экономические характеристики.

**Условия:** разрабатываемый сплав должен обладать определенным комплексом свойств. Эти свойства делятся на три категории:

- главное свойство, которое должно иметь оптимальное **значение** (прочность, устойчивость против коррозии, цена, технологичность);

- ограничения, которые оговаривают, что ряд других свойств должны быть не меньше (или не больше) определенных значений (ударная вязкость, концентрации дорогих легирующих элементов, цена сплава, токсичность и др.);

- требования к «натурным» свойствам. Обычно свойства первых двух категорий определяются на образцах и технологических пробах. Однако современной технике таких испытаний недостаточно. Требуется проверка технологичности сплава в реальных производственных условиях и рабочих свойств на режимах повышенной нагрузки.

**Требуется:** найти состав сплава и режим его термической обработки, обеспечивающие выполнение всех этих условий.

В настоящее время основными методами разработки сплавов является:

**Метод проб и ошибок.** В имеющуюся основу вводят последовательно различные элементы; сначала по одному, затем в виде групп из двух, трех или большего числа. Элементы, отрицательно влияющие на свойства, сразу же отбрасываются, а композиции из элементов или их групп, которые дают хорошие результаты, сохраняются; сплав, давший наилучшие результаты

считается оптимальным. Выбор легирующих элементов основывается на априорной информации. При скольких-нибудь значительных количествах элементов, из которых производится выбор сплавов, число требуемых опытов возрастает в колоссальной степени. Этим определяется ограниченность метода. Хорошо зарекомендовавшие себя сплавы продолжают совершенствоваться; в них вводят добавки новых элементов. Происходит их естественный отбор. Поскольку вся эта работа фактически производится в сфере металловедения и всегда сопровождается изучением структур сплавов, метод может быть назван также металловедческим.

**Металлофизические методы.** Металлофизика возникла в 30-х годах нашего века. Она ставила своей задачей изучение металлов и сплавов средствами экспериментальной и теоретической физики на основе данных об их атомно-кристаллическом строении. Несмотря на ожидаемую перспективность, металлофизические методы пока не дают конкретных результатов, хотя их отдельные качественные положения являются полезными.

**Статистические методы.** Начиная с 20-х годов прошлого века проводилось большое количество пассивных статистических исследований, основанных на обработке производственного опыта. Однако небольшой интервал случайных колебаний химического состава сплавов в промышленных условиях и невозможность введения в них новых компонентов сводит на нет возможность синтеза новых сплавов этим методом. Данный метод хорошо зарекомендовал в литейном производстве для прогнозирования брака.

**Системный подход.** Совокупность взаимодействий любых комбинаций элементов в любых концентрациях с данной основой можно рассматривать как систему. Последовательный перебор всех комбинаций из элементов системы опытным путем неосуществим. Когда задача системного анализа не решается, можно применить метод редукции, т. е. разбить ее на несколько более простых задач, которые можно решать по отдельности наиболее подходящим методом. Данный метод был разработан в 90-е годы 20 века и включает следующие подзадачи:

**Формулировка задания на сплав.** Она осуществляется совместно заказчиком и разработчиком сплава. При этом предполагается, что заказчик ясно представляет себе чего он хочет, а разработчик знает, что он может.

**Выбор основы сплава.** Решение этой подзадачи часто предопределено и уже входит в задание на сплав. Однако обоснованный ответ на этот вопрос, особенно в новых областях техники, требует специального технического и экономического анализа.

**Выбор рядов легирующих элементов и определение вредных примесей.** Ряд легирующих элементов представляет собой последовательность химических элементов, которые в понижающей или повышающей степени могут увеличивать то или иное свойство данной основы сплава. При этом все элементы, входящие в ряд, должны быть экономически целесообразны. Вредные примеси также могут образовывать ряды по степени отрицательного влияния на то или иное рабочее или технологическое свойство. В ряды примесей есть смысл включать только те элементы, которые встречаются в данном сплаве в ощутимых количествах. Подзадача решается полностью средствами физико-химического анализа. Для этого необходимо располагать величинами критериев двойных диаграмм состояния основа сплава — элемент. Указанные характеристики берут из справочников или определяют при помощи прогноза.

**Выбор легирующих комплексов.** Легирующий комплекс представляет собой группу вводимых совместно легирующих элементов. Такие элементы должны воздействовать на различные свойства из числа указанных в задании на сплав или взаимно усиливать эффективность друг друга. Эту подзадачу при небольших комплексах можно решать опытным путем одновременно с решением следующей подзадачи. При больших комплексах существенную роль могут сыграть данные о взаимной растворимости легирующих и многомерные диаграммы состояния, если они имеются. Большую роль может также сыграть априорная информация о предыдущих исследованиях.

**Выбор состава сплава.** В этой подзадаче решается вопрос о выборе конкретного оптимального состава сплава и наложении на

него допусков, а также ограничений на вредные примеси. Подзадача решается путем планируемого эксперимента, построения математической модели и ее оптимизации. Решения предыдущих подзадач позволяет свести число факторов — компонентов, входящих в сплав, до приемлемого минимума.

## 1.2 Выбор основы сплава

В настоящее время в литературе имеется большое количество данных по свойствам химических элементов, их взаимосвязь с периодической системой Менделеева. Такие свойства химических элементов как прочность, пластичность, электропроводность, плотность, температура плавления, скорость коррозии, удельный вес и др. изменяются в зависимости от положения химического элемента в периодической системе Менделеева. Такие свойства называются «периодические» и изменяются по различным законам: линейным, тангенциальным, синусоидальным и др. Изменения периодических свойств обычно представляют в виде зависимостей свойство- номер элемента.

Учитывая, что при легировании основы сплава свойства изменяются, то вводятся коэффициенты, показывающие во сколько раз изменяются характеристики прочности, пластичности, электросопротивления и др. свойства. Используя данные коэффициенты можно рассчитать необходимые значения свойств основы, по которым методом отсеивания выбираются элементы, свойства которых обеспечат заданные характеристики сплава.

## 2. Практическая часть

1. На основе заданных свойств сплава рассчитать необходимые свойства основы с учетом коэффициентов изменения свойств. Данные занести в таблицу 1.

Таблица 1. Свойства сплава

Наименование свойств	Заданные значения свойств сплава	Коэффициент изменения свойств	Свойства основы	Химические элементы, свойства которых обеспечат заданные свойства сплава
Предел прочности, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )				
Относительное удлинение, %				
Скорость коррозии, мм/год				
Плотность, г/см <sup>3</sup>				
Температура плавления, °С				
Электропроводность 1/10, Ом·м				
Особые требования				

2. Используя графические зависимости свойств от положения химических элементов в периодической системе Менделеева методом отсеивания определить химические элементы, свойства которых обеспечат заданные свойства сплава.

3. На основе особых требований выбрать химический элемент в качестве основы сплав.

## Контрольные вопросы

1. Что называется основой сплава?
2. Что называется легирующим элементом?
3. Что называется примесями?
4. Суть метода разработки сплавов методом проб и ошибок.
5. Суть метода разработки сплавов металлофизическим методом.
6. Суть метода разработки сплавов системным методом.
7. Суть метода разработки сплавов статистическим методом.
8. Выбор основы сплава методом отсеивания.
9. Что такое напряжение трения решетки?
10. Что такое твердорастворный механизм упрочнения?
11. Что такое дислокационный механизм упрочнения?
12. Что такое дисперсионный механизм упрочнения?
13. Что такое механизм упрочнения за счет избыточной фазы?
14. Что такое зернограницный механизм упрочнения?
15. Что такое соответствие структуры принципу Шарпи?
16. Как влияют различные механизмы упрочнения на хрупкость сплавов.

## Лабораторная работа № 2

### Выбор легирующего комплекса

**Цель работы:** выбрать систему легирования для заданной основы сплава используя параметры двойных диаграмм состояния основа – химический элемент.

#### 1. Теоретическая часть

Любой технический сплав должен обладать определенными механическими свойствами. При синтезе конструкционных сплавов, для которых это требование является главным и часто единственным, приходится решать задачу о соотношении прочности, пластичности и стоимости. В последнее время разрабатывают экономнолегируемые сплавы, которые содержат большое количество легирующих элементов (до 10 химических элементов, а иногда и более) и минимальной стоимостью при заданных характеристиках прочности и пластичности.

Выбор химических элементов для легирования основы сплава можно осуществлять, используя двойные диаграммы состояния, по которым определяются: пределы растворимости химического элемента в основе при комнатных и повышенных температурах, влияние химического элемента на температуру плавления двойных сплавов, образование и вид избыточной фазы. Используя законы Курнакова и справочные данные можно установить характер изменения свойств в двойной системе.

Растворение элементов изменяет параметры атомно-кристаллической решетки основы и всегда повышает характеристики ее прочности — твердость, временное сопротивление, пределы текучести, пропорциональности. Чем больше посторонних атомов растворено в основе, тем выше показатели прочности. Зависимость прочности от концентрации растворяемой добавки имеет нелинейный характер. В случае непрерывных растворов она приобретает форму параболы с максимумом примерно на середине диаграммы состояния (при выражении концентрации в атомных процентах). В области

эвтектики зависимость прочности от концентрации — линейная. В ограниченных растворах переход от криволинейной ветви, соответствующей раствору, к прямолинейной, соответствующей эвтектике, происходит на пределе растворимости (рисунок 1).

Более сложной является зависимость пластичности. В большинстве случаев при увеличении концентрации химического элемента в основе пластичность резко падает  $\delta_p1$ , в других случаях это падение менее резко  $\delta_p2$ , в третьих пластичность даже увеличивается  $\delta_p3$  (рисунок 1). Какое будет изменение пластичности зависит от содержания химического элемента на границе зерен. При содержании химических элементов в периферийных зонах зерна превышающих критическую концентрацию сплав становится хрупким, и наоборот, при содержании химических элементов в периферийных зонах зерна

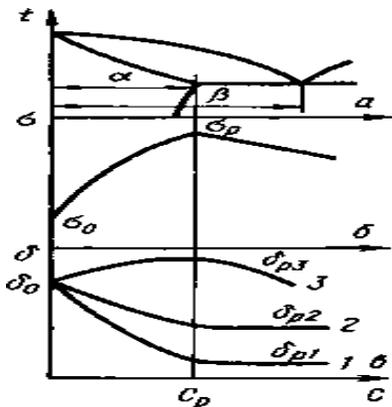


Рисунок 1 - Взаимосвязь прочности и пластичности с диаграммой состояния

ниже критической концентрации сплав является пластичным.

Для качественной оценки влияния химических элементов на прочность и пластичность введены критерии растворимости ( $\alpha = d * c$  %, ат.), сочетания ( $\beta = d * b$  %, ат.), распределения ( $\omega = *c/d * b$  %, ат.), которые определяются с помощью двойных диаграмм состояния (рисунок 2).

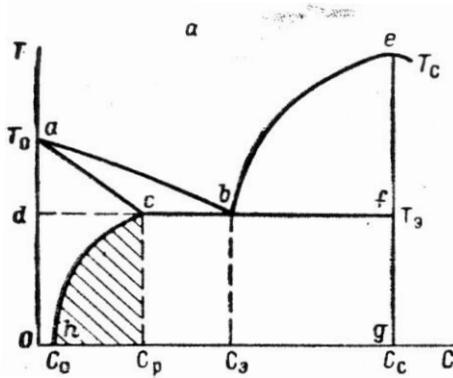


Рисунок 2 - Диаграмма двойных сплавов

Прочностные характеристики твердого раствора на пределе растворимости зависят от концентрации химических элементов в нем. При малых растворимостях [ $\alpha < 0,01 \%$  (ат.)] прочность на пределе растворимости не отличается от прочности основы (рисунок 3). При дальнейшем увеличении растворимости [свыше  $\alpha = 0,1\%$  (ат.)], прочность сплава на пределе растворимости прогрессивно растет. При растворимости  $\alpha = 50 \%$  (ат.) химических

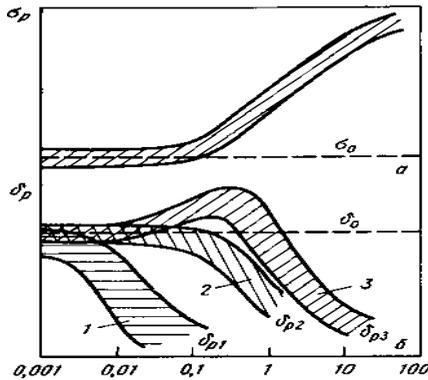


Рисунок 3 - Зависимость прочности (а) и пластичности (б) на пределе растворимости от критериев диаграмм состояния:

а-  $\omega \rightarrow 0$ ; б-  $\omega = 0,01 \dots 0,1$ ;  $\omega \rightarrow 1$

элементов в основе прочность достигает максимума. В случае  $\alpha > 50 \%$  (ат.) основой сплава становится вводимый химический элемент.

Пластичность сплава зависит от двух критериев: предельной растворимости  $\alpha$  и критерия распределения  $\omega$ . Критерий  $\omega$  определяет характер распределения химических элементов в структуре сплава. При  $\omega \rightarrow 0$ , химические элементы в большей степени концентрируются по границам зерен при эвтектической кристаллизации и тем меньше их содержание в центральных зонах зерен. При  $\omega \rightarrow 1$  распределение химических элементов по сечению зерна равномерно. Поэтому при небольших значениях  $\alpha < 0,01 \%$  (ат.) и  $\omega \rightarrow 0$  химический элемент полностью находится на границах зерен и если его концентрация превышает критическую, то сплав становится хрупким (рисунок 3, кривая 1). При этом прочность не увеличивается. И наоборот, при равномерном распределении химических элементов по сечению зерна ( $\omega \rightarrow 1$ ) и при значительном его содержании в твердом растворе  $\alpha \geq 0,1 \%$  (ат.), пластичность будет увеличиваться при повышении прочности (рисунок 3 кривая 3).

В зависимости от величины критериев  $\alpha$  и  $\omega$  химические элементы удобно разбить на 4 разряда.

**Первый разряд. Основные легирующие элементы:**  $\alpha > 1 \%$ , но ограничиваются предельной величиной  $\omega_{кр}$ , ниже которой элементы становятся вредными примесями. Эти элементы являются главными упрочнителями и их можно вводить в единственном числе.

**Второй разряд. Вспомогательные легирующие элементы:**  $\alpha = 0,01 \dots 1 \%$ , но также ограничивается величиной  $\omega_{кр}$ . В эту группу входят элементы, повышающие пластичность (пластификаторы, модификаторы) и сопутствующие основным легирующим элементам, усиливающие их действие.

**Третий разряд. Вредные примеси.** Элементы, расположенные ниже линии  $\omega_{кр}$ , при любой, но не слишком малой растворимости.

**Четвертый разряд. Нейтральные примеси.** Элементы имеющие очень малую растворимость  $\alpha < 0,01$ . При такой малой растворимости коэффициент распределения не имеет большого значения, так как при малой растворимости концентрация химического элемента не превысит критическую концентрацию на

границе зерна. Реального влияния на механические свойства малорастворимые примеси не оказывают.

Вышеизложенный метод позволяет произвести классификацию всех химических элементов на четыре разряда, что позволяет выбрать легирующий комплекс для заданной основы сплава.

## 2. Практическая часть

2.1. Для заданной основы сплава выполнить классификацию химических элементов на основные, вспомогательные легирующие элементы; вредные и нейтральные примеси, используя критерии  $\alpha$  и  $\omega$ . Данные занести в таблицу.

2.2. На основе классификации химических элементов выбрать легирующий комплекс для заданной основы.

Таблица 1. Классификация химических элементов

Классификация химических элементов							
Основные легирующие элементы		Вспомогательные легирующие элементы		Вредные примеси		Нейтральные примеси	
$\alpha_{кр.} \geq$	$\omega_{кр.} \geq$	$\alpha_{кр.} \geq$	$\omega_{кр.} \geq$	$\alpha_{кр.} \geq$	$\omega_{кр.} <$	$\alpha_{кр.}$	$\omega_{кр.}$

2.3. Выполнить сравнительный анализ выбранного легирующего комплекса для заданной основы с существующими реальными сплавами.

## Контрольные вопросы

1. Что такое критерий растворимости?
2. Что такое критерий сочетания?
3. Что такое критерий распределения?
4. Как влияет распределение химического элемента по сечению зерна на охрупчивание сплава?
5. На какие разряды классифицируются химические элементы входящие в сплав?
6. При каких значениях критериев  $\alpha$  и  $\omega$  химический элемент в сплаве является основным легирующим элементом и почему?
7. При каких значениях критериев  $\alpha$  и  $\omega$  химический элемент в сплаве является вспомогательным легирующим элементом и почему?
8. При каких значениях критериев  $\alpha$  и  $\omega$  химический элемент в сплаве является вредной примесью и почему?
9. При каких значениях критериев  $\alpha$  и  $\omega$  химический элемент в сплаве является нейтральной примесью и почему?

## Лабораторная работа № 3

### Легирование алюминия

**Цель работы:** изучить структуру алюминия и его сплавов в равновесном и неравновесном состояниях. Проанализировать фазовые превращения при кристаллизации и в твердом состоянии. Установить связь между диаграммой состояния соответствующих систем и структурой сплава.

### 1 Теоретическая часть

#### 1.1 Алюминий и его свойства

Алюминий – химический элемент IIIА группы периодической системы Менделеева, порядковый номер 13, атомная масса 26,98. Температура плавления 660 °С, плотность 2,7 г/см<sup>3</sup>. Кристаллическая решетка ГЦК. Полиморфизмом не обладает. Алюминий - диамагнитный металл, имеет высокую электропроводность 38,0 МСм/м (четвертое место после серебра - 62,5, меди - 59,5 и золота - 45,5 МСм/м). Обладает высокой теплопроводностью (в 1-ой десятке); хорошей атмосферной коррозионной стойкостью, а также в ряде пищевых кислот, благодаря тому, что он хорошо окисляется на воздухе, образуя плотную защитную пленку оксида  $Al_2O_3$ .

#### 1.2 Примеси в алюминии

По характеру взаимодействия примесей с алюминием их можно разделить на две группы:

1) примеси, образующие с алюминием твердые растворы Cu ( $\leq 0,2\%$ ), Mg ( $\leq 0,025\%$ ), Zn ( $\leq 0,25\%$ ), Ti (0,04 - 0,1%), и др. Данные элементы, находящиеся в количествах предусмотренных ГОСТом не влияют на механические свойства, но снижают электропроводность и теплопроводность.

2) примеси железа и кремния. Железо практически нерастворимо в алюминии (рисунок 1а) и потому в техническом алюминии может

появиться эвтектика «Fe( $\alpha$ ) + Al<sub>3</sub>Fe» (рисунок 1а), которая выделяется по границам зерен виде игл, что снижает его пластичность. Кремний не взаимодействует с алюминием и практически в нем не растворим при комнатных температурах (рисунок 1б). Обычно технический алюминий всегда содержит в качестве примесей оба элемента (Fe и Si), которые между собой взаимодействуют и образуют фазы  $\alpha'$  (Al-Fe-Si) и  $\beta'$  (Al-Si-Fe). Данные фазы имеют грубую игольчатую форму и снижают пластичность алюминиевых сплавов.

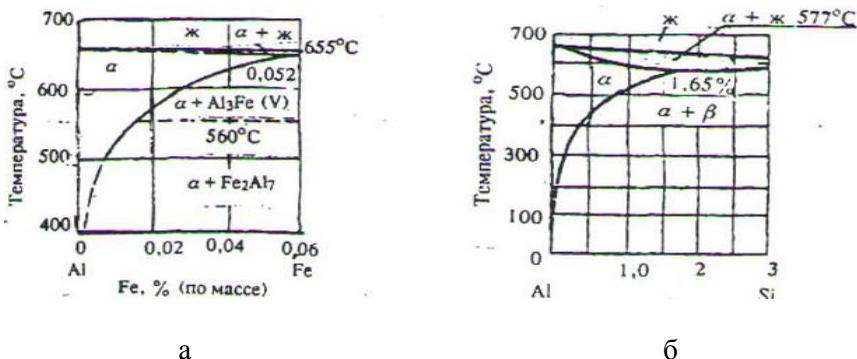


Рисунок 1. Диаграммы состояния Al-Fe (а), Al-Si (б)

### 1.3 Классификация алюминиевых сплавов

По способу производства изделий алюминиевые сплавы классифицируются:

- деформируемые алюминиевые сплавы, которые обладают высокой пластичностью. Высокая пластичность сплава, обеспечивается структурой, состоящей из  $\alpha$ -твердого раствора и небольшого количества вторичной фазы. (рисунок 2). Из деформируемых сплавов методами горячей или холодной обработки давлением (прессованию, прокатке, ковке, штамповке) получают лист, ленту, прокат с различным профилем.

- литейные сплавы, должны обладать хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, сопротивляемостью образованию горячих трещин, малой склонностью к формированию пористости. Такими свойствами обладают эвтектические сплавы и сплавы, лежащие вблизи эвтектической точки (рисунок 2). Данные сплавы предназначены для получения деталей литьем.

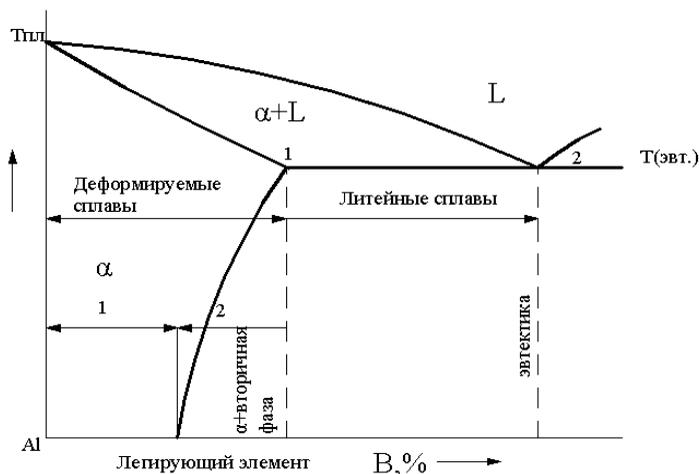


Рисунок 2. Классификация алюминиевых сплавов

По склонности к упрочнению термической обработкой:

- термически не упрочняемые (отрезок 1 на рисунке 2);
- термически упрочняемые (отрезок 2 на рисунке 2).

Термическое упрочнение (закалка + старение) возможно у сплавов, в структуре которых присутствует избыточная вторичная фаза (рисунок 2). При нагреве такого сплава выше линии сольвуса вторичная фаза растворяется в  $\alpha$ -твердом растворе, при последующем ускоренном охлаждении данная фаза не успевает выделиться и фиксируется пересыщенный твердый раствор замещения легирующих элементов в алюминии. В процессе старения пересыщенный твердый раствор распадается с выделением дисперсных частиц, что способствует упрочнению по дисперсионному механизму. Границей между термически не

упрочняемыми и термически упрочняемыми сплавами является предел насыщения твердого раствора при комнатной температуре (рисунок 2). Эффект упрочнения тем больше, чем выше пересыщенность твердого раствора, т.е. в сплавах, химический состав которых близок к точке предельной растворимости.

## 1.4 Деформируемые алюминиевые сплавы

### 1.4.1 Термически не упрочняемые алюминиевые сплавы.

К термически не упрочняемым алюминиевым сплавам относятся:

- технический алюминий;
- сплавы системы «Al-Mn»;
- сплавы системы «Al-Mg».

Технический алюминий изготавливается различной чистоты. Наименьшее содержание примесей содержится в сплаве АД000 и содержание алюминия в данной марке не менее 99,8%. Наибольшее количество примесей содержится в сплаве АД и количество составляет более 1%. Характеристики прочности (рисунок 1П) технического алюминия невысокие и зависят от упрочнения пластической деформацией и изменяются от 70 МПа в отожженном состоянии до 145 МПа в нагартованном состоянии. Нагартовка очень сильно снижает характеристики пластичности (рисунок 1П).

**Сплавы системы «Al-Mn» (АМц).** Сплавы этой системы прочнее технического алюминия, высоко-пластичны и технологичны, обладают повышенной коррозионной стойкостью и хорошо свариваются.

Диаграмма «Al-Mn» приведена на рисунке 3.

Промышленный сплавы системы «Al-Mn» содержит  $1,0 \div 1,6\%$  вес. Mn, т.е. находится левее эвтектической точки и в равновесных условиях в зависимости от конкретного состава может иметь структуру либо  $\alpha + Al_6Mn_{II}$ , либо  $\alpha_1 + \text{эвтектика} (\alpha + Al_6Mn)$ . При неравновесной кристаллизации в структуре содержится неравновесная эвтектика, которая в процессе отжига растворяется.

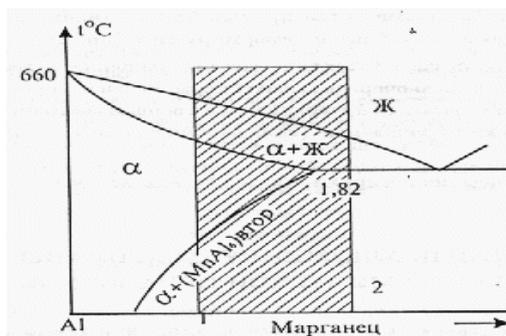


Рисунок 3. Диаграмма Al-Mn

Закалка с последующим старением не приводит к заметному упрочнению сплава, что объясняют малой концентрацией Mn в  $\alpha$ -растворе и недостаточной дисперсностью вторичных фаз. Поэтому данные сплавы упрочняют наклепом в холодном состоянии в процессе изготовления изделий, что позволяет повысить предел прочности с 130 МПа (АМцМ) до 220 МПа (АМцН) при этом характеристики пластичности уменьшаются с  $\delta=20\%$  до  $\delta=3\%$ . (рис.1П) Сплавы «АМц» используют, в основном, для производства листа и труб.

**Славы системы «Al-Mg» (АМг).** Сплавы системы «Al-Mg» (АМг) по прочности и пластичности превосходят технический алюминий и сплавы системы Al-Mn. Структуры данных сплавов определяется содержанием Mg и примесей. Промышленные деформируемые сплавы данной системы содержат магний в пределах 1,1 ÷ 6,3% (таблица 1П) и дополнительно марганец 0 ÷ 0,65% т.е. все сплавы находятся в области структур « $\alpha + Al_2Mg_{3II}$ » (рисунок 4). Магний упрочняет  $\alpha$ -раствор (примерно на 30 МПа при введении 1 % Mg) при этом мало снижает пластичность. Упрочнение ТО не дает существенного эффекта при старении, поэтому сплавы упрочняются наклепом в процессе изготовления полуфабрикатов.

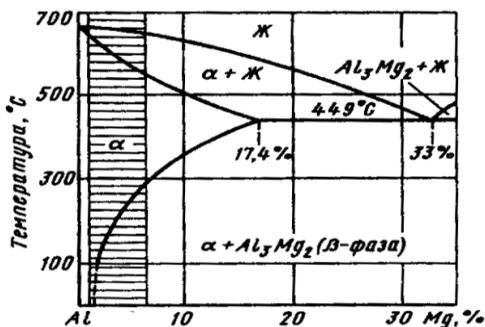


Рисунок 4. - Диаграмма Al-Mg

Свойства промышленных сплавов системы Al-Mg зависят от степени пластической деформации и содержания магния. Увеличение содержания магния существенно повышает предел прочности отожженных сплавов с 140 до 320 МПа при этом относительное удлинение снижается с 28 до 20% (рисунок 1П). Нагартовка предел прочности увеличивает незначительно до 380 МПа, но при этом существенно снижается пластичность до  $\delta = 6\%$ . Несмотря на высокий предел прочности данных сплавов предел текучести у них пониженный. Из сплавов АМг – изготавливают лист и различные профили, в том числе для сварных и вибростойких конструкций.

### 1.4.2 Термически упрочняемые алюминиевые сплавы.

Деформируемые термически упрочняемые алюминиевые сплавы – это, главным образом, сплавы алюминия с четырьмя компонентами: Cu, Mg, Zn и Si, к числу которых относительно недавно добавился Li. Все перечисленные компоненты выбраны по одному признаку – они имеют наибольшую по сравнению с другими элементами растворимость в твердом алюминии, резко снижающуюся с понижением температуры. Данное фазовое превращение дает возможность в сильной степени влиять на структуру и свойства сплавов посредством термической обработки.

Промышленные сплавы разработаны на основе систем Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Li, Al-Cu-Li, имеют высокий комплекс свойств после упрочняющей термической обработки (заковки и старения), когда матрицей сплава является твердый раствор, упрочненный дисперсными частицами интерметаллидных фаз, выделившихся из твердого раствора при старении. Это относится к сплавам всех систем, т.е. механизмы упрочнения всех сплавов едины: твердорастворный + дисперсионное твердение. Отличие рассматриваемых сплавов друг от друга определяется составом, кристаллической структурой и свойствами дисперсных частиц, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора, от которых зависит эффект упрочнения.

**Сплавы системы «(Al-Cu-Mg)+Mn».** В технической литературе называются дуралюмины, дюралюмины. Дуралюмины являются базовыми алюминиевыми сплавами, так как обеспечивают наиболее широкий спектр механических свойств, что определяется широким диапазоном их составов (табл. II) и, соответственно, большим выбором режимов термообработки. Существенным недостатком многих дюралюминов является пониженная коррозионная стойкость, что, возможно, связано со сложным гетерогенным фазовым составом.

Алюминиевый угол диаграммы «Al-Cu-Mg» показан на рисунке 5.

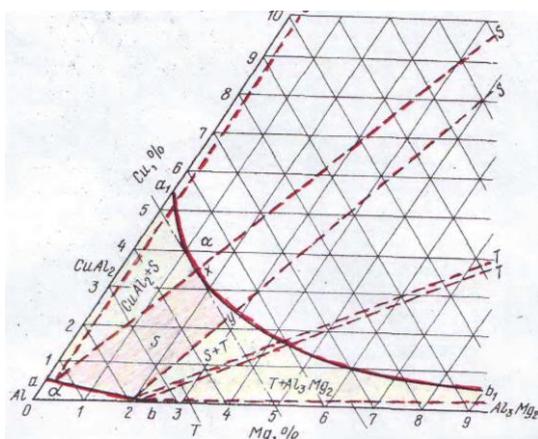


Рисунок 5. – Часть диаграммы Al-Cu-Mg

В соответствии с диаграммой фазовый состав сплавов состоит из  $\alpha$ - твердого раствора Cu, Mg, Mn в алюминии и избыточных фаз Al<sub>2</sub>Cu ( $\theta$ -фаза), Al<sub>2</sub>CuMg (S-фаза), Al<sub>2</sub>Mn<sub>2</sub>Cu (T-фаза), Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> и Al<sub>6</sub>(Mn, Fe). Наибольший эффект упрочнения дуралюмина за счет термической обработки обеспечивают фазы Al<sub>2</sub>Cu ( $\theta$ -фаза), Al<sub>2</sub>CuMg (S-фаза), поэтому промышленные дуралюмины имеют химический состав, который обеспечивает структуру, состоящую из  $\alpha$ +Al<sub>2</sub>Cu+Al<sub>2</sub>CuMg. На диаграмме это треугольник aalx (рисунок 5).

Стандартной обработкой для дуралюминов является закалка с естественным старением, реже – искусственным.

После термообработки предел прочности находится в пределах  $\sigma_B = 400 \div 530$ ,  $\sigma_{0,2} = 240 \div 450$  МПа, при  $\delta = 6 \div 12\%$  (рисунок 1П). Следует отметить, что дуралюмины по сравнению с термически не упрочненными сплавами при равной прочности имеют большую пластичность.

**Сплавы системы «Al-Mg-Si».** В технической литературе называются авиали (авиационный алюминий).

В системе имеется квазибинарный разрез «Al-Mg<sub>2</sub>Si» (рисунок 6), который практически описывает равновесную структуру сплавов, состоящую из « $\alpha$ +Mg<sub>2</sub>Si»». При этом должно выдерживаться соотношение Mg/Si=1,73 (штриховая линия на диаграмме). Выделения Si появляются при меньшем соотношении, что нежелательно. При нагреве выше линии предельной растворимости Mg<sub>2</sub>Si растворяются в  $\alpha$ -растворе, а после закалки образуют  $\alpha'$  - пересыщенный твердый раствор замещения магния и кремния в алюминии. Это создает предпосылку для последующего старения, что позволяет достичь прочности  $\sigma_B = 360$  МПа при  $\sigma_{0,2} = 290$  МПа и  $\delta = 11\%$  при искусственном старении.

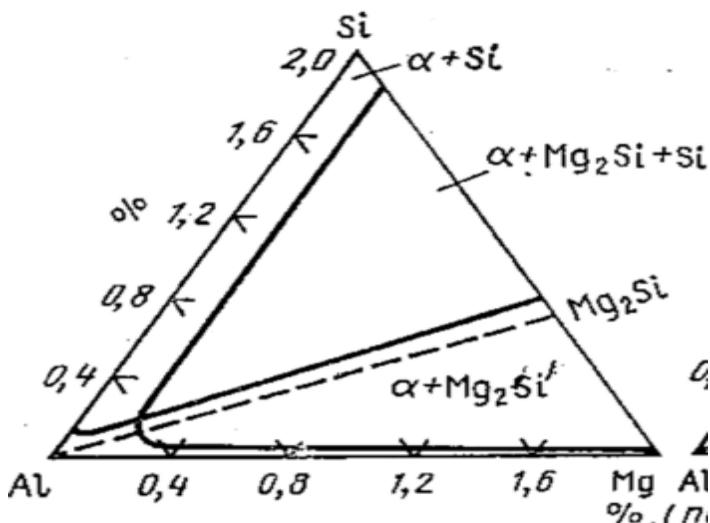


Рисунок 6 – Изотермический разрез диаграммы состояния Al-Mg-Si при 200°C

**Сплавы системы Al-Mg-Si-Cu.** Сплавы данной системы – узкоспециализированные и предназначены для изготовления штамповок и поковок. Составы их являются промежуточными между авиалами и дюралами (таблица 1П).

Фазовый состав данных сплавов состоит из  $\alpha$ -раствора легирующих элементов и избыточных фаз:  $Al_2Cu$  ( $\theta$ -фаза),  $Al_4CuMg_5Si_4$  (W-фаза) и возможно  $Mg_2Si$ . Типичная термообработка – закалка с искусственным старением, что обеспечивает максимальные механические свойства:  $\sigma_B = 400$  МПа и 480 (AK8) при «д», соответственно, 12 и 9%.

**Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu.** Являются самыми прочными среди алюминиевых сплавов и потому их называют высокопрочными. Цинк растворяется в алюминии до 70% (рисунок 7а) и эффективно упрочняет  $\alpha$ -раствор. Легирующие элементы в данной системе образуют фазы  $MgZn_2$  (M-фаза),  $Al_2Mg_3Zn_3$  (T-фаза);  $Al_2CuMg$  (S-фаза) (рисунок 7б). Фазовый состав сплавов определяется содержанием легирующих элементов.

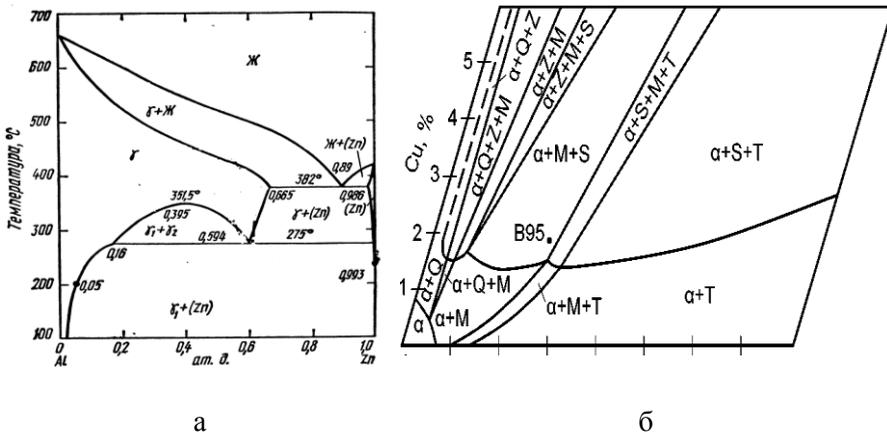


Рисунок 7 - Диаграмма состояния Al-Zn (а); изотермическое сечение диаграммы состояния системы Al-Zn-Mg-Cu при 200 °С (б)

Все перечисленные интерметаллиды эффективно упрочняют эти сплавы при старении, особенно Zn-содержащие. Типичная термообработка высокопрочных сплавов – закалка с искусственным старением. Сочетание упрочненного цинком твердого раствора «α» и сложной гетерогенной структуры сплавов этой группы приводит к высокой прочности после старения до  $\sigma_B=530$  МПа и  $\sigma_{0,2}=400$  МПа при  $\delta=7\%$  (B95AT1).

### 1.5 Литейные алюминиевые сплавы

Литейные алюминиевые сплавы для отливок и чушек по химическому составу и свойствам в соответствии с ГОСТ 1583-93 делятся на 5 групп.

Силумины - наиболее широко используемые литейные сплавы на основе системы Al-Si, характеризующиеся высокой жидкотекучестью, герметичностью, малой склонностью к образованию горячих трещин, коррозионной стойкостью, они представляют 1 -ю и 2-ю группы сплавов. К первой группе относятся сплавы системы Al-Si, Al-Si-Mg, ко второй - Al-Si-Mg-Cu. Силумины подразделяются на двойные и многокомпонентные. Двойной силумин – это система Al-Si, например АК12 (АЛ2). Многокомпонентные силумины имеют в составе медь или магний

и дополнительно марганец. К ним относятся сплавы на основе Al-Si-Mg: АК9с (АК9с), АК9ч (АЛ4), АК8л (АЛ34), АК7 (АК7), АК7ч (АЛ9), АК7пч (АЛ9-1), а также сплавы на основе системы Al-Si-Mg-Cu: АК5М (АЛ5), АК5М7 (АК5М7), АК8М (АЛ32), АК8М3ч (ВАЛ8), АК8М3 (АК8М3), АК12М2МгН (АЛ25).

Сплавы системы Al-Si. Кремний является одним из основных легирующих элементов силуминов. Кремний придает сплавам высокие литейные свойства и свариваемость, низкие значения температурного коэффициента линейного расширения, высокое сопротивление износу и малую плотность. Силумины обычно содержат от 3,5 до 13,5 % Si, что меньше или больше эвтектической концентрации. Основная особенность структуры силуминов - значительное содержание эвтектики, что обеспечивает им высокие литейные свойства.

Структура двойных силуминов определяется диаграммой Al-Si (рисунок 8).

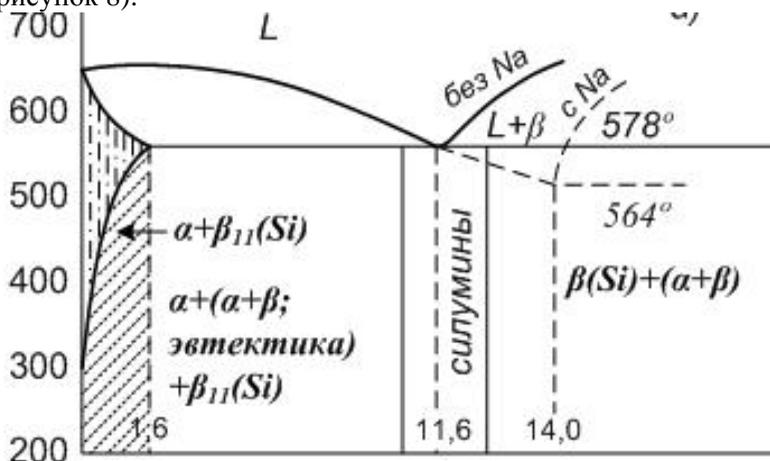


Рисунок 8 - Диаграмма состояния Al-Si

Кремний при температуре 577-578 °С растворится в алюминии 1,65%. Алюминий в кремнии нерастворим и кремний присутствует в структуре в виде кристаллов чистого кремния (на диаграмме обозначен  $\beta$ ). В литом состоянии без модифицирования в зависимости от содержания кремния структура силумина состоит из

грубой пластинчатой эвтектики ( $\alpha + \text{Si}$ ) и некоторого количества первичных кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора или Si. Пластинчатая форма кремния в эвтектике определяет низкие механические свойства силуминов. Для повышения свойств силумины модифицируют натрием в количестве  $\sim 0,01\%$ . В результате модифицирования (штриховые линии на диаграмме) эвтектическая точка сдвигается в сторону кремния и снижается температура кристаллизации при этом происходит измельчение кристаллов кремния. В результате модифицирования повышаются предел прочности со 110 до 180 МПа; относительное удлинение с 1,5 до 7%. Свойства сплавов зависят от содержания кремния, способа литья и термической обработки.

**Сплавы системы Al-Cu.** Основное достоинство этих сплавов по сравнению с другими литейными алюминиевыми сплавами - это высокая прочность и жаропрочность. Однако сплавы системы Al-Cu уступают силуминам по литейным свойствам, т.к. имеют широкий интервал кристаллизации (рисунок 9) и поэтому склонны к горячим трещинам и усадочной пористости.

Медь растворяется в алюминии при температуре 548 °С в количестве 5,7%, а при комнатных температурах 0,2%. Такая разница в растворимости позволяет значительно упрочнить данные сплавы термической обработкой. Промышленные сплавы системы Al-Cu содержат 4,5-5,3 % Си и по составу находятся вблизи точки максимальной растворимости (рисунок 9). Ускоренное охлаждение сплавов при кристаллизации сдвигает линии диаграммы влево, поэтому в структуре литых сплавов присутствует неравновесная эвтектика.

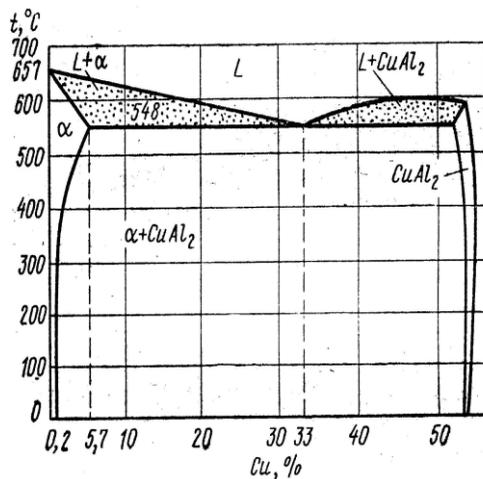


Рисунок 9 - Диаграмма состояния Al-Cu

Прочность данных сплавов после ТО составляет  $\sigma_B = 290 \dots 330 \text{ МПа}$  при  $\delta = 4 \dots 8\%$ . Свойства сплавов зависят от способа литья и термической обработки.

**Сплавы системы Al-Mg.** Данные сплавы содержат 5...12% Mg и обладают высокой прочностью (после Т4  $\sigma_B = 220 \dots 330 \text{ МПа}$ ) и пластичностью ( $\delta = 4 \dots 8\%$ ), удовлетворительно свариваются аргоно-дуговой сваркой. К недостаткам сплавов относят повышенную окисляемость в жидком состоянии, невысокие литейные свойства из-за широкого интервала кристаллизации 100–120 °С. Магний значительно растворяется в алюминии и образует с ним диаграмму эвтектического типа (рисунок 10). Пунктиром на

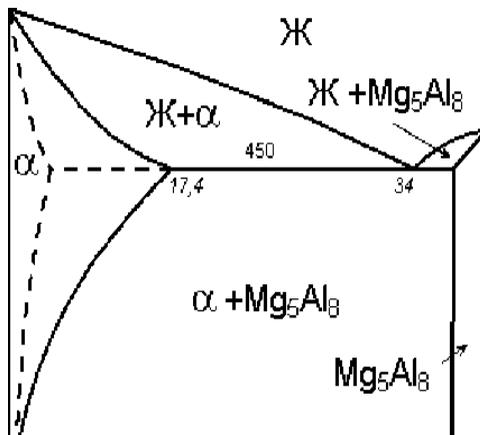


Рисунок 10 - Диаграмма состояния Al–Mg

диаграмме обозначены линии неравновесного солидуса и сольвуса, которые определяют фазовые превращения реальных сплавов при производстве отливок. Структура данных сплавов содержит неравновесную эвтектику, которая вырождена в фазу  $\beta$  ( $Mg_5Al_8$ ), расположенную на границах дендритных зерен алюминиевого  $\alpha$ -твердого раствора. Из-за хрупкости  $\beta$  фазы сплавы в литом состоянии имеют низкую пластичность. Для повышения свойств проводят термическую обработку закалку + старение. Свойства сплавов зависят от содержания магния, способа литья и термической обработки.

## **2. Практическая часть работы**

1. Выполнить анализ структуры образцов в соответствии с технологической картой (табл. 4П).

2. Зарисовать структуру, указать фазы, структурные составляющие и увеличение микроскопа для каждого образца.

3. Для заданных сплавов привести диаграммы состояния, построить кривые охлаждения с указанием фазовых превращений в процессе кристаллизации и последующем охлаждении до комнатной температуры.

4. Проанализировать соответствие структуры исследуемого сплава со структурой в соответствии с диаграммой состояния сплавов. Дать объяснение несоответствия или соответствия структур.

## Контрольные вопросы

1. В каких средах алюминий и его сплавы обладают повышенной коррозионной стойкостью и почему?
2. Как классифицируются алюминиевые сплавы по назначению и склонности к термической обработке?
3. Приведите классификацию примесей в алюминии и их влияние на свойства.
4. Какая должна быть структура деформируемых термически не упрочняемых сплавов? Приведите примеры таких сплавов.
5. Какой основной способ упрочнения деформируемых термически не упрочняемых сплавов и почему?
6. Укажите фазовый состав и структуру сплава Д16 в литом, отожженном и термообработанном состояниях.
7. Какая должна быть структура промышленных сплавов системы Al-Si-Mg и почему? Используя изотермический разрез диаграммы состояния Al-Mg-Si при 200°C дать объяснение требуемой структуры.
8. Чем объясняется высокий уровень прочностных свойств высокопрочного сплава типа В95?
9. Укажите основные структурные составляющие литейных и деформируемых сплавов, установите связь состава и свойств сплавов по диаграммам состояния.
10. Чем отличается структура литого и отожженного сплава системы Al-Cu с содержанием меди 5,5%?
11. Почему силумины имеют высокие литейные свойства, как они связаны с диаграммой состояния?
12. Что такое модифицирование? Как изменяется структура и свойства при модифицировании силуминов?
13. Почему жидкотекучесть литейных сплавов системы Al-Cu и Al-Mg ниже силуминов? Объясните разницу в структурах.

## Приложение

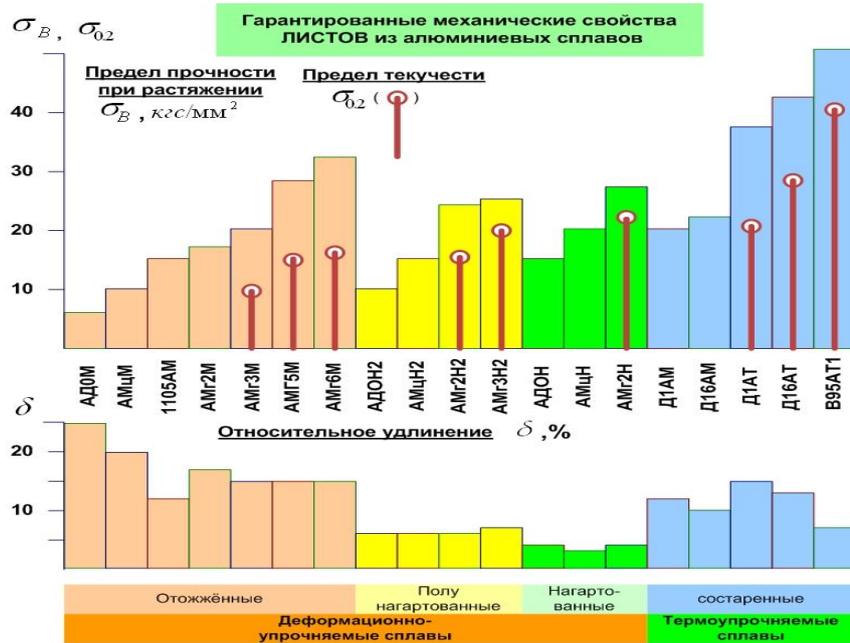


Рисунок 1П. - Минимальные значения свойств алюминиевых сплавов

## Лабораторная работа № 4

### Легирование меди

**Цель работы:** изучить влияние легирования на структуру меди и ее сплавов в равновесном и неравновесном состояниях. Проанализировать фазовые превращения при кристаллизации и в твердом состоянии. Установить связь между диаграммой состояния соответствующих систем и структурой сплава.

#### 1. Теоретическая часть

##### 1.1 Медь и ее свойства

**Медь** - химический элемент IV подгруппы периодической системы Менделеева, порядковый номер 29, атомная масса 63,54. Температура плавления 1083 °С, плотность 8,94 г/см<sup>3</sup>. Кристаллическая решетка ГЦК с периодом  $a = 0,36153$  нм при 20 °С. Полиморфизмом не обладает.

**Медь** - диамагнитный металл, имеет высокую электропроводность (второе место после серебра)  $\rho = 0,0172$  мкОм·м. Медь обладает хорошей коррозионной стойкостью на воздухе, в воде за счет образования на поверхности пленки  $\text{Cu}(\text{OH})_2 \cdot \text{CuSO}_4$ , нестойка в атмосферах, содержащих аммиак и сернистые газы. Чистая медь обладает невысокой прочностью ( $\sigma_B = 200$  МПа,  $\sigma_T = 40 \dots 80$  МПа) и высокой пластичностью ( $\delta = 35\%$ ,  $\psi = 80 \dots 95\%$ ).

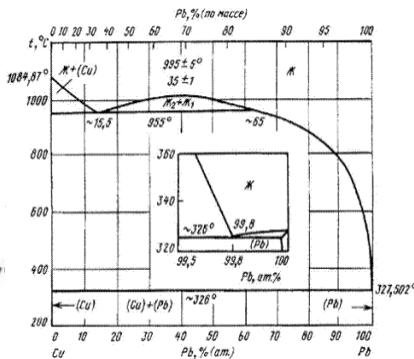
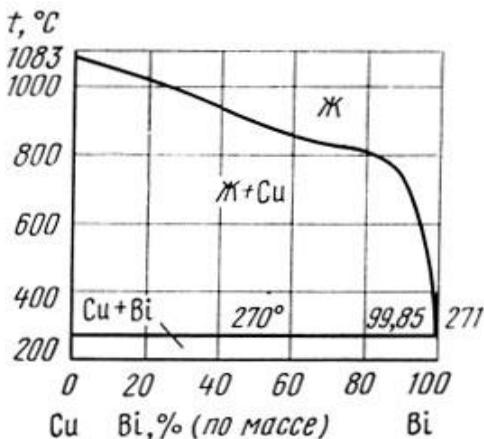
##### 1.2 Примеси в меди

По характеру взаимодействия примесей с медью их можно разделить на следующие группы:

1) примеси, образующие с медью твердые растворы, - Ni, Zn, Sb, Sn, Al, As, Fe, P и др. Эти примеси чаще всего не влияют на механические свойства, но резко снижают электропроводность, особенно P, Sb и As;

2) примеси свинца, висмута практически нерастворимые в меди и образуют с ней легкоплавкие эвтектики, содержащие 99,8% Bi с

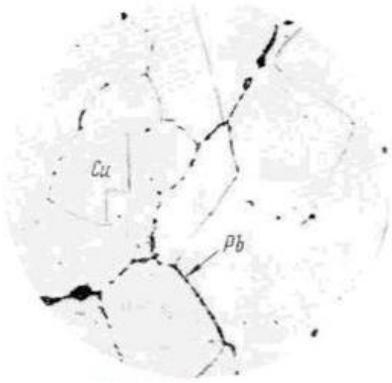
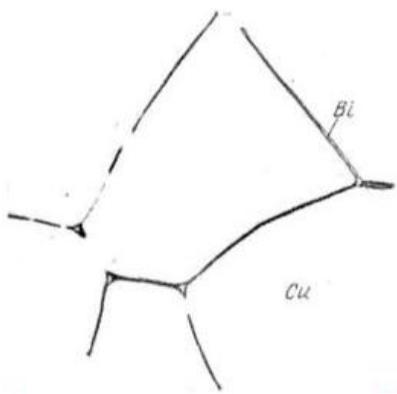
$t_{пл}=270^{\circ}\text{C}$  (рисунок 1а) и 99,94% Pb с  $t_{пл}=326^{\circ}\text{C}$  (рисунок 1б).  
 Эвтектики располагаются по границам зерен практически в виде чистых металлов (рисунок 2);



а

б

Рисунок 1 - Диаграммы состояния Cu- Bi и Cu- Pb

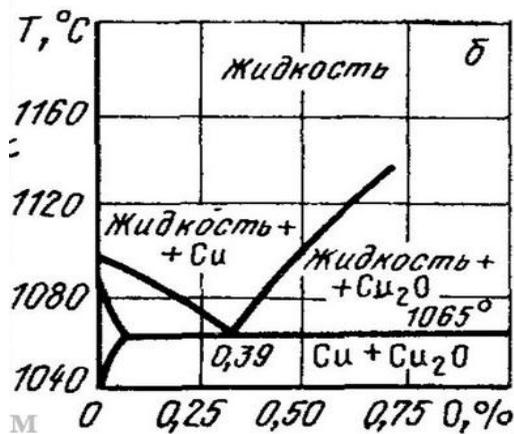


а

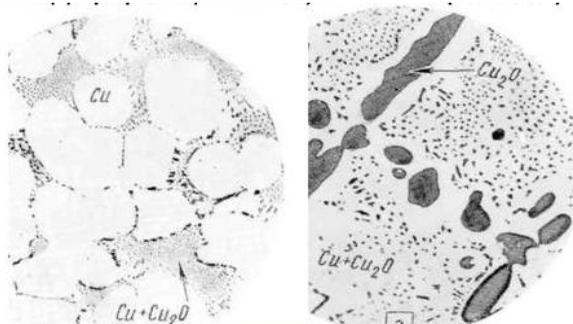
б

Рисунок 2- Микроструктура литой меди с примесью висмута (а) и свинца (б)

3) примеси кислорода и серы образуют с медью хрупкие химические соединения  $\text{Cu}_2\text{O}$  и  $\text{Cu}_2\text{S}$ , входящие в состав эвтектики (рисунок 3а). В зависимости от содержания кислорода структура может быть доэвтектической (рисунок 3б), эвтектической или заэвтектической (рисунок 3в).



а



б

в

Рисунок 3 - Диаграмма состояния Cu – O (а) и микроструктуры меди с примесью кислорода 0,15% (б); 0,52% (в)

### 1.3 Сплавы меди

Различают две основные группы медных сплавов: **латуни** - это сплавы меди с цинком; **бронзы** - сплавы меди с другими элементами кроме цинка (цинк может входить в химический состав бронз, но не является основным легирующим элементом).

**Латуни.** Структура и свойства латуней определяются содержанием цинка.

Медь с цинком образует ряд фаз:  $\alpha$ ,  $\beta$  ( $\text{CuZn}$ ),  $\gamma$  ( $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$ ),  $\varepsilon$  ( $\text{CuZn}_3$ ) и др. (рис.4а)

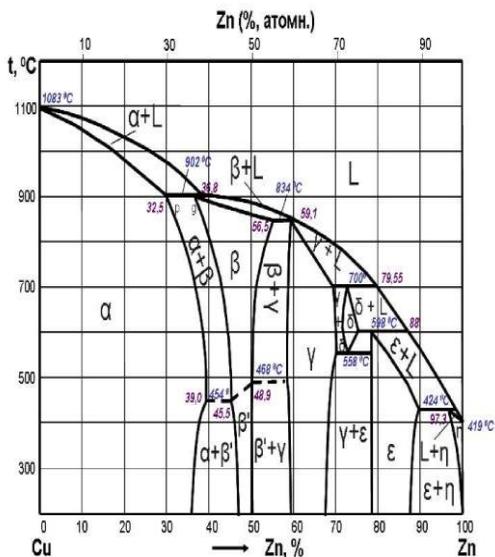
*$\alpha$ -фаза* - твердый раствор цинка в меди с кристаллической решеткой меди ГЦК. Предельная растворимость цинка в меди составляет 39% при 454°C. При комнатной температуре растворимость Zn в Cu до 35%.

*$\beta$ -фаза* - твердый раствор на базе электронного соединения  $\text{CuZn}$

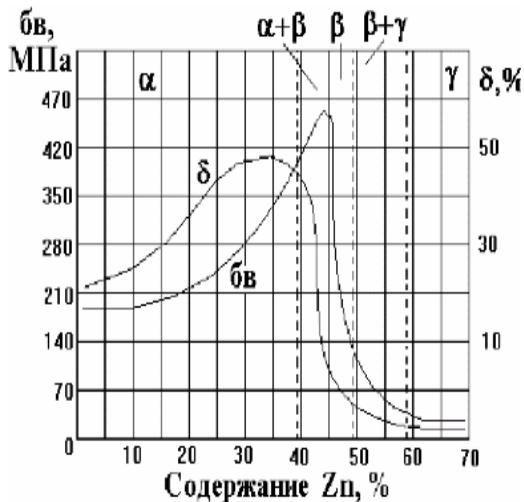
$$\left( \frac{\text{число электронов}}{\text{число атомов}} = \frac{3}{2} \right) \text{ с решеткой ОЦК } (a=2,94 \text{ нм}).$$

При высоких температурах  $\beta$ -фаза имеет неупорядоченное расположение атомов и широкую область гомогенности (рисунок 4а). В этом состоянии  $\beta$ -фаза пластична. При снижении температуры менее 454-468°C расположение атомов меди и цинка в этой фазе становится упорядоченным и она обозначается  $\beta'$ . Фаза  $\beta'$  в отличие от  $\beta$ -фазы, является твердой и хрупкой.

Изменение механических свойств меди от содержания цинка показано на рисунке 4б. В области  $\alpha$ -твердого раствора прочность ( $\sigma_B$ ) и пластичность ( $\delta$ ) увеличиваются. При появлении в структуре  $\beta'$ - кристаллов пластичность ( $\delta$ ) падает, а прочность продолжает возрастать с увеличением Zn до 45%. При большем содержании цинка структура сплава состоит только из  $\beta'$ -фазы и прочность сильно уменьшается.



а

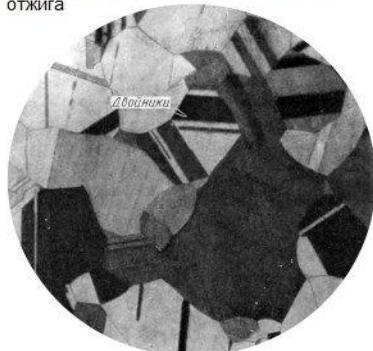


б

Рисунок 4. Диаграмма состояния Cu-Zn и изменение механических свойств

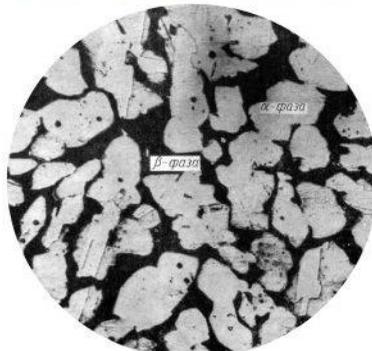
Технические латуни содержат цинка до 48-50%. В зависимости от содержания цинка различают  $\alpha$ -латуни и  $\alpha+\beta$ -латуни. Микроструктура однофазных и двухфазных латуней представлена на рисунке 5.

Микроструктура  $\alpha$ -латуни после холодной обработки и рекристаллизационного отжига



а

Микроструктура  $\alpha+\beta$ -латуни, состоящая из светлых полей  $\alpha$ -фазы и темных полей  $\beta$ -фазы



б

Рисунок 5. Микроструктура однофазной (а) и двухфазной (б) латуни

Однофазные  $\alpha$ -латуни хорошо деформируются в холодном состоянии. Эти латуни подвергают горячей обработке давлением при температурах ниже линии солидус.  $\alpha+\beta$ -латуни по сравнению с  $\alpha$ -латунью имеют большую прочность и износостойкость, но меньшую пластичность.

Легирование латуней другими элементами оказывает влияние на растворимость Zn в Cu. Данное влияние оценивается коэффициентом Гийе, который показывает, какому количеству цинка эквивалентно введение 1% легирующего элемента. Эти значения для основных легирующих элементов латуней составляют:

Легирующий элемент	Si	Al	Sn	Cd	Pb	Mn	Ni
Коэффициент Гийе, $k_i$	10-12	4-6	2	1	1	0,5	-1,4

Количество кажущегося растворенного цинка в меди рассчитывается по формуле:

$$Zn = [(Zn + \sum k_i \cdot ЛЭ) / (Zn + Cu + \sum k_i ЛЭ)] \cdot 100\%$$

Дополнительное легирование двойных латуней благоприятно сказывается на свойствах. Легирование Pb улучшает обрабатываемость резанием (автоматные латуни); олово повышает коррозионную стойкость в морской воде; алюминий, никель - прочность, коррозионную стойкость.

Все латуни по способу изготовления изделий подразделяются на две группы: деформируемые, из которых изготавливаются полуфабрикаты (листы, трубы, фасонный прокат) и литейные, предназначенные для фасонного литья.

Свойства некоторых латуней представлены в таблице 1.

### **Бронзы.**

**Оловянистые бронзы.** Структура и свойства оловянистых бронз определяются содержанием олова. На рисунке 6 представлена диаграмма Cu- Sn, на которой основные линии описывают превращения при сверхмедленном охлаждении, штриховые - превращения, происходящие в реальных промышленных сплавах. В системе Cu-Sn образуются следующие фазы:

-  $\alpha$ -твердый раствор Sn в Cu. Растворимость Sn в Cu зависит от температуры при 798°C в Cu растворяется 13,5% Sn, с понижением температуры до 590...520°C растворимость увеличивается до 15,8% Sn, при дальнейшем снижении температуры растворимость Sn в Cu уменьшается и при комнатных температурах составляет <0,01%. В реальных сплавах (штриховые линии на диаграмме) растворимость Sn в Cu составляет 6...8% и не зависит от температуры;

-  $\beta$ -фаза твердый раствор Sn в Cu на основе соединения электронного типа с электронной концентрацией 3/2 с решеткой ОЦК (Cu<sub>5</sub> Sn);

-  $\delta$ -фаза химическое соединение на основе соединения электронного типа с электронной концентрацией 21/13 со сложной кубической решеткой (Cu<sub>31</sub> Sn<sub>8</sub>);

- ε-фаза химическое соединение на основе соединения электронного типа с электронной концентрацией 7/4 со сложной кубической решеткой ( $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ).

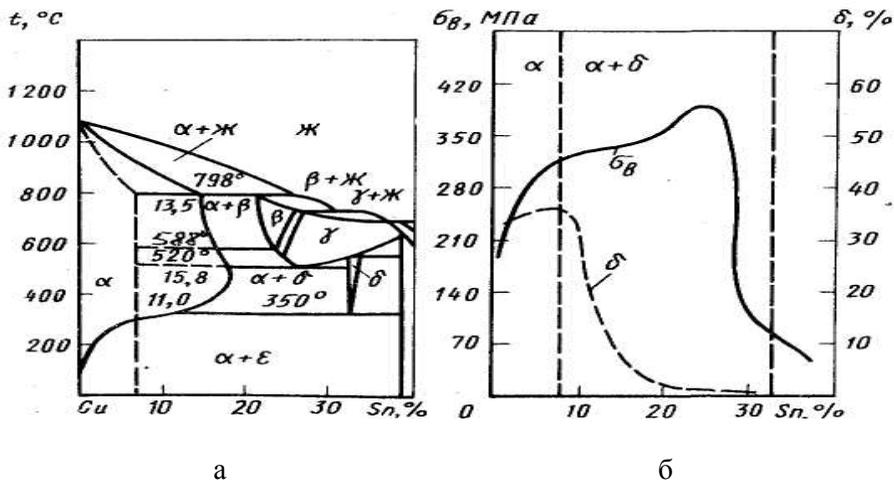
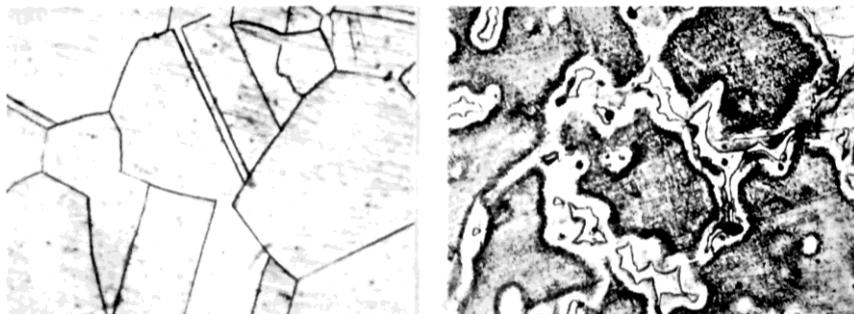


Рисунок 6 - Диаграмма состояния Cu-Sn (а) и влияние содержания олова на свойства оловянистой бронзы (б)

При охлаждении в оловянистых бронзах происходят следующие превращения:  $\beta$ -фаза образуется по перитектической реакции при  $t=793^\circ\text{C}$ ,  $\beta$ -фаза при  $t=586^\circ\text{C}$  по эвтектоидной реакции распадается на  $\alpha+\gamma$ ;  $\gamma$ -фаза при  $t=520^\circ\text{C}$  распадается на  $\alpha+\delta$  и при  $t=350^\circ\text{C}$  должна протекать эвтектоидная реакция  $\delta\rightarrow\alpha+\epsilon$ . В реальных условиях при ускоренном охлаждении данная реакция не проходит из-за низкой скорости диффузионных процессов.

Таким образом, структура промышленных бронз будет следующая: при содержании Sn  $< 6...8\%$  - однофазная  $\alpha$ - твердый раствор (рисунок 7а); при содержании 8...38% Sn структура будет состоять из дендритов  $\alpha$ - твердого раствора различной травимости по сечению зерна из-за значительной ликвации и  $\delta$ -эвтектоида, состоящего из  $\alpha+\delta$ , который расположен по границам зерен (рисунок 7б). Структура с  $\delta$ -эвтектоидом является неравновесной.



а

б

Рисунок 7. Микроструктура деформированной однофазной бронзы с 5% Sn после деформации и рекристаллизации (а) и литой двухфазной с 10% Sn (б)

Изменение механических свойств литых бронз в зависимости от содержания олова показано на рисунке 6б. Предел прочности возрастает с увеличением содержания олова в бронзе до 18-20%. При большей концентрации олова вследствие присутствия в структуре значительного количества эвтектоида, содержащего хрупкое соединение  $Cu_{31}Sn_8$ , предел прочности резко снижается.

Относительное удлинение несколько повышается при содержании в бронзе 4-6% Sn. При образовании эвтектоида относительное удлинение сильно уменьшается.

Для повышения свойств и удешевления оловянистые бронзы легируют Zn, P, Pb, Ni другими элементами. Цинк улучшает технологические свойства бронзы и удешевляет ее.

Фосфор сужает область  $\alpha$ -фазы, а при содержании его более 0,3% образуется фосфид  $Cu_3P$ . Он улучшает литейные свойства, повышает твердость, прочность, упругие и антифрикционные свойства.

Никель, растворяясь в меди, измельчает зерно, повышает механические свойства и коррозионную стойкость.

Свинец, не растворимый в меди, присутствует в структуре бронзы в виде округлых выделений в объеме зерна. Легирование свинцом снижает механические свойства бронзы, но повышает

плотность отливок, облегчает обработку резанием и улучшает антифрикционные свойства.

Оловянистые бронзы делятся на деформируемые и литейные. Деформируемые бронзы содержат 4-8% Sn, до 0,4% фосфора, до 4% цинка и до 4,5% свинца и поставляются в виде прутков, труб, лент и проволоки в нагартованном (твердом) и отожженном (мягком) состоянии. Эти бронзы чаще применяют для изготовления пружин и пружинящих деталей в различных отраслях промышленности. Литейные бронзы, содержащие большое количество цинка, фосфора и нередко свинец, имеют двухфазную структуру  $\alpha$ -раствор и твердые, хрупкие включения  $\delta$ -фазы ( $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ) и применяются изготовления антифрикционных деталей. Свойства некоторых бронз представлены в таблице 1.

**Бериллиевые бронзы.** Применяемые бронзы содержат не более 2,5% бериллия (рисунок 8а) и содержат следующие фазы:

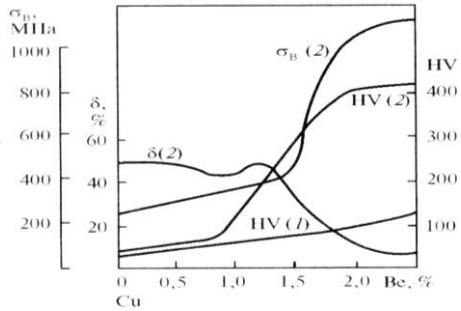
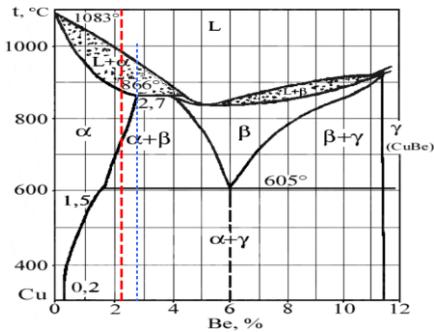
$\alpha$  – твердый раствор на базе меди;

$\beta$  – твердый раствор на базе промежуточной фазы  $\text{SiBe}$  с решеткой ОЦК;

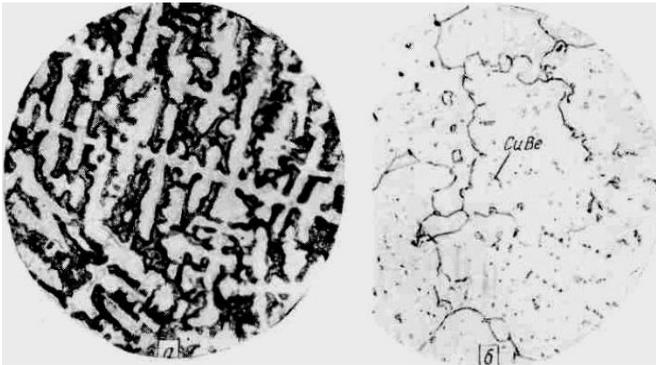
$\gamma$  – промежуточная фаза  $\text{SiBe}$ . По некоторым данным у фазы есть узкая область гомогенности.

Твердые растворы  $\alpha$  и  $\beta$  пластичны при высоких температурах, а  $\alpha$  – раствор и при комнатной;  $\gamma$  – фаза хрупка, тверда и является отличным упрочнителем при старении. При эвтектоидном распаде  $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma)$   $\gamma$ -фаза выделяется в грубой форме, что приводит к снижению всего комплекса механических свойств сплавов в равновесном состоянии.

Растворимость Be в Si при 866°C составляет 2,7%, а при комнатных 0,2% (рис. 8а). В литом состоянии структура состоит из дендритов  $\alpha$  – твердого раствора, в межосных пространствах которого находится эвтектоид  $\alpha + \gamma$  (рис.9а).



а б  
 Рисунок 8 – Диаграмма состояния Си-Ве (а) и влияние Ве на свойства сплавов системы Си-Ве после закалки (1) и старения (2) (б)



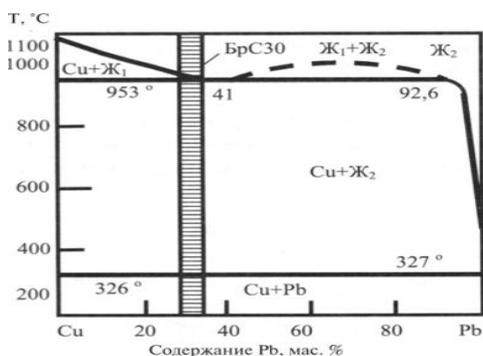
а б  
 Рисунок 9 – Микроструктура бронзы БрБ2,5 в литом (а) и термообработанном состояниях (б)

Значительная разница в растворимости при высоких и комнатных температурах позволяет сплавы системы Си-Ве упрочнять ТО. Степень упрочнения зависит от содержания Ве в сплаве. Рост прочности после ТО начинается при содержании Ве 1,5% и достигает максимального значения при 2,5% (рисунок 8б).

Структура бериллиевой бронзы после закалки с 800°C и старения 350°C представлена на рисунке 9б. Свойства некоторых бронз представлены в таблице 1.

**Свинцовистые бронзы.** Это сплавы системы Си—Рв содержащие ~30% свинца. Свинцовистые бронзы обладают хорошими антифрикционными свойствами и высоким сопротивлением заеданию, поэтому применяется для изготовления высоконагруженных подшипников (опорные и шатунные подшипники мощных турбин, авиационных моторов, дизелей и других быстроходных машин).

Медь со свинцом практически не растворимы друг в друге (рисунок 10а) и их структура представляет собой смесь зерен меди и свинца (рисунок 10б).



а

б

Рисунок 10 - Диаграмма состояния Си—Рв (а) и структура бронзы Бр30 (б)

Свинцовая бронза марки БрС30 кристаллизуется в несколько стадий. Первая стадия — выделение меди по линии ликвидус; вторая стадия — прохождение монотектической реакции ( $Ж \rightarrow Си + Ж_2$ ), третья стадия — выделение меди по правой кривой ликвидус; четвертая стадия — эвтектический распад  $Ж_2 \rightarrow Си + Рв$  (в эвтектике содержится 99,98 % Рв). Характерной особенностью затвердевания сплавов системы Си—Рв является наличие монотектической реакции: процесс кристаллизации сопровождается

разделением жидкости на два слоя — жидкость Ж богатая медью (37,4 % Pb, остальное — медь) и жидкость Ж<sub>2</sub> богатая свинцом (86% Pb, остальное — медь). После затвердевания бронзы ее структура состоит из зерен меди и эвтектики, состоящей практически из чистого свинца (рис. 10б). Очень сложно получить в отливках мелкое зерно меди и равномерное распределение свинца. Из-за того, что происходит расслоение жидкости во время монотектической реакции ( $J \rightarrow C_1 + J_2$ ), наблюдается сильная ликвация. Свойства некоторых бронз представлены в таблице 1.

## 1.4 Свойства и применение некоторых латуней и бронз

Таблица 1 – Свойства медных сплавов

Марка сплава	Состояние	T <sub>пл</sub> , °С	Механические свойства			Области применения
			σ, МПа	δ, %	НВ	
Л80	Мягкое Твердое	965...1000	310 640	52 5	60 145	Полуфабрикаты, значки, медали, теплообменники, манометрические трубки, сильфоны, музыкальные инструменты
Л63	Мягкое Твердое	910...900	330 390	45 4	68 155	Листы, ленты, трубы, проволока, прокладки, заклепки, гайки, болты, изделия получаемые глубокой вытяжкой
ЛС59-1	Мягкое Твердое	900...885	400 650	45 4	85 150	Гайки, кольца, прокладки, нипеля, втулки и другие изделия получаемые обработкой резанием
ЛО62-1	Мягкое Твердое	906...885	400 700	40 50	80 145	Детали морского судостроения, трубы теплообменников, детали контактирующие с нефтепродуктами
ЛЦ40С	Литое	885	215	12...20	70...80	Фасонные отливки арматуры, сепараторы подшипников

Продолжение таблицы 1

ЛЦ23А6ЖЗМц2	Литое	900	636...705	7	160	Детали ответственного назначения: червячные колеса, гайки нажимных винтов и другие антифрикционные детали
БрОЦ4-3	Мягкое Твердое	1045	300... 500...600	35...45 3...6	50...70 150 170	Пружины, контакты штепсельных разъемов детали химической промышленности
Бр010Ф1	Литое		215...245	3	80... 90	Подшипники скольжения, нажимные и штензельные гайки, узлы трения арматуры
БрАЖ9-4	Мягкое Твердое	1040	450 550	40 5	110 150	шестерни, втулки, нажимные винты, гайки, седла клапанов.
БрБ2,5	Закаленно е 3+Стар. 3+Стар.+п л.деф.		550 1300 1400	30 2 1,5	115 330 410	Пружины, износостойкие детали всех видов, детали часов, не искрящий инструмент
БрС30			58	4	25	Антифрикционные детали

## 2. Практическая часть работы

1. Выполнить анализ структуры образцов меди с примесями  $O_2$ ,  $Bi$ ,  $Pb$ ; латуней и бронз в соответствии с технологической картой. Зарисовать структуру, указать фазы, структурные составляющие и увеличение микроскопа.

Для заданных сплавов привести диаграммы состояния, построить кривые охлаждения с указанием фазовых превращений в процессе кристаллизации и последующем охлаждении до комнатной температуры.

3. Проанализировать соответствие структуры исследуемого сплава со структурой в соответствии с диаграммой состояния сплавов. Дать объяснение несоответствия или соответствия структур.

4. Для латуни ЛО60-3 рассчитать кажущееся содержание цинка в сплаве по формуле Гийе.

## Контрольные вопросы и задания

1. Опишите основные свойства меди.
2. Какие примеси меди значительно снижают пластичность и электропроводность?
3. Как влияет кислород, висмут, сера на структуру и свойства меди?
3. Какие медные сплавы называются латунями?
4. Какие превращения протекают в сплавах диаграммы медь-цинк?
5. Изобразите структуру латуней в литом и отожженном состоянии.
6. Изобразите структуру  $\alpha$ -латуней в литом и отожженном состоянии.
7. Опишите легирующие элементы влияют на свойства латуней?
8. Опишите влияния коэффициентов Гийе на определение структурных составляющих специальных латуней?
9. Приведите примеры марок специальных литейных латуней, назовите их свойства.
11. Приведите примеры марок специальных обрабатываемых давлением латуней, назовите их свойства.
12. Какие медные сплавы называются бронзами?
13. Какие превращения протекают в сплавах диаграммы медь-олово?
14. Как влияют условия кристаллизации на положение солидуса и сольвуса диаграммы медь-олово?
15. Приведите марки литейных оловянных бронз, их свойства.
16. Изобразите структуру БрО10Ф1 в литом и отожженном состоянии.
17. Какие медные сплавы называются безоловянными бронзами?

## Лабораторная работа № 5

### Материалы для подшипников скольжения

**Цель работы:** изучить принципы синтеза сплавов для подшипников скольжения на основе двойных диаграмм состояния. Изучить структуру и свойства основных подшипниковых сплавов

#### 1. Теоретическая часть

##### 1.1 Характеристика подшипников скольжения

По характеру работы и конструкции различают два типа подшипников: подшипники качения и скольжения. Подшипники качения представляют собой конструкции, в которых перемещение вала относительно опоры осуществляется за счет качения роликов или шариков в специальных кольцах.

Подшипники скольжения представляют собой узлы, в которых перемещение вала относительно опоры происходит в условиях трения скольжения.

Преимущества подшипников скольжения перед подшипниками качения:

1. Надежно работают в высокоскоростных приводах.
2. Способны воспринимать значительные ударные и вибрационные нагрузки из за больших рабочих поверхностей.
3. Работают бесшумно.
4. Имеют сравнительно малые радиальные размеры.
5. Разъемные подшипники допускают установку их на шейках коленчатых валов, при ремонте не требуют демонтажа муфт, шкивов и т.д.
6. Для тихоходных машин имеют простую конструкцию.

Недостатки:

1. Высокие требования к наличию смазочного материала, опасность перегрева.
2. Большие осевые размеры
3. Потери на трение при пуске и при несовершенной смазке.

4. Большой расход смазочного материала, необходимость очистки и охлаждения.

Материал для рабочей части подшипников скольжения должен отвечать следующим требованиям:

1. иметь малый коэффициент трения с материалом вала;
2. обеспечить малый износ трущихся поверхностей;
3. гарантировать достаточную контактную прочность, т.е. обеспечить высокое  $R_{уд.}^{доп(устплов)}$  /  $R_{уд.}(стльное)$  ;
4. обладать хорошей теплопроводностью;
5. иметь малый коэффициент линейного расширения.

Данные требования удовлетворяются за счет:

1. подачи в зону трения смазки;
2. наличия микронеровностей (шероховатости) на поверхности материала подшипника для удержания смазки в зоне трения;
3. физико-механическими свойствами подшипникового материала.

## 1.2 Режимы работы подшипников скольжения

Режим работы подшипников зависит от величины и характера нагрузки, скорости скольжения, типа смазки и ее физико-химических свойств, материалов поверхностей трения и их состояния. Важнейшая характеристика подшипников скольжения – величина потерь на трение, которая зависит от режима его работы. При очень малой скорости скольжения (менее 0,01м/с) и отсутствии смазки – происходит сухое трение. Сопротивление вращению вала в этом случае определяет только коэффициент трения трущихся поверхностей. При наличии смазки рабочие поверхности вала и подшипника покрываются тончайшим адсорбированным масляным слоем (до 0,1мкм), который называется граничным. Он устойчив к разрушению и большим нагрузкам. Но в местах сосредоточенного давления, где высота микронеровности максимальна происходит схватывание отрыв микрочастиц материалов, что приводит к износу поверхностей, но меньшему чем при сухом трении. При увеличении скорости скольжения вал вращаясь увлекает смазочный материал в микронеровности и создается гидродинамическая подъемная сила, уменьшающая радиальную нагрузку на поверхность подшипника.

Такое трение называется полужидкостным. Коэффициент полужидкостного трения для антифрикционных материалов 0,008...0,1. Увеличение скорости скольжения приводит к росту гидродинамической подъемной силы и рабочие поверхности подшипника и вала не соприкасаются одна с другой. Вид трения называется жидкостным и обеспечивает высокую износостойкость, сопротивление заеданию вала и высокий КПД подшипника.

### **1.3 Классификация материалов для подшипников скольжения**

Подшипниковые материалы делят на три группы:

#### **1. Металлические материалы:**

а) баббиты - сплавы на основе олова и свинца Б83, Б88, Б16, БН, БК;

б) бронзы БрО10Ф1, БрО4Ц4С17, БрО4Ц7С5, БрС-30;

в) алюминиевые подшипниковые сплавы САМ, АО9-2, АО9-1, АО20-1;

г) цинковые подшипниковые сплавы ЦАМ 10-5, ЦАМ 9-1.5;

д) антифрикционные чугуны АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, ЧАС-5.

**2. Металлокерамические материалы**, получаемые из порошков прессованием и спеканием. Они имеют пористую структуру (объем пор, который заполняется маслом составляет 15 - 35%). Применяют при скудной смазке. Широкое применение имеют железографитовые и бронзографитовые вкладыши.

**3. Неметаллические материалы:** пластмассы, прессованная древесина, твердые породы дерева, резина, графитовые материалы. Для большинства неметаллических материалов вследствие их низкой теплопроводности лучшим смазочным материалом является вода, обеспечивающая хорошее охлаждение.

#### **4. Смазочные материалы.**

Назначение смазки: уменьшение потерь на трение, уменьшение или предотвращение износа, отвод тепла и продуктов износа, предотвращение коррозии и т.д.

Смазочные материалы разделяются на:

**а) Жидкие:** индустриальное масло И-20А, И-40А ГОСТ 20799-75, турбинное Т22, Т30-У, трансмиссионное ТАД-17, ТСП-10, моторное М-63/10Г1, М12-Г1, М8В

**б) Консистентные пластичные смазки и мази:** солидолы УС-2, жировая смазка ЦИАТИМ 202, УНИОЛ, Литол-24 и др.

**в) Твердые смазочные материалы** – применяют тогда, когда нельзя применить жидкие масла и мази (ткацкие и пищевые машины, смазывание подшипников скольжения работающих при высоких температурах, вагонетки печей и т.д.). К этим материалам относятся: графит, тальк, слюда, дисульфид молибдена.

**г) Газообразные.** Для мало нагруженных быстроходных валов применяют воздушную смазку, создающую минимальные потери мощности в подшипнике на трение и теплообразование, т. к. вязкость воздуха очень мала.

## 1.4 Металлические материалы

Данные материалы должны иметь гетерогенную структуру, состоящую из мягкой основы с включениями твердых частиц.

Принцип работы таких подшипников заключается в следующем:

- в начальный момент работы узла трения, материал подшипника плотно прилегает к валу (рисунок 1а);

- в процессе приработки мягкая основа вырабатывается и между валом и поверхностью подшипника образуется зазор, в который начинает поступать жидкая смазка, обеспечивающая резкое уменьшение коэффициента трения и износ трущихся поверхностей (рисунок 1б и рисунок 2);

- выступившие над поверхностью подшипника твердые включения передают нагрузку на основание подшипника, то есть обеспечивают его контактную прочность.

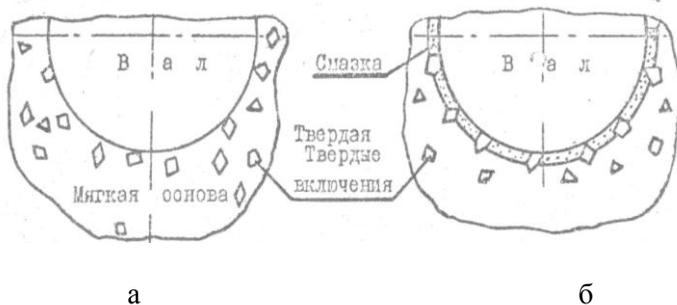


Рисунок 1 - Схема работы подшипника до приработки (а) и после приработки (б)

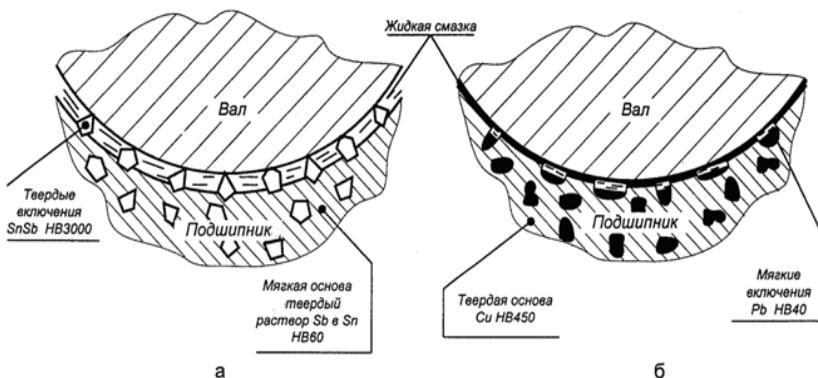


Рисунок 2 - Схема работы подшипника скольжения после приработки на основе баббита(а) и свинцовистой бронзы (б)

Для того, чтобы обеспечить гетерогенную структуру подшипникового материала, обычно обращаются к диаграммам состояния. В доэвтектических сплавах мягкой основой служит  $\alpha$ -раствор, твердыми включениями – эвтектика (рисунок 3а сплав I). Во втором случае мягкой основой сплава является эвтектика, твердыми включениями – промежуточные фазы (рисунок 3б сплав II).

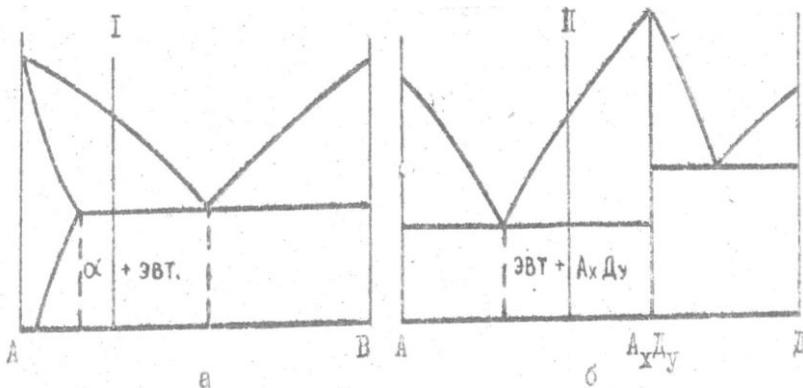


Рисунок 3 - Принципы подбора подшипниковых сплавов

### 1.4.1 Баббиты

В качестве основы данных сплавов используют Sn и Pb. Оптимальную структуру для подшипников скольжения на основе легкоплавких металлов обеспечивает легирование Sb, которая образует с Sn твердое химическое соединение SnSb -  $\beta$  фазу. Двойные сплавы систем Sn-Sb, Pb-Sb склонны к ликвации особенно при медленном охлаждении, причем богатые сурьмой  $\beta$ -кристаллы всплывают вверх, а более тяжелые кристаллы ( $\alpha$  - твердый раствор) остаются внизу. Для предупреждения ликвации в баббиты добавляют 5-6 % меди. Медь с оловом образует химическое соединение  $Cu_6Sn_5$ , которое выделяется при температуре  $\leq 415^\circ C$  в качестве первичных кристаллов, формируя древовидный скелет. На ветвях данного дерева, нарастают кристаллы  $\beta$ -фазы (SnSb), что препятствует их всплыванию.

**Сплавы на оловянистой основе.** Подшипниковые сплавы Б83 и Б89 являются сплавами тройной системы Sn-Sb-Cu, но учитывая, что медь находится в связанном состоянии в виде кристаллов  $Cu_6Sn_5$  ранее закристаллизовавшись из жидкости, то для описания структуры можно руководствоваться двойной диаграммой Sn-Sb (рисунок 4). Процесс кристаллизации Б83 (11% Sb) начинается с выделения  $\beta$ -фазы (SnSb) из жидкости при этом температура

снижается от линии ликвидус до линии перитектического превращения. При температуре 246°C протекает перитектическая реакция  $L + \text{SnSb} \rightarrow \alpha$ . При дальнейшем охлаждении из  $\alpha$  выделяется  $\beta$  вторичное.

Структура оловянистых баббитов (рисунок 5а) представляет собой мягкую матрицу  $\alpha$  твердый раствор (темная основа), с включениями твердых частиц: крупных белых многогранников (SnSb) и кристаллов в виде игл или звездочек  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ( $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ).

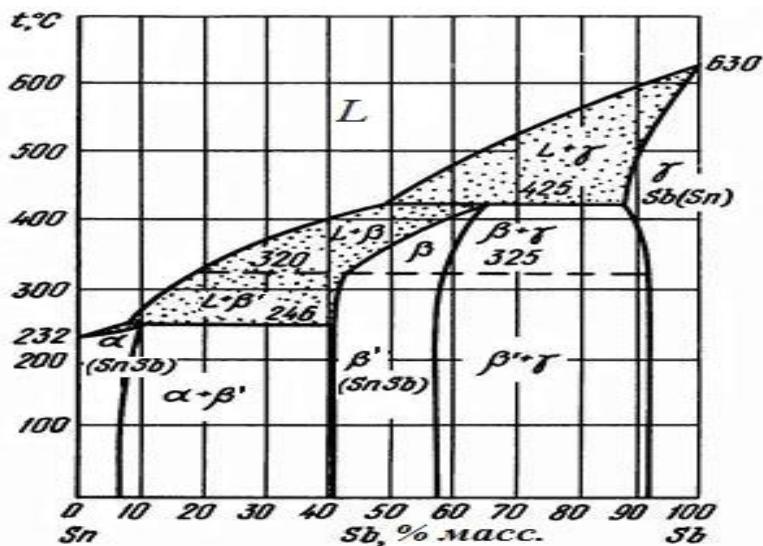
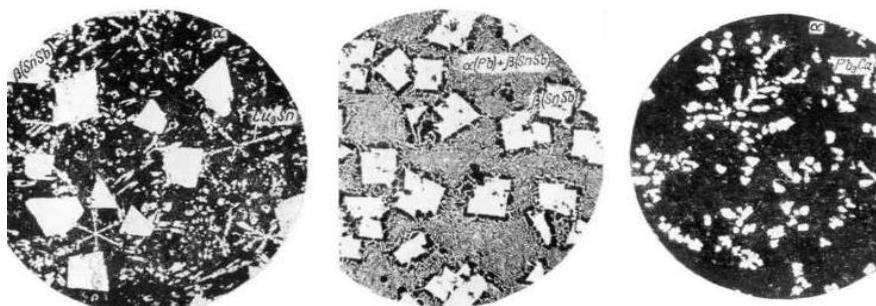


Рисунок 4 - Диаграмма состояния Sn-Sb



а

б

в

Рисунок 5 - Макроструктура баббитов Б83 (а), Б16 (б), БК (в)

**На свинцовистой основе.** Из-за высокой стоимости олова разработаны баббиты на основе свинца следующих систем: Pb-Sn-Cu-Sb (Б16, БН), Pb-Cu-Sb (БС), Pb-Sn-Cu-Sb (БКА, БК2). По сравнению с оловянистыми баббитами свинцовистые имеют больший коэффициент трения, меньшую износостойкость и являются более хрупкими.

Сплав Б16 по содержанию компонентов относится к системе Pb-Sn-Cu-Sb. Структура состоит из твердых включений  $Cu_2Sn$  и  $Cu_6Sn_5$  в виде игл, крупных белых многогранников (SnSb), которые находятся в мягкой основе двойной эвтектики  $\alpha$  (Pb)+ $\beta$ (SnSb) (рисунок 5б).

Сплав БС является заэвтектическим сплавом системы Pb – Sb. Согласно диаграмме (рисунок 6) структура сплава состоит из первичных кристаллов  $\beta$ -фазы (30НВ) и эвтектики  $\alpha+\beta$  (7-8НВ). Кроме того, благодаря наличию в сплаве меди, образуются иглообразные первичные кристаллы химического соединения  $Cu_2Sb$ , препятствующие всплыванию кристаллов  $\beta$ -фазы. Мягкой основой сплава является эвтектика, роль твердой составляющей выполняют частицы  $\beta$ -фазы и химического соединения  $Cu_2Sb$ .

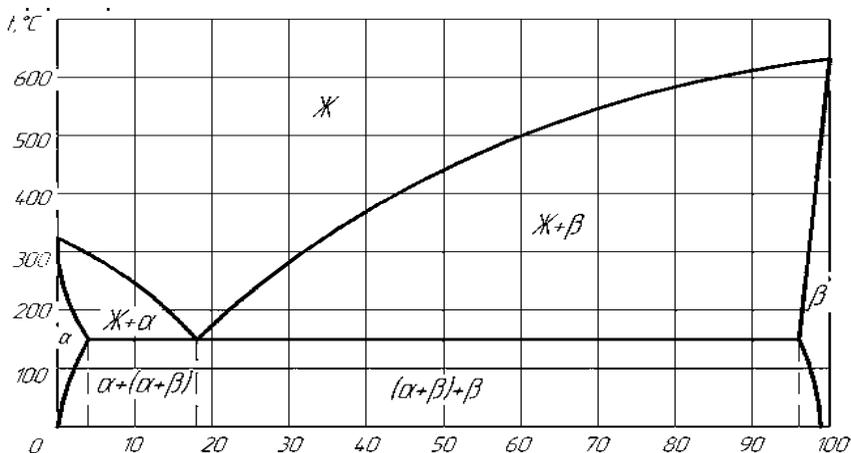


Рисунок 6 - Диаграмма состояния системы Pb-Sb

Сплавы БКА имеют структуру, состоящую из свинцовистой основы с включениями твердого химического соединения  $Pb_3Ca$  (рисунок 5в).

### 1.4.2 Цинковые антифрикционные сплавы

Сплавы ЦАМ10-5, ЦАМ5-10, ЦАМ9-15 уступают баббитам на оловянной основе по пластичности, коэффициентам трения и линейного расширения, равноценны свинцовистым баббитам. Кроме Al, Cu, вводят до 0,03...0,06 % Mg. Мягкая основа - эвтектика, твердая - включения  $CuZn_2$ . Применяют для монометаллических вкладышей, втулок, ползунов, для получения биметаллических полос со сталью и алюминиевыми сплавами.

Антифрикционным сплавом на цинковой основе является сплав ЦАМ 10-5, который относится к тройной системе Zn-Al-Cu.

Структура сплава состоит из светлых первичных дендритов  $\alpha$ -раствора, двойной эвтектики ( $\alpha+\epsilon$ ) и тройной эвтектики ( $\eta+\alpha+\epsilon$ ).

$\eta$ - твердый раствор алюминия и меди в цинке;  $\epsilon$ -соединение электронного типа ( $Cu Zn_3$ ).

Тройная эвтектика темнее и имеет более дисперсное строение, располагается между колониями двойной эвтектики, окружающей первичные кристаллы.

### **1.4.3 Сплавы на алюминиевой основе**

Основными компонентами сплавов являются Sn, Cu, Ni и Si, образующие с Al гетерогенные структуры. Сплавы АО3-1 и АО9-2 (Sn ~ 9 %, Cu ~ 2 %) применяют для отливок монометаллических вкладышей и втулок толщиной более 10 мм. Сплавы АО20-1, АН2,5 (Ni ~ 2,5 %) - для получения биметаллической ленты со сталью методом прокатки. Подшипники работают при нагрузке не более 200...300 МПа и окружной скорости 15...20 м/с.

Подшипниковые сплавы на алюминиевой основе как правило построены на базе систем Al-Sn, Al-Sb, Al-Cu, Al-Fe. Мягкой составляющей этих сплавов является зерна алюминия и олова (система Al-Sn) или алюминий и  $\alpha$ -раствор на его основе, с твердыми включениями:  $\text{Cu}_3\text{Sn}_8$ ;  $\text{CuAl}_2$ ;  $\text{FeAl}_3$ ; Si, т.д. (рисунок 7).

Алюминиевые подшипниковые сплавы применяют для подшипников станков, тракторов и других машин, работающих в условиях спокойной нагрузки. Недостатком их является сравнительно высокая твердость, высокий коэффициент линейного расширения, что вызывает необходимость механического крепления.

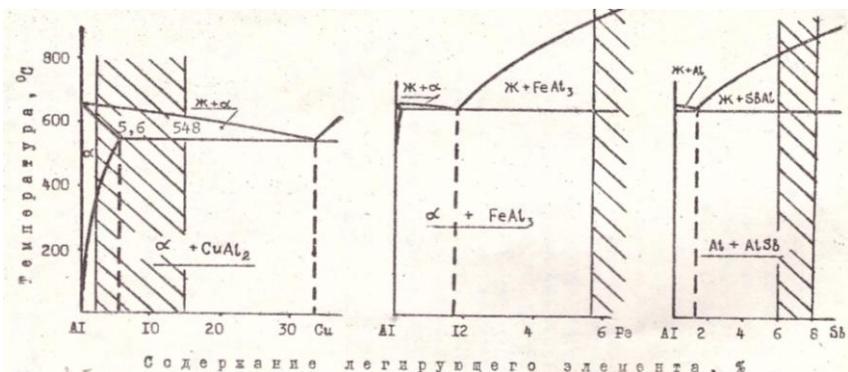
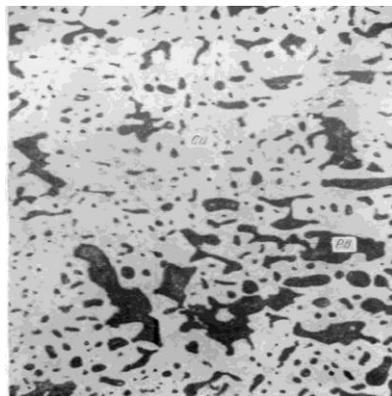
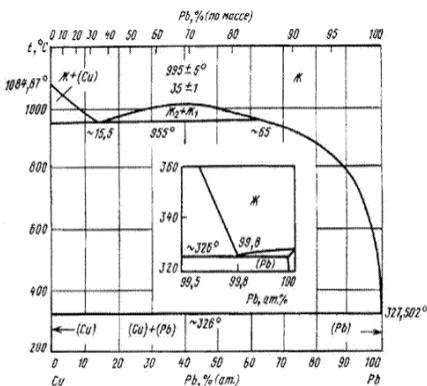


Рисунок 7 - Области подшипниковых сплавов систем Al-Cu, Al-Fe, Al-Sb

#### 1.4.4 Сплавы на медной основе

Подшипниковые сплавы на медной основе обычно относятся к группе бронз, так как латуни обладают плохими антифрикционными свойствами. Исключение составляют кремнистые и кремнисто-свинцовые латуни. Главными антифрикционными бронзами являются свинцовые, оловянно-фосфористые и оловянно-цинково-свинцовые. В последних цинк введен для удешевления.

Свинец практически нерастворим в меди, что отражает диаграмма Cu-Pb (рисунок 8а). Поэтому структура таких бронз состоит из почти чистой меди с вкраплениями свинца (рисунок 8б).



а

б

Рисунок 8 - Диаграмма Cu – Pb (а) и микроструктура свинцовой бронзы BrС30 (б)

Резкое различие температур плавления меди и свинца ( $1083$  и  $327^{\circ}\text{C}$ ) и их плотности ( $8,96$  и  $11,34$  г/см<sup>3</sup>) приводит к ярко выраженной зональной ликвации (по плотности). Для ее устранения приходится применять ускоренное охлаждение, вибрацию и другие меры при отливке подшипников. Для повышения прочности медного каркаса свинцовых бронз в них вводят никель, марганец, кремний, растворяющиеся в меди. Так как свинцовые бронзы имеют относительно низкую прочность, то их наносят на стальную ленту и применяют в виде композита.

Бронзы оловянно-фосфористые и оловянно-цинково-свинцовые используют в литом виде (структуру, превращения, свойства см. лабораторную №2)

### 1.4.5 Металлокерамические материалы

Изготавливаются методом порошковой металлургии. При этом смешивают компоненты антифрикционного материала; прессуют их в форме, обеспечивающей форму и размеры подшипника; спекают для обеспечения необходимой прочности. Так как технология порошковой металлургии приводит к специфической особенности

спеченных (металлокерамических) материалов – наличием пористости (10...30%), то заключительной операцией обычно является пропитка подшипника жидкой смазкой.

Подшипники из порошковых материалов обычно работают без принудительного смазывания за счет "выпотевания" масла, находящегося в порах. Подшипники изготавливают из сплавов на основе Fe и 1-7% графита (ПА-ЖГр1, ПА-ЖГр3, ПА-ЖГр7); железа, графита и меди (ПА-ЖГр2Д2.5, ПА-ЖГр3Д3, ПА-ЖГр3Д3-5.5); бронзо-графита на основе меди, содержащего 8-10% Sn и 2-4% графита (ПА-БрОГр10-2, ПА-БрОГр8-4 и др.). Структура металлической основы железографитовых материалов — перлит + графит + феррит( $\leq 40\%$ )+цементит( $\leq 10\%$ ). Коэффициент трения железографита по стали при смазке 0,03-0,07. Подшипники из железографита применяют при допустимой нагрузке не более 18 МПа и максимальной температуре 100-200 С. Коэффициент трения бронзо-графита по стали при смазке 0,03-0,06. Допустимая нагрузка 3-6 МПа (таблица 1).

### **1.5 Свойства и области применения подшипниковых сплавов**

Условия работы подшипников скольжения весьма разнообразны. Обычно все расчеты узлов трения выполняются специалистами в области деталей машин в зависимости от произведения «Р х V» где Р – удельная нагрузка; V – окружная скорость. Но прямое разложение произведения на отдельные составляющие неправомерно, так как условия нагружения могут изменить характер (механизм) трения. Увеличение окружной скорости приводит к уменьшению произведения в целом (смотри таблицу). Баббиты применяют в наиболее ответственных узлах, например, в турбинах и других двигателях. Общее для них – применение при высоких окружных скоростях и ударных и переменных нагрузках. Медные сплавы применяют при больших удельных динамических нагрузках. Алюминиевые сплавы используют для подшипников станков и тракторов при хорошей смазке. Из-за высокой стоимости цветных металлов подшипники скольжения изготавливают биметаллическими: основа стальная лента толщиной 0,4-4,85мм, рабочий слой подшипниковые сплавы толщиной 0,25-2,0мм.

Составы, свойства и области применения некоторых подшипниковых сплавов приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Свойства и применение подшипниковых сплавов

Сплав	Химический состав сплавов, %					Свойства			Условия применения		Области применения
	Sn	Pb	Sb	Cu	Другие	Твердость	Коэффициент трения со смазкой f	Коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^{-6}$ 1/град	$\leq P_{уд}$	$\leq V$	
<b>Баббиты</b>											
Б83(SnSb8Cu4) **	основа	-	10-12	5,5-6,5		~30	0,005	23	150-200	50	Турбины и другие двигатели
Б16(PbSb15Sn10) **	15-17	основа	15-17	1,5-2,0		~30	0,006	25	50-150	30	
БС	-	основа	16-18	1,5-2,0		~30			150-200		
<b>Бронзы</b>											
БрС30(СuPb30) **	27-33			Ост.		~25	0,005		150-250	8-10	При ударных нагрузках
Бр.ОЦС5-5-5	4-6	4-6		Ост.	4-6 Zn	~65	0,009	17	50-100	2,5	Средние значительные нагрузки $\vartheta$ умеренных

Продолжение таблицы 1

БрОФ10-1	9-11			Ост.	0,8-1 Р	~10 0	0,008	17	100-150	5	Ответственные узлы при умеренных и значительных Р и большой <i>Д</i>
<b>Цинковые сплавы</b>											
ЦАМ 10-5				4-5,5	10-12 Al		0,009	27	120	10	
<b>Алюминиевые сплавы</b>											
A09-2(AlSn4Cu)**	8-10			2-2,5	0,3-0,7Si 0,8-1,2Ni	~30	0,008		250	25	Подшипники станков, тракторов при хорошей смазке
<b>Металлокерамические подшипники</b>											
Fe-C (ПА-ЖГр3)	1,4-2 Гр	Поры 15-25				500	0,08-0,3*		180	10	Узлы трения станков с/х техники, быт приборы, легкая пром.
Бр-Г(ПА-БрОГр8-4)	7,5-8,5Sn	3-4,5 Гр	15-25 поры			200	0,03-0,04*		60 30 без смазки	2	Быт приборы, швейные машины, эл. двигатели

\* без смазки

\*\*для биметаллических подшипников

## **Практическая часть работы**

1. Выполнить анализ структуры образцов в соответствии с технологической картой (таблица 1П).
2. Зарисовать структуру, указать фазы, структурные составляющие и увеличение микроскопа для каждого образца.
3. Для каждого сплава выполнить анализ гетерогенности структуры, указать фазовый состав мягкой основы и включений.
4. Для заданных сплавов привести диаграммы состояния, построить кривые охлаждения с указанием фазовых превращений в процессе кристаллизации и последующем охлаждении до комнатной температуры.

Таблица 1П - Технологическая карта коллекции «Антифрикционные сплавы»

№ шлифа	Тип сплава (система)	Марка	Способ изготовления (тип)	Массовая доля компонентов, %	Структура
1	Баббиты	Б83	Литой	6- Cu, 11-Sb, Sn-ост.	$\alpha + \beta_1(\text{SnSb}) + \text{Cu}_3\text{Sn}_1$
2		Б16	Литой	16-Sn, 16-Sb, 2-Cu, Pb-ост.	$\text{Э}[\text{Pb} + \beta(\text{SnSb})] + \beta_1 + \text{Cu}_2\text{Sb}$
3		БН	Литой	13-Sb, 10-Sn, 1,5-Cu, 1,5-Cd, 0,8-As, Pb-ост.	$\text{Э}[\text{Pb} + \beta(\text{SnSb})] + \beta_1 + \text{AsCd}$
4	Бронзы	БрС30	Литой	70-Cu, 30-Pb.	$\alpha(\text{Cu}) + \text{Pb}$
7		БрОЦС5-5-5	Спеченный	5-Sn, 5-Zn, 5-Pb, Cu -ост.	$\alpha + \text{Э-д}(\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8) + \text{поры} + \text{Pb}$
8	Al-Cu	AM10	Литой	10-Cu, Al-ост.	$\alpha + \text{Э}(\alpha + \text{CuAl}_2)$
9	Zn-Al-Cu	ЦАМ10-5	Литой	10-Al, 5-Cu, Zn-ост.	$\alpha + \text{Э}(\alpha + \epsilon) + \text{Э}(\eta + \alpha + \epsilon)$
10	Fe-C-Cu	ПА-ЖГр3Д3	Спеченный	3-Графита, 3-Cu, Fe-ост.	$[\Phi + \Gamma + \alpha(\text{Cu}) + \Pi(\Phi + \Pi)] + \text{поры}$
11	Cu-Sn-Pb-C	ПА-БрОГр8-4	Спеченный	8-Sn, 4-Графит, Cu-ост.	$\text{Cu} + \alpha(\text{Cu}) + \Gamma + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8 + \text{поры}$

## Контрольные вопросы

1. Укажите требования, предъявляемые к антифрикционным материалам.
2. Какие есть способы получения антифрикционных сплавов?
3. Приведите примеры марок порошковых антифрикционных сплавов.
4. Сформулируйте принципы синтеза антифрикционных материалов на основе диаграмм состояния.
5. Приведите примеры марок свинцовых и оловянных баббитов.
6. Какая структура определяет антифрикционные свойства баббитов?
7. По диаграмме Sn-Sb определите основные структурные составляющие оловянных баббитов.
8. С какой целью баббиты легируют медью?
9. Приведите примеры марок антифрикционных сплавов на основе цинка.
10. Приведите примеры марок антифрикционных сплавов на основе алюминия.
11. Приведите примеры марок антифрикционных сплавов на основе меди.

## Лабораторная работа № 6

### Термическая обработка алюминиевых сплавов

**Цель работы:** научиться выбирать температурно-временные параметры для различных видов ТО алюминиевых сплавов. Исследовать влияние закалки и старения на свойства дюралюминия Д16

#### 1. Теоретическая часть

##### 1.1 Отжиг

Отжиг алюминиевых сплавов применяется в тех случаях, когда необходимо получить равновесную структуру, которая возникла в результате предыдущих операций при изготовлении деталей.

Применительно к алюминиевым сплавам наиболее распространены три разновидности неравновесных состояний структуры:

Неравновесное состояние, свойственное литым сплавам. Скорость охлаждения деталей в процессе литья значительно превышает скорости охлаждения, необходимые для равновесной кристаллизации. В результате ускоренного охлаждения в литой структуре может появиться неравновесная эвтектика, перенасыщенные твердые растворы, дендритная и зональная ликвация.

Неравновесное состояние, вызванное пластической деформацией, особенно холодной.

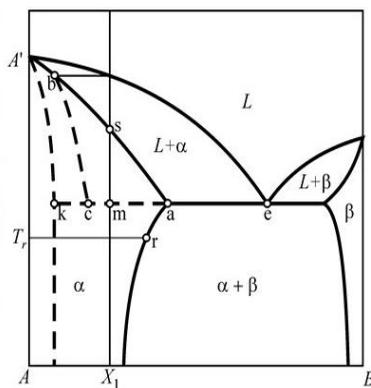
Неравновесное состояние, являющееся результатом предыдущей упрочняющей обработки (закалки и старения). Основная особенность такого состояния - присутствие в сплаве более или менее пересыщенного (легирующими компонентами) твердого раствора с дисперсными выделениями интерметаллидных фаз.

В соответствии с тремя рассмотренными выше разновидностями неравновесных состояний, различают три вида отжига: гомогенизационный отжиг слитков и отливок; рекристаллизационный и дорекристаллизационный отжиг

деформированных изделий после обработки давлением, резанием; гетерогенизационный отжиг термически упрочненных полуфабрикатов (дораспад пересыщенного твердого раствора и коагуляция выделившихся интерметаллидов) с целью разупрочнения.

Гомогенизационный отжиг или гомогенизация предназначена для устранения неравновесных эвтектик и ликваций в отливках с целью повышения пластичности и снятия внутренних напряжений. В процессе литья происходит неравновесная кристаллизация (рисунок 1а): точка предельной растворимости легирующего элемента в основе *a* сдвигается влево и в зависимости от скорости охлаждения может занять положение *s* или *k*. В сплаве *X1* появится неравновесная эвтектика. Структура литого сплава AM5 содержит неравновесную эвтектику (рисунок 1б).

Процесс гомогенизации носит диффузионный характер, что требует нагрева до температур близких к линии солидуса и длительных выдержек. Температуру нагрева выбирают по диаграммам состояния. Например для двойного сплава Al - 4 % Cu литая структура содержит неравновесную эвтектику, поэтому температура гомогенизации не должна превышать  $t_{эв} = 548 \text{ C}$  (рисунок 2).



а



б

Рисунок 1 - Диаграмма состояния с неравновесной эвтектикой (а) и микроструктура литого сплава AM5 (б)

Если отливку быстро нагреть до температуры выше  $t_{3в}$ , то эвтектика расплавится, что вызовет краснотомкость.

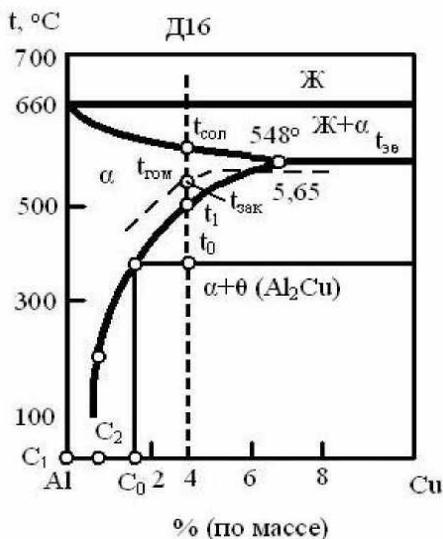


Рисунок 2 - Схема выбора температуры нагрева под отжиг и закалку сплавов системы Al-Cu

Температура гомогенизации для промышленных алюминиевых сплавов колеблется в пределах от 450 до 560 °C, а выдержка - от 4 до 36 ч. Выдержка выбирается экспериментально.

Рекристаллизационный отжиг наиболее распространен в качестве промежуточного этапа термической обработки между операциями холодной деформации или между горячей и холодной деформацией.

При нагреве деформированных металлов и сплавов до определенной температуры (температуры начала рекристаллизации), которая для технически чистых металлов составляет  $0,4 t_{пл}$ , а для сплавов несколько выше, в них начинается процесс образования и роста новых равновесных зерен (плотность дислокаций в зерне уменьшается на несколько порядков). При этом прочность и твердость снижаются, а пластичность возрастает. Эта

закономерность справедлива для тех условий нагрева, при которых не наблюдается еще заметной собирательной рекристаллизации.

Температура рекристаллизационного отжига на 50-150 °С превышает температуру окончания рекристаллизации и для промышленных алюминиевых сплавов колеблется в пределах от 300 до 500 °С. Выдержка при температурах рекристаллизационного отжига составляет 0,5-2 ч.

Дорекристаллизационным отжигом является неполный отжиг, который применяют в качестве окончательной термообработки с целью получения полуфабрикатов (обычно листов) с промежуточными свойствами - между свойствами нагартованного состояния (высокая прочность и низкая пластичность) и рекристаллизованного, полностью отожженного (низкая прочность и высокая пластичность). Неполный отжиг используют для термически не упрочняемых сплавов. Отжиг проводят при температуре ниже температуры окончания рекристаллизации, в результате чего сплав приобретает полигонизованную или частично рекристаллизованную структуру, поэтому упрочнение от холодной деформации снимается не полностью.

Гетерогенизационный отжиг термически упрочненных полуфабрикатов с целью их разупрочнения применяют только для сплавов, упрочняемых термообработкой. Он применяется в тех случаях, когда полуфабрикаты, упрочненные закалкой и старением, требуется разупрочнить (например, закаленные листы перед холодной штамповкой). Отжиг должен обеспечить полный распад твердого раствора и получение равновесной структуры в соответствии с диаграммой состояния. Температура гетерогенизационного отжига для промышленных алюминиевых сплавов составляет 350-420 °С. При нагреве до данных температур закаленного сплава Al-4 % Cu (рисунок 2) пересыщенный твердый раствор содержит 4 % Си. Выдержка сплава при температуре отжига  $t_0$  приводит к выделению из твердого раствора избытка меди в виде  $\theta$ -фазы ( $Al_2Cu$ ), содержание меди в твердом растворе снижается до равновесной при этой температуре концентрации  $C_0$ . Однако, как видно на рис. 3.2,  $C_0$  значительно больше  $C_1$  (равновесной концентрации меди при комнатной температуре) и даже  $C_2$  (при 200 °С). Для достижения равновесного состояния и

при температуре  $t_0$ , и при 20 и 200 °С охлаждение от температуры  $t_0$  до 20 °С (на практике до 200-250 °С) следует проводить медленно с тем, чтобы в процессе охлаждения твердый раствор успевал обедняться медью в соответствии с кривой изменения растворимости меди в алюминии. Принятые в производстве скорости охлаждения при отжиге термически упрочняемых сплавов не превышают 30 °С /ч.

## 1.2 Закалка

Целью закалки является получение в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние (пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов), которое обеспечивает повышение прочности и возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении.

Например, если сплав Al + 4 % Cu нагреть до температуры  $t_{\text{зак}}$  (рисунок 2), выдержать некоторое время, необходимое для полного растворения  $\theta$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) в алюминии, и охладить в воде до комнатной температуры, то твердый раствор, содержащий 4,0 % Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен или зафиксирован при комнатной температуре. Поскольку равновесная растворимость меди в алюминии при низких температурах составляет около 0,2 %, твердый раствор в закаленном сплаве Al + 4 % Cu будет пересыщен медью более чем в 20 раз.

Температура нагрева под закалку должна обеспечить как можно более полное растворение интерметаллидных фаз в алюминии. Температура закалки выбирается по диаграммам состояния Al-легирующий элемент и должна быть выше линии предельной растворимости легирующего элемента в алюминии, но при этом не превышать температуру эвтектики (при закалке литейных алюминиевых сплавов в структуре сплавов может быть неравновесная эвтектика, что приведет к ее плавлению). Для сплавов системы Al + Cu (рисунок 2) температура закалки указана пунктирной линией. Температура нагрева под закалку различных промышленных сплавов колеблется в пределах от 450 до 560 °С.

Выдержка при температуре нагрева под закалку должна обеспечить полное растворение интерметаллидных фаз, поэтому

она зависит от величины частиц и характера их распределения. В деформированных изделиях интерметаллидные фазы находятся в основном в виде мелких вторичных кристаллов (сплав был подвергнут гомогенизации и ряду технологических нагревов), а в отливках - в виде довольно грубых эвтектических включений. Отсюда различная продолжительность выдержки при температуре нагрева под закалку: для деформируемых сплавов она измеряется десятками минут, а для литейных - часами или даже десятками часов.

Например, для детали из сплава Д16 сечением 20 мм время выдержки составит ~60...75 мин.

Охлаждение при закалке следует проводить с такой скоростью, которая обеспечит отсутствие выделения избыточных фаз из твердого раствора в процессе охлаждения. Эта скорость должна быть больше некоторой критической скорости охлаждения. В таблице 1 представлены значения критической скорости при закалке некоторых промышленных сплавов.

Таблица 1 - Критическая скорость охлаждения и прокаливаемость при закалке в холодной воде некоторых алюминиевых сплавов

Сплав	Система	Ккр, °C/с	Максимальная толщина плиты, прокаливаемой насквозь, мм
В93	Al-Zn-Mg-Cu	3-5	250-300
АК4-1	Al-Cu-Mg	10-20	150-200
Д16	Al-Cu-Mg	60-90	100-120
В95	Al-Zn-Mg-Cu с добавками Mn и Cr	100-120	50-70

### 1.3 Старение

Старение представляет собой выдержку закаленного сплава при некоторых (относительно низких) температурах, при которых или начинается распад пересыщенного твердого раствора. Цель старения - дополнительное повышение прочности закаленных сплавов. Распадом твердого раствора называют процесс, в

результате которого из одной фазы (пересыщенный твердый раствор) образуются две фазы: твердый раствор, обедненный легирующими компонентами, и выделения интерметаллидов, отличающиеся от твердого раствора по составу и кристаллической решетке и отделенные от твердого раствора поверхностью раздела.

Процесс старения протекает в несколько стадий в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки:

1. Сначала в твердом растворе образуются субмикроскопические области - зоны с повышенным содержанием легирующего элемента. Если, например, в твердом растворе содержится 4 % Cu, а в химическом соединении  $\theta$  фазе ( $Al_2Cu$ ), которое в конечном счете должно выделиться из твердого раствора, 52 % Cu, то концентрация меди в зонах является промежуточной и возрастает по мере развития процесса. Эти зоны получили название зон Гинье-Престона (ГП). Зоны ГП в сплавах Al-Cu имеют пластинчатую форму и образуются на кристаллографических плоскостях (100). Зоны ГП - это часть твердого раствора, их кристаллическая структура такая же, как и твердого раствора, но постоянная решетки несколько меньше из-за повышенной концентрации меди, атомный радиус которой меньше, чем алюминия. Для зон ГП характерны небольшие размеры (толщина 0,5...1,0 нм, диаметр 4...10 нм).

2. Затем в твердом растворе образуются выделения промежуточной  $\theta''$ -фазы, состав которых соответствует фазе  $Al_2Cu$ . Фаза  $\theta''$  с тетрагональной, отличной от матрицы решеткой полностью когерентна с алюминиевым твердым раствором. Для этой фазы характерно упорядоченное взаимное расположение атомов меди и алюминия, при котором часть плоскостей занята только атомами меди, а часть - только атомами алюминия. Максимальная толщина выделений  $\theta''$  составляет 10 нм, а диаметр - до 150 нм. Фазу  $\theta''$  лишь условно можно назвать фазой, поскольку частицы  $\theta''$  не имеют дискретной границы раздела с матрицей.

3. Из твердого раствора выделяются частицы промежуточной  $\theta'$ -фазы. Эта стадия является началом собственно распада твердого раствора. Фаза  $\theta'$  по составу соответствует стабильной фазе  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ), имеет свою кристаллическую решетку, отличную и от решетки алюминия, и от решетки  $\theta$ -фазы, промежуточную в том смысле, что она легче сопрягается с решеткой алюминия, чем

решетка  $\theta$  -фазы. Выделения  $\theta'$ -фазы сопряжены, когерентны с решеткой алюминия по плоскостям (100). Таким образом,  $\theta'$ -фаза не полностью отделена от матрицы поверхностью раздела. Выделения  $\theta'$ -фазы образуются из  $\theta''$ -фазы, однако при повышении температуры не все частицы  $\theta''$  превращаются в частицы  $\theta'$ , часть их растворяется, вместе с тем не исключена возможность образования частиц  $\theta'$  непосредственно из твердого раствора.

4. Образуется стабильная  $\theta'$  когерентность решеток матрицы и выделяющейся фазы полностью нарушаются.

5. Происходит коагуляция  $\theta$  -фазы ( $Al_2Cu$ ).

В сплавах Al-Cu упрочняющей фазой является  $\theta$ -фаза ( $Al_2Cu$ ), выше описаны этапы ее выделения из пересыщенного твердого раствора. В других алюминиевых сплавах упрочняющими фазами служат: в Al-Cu-Mg-сплавах  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) и S ( $Al_2CuMg$ ); в Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu-сплавах -  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) и T ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ); в Al-Mg-Si-сплавах -  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ); в Al-Li-сплавах -  $\delta$ (AlLi).

При выделении каждой упрочняющей фазы из пересыщенного твердого раствора установлены промежуточные стадии, аналогичные тем, которые выше описаны для Al- Cu сплавов.

Стадии распада пересыщенного твердого раствора в различных алюминиевых сплавах можно изобразить следующим образом:

в сплавах Al-Cu:  $\alpha \rightarrow$  зоны ГП  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$  ( $Al_2Cu$ )

Al-Cu-Mg:  $\alpha \rightarrow$  зоны ГП  $\rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S$  ( $Al_2CuMg$ )

Al-Zn-Mg:  $\alpha \rightarrow$  зоны ГП  $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta \rightarrow T$ ( $Al_2Mg_3Zn_3$ )

Al-Mg-Si:  $\alpha \rightarrow$  зоны ГП  $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta$  ( $Mg_2Si$ )

Al-Li:  $\alpha \rightarrow \delta'(Al_3Li) \rightarrow \delta$  (AlLi)

При упрочняющей ТО алюминиевых сплавов различают два вида старения: естественное проходящее при комнатных температурах и искусственное проходящее при температурах 100...200 °С. В процессе естественного старения распад твердого раствора заканчивается на первой стадии, при этом выделяются дисперсные частицы диаметром 3...6 нм и толщиной в один два атомных слоя. При искусственном распад твердого раствора заканчивается на второй стадии, при этом выделяются более крупные частицы протяженностью 10...300 нм и толщиной до 40нм в зависимости от температуры и времени выдержки. Размеры частиц определяют величину прироста прочности (рисунок 3).

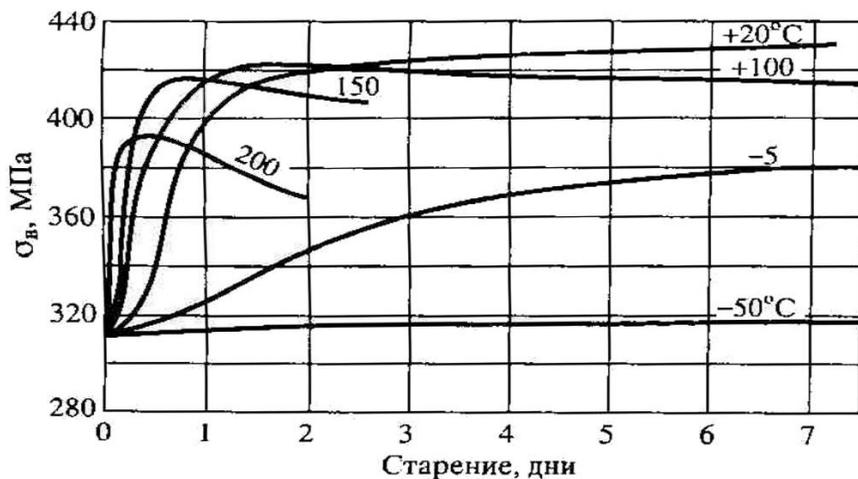


Рисунок 3 - Зависимость прочности дюралюмина от температуры и времени старения

Рост прочности закаленных алюминиевых сплавов в соответствии дисперсионным механизмом упрочнения (рисунок 3) связан с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП, с выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$ -  $\theta'$ -фаз (в сплавах Al-Cu). Последующие стадии - нарушение когерентности выделений метастабильных фаз, образование и коагуляция стабильных фаз - обуславливают снижение прочности.

## 2. Практическая часть работы

Практическая часть посвящена упрочняющей обработке дюралюминия Д16 (закалке + старение).

Последовательность работы:

1. Измерить твердость образцов до термической обработки (состояние поставки) и данные занести в таблицу.

2. Загрузить образцы в нагретую печь и выдержать необходимое время.

3. Закалить образцы в воде.

4. Измерить твердости закаленных образцов и данные занести в таблицу.

5. Выполнить старение закаленных образцов при различных температурно-временных параметрах в соответствии с таблицей.

6. Измерить твердость образцов после старения.

7. Построить графики «Твердость =  $f(t_{\text{ст.}}$  и  $\tau_{\text{ст.}}$ )».

8. В выводах дать объяснение изменения твердости в процессе ТО за счет фазовых превращений в сплаве.

Таблица 2 - Твердость дюралюминия в процессе ТО

Твердость до закалки	Твердость после закалки	Твердость образцов после различных режимов старения															
		Температура старения, °С	Время старения, ч														
			0,5	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5	4,0	24	48	72	96	120	144	
		20															
		200															
		240															

## Контрольные вопросы

1. Приведите классификацию видов термической обработки для цветных металлов и сплавов.
2. Дайте характеристику неравновесного состояния сплавов после литья
3. Какая структура сплавов после холодной пластической деформации?
4. Что такое гомогенизационный отжиг и как определяется температура отжига в соответствии с диаграммой состояния?
5. Что такое рекристаллизационный отжиг и как определяется температура данного отжига?
6. Охарактеризуйте технологию отжига слитков для снятия напряжений.
7. Объясните назначение и технологию отжига термически упрочняемых сплавов с целью разупрочнения.
8. Суть закалки без полиморфного превращения?
9. Как определяется температура закалки в соответствии с диаграммой состояния?
10. Какие есть виды старения и как они влияют на свойства закаленных алюминиевых сплавов?
11. Приведите основные стадии старения алюминиевых сплавов?
12. Как влияет повышение температуры старения на прочность закаленных сплавов?
13. Как влияет увеличение времени искусственного старения на прочность закаленных сплавов?

## Лабораторная работа №7

### Легирование титана

**Цель работы:** изучение структуры и свойств титановых сплавов.

#### 1. Теоретическая часть

##### 1.1 Титан и его свойства

Титан – один молодых промышленных металлов, хотя по распространенности в природе среди конструкционных металлов находится на 4 месте и его в земной коре значительно больше, чем Mn, Cr, Cu, Ni и других металлов, широко применяемых в производстве. Фактически история применения титана началась после 2-й мировой войны, и всего за 30-35 лет титан стал одним из важнейших металлов в технике, что объясняется ценным комплексом его физико-химических свойств. Так, титан почти в два раза легче, чем стали и многие цветные сплавы, а по коррозионной стойкости в морской воде и ряде агрессивных сред превосходит нержавеющие стали. Он немагнитен, имеет высокие удельную прочность и пластичность. Однако у титана есть и недостатки: большая склонность к водородной хрупкости, высокая химическая активность по отношению к газам при повышенных температурах, низкие антифрикционные свойства, плохая обрабатываемость резанием.

Титан имеет две аллотропические формы:  $\alpha$  –Ti и  $\beta$  –Ti. До 882,5°C титан существует в форме  $\alpha$  – модификации с гексагональной решеткой, а выше этой температуры – в виде  $\beta$  – модификации, имеющей решетку ОЦК. Следует отметить, что  $\alpha$  – модификация титана имеет очень низкую пластичность. При переходе в  $\beta$  – модификацию резко возрастает скорость роста зерна.

## 1.2 Взаимодействие титана с легирующими элементами и примесями

Все легирующие элементы, входящие в состав промышленных титановых сплавов, образуют с титаном твердые растворы замещения. По влиянию на стабильность  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз легирующие элементы делят на три группы:

-  **$\alpha$ -стабилизаторы**, повышающие температуру полиморфного превращения расширяющие область существования  $\alpha$  – фазы (Al) (рисунок 1а);

-  **$\beta$ -стабилизаторы**, понижающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования  $\beta$ -фазы (V,Mo,Nb,W,Ta,Cr,Mn,Cu,Ni,Pb,Be,Co) (рисунок 1б и 1в)

- **нейтральные** упрочнители, мало влияющие на температуру полиморфного превращения ( Sn, Zr, Ge, Hf, Th).

В свою очередь  $\beta$ -стабилизаторы подразделяют на изоморфные (V,Mo,Nb,Ta,W) (рисунок 1б) и эвтектоидообразующие (Cr,Mn,Fe,Cu и др.) (рисунок 1в) В сплавах титана с переходными элементами (Cr,Mn,Fe) эвтектоидный распад  $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$  протекает чрезвычайно медленно и при обычных скоростях охлаждения не происходит. В этом случае  $\beta$ -фаза легко фиксируется при комнатной температуре.

Кислород, азот, и водород, а также углерод образуют с титаном растворы внедрения. Кислород, азот и углерод являются  $\alpha$ -стабилизаторами, водород –  $\beta$ -стабилизатором. Все эти примеси в титане являются вредными, т.к. они резко снижают его пластичность. В связи с этим содержание их должно быть ограничено ( $\text{O}_2$  до 0,15%; N – до 0,05%;  $\text{H}_2$  – 0,01% и C – до 0,1%).

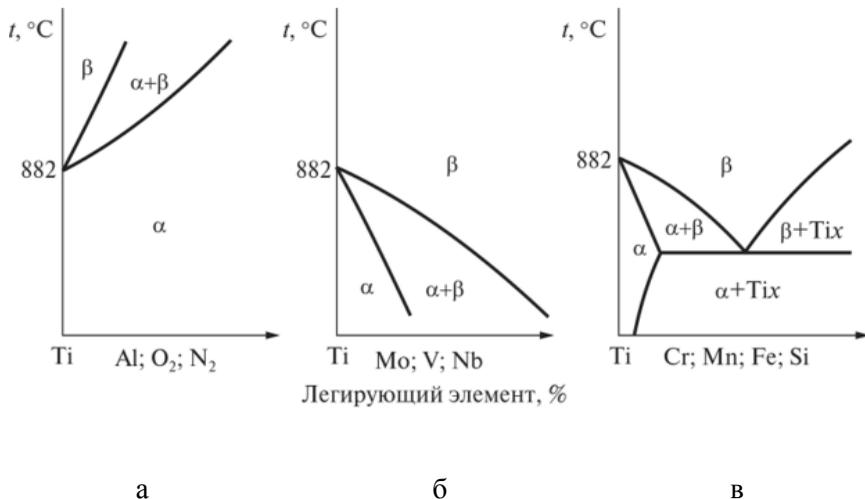


Рисунок 1 - Влияние легирующих элементов на температуру полиморфного превращения титана

### 1.3 Классификация титановых сплавов

Согласно принятой классификации титановые сплавы делят на три группы:

- **$\alpha$ -сплавы**, структура которых представлена  $\alpha$  – фазой;
- **двухфазные ( $\alpha + \beta$ )** – сплавы, структура которых состоит из  $\alpha$  – и  $\beta$  – фаз;
- **$\beta$  – сплавы**, закаливается на метастабильную  $\beta$  – фазу.

Помимо этого выделяют два переходных класса: псевдо- $\alpha$ -сплавы, структура которых помимо  $\alpha$ -фазы содержит небольшое (до 5 %) количество  $\beta$ -фазы и псевдо- $\beta$ -сплавы, структура которых хотя и представлена метастабильной  $\beta$ -фазой, но по свойствам они близки к ( $\alpha + \beta$ )-сплавам с большим содержанием  $\beta$ -фазы.

В свою очередь  $\beta$ -сплавы разбивают еще на три подгруппы:

- **механически нестабильные** – сплавы, содержащие  $\beta$ -стабилизаторы. В этих сплавах зафиксированная закалкой  $\beta$ -фаза распадается при длительном приложении нагрузок;

- **термически нестабильные сплавы**, содержащие легирующие элементы. В этих сплавах  $\beta$  – фаза не распадется под напряжением, но при нагреве из нее выделяются дисперсные частицы  $\beta$  – фазы;

- **стабильные сплавы**, содержащие  $\beta$  – стабилизаторы, в которых метастабильная  $\beta$  – фаза не распадается ни под действием напряжения, ни при нагреве. Однофазные сплавы со стабильной  $\beta$  - фазой, за редким исключением, не нашли промышленного применения.

## 1.4 Промышленные титановые сплавы

В настоящее время серийно применяются довольно большое число титановых сплавов. Химический состав некоторых из них приведен в таблице 1.

Типичным представителем  $\alpha$  – сплавов является сплав ВТ5.

Помимо алюминия эти сплавы могут содержать нейтральные упрочнители, например, олово (ВТ5–1).

Псевдо- $\alpha$ -сплавами являются ОТ4, ОТ4–1, которые дополнительно легируются марганцем и кремнием. Эти сплавы хорошо деформируются и свариваются. К этой же группе относятся жаростойкие сплавы ВТ18 и ВТ20, легированные цирконием.

К ( $\alpha+\beta$ )-сплавам относятся жаропрочные сплавы ВТ8, ВТ9, ВТ3-1 и высокопрочный сплав ВТ16. Эти сплавы легируются алюминием, ванадием, молибденом, хромом и др.

Представителем  $\beta$ -сплавов является сплав ВТ15. В закаленном состоянии это сплав имеет сравнительно низкую прочность, большую пластичность и хорошо штампуются. В результате старения прочность сплава значительно возрастает (таблица 1). Следует отметить, что  $\beta$ -сплавы плохо свариваются и поэтому применяются ограниченно.

Таблица 1 - Химический состав и свойства титановых сплавов

Тип сплава	Марка сплава	Химический состав, % (по массе, титан - остальное)	Вид термообработки	Механические свойства		
				Предел прочности при растяжении $\sigma_{в}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение $\delta$ , %	Ударная вязкость $a_n$ , кг·м/см <sup>2</sup>
Технический титан	BT1-0	99,0% Ti	отжиг	45-60	25	7
$\alpha$ -сплавы псевдо $\alpha$ -сплавы	BT5	5% Al	отжиг	75-95	12-25	3-6
	OT4-1	2% Al; 1,5% Mn		60-75	20-40	5-10
	BT20	6,5% Al; 2% Zr; 1% Mo; 1% V		95-100	-	-
$(\alpha+\beta)$ -сплавы	BT6	6,25% Al; 5% V	отжиг	95-100	8	4-8
	BT3-1	6% Al; 2% Cr; 2,5% Mo; 0,2 S; 1% Fe	отжиг	100-120	10-16	3-6
	BT22	5% Al; 5,5% Cr; 7% Mo; 3% Fe	закалка+старение	130-160	4-12	3
$\beta$ -сплавы	BT15	3% Al; 11% Cr; 8% Mo	закалка закалка+старение	85-95 130-150	20 6	2 -
	ИВТ1	3% Al; 5,5% Cr; 7% Mo; 3% Fe	закалка+старение	142-170	7-10	-

## 1.5 Фазовые превращения в титановых сплавах

Характерные фазовые превращения в промышленных титановых сплавах рассматриваются на диаграмме состояние титана с  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами. Это связано с тем, что при обычных скоростях охлаждения эвтектоидный распад в этих сплавах не происходит.

При медленном охлаждении из  $\beta$ -области полиморфное превращение протекает в соответствии с линиями диаграммы в интервале температур, с изменением состава  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Структура сплавов такого состава состоит из светлых полиэдрических зерен  $\alpha$ -фазы

В двухфазных ( $\alpha+\beta$ ) – сплавах видны две структурные составляющие – светлая и темная (шлиф 4). Светлая составляющая – это  $\alpha$ -фаза, а темная – сильно травящаяся дисперсная смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз (частицы  $\alpha$ -фазы выделяются в  $\beta$ -матрице). Следует сказать, что в двухфазных сплавах  $\beta$ -фаза в чистом виде металлографически не выявляется и ее количество определяют рентгеновским анализом. Структура отожженных ( $\alpha+\beta$ ) – сплавов в зависимости от условий деформации и режима термической обработки может быть равновесной, так называемого мелкого «корзиночного плетения» и грубоигольчатой. Сплавы с равноосной структурой обладают повышенной пластичностью, а со структурой «корзиночного плетения» – повышенным сопротивлением ползучести. Грубоигольчатая структура сплава образуется при перегреве и имеет сравнительно низкие механические свойства, особенно пластичность.

При закалке титановых сплавов из  $\beta$ -области  $\beta$ -фаза может переходить в мартенситную фазу, имеющую игольчатое строение. Это превращение происходит в интервале температур  $M_n - M_k$ , которые понижаются с увеличением содержания легирующих элементов и при концентрациях  $C'_{кр}$  и  $C''_{кр}$  достигают комнатной температуры (рисунок 2). Эти концентрации можно назвать первой и второй критической концентрацией соответственно. В титановых сплавах, как и в сталях, мартенситное превращение заключается в бездиффузионной перестройке кристаллической решетке по сдвиговому механизму.

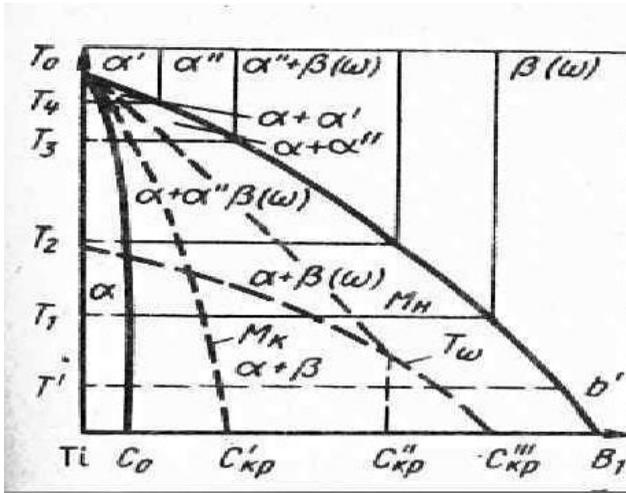


Рис. 2 – Структуры закаленных титановых сплавов в зависимости от температуры закалки

Из приведенной схемы видно, что при закалке из  $\beta$ -области структура сплавов с концентрацией легирующих элементов до  $C'_{кр}$  будет представлена только мартенситной  $\alpha$ -фазой. При этом, в сплавах титана с  $\beta$ -изоморфными элементами мартенситная фаза до концентрации  $C'$  имеет гексагональную решетку. С увеличением содержания легирующих элементов происходит плавное изменение параметров решетки мартенсита, переход ее из гексагональной в ромбическую –  $\alpha''$ -фазу, являющуюся сильно пересыщенным твердым раствором на основе  $\alpha$ -титана. Металлографически  $\alpha''$ -фаза не отличается от  $\alpha'$ -фазы.

При концентрации легирующих элементов от  $C'_{кр}$  до  $C''_{кр}$  мартенситное превращение не доходит до конца и наряду с  $\alpha'$  ( $\alpha''$ ) – фазой в структуре сплава остается  $\beta$ -фаза. Если содержание  $\beta$ -стабилизатора превышает  $C''_{кр}$ , то при закалке из  $\beta$ -области фиксируется только  $\beta$ -фаза. Структура закаленных  $\beta$ -сплавов, также как и  $\alpha$ -сплавов, состоит из светлых полиэдрических зерен, но зерна  $\beta$ -фазы, из-за большой склонности к росту, значительно крупнее зерен  $\alpha$ -фазы.

В сплавах, близких по составу ко второй критической концентрации, при закалке образуется  $\omega$ -фаза, которая представляет собой метастабильную низкотемпературную модификацию  $\beta$ -твердого раствора и по своей природе является соединением электронного типа.  $\omega$ -фаза образуется при закалке в сплавах с концентрацией легирующих элементов меньшей третьей критической  $C'''_{кр}$ . Под микроскопом  $\omega$ -фаза не выявляется. Ее появление в сплаве приводит к снижению пластичности.

### **1.6 Термообработка титановых сплавов**

Термообработку титановых сплавов, как правило, проводят с нагревом не выше границы  $(\alpha + \beta) / \beta$  из-за сильной склонности  $\beta$  – зерен к росту. В этом случае при температуре нагрева под закалку всегда сосуществуют  $\alpha$ – и  $\beta$ -фазы. Следует помнить, что не все титановые сплавы имеет смысл подвергать термической обработке. Так как прирост свойств дает только распад  $\beta$ -фазы, то, очевидно, что  $\alpha$ -сплавы, а такие сплавы с малым содержанием остаточной  $\beta$  – фазы, при термической обработке не упрочняются. Двухфазные  $(\alpha + \beta)$ – и однофазные  $\beta$ -сплавы упрочняются в результате закалки и старения. При этом эффект упрочнения усиливается с увеличением содержания  $\beta$ -стабилизаторов из-за возрастания после закалки количества метастабильной  $\beta$ -фазы, способной к распаду при старении, и достигает максимума для сплавов, близких по составу к т.  $C_{кр}$ . При увеличении концентрации  $\beta$ -стабилизаторов в  $\beta$ -сплавах эффект упрочнения несколько снижается по мере уменьшения количества упрочняющей  $\alpha$ -фазы .

Температура старения должна быть выше  $500^\circ\text{C}$  во избежание образования хрупкой  $\omega$ -фазы, которая выделяется из  $\beta$ -фазы при температуре  $450 - 500^\circ\text{C}$ . При более высоких температурах из метастабильной  $\beta$ -фазы выделяется  $\alpha$ -фаза.

### **1.7 Свойства и применения титановых сплавов**

Титан и его сплавы благодаря тому, что они имеют очень ценное свойство, находят все более широкое применение в различных областях современной техники. Титановые сплавы сочетают

хорошую вязкость, в том числе при отрицательных температурах, и высокую удельную прочность с отличной коррозионной стойкостью и немагнитностью. По всем этим характеристикам они не уступают лучшим специальным конструкционным сплавам и, в некоторых случаях, являются единственным материалом, пригодным для изготовления оборудования или конструкции, способных работать в данных конкретных условиях.

Основными областями применения титановых сплавов являются:

- авиация и ракетная техника (обшивка самолетов и ракет, корпуса двигателей и др.). По данным США в 1972 году 85–90% всего производства.

- газотурбинное двигателестроение (диски, лопатки компрессора и др.)

- судостроение (гребные винты, обшивка судов, подводных лодок и т.д.)

- химическая и пищевая промышленность (теплообменники, оборудование хлорной промышленности и др.)

- металлургия (компрессоры и насосы для перекачки агрессивных сред и др.)

Следует сказать, что применение титановых сплавов в авиационной и ракетной технике наиболее целесообразно в интервале температур 300 – 600° С, когда прочность алюминиевых и магниевых сплавов резко падает, а стали никелевые сплавы уступают им по удельной прочности.

Остановимся, в качестве примера, на областях применения некоторых сплавов, в том числе, приведенных в таблице 2.

Сплавы с  $\alpha$ -структурой типа ВТ5 применяют для силовых элементов сварных конструкций, работающих при низких температурах. Псевдо  $\alpha$ -сплав ОТ4-I используют на обшивки самолетов и ракет. Сплав ВТ20 в штампосварных конструкциях может длительное время работать при температурах до 500°С, а двухфазный ( $\alpha+\beta$ )–сплав ВТ6 – один из самых распространенных титановых сплавов для работы до 400°С. Сплав ВТ16 может длительное время работать при температурах до 350°С. Однофазные сплавы с метастабильной  $\beta$ -фазой, как например ВТ15, обладают особо высокими значениями прочности, но длительное время могут работать лишь при температурах до 150 - 250°С.

## **2. Практическая часть работы**

1. Выполнить анализ структуры образцов в соответствии с технологической картой (таблица 1П).
2. Зарисовать структуру, указать фазы, структурные составляющие и увеличение микроскопа для каждого образца.
3. Проанализировать соответствие структуры исследуемого сплава со структурой в соответствии с диаграммой состояния сплавов. Дать объяснение несоответствия или соответствия структур.

Таблица 1П - Технологическая карта к лабораторной работе «Титановые сплавы»

п/п №	Тип сплава	Марка сплава	Химический состав сплава, %	Вид термообработки	Структура
1	$\alpha$ -сплав	типа VT5	4,3-6,2 % Al	отжиг (750°C)	Полиэдрические зерна $\alpha$ -фазы
2	Псевдо $\alpha$ -сплав	типа VT20	6,0-7,5% Al; 1,5-2,5% Zr; 0,5-2,0% Mo; 0,8-1,8% V	отжиг (850°C)	( $\alpha+\beta$ )-структура
3				закалка (1050°C) из $\beta$ -области	$\alpha'$ -мартенсит
4	( $\alpha+\beta$ )-сплавы	типа VT6	5,5-7,0% Al; 4,2-6,0% V	отжиг (850°C)	( $\alpha+\beta$ )-структура
5				закалка (1020°C)	$\alpha''$ -мартенсит+ $\beta_{ост}$
6	( $\alpha+\beta$ )-сплавы	типа VT22	4,0-5,7% Al; 4,0-5,5% V; 0,5-2,0% Cr; 4,5-5,5% Mo; 0,5-1,5% Fe	отжиг (750°C)	( $\alpha+\beta$ )-структура
7				закалка (900°C)	метастабильная $\beta$ -фаза
8	Псевдо $\beta$ -сплав	типа VT19	3,0% Al; 6,0% Cr; 1,0% Zr; 5,0% Mo; 4,0% V	отжиг	$\beta$ -фаза
9				закалка+старение (при 600°C , 4 часа)	( $\alpha+\beta$ )-структура

### **Контрольные вопросы.**

1. С какими химическими соединениями титан интенсивно взаимодействует?
2. Укажите кристаллографические модификации титана.
3. С какой целью применяют вакуум при получении слитков титана из титановой губки?
4. От чего зависят механические свойства титана?
5. Можно ли титан обрабатывать резанием?
6. Приведите классификацию титана по структуре.
7. Где нашли наиболее широкое применение титан и сплавы на его основе?