

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ  
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ  
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«НИЖЕГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ им. Р.Е. АЛЕКСЕЕВА»

Кафедра «Материаловедение, технологии материалов и  
термическая обработка металлов»

**Термическая обработка  
и металлографическое исследование  
деформируемых алюминиевых сплавов**

Лабораторная работа № 1

Методические указания к выполнению лабораторных работ  
по дисциплине «Металловедение и обработка цветных сплавов»  
для студентов очной формы обучения по направлению подготовки  
22.03.02 «Металлургия».

Профиль подготовки  
«Металловедение, термическая обработка  
сталей и высокопрочных сплавов"»

Нижний Новгород  
2016

Составитель С.А. Сорокина  
УДК 621.785:669.13/14 (075.5)

Термическая обработка и металлографическое исследование деформируемых алюминиевых сплавов: метод. указания к выполнению лаб. работ для студентов очной формы обучения по направлению подготовки 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Металловедение, термическая обработка сталей и высокопрочных сплавов» / НГТУ; сост.: С.А.Сорокина. - Н.Новгород, 2016. - 36 с.

Необходимость выполнения лабораторных работ связана с практической значимостью алюминиевых сплавов в современной технике. На лабораторных занятиях уделяется внимание в основном изучению типовых структур и свойств некоторых достаточно широко применяемых промышленных алюминиевых сплавов, в которых в твёрдом состоянии происходят фазовые превращения и в которых они отсутствуют. Понимание особенностей строения и свойств таких материалов в зависимости от химического состава, обработки давлением и термической обработки требует наличия у студента к началу лабораторного занятия знания теоретической части дисциплины «Металловедение». Методические указания служат руководством для студента, устанавливающим цели и задачи, определяют содержание и последовательность выполнения работы, вопросы для самоподготовки и защиты (сдачи) работы.

Продолжительность выполнения работы – 4 часа.

Научный редактор  
Редактор

В.Н. Дубинский  
Э.Б. Абросимова

Подп. к печ. Формат 60x84<sup>1</sup>/16. Бумага газетная. Печать офсетная. Печ. л. 2,25. Тираж 50 экз. Заказ .

---

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева.

Типография НГТУ. 603950, Н.Новгород, ул. Минина, 24.

© Нижегородский государственный  
технический университет  
им. Р.Е. Алексеева, 2016

Лабораторная работа № 1  
**Термическая обработка и металлографическое исследование деформируемых алюминиевых сплавов (ДАС)**

### **1. ЦЕЛИ И ЗАДАЧИ РАБОТЫ**

**Цель работы** – изучить типичные микроструктуры и свойства ряда промышленных алюминиевых сплавов (диаграммы состояния и схемы структур некоторых ДАС см. прил.1).

**Задачи работы** - научиться по микроструктуре самостоятельно проводить микроанализ цветных сплавов, устанавливать связь их свойств с термической и пластической обработкой.

### **2. КРАТКИЕ СВЕДЕНИЯ ИЗ ТЕОРИИ**

#### **2.1. Характеристика алюминиевых сплавов**

Первые алюминиевые сплавы получены в 50-х гг. XIX в. Они представляли собой сплав алюминия с кремнием и характеризовались невысокими прочностью и коррозионной стойкостью. Длительное время Si считали вредной примесью в алюминиевых сплавах. К 1907 в США получили развитие сплавы Al-Cu (литейные с 8% Cu и деформируемые с 4% Cu). В 1910 в Англии были предложены тройные сплавы Al-Cu-Mn в виде отливок, а двумя годами позднее — алюминиевые сплавы с 10—14% Zn и 2—3% Cu. Поворотным моментом в развитии алюминиевых сплавов явились работы А. Вильма (Германия), который обнаружил старение алюминиевых сплавов, приводящее к резкому улучшению их свойств (главным образом прочностных) и предложил сплав, названный дуралюмином. В СССР Ю. Г. Музалевским и С. М. Вороновым был разработан советский вариант дуралюмина - кольчугалюминий. В 1921 г. А. Пач (США) опубликовал метод модификации сплава Al-Si введением микроскопических доз Na, что привело к значительному улучшению свойств сплавов Al-Si и их широкому распространению. Исходя из механизма старения алюминиевых сплавов, в последующие годы велись усиленные поиски химических соединений, способных упрочнить Al. Разрабатывались новые системы алюминиевых сплавов: коррозионностойкие, декоративные и электротехнические Al-Mg-Si; самые прочные — Al-Mg-Si-Cu, Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu; наиболее жаропрочные — Al-Cu-Mn и Al-Cu-Li; лёгкие и высокомодульные — Al-Be-Mg и Al-Li-Mg (*табл. 1*).

Основные достоинства алюминиевых сплавов: малая плотность, высокая электро- и теплопроводность, коррозионная стойкость, высокая удельная прочность.

По способу производства изделий алюминиевые сплавы можно разделить на две основные группы: деформируемые (ДАС) для изготовления полуфабрикатов (листов, плит, профилей, труб, поковок, проволоки) путём деформации (прокатки,ковки и т. д.) и литейные (ЛАС) для фасонных отливок.

Таблица 1. Развитие систем ДАС

Система	Упрочняющая фаза	Год открытия упрочняющего эффекта	Марка сплава (СССР)
Al—Cu—Mg	CuAl <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> CuMg	1903-1911	Д1, Д16, Д18, АК4-1, Д19, ВАД1
Al—Mg—Si	Mg <sub>2</sub> Si	1915-1921	АД31, АД33, АВ (без Cu)
Al—Mg—Si—Cu	Mg <sub>2</sub> Si, W <sub>фаза</sub> (Al <sub>2</sub> CuMgSi)	1922	АВ (с Cu), АК6, АК8
Al—Zn—Mg	MgZn <sub>2</sub> , Тфаза (Al <sub>2</sub> Mg <sub>2</sub> Zn <sub>3</sub> )	1923-1924	В92, В48-4, 01915, 01911
Al—Zn—Mg—Cu	MgZn <sub>2</sub> , Тфаза(Al <sub>2</sub> Mg <sub>2</sub> Zn <sub>3</sub> ), S <sub>фаза</sub> (Al <sub>2</sub> CuMg)	1932	В95, В96, В93, В94
Al—Cu—Mn	CuAl <sub>2</sub> , Al <sub>12</sub> Mg <sub>2</sub> Cu	1938	Д20, 01201
Al—Be—Mg	Mg <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	1945	Сплавы типа АБМ
Al—Cu—Li	Тфаза (Al <sub>7,5</sub> Cu <sub>4</sub> Li)	1956	ВАД23
Al—Li—Mg	Al <sub>2</sub> LiMg	1963-65	01420

ДАС по объёму производства составляют около 80% алюминиевых сплавов. Полуфабрикаты получают из слитков простой формы — круглых, плоских, полых — отливка которых вызывает относительно меньшие трудности. Химический состав ДАС (табл. 2) определяется главным образом необходимостью получения оптимального комплекса механических, физических, коррозионных свойств.

Таблица 2. Химический состав и механические свойства ДАС

Марка сплава	Основные элементы (%по массе) <sup>1</sup>					Полу-фабрикаты <sup>2</sup>	Типичные механические свойства <sup>3</sup>		
	Cu	Mg	Zn	Si	Mn		σ <sub>B</sub> ,МПа	σ <sub>0,2</sub> ,МПа	δ,%
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>	<i>7</i>	<i>8</i>	<i>9</i>	<i>10</i>
АМг1	< 0,01	0,5-0,8		< 0,05		Л	120	50	27
АМг6	< 0,1	5,8-6,8	< 0,2	< 0,4	0,5-0,8	Л,Пл,Пр,Пф	340	170	20
АД31	< 0,1	0,4-0,9	< 0,2	0,3-0,7	< 0,1	Пр (Л, Пф)	240	220	10

Окончание табл.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
AB	0,2-0,6	0,45-0,9	< 0,2	0,5-1,2	0,15-0,35	л, ш, т, Пр, Пф	340	280	14
AK6	1,82,6	0,4-0,8	< 0,3	0,7-1,2	0,4-0,8	Ш, Пк, Пр	390	300	10
AK8	3,94,8	0,4-0,8	< 0,3	0,6-1,2	0,4—1,0	Ш, Пк, Пф, Л	470	380	10
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	< 0,3	<] 0,7	0,4-0,8	Пл (Л, Пф, Т), Ш, Пк	380	220	12
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	< 0,3	< 0,5	0,3-0,9	Л (Пф, Т, Пв)	440	2"0	19
Д19	3,8-4,3	1,7-2,3	< 0,1	< 0,5	0,5-1,0	Пф (Л)	460	340	12
В65	3,9-4,5	0,15-0,3	< 0,1	< 0,25	0,3-0,5	Пв	400	--	20
AK4-1 <sup>4</sup>	1,9-2,5	1,4-1,8	< 0,3	< 0,35	< 0,2	Пн, Пф (Ш, Пл, Л)	420	350	8
Д20	6,0-7,0	< 0,05	< 0,1	< 0,3	0,4-0,8	Л, Пф (Пн, Ш, Пк, Пр)	400	300	10
ВАД23 <sup>5</sup>	4,9-5,8	< 0,05	< 0,1	< 0,3	0,4-0,8	Пф (Пр, Л)	550	500	4
01420 <sup>6</sup>	< 0,05	5,0-6,0	—	< 0,007	0,2-0,4	Л (Пф)	440	290	10
В92	< 0,05	3,9-4,6	2,9-3,6	< 0,2	0,6-1,0	Л (Пл, Пс, Пр, Пк), Ш, Пф	450	320	13
0,1915 <sup>7</sup>	< 0,1	1,3-1,8	3,4-4,0	< 0,3	0,2-0,6	Л, (Пф)	350	300	10
В93	0,8-1,2	1,6-2,2	6,5-7,3	< 0,2	< 0,1	Ш, (Пк)	480	440	2,5
В95	1,4-2,0	1,8-2,8	5,0-7,0	< 0,5	0,2-0,6	Л, Пл, Пк, Ш, Пф, Пр	560	530	7
В96	2,2-2,8	2,5-3,5	7,6-8,6	< 0,3	0,2-0,5	Пф (Пн, Пк, Ш)	670	630	7

*Примечания.*

<sup>1</sup>Во всех сплавах в качестве примесей присутствуют Fe и Si; в ряд сплавов вводятся малые добавки Cr, Zr, Ti, Вe.

<sup>2</sup>Полуфабрикаты: Л-лист; Пф -профиль; Пр - пруток; Пк - поковка; Ш - штамповка; Пв - проволока; Т - трубы; Пл - плиты; Пн - панели; Пс - полосы; Ф - фольга.

<sup>3</sup>Свойства получены по полуфабрикатам, показанным без скобок.

<sup>4</sup>С добавкой 1,8—1,3% Ni и 0,8—1,3% Fe.

<sup>5</sup>С добавкой 1,2—1,4% Li.

<sup>6</sup>С добавкой 1,9—2,3% Li.

<sup>7</sup>С добавкой 0,2—0,4%Fe.

Двойные сплавы на основе системы Al-Mg (магналии) не упрочняются термической обработкой. Они имеют высокую коррозионную стойкость, хорошо свариваются; их широко используют при производстве морских и речных судов, ракет, гидросамолётов, сварных ёмкостей, трубопроводов, цистерн, железнодорожных вагонов, мостов, холодильников и т. д.

Сплавы Al-Mg-Si (авиали) сочетают хорошую коррозионную стойкость со сравнительно большим эффектом старения; анодная обработка позволяет получать декоративный вид изделий из этих сплавов.

Тройные Al-Zn-Mg сплавы имеют высокую прочность, хорошо свариваются, но при значительной концентрации Zn и Mg склонны к самопроизвольному коррозионному растрескиванию.

Четверные сплавы Al-Mg-Si-Cu сильно упрочняются в результате старения, но имеют пониженную (из-за Cu) коррозионную стойкость; из них изготавливают силовые узлы (детали), выдерживающие большие нагрузки. Четверные сплавы Al-Zn-Mg-Cu обладают самой высокой прочностью (до 750 МПа) и удовлетворительно сопротивляются коррозионному растрескиванию; они значительно более чувствительны к концентрации напряжений и повторным нагрузкам, чем дуралюмины (сплавы Al-Cu-Mg), разупрочняются при нагреве свыше 100°C. Наиболее прочные из них охрупчиваются при температурах жидкого кислорода и водорода. Эти сплавы широко используют в самолётных и ракетных конструкциях.

Сплавы Al-Cu-Mn имеют среднюю прочность, но хорошо выдерживают воздействие высоких и низких температур, вплоть до температуры жидкого водорода.

Сплавы Al-Cu-Li по прочности близки сплавам Al-Zn-Mg-Cu, но имеют меньшую плотность и больший модуль упругости, жаропрочны.

Сплавы Al-Li-Mg при той же прочности, что и дуралюмины, имеют пониженную (на 11%) плотность и больший модуль упругости.

Сплавы Al-Be-Mg имеют высокую ударную прочность, очень высокий модуль упругости, свариваются, обладают хорошей коррозионной стойкостью, но их применение в конструкциях связано с рядом ограничений.

В состав ДАС входят спечённые сплавы (вместо слитка для дальнейшей деформации используют брикет, спечённый из порошков). Имеются 2 группы спечённых алюминиевых сплавов промышленного значения: САП (спечённая алюминиевая пудра) и САС (спечённый алюминиевый сплав).

САП упрочняется дисперсными частицами окиси алюминия, нерастворимой в алюминии. На частицах чрезвычайно дисперсной алюминиевой пудры в процессе помола её в шаровых мельницах в атмосфере азота с регулируемым содержанием кислорода образуется тончайшая плёнка окислов Al. Помол осуществляется с добавкой стеарина, по мере его улетучивания наряду с дроблением первичных порошков происходит их сращивание в более крупные конгломераты, в результате чего образуется не воспламеняющаяся на воздухе тяжёлая пудра с плотностью свыше  $1000 \text{ кг/м}^3$ . Пудру брикетируют (в холодном и горячем виде), спекают и подвергают дальнейшей деформации — прессованию, прокатке, ковке. Прочность САП возрастает при увеличении содержания первичной окиси алюминия (возникшей на первичных порошках) до 20—22%, при большем содержании снижается. Различают (по содержанию  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 4 марки САП (6-9% — САП1; 9,1-13% — САП2; 13,1-18% — САП3; 18,1-20% — САП4). Длительные выдержки САП ниже температуры плавления мало влияют на его прочность. Выше 200—250°C, особенно при больших выдержках, САП превосходит все алюминиевые сплавы, например при 500°C предел прочности  $\sigma_{\text{в}}=50-80 \text{ МПа}$ . В виде листов, профилей, поковок, штамповок САП применяется в изделиях, где нужна высокая жаропрочность и коррозионная стойкость. САП содержит большое количество влаги, адсорбированной и прочно удерживаемой окисленной поверхностью порошков и холоднопрессованных брикетов. Для удаления влаги применяется нагрев в вакууме или нейтральной среде несколько ниже температуры плавления алюминиевых порошков или холоднопрессованных брикетов. Дегазация САП повышает его пластичность, и он удовлетворительно сваривается аргоно-дуговой сваркой.

САС-1, содержащий 25% Si и 5% Ni (или Fe), получают распылением жидкого сплава, брикетированием пульверизата, прессованием и ковкой прутков. Мельчайшие кристаллики Si и  $\text{FeAl}_3(\text{NiAl}_3)$ , воздействуя на матрицу, упрочняют сплав, повышают модуль упругости и пластичность, снижают коэффициент линейного расширения; этот эффект тем больше, чем мельче твёрдые частицы и меньше просвет между ними. Этот алюминиевый сплав характеризуется низким коэффициентом линейного расширения и повышенным модулем упругости. По этим характеристикам порошковые сплавы заметно превосходят соответствующие ЛАС.

С каждым годом увеличивается объём потребления алюминиевых сплавов в различных отраслях техники. Наряду с транспортом (авиация, суда, вагоны, автомобили), они находят применение в строительстве; в

качестве контейнеров и другой упаковки, в электропромышленности (провода, кабели, обмотки электродвигателей и генераторов).

## 2.2. Основы термической обработки ДАС

Термическая обработка деформированных полуфабрикатов является мощным средством воздействия на их структуру и свойства. Большое разнообразие структур, которые могут быть получены в алюминиевых сплавах после различной термообработки, результат различной степени отклонения сплавов от термодинамически равновесного состояния при комнатной температуре.

Равновесная структура промышленных ДАС представляет собой твердый раствор с низким содержанием легирующих компонентов (десятые доли процента) с включениями интерметаллидных фаз  $Al_2Cu$ ,  $Al_2CuMg$ ,  $MgZn_2$ ,  $MgSi$  и т.д. При таком фазовом составе сплавы, как правило, обладают низкой прочностью и очень высокой пластичностью. Самой неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, имеющих фазовые превращения в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавов), является пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. При такой структуре алюминиевые сплавы также пластичны, но значительно прочнее, чем в равновесном состоянии.

Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов получить некоторую промежуточную структуру, которая соответствует определенным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Термической обработкой можно достичь большого разнообразия структур и в сплавах, не имеющих фазовых превращений в твердом состоянии, но только в том случае, когда исходное неравновесное состояние получено либо при литье (в процессе неравновесной кристаллизации), либо путем деформации.

Для алюминиевых сплавов широкое распространение в металлургическом производстве получили три основных вида термообработки: отжиг, закалка, старение.

### Отжиг

Отжиг слитков или деформированных полуфабрикатов применяется в тех случаях, когда возникшее по тем или иным причинам неравновесное состояние сплава обуславливает появление нежелательных свойств, чаще всего пониженной пластичности.

Применительно к алюминиевым сплавам наиболее распространены три разновидности неравновесных состояний.

1. Неравновесное состояние, свойственное литым сплавам.

Скорость охлаждения сплавов при кристаллизации слитков значительно превышает скорости охлаждения, необходимые для равновесной кристаллизации. Рассмотренные особенности литой структуры ДАС, в частности неравновесная эвтектика по границам дендритных ячеек в виде почти непрерывных ободков интерметаллидных фаз (рис. 1), обуславливают пониженную пластичность слитков, особенно из высокопрочных (высоколегированных) сплавов, а отсюда трудности их деформирования.

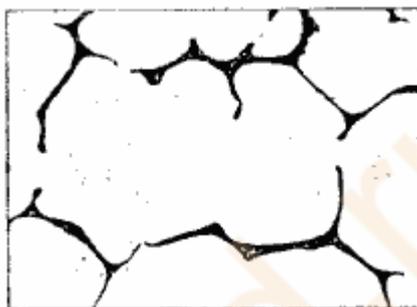


Рис. 1. Микроструктура слитка из сплава Al+4%Cu, x250

2. Неравновесное состояние, вызванное пластической деформацией, особенно холодной.

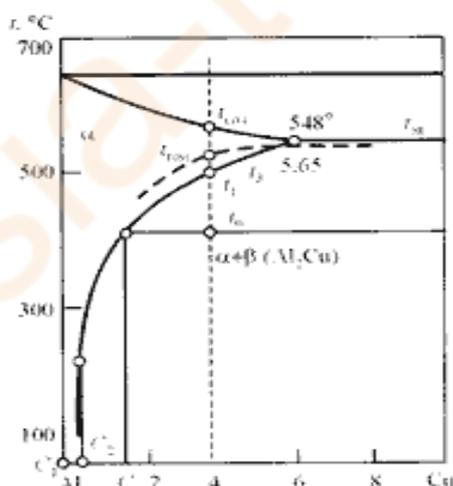
3. Неравновесное состояние, являющееся результатом предыдущей упрочняющей обработки (заковки и старения). Основная особенность такого состояния — присутствие в сплаве более или менее пересыщенного (легирующими компонентами) твердого раствора с дисперсными выделениями интерметаллидных фаз. Между этим неравновесным состоянием и двумя выше рассмотренными имеется принципиальное различие: оно может быть получено только в сплавах, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии, т.е. в термически упрочняемых сплавах, в то время как два других состояния наблюдаются и в сплавах без фазовых превращений в твердом состоянии, и в сплавах с такими превращениями.

Все рассмотренные разновидности неравновесных структур могут быть устранены отжигом, причем во всех случаях после отжига повышается пластичность (хотя другие свойства в зависимости от исходного состояния меняются по-разному). Очевидно, что процессы, происходящие при отжиге литого, деформированного и предварительно термически обработанного материала, различны, а следовательно, необходимо выбирать и разные режимы отжига.

В соответствии с тремя рассмотренными выше разновидностями неравновесных состояний, наблюдающихся у алюминиевых сплавов, различают три разновидности отжига:

- 1) гомогенизирующий отжиг слитка, или гомогенизация;
- 2) рекристаллизационный и дорекристаллизационный отжиг деформированных изделий после обработки давлением;
- 3) гетерогенизационный отжиг, как правило, термически упрочненных полуфабрикатов (дораспад пересыщенного твердого раствора и коагуляция выделившихся интерметаллидов) с целью разупрочнения.

**Гомогенизация** - разновидность отжига, которая применяется при производстве деформированных полуфабрикатов. Гомогенизация слитка - первая термическая обработка в технологическом процессе. Слиток с неоднородной, термодинамически неустойчивой структурой подвергают отжигу, в результате которого его структура становится более гомогенной, пластичность повышается, что позволяет значительно интенсифицировать последующую обработку давлением (прессование, прокатку) и уменьшить технологические отходы. Во многих случаях гомогенизация позволяет также улучшить свойства деформированных полуфабрикатов.



**Рис.2. Алюминиевый угол диаграммы состояния Al - Cu**

Рассмотрим сущность гомогенизации и принципы выбора режима гомогенизации на примере двойного сплава Al—4% Cu (рис. 2). Хотя равновесная структура сплава представляет собой обедненный медью твердый раствор и вторичные выделения θ-фазы (Al<sub>2</sub>Cu), в слитках в результате неравновесной кристаллизации образуется неравновесная эвтектика, интерметаллидный ободок по границам дендритных ячеек (см. рис. 1) состоит из эвтектических (достаточно грубых) включений θ-фазы (Al<sub>2</sub>Cu). Очевидно, что если сплав нагреть до температуры выше

температуры сольвуса и выдержать при этой температуре, то эвтектические включения  $\theta$  растворятся, выравнивается концентрация меди по сечению дендритных ячеек, и сплав будет иметь гомогенную однофазную структуру. Из вышеуказанного следует, что температура гомогенизации ( $t_{\text{гом}}$ ) должна быть выше температуры  $t_2$  полного растворения легирующих компонентов в алюминии, но ниже температуры равновесного солидуса ( $t_{\text{сол}}$ ). Кроме того, при выборе температуры гомогенизации следует учитывать наличие в слитке неравновесной эвтектики, температура плавления которой равна  $t_{\text{эв}}$ . Если слиток быстро нагреть до температуры выше  $t_{\text{эв}}$ , то эвтектика расплавится, образовавшаяся жидкость через некоторое время снова закристаллизуется, поскольку медь из нее продиффундирует в твердый раствор. Тем не менее, нагрев при гомогенизации, да и при любом виде термообработки, до появления жидкой фазы обычно не допускается, поскольку это сопровождается межзеренным окислением и образованием пористости, что приводит к снижению прочности и особенно пластичности сплавов. Таким образом,  $t_{\text{гом}}$  должна быть ниже  $t_{\text{эв}}$ , однако во многих случаях для ускорения процесса гомогенизации она выше, но в этом случае нагрев до температуры  $t_{\text{гом}}$  должен производиться медленно, чтобы неравновесная эвтектика рассосалась (растворились интерметаллидные эвтектические включения) до достижения температуры  $t_{\text{эв}}$ .

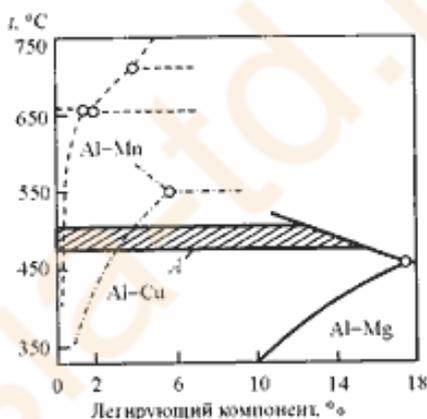
Нагрев и выдержка при гомогенизации должны обеспечить полное растворение неравновесных эвтектических включений  $\theta$ -фазы. Выдержка должна быть тем больше, чем грубее эти включения, величина которых зависит от скорости кристаллизации при литье. В общем случае выдержка при гомогенизации зависит от коэффициента диффузии компонентов, содержащихся в растворенной фазе.

Температура гомогенизации для промышленных алюминиевых сплавов колеблется в пределах от 450 до 560 °С, а выдержка от 4 до 36 ч. Выдержка выбирается экспериментально, главным образом из соображений достаточно полного растворения неравновесных интерметаллидных фаз, образованных основными легирующими компонентами алюминиевых сплавов (медью, магнием, кремнием, цинком, литием). Вместе с тем гомогенизация не должна быть излишне длительной. Установлено, что длительная гомогенизация может привести к отрицательным эффектам, например, к образованию вторичной водородной пористости в слитке.

Скорость охлаждения при гомогенизации обычно не регламентируют, слитки охлаждают с печью или на воздухе. При таком сравнительно медленном охлаждении растворенные легирующие

компоненты снова выделяются из твердого раствора в виде вторичных интерметаллидных кристаллов. Однако эти кристаллы гораздо меньше имевшихся до гомогенизации эвтектических включений и более равномерно распределены, поэтому пластичность сплава остается достаточно высокой.

Изложенная на примере сплавов Al-Cu сущность процесса гомогенизации может быть распространена и на более сложные алюминиевые сплавы. Отличие этих сплавов от двойных сплавов Al-Cu заключается лишь в том, что в результате дендритной ликвации у сложных сплавов в литом состоянии твердый раствор неоднороден не только по содержанию меди, но и по содержанию других компонентов (Mg, Zn, Si, Li), а по границам дендритных ячеек залегает не двойная (или не только двойная) эвтектика, а более сложные неравновесные эвтектики и соответственно при гомогенизации происходит растворение различных интерметаллидных фаз.



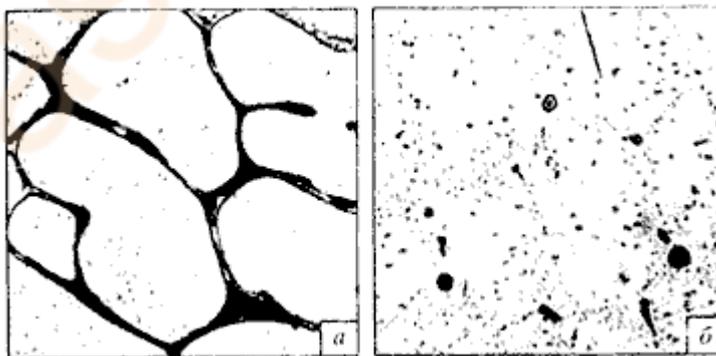
**Рис. 3. Кривые растворимости меди, магния и марганца в алюминии:  
А – интервал температур гомогенизации**

В том случае, когда в сплавах содержатся, наряду с одним или несколькими основными компонентами, добавки переходных металлов (Mn, Cr, Zr), структурные превращения, происходящие при гомогенизации, усложняются. Образующийся в этих сплавах при кристаллизации твердый раствор содержит почти весь марганец (хром, цирконий), имеющийся в сплаве (конечно, это справедливо только для тех количеств переходных металлов, которые допускаются в промышленных сплавах). Твердый раствор в слитке пересыщен переходными металлами не только при комнатной температуре, но и при температурах 450...560°C, при которых гомогенизируют стандартные сплавы, поскольку растворимость марганца и других переходных металлов при этих температурах очень мала. На рис. 3 в одном масштабе вычерчены кривые изменения растворимости меди, магния и марганца в алюминии в

зависимости от температуры. Видно, что при температурах гомогенизации растворимость меди и магния велика, а растворимость марганца мала. Поэтому в процессе выдержки при этих температурах медные и магниевые интерметаллиды растворяются, а марганцевые интерметаллиды, являющиеся продуктами распада пересыщенного твердого раствора, выделяются.

На рис. 4 показано влияние марганца на микроструктуру литого сплава Д16 после гомогенизации. Видно, что в процессе гомогенизации сплава с Mn наряду с растворением эвтектических включений  $\theta$ -фазы и S-фазы ( $Al_2CuMg$ ) из твердого раствора выделяется марганцевый интерметаллид в дисперсном виде.

Таким образом, применительно к сплавам, в состав которых входят переходные металлы (Mn, Cr, Zr), описанная выше термообработка, гомогенизируя структуру по основным компонентам, обуславливает и некоторую гетерогенизацию - выделение алюминидов переходных металлов. Дисперсные частицы марганцевых, хромовых, циркониевых интерметаллидов влияют на температуру рекристаллизации деформированных полуфабрикатов, полученных из гомогенизированных слитков. При оптимальной дисперсности этих интерметаллидов температура рекристаллизации некоторых полуфабрикатов (особенно горячедеформированных) может быть выше температуры конечной термообработки. В этом случае в готовых изделиях (после термообработки) сохраняется нерекристаллизованная (полигональная) структура, обуславливающая значительный прирост прочности (структурное упрочнение).



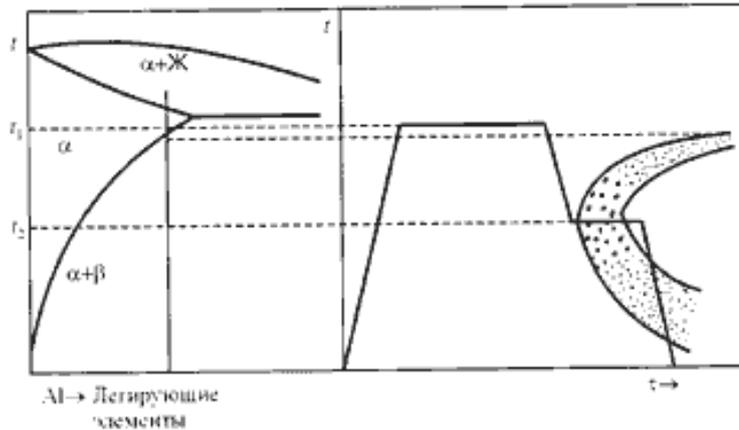
**Рис. 4. Микроструктура слитков сплава Д16 с 0,4% Mn:**  
*а* – литое состояние; *б* - после гомогенизации 480<sup>0</sup>С, 24 ч

Правильно выбранный режим гомогенизации слитков должен обеспечить, с одной стороны, достаточно полное растворение неравновесных эвтектических включений интерметаллидов основных компонентов, а с другой стороны, оптимальную степень распада твердого раствора имеющих в сплаве переходных металлов в алюминии.

Гомогенизация при слишком высокой температуре или слишком длительная гомогенизация может вызвать коагуляцию продуктов распада твердых растворов Mn (Cr, Zr) в алюминии и практически полностью исключить полезное влияние этих компонентов на свойства готовых изделий. Отсутствие гомогенизации или недостаточная гомогенизация обуславливают сохранение части переходных металлов в твердом растворе (особенно это относится к цирконию), что также ведет к неполному проявлению их полезного действия. Дисперсные алюминиды переходных металлов, помимо положительного влияния на механические свойства деформированных полуфабрикатов, значительно уменьшают склонность ряда сплавов к коррозии под напряжением.

Таким образом, гомогенизация, являясь средством повышения пластичности слитков перед обработкой давлением, оказывает многогранное влияние на структуру и свойства деформированных полуфабрикатов. В связи с этим гомогенизация широко применяется при производстве полуфабрикатов не только из высокопрочных сплавов, но и мягких сплавов (даже из технического алюминия).

В результате работ, проведенных В.В.Захаровым и Ю.Н.Кукушкиным, применительно к слиткам для производства прессованных профилей из высокопрочных сплавов, разработан процесс гомогенизации с последующим гетерогенизационным отжигом. Цель такой обработки – предельно обеднить твердый раствор легирующими компонентами при температуре прессования, что приводит к снижению усилия истечения металла и существенному (на 30...50%) повышению скорости истечения при прессовании. Режим гомогенизации с последующим гетерогенизационным отжигом показан на рис. 5. Гетерогенизационный отжиг проводится при температуре минимальной устойчивости твердого раствора, что обеспечивает его быстрый распад (достаточна выдержка 1...2 ч) и определенную коагуляцию продуктов распада. Слиток, подвергнутый такой обработке и имеющий минимальное содержание легирующих компонентов в твердом растворе, при нагреве перед прессованием, а это, как правило, быстрый индукционный нагрев, сохраняет свое структурное состояние, что и определяет повышение технологичности при прессовании.



**Рис.5. Схема предварительной ТО для высокопрочных ДАС:**

$t_1$  – температура гомогенизации;

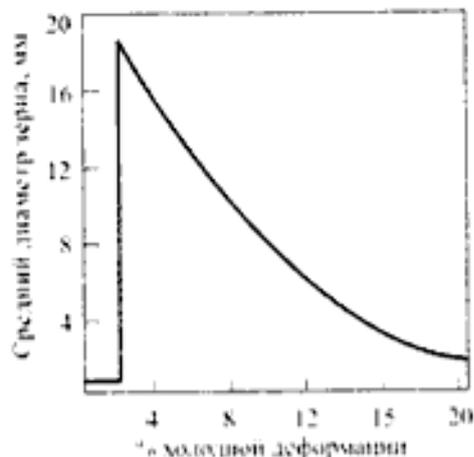
$t_2$  – температура минимальной устойчивости твердого раствора

**Рекристаллизационный отжиг** наиболее распространен в качестве промежуточной термической обработки между операциями холодной деформации или между горячей и холодной деформацией. В ряде случаев рекристаллизационный отжиг используют и в качестве окончательной термообработки деформированных полуфабрикатов, когда необходимо иметь сочетание низкой или умеренной прочности с высокими характеристиками пластичности.

При нагреве деформированных металлов и сплавов до определенной температуры (температуры начала рекристаллизации), которая для технически чистых металлов составляет  $0,25 T_{пл}$ , а для сплавов несколько выше, в них начинается процесс образования и роста новых зерен с совершенной кристаллической структурой (плотность дислокаций уменьшается на несколько порядков). Все свойства деформированного металла (или сплава) в результате рекристаллизации меняются в направлении обратном тому, в котором они менялись при деформации, т.е. прочность и твердость снижаются, а пластичность возрастает. Эта закономерность справедлива для тех условий нагрева, при которых не наблюдается еще заметной собирательной рекристаллизации.

Величина рекристаллизованного зерна, в значительной степени влияющая на свойства материала после отжига, зависит от следующих основных факторов: 1) степени деформации пред отжигом; 2) температуры нагрева; 3) скорости нагрева; 4) продолжительности выдержки. Характер зависимости величины рекристаллизованного зерна отожженных алюминия и алюминиевых сплавов от степени предшествующей деформации показан на рис. 6. Величина критической степени деформации, т.е. деформации, обуславливающей образование зерна максимальной величины, для разных алюминиевых сплавов колеблется в

широких пределах, для алюминия она равна 1...3% (в зависимости от содержания примесей), а для сплавов выше (4...10%).



**Рис.6. Изменение величины рекристаллизованного зерна алюминия в зависимости от степени ХПД**

По мере повышения температуры нагрева величина рекристаллизованного зерна возрастает, увеличивается она также и с ростом продолжительности выдержки, что связано с собирательной рекристаллизацией. Однако крупное зерно может образоваться и при первичной рекристаллизации, т.е. при нагреве до сравнительно невысоких температур, ненамного превышающих температуру окончания рекристаллизации. Крупное зерно при первичной рекристаллизации обычно образуется в том случае, когда сплав имеет гетерогенную структуру с неравномерным (по объему матрицы) распределением интерметаллидных фаз. При этом, как показывают эксперименты, крупные зерна в таких сплавах образуются при условиях длительного пребывания (десятки минут) деформированных полуфабрикатов при температурах между началом и концом рекристаллизации или незначительно превышающих температуру конца рекристаллизации. Такие условия на практике обычно возникают при медленном нагреве деформированных полуфабрикатов до температуры отжига. Следует также учитывать, что при загрузке садки в нагретую печь скорость нагрева зависит от температуры нагрева: чем выше температура нагрева, тем больше скорость нагрева.

Таким образом, во избежание собирательной рекристаллизации температура рекристаллизационного отжига не должна быть высокой, но во избежание образования крупного зерна при первичной рекристаллизации она должна существенно превышать температуру окончания рекристаллизации. На практике температура рекристаллизационного отжига на 50... 150°C 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.

Для алюминиевых сплавов, не упрочняемых термообработкой, скорость охлаждения при рекристаллизационном отжиге, как правило, не играет роли и может выбираться произвольно (садку после выдержки в печи обычно охлаждают на воздухе). Для термически упрочняемых сплавов скорость охлаждения должна быть определенной, как правило, не выше 30°С/ч до 200...250°С (далее произвольно), чтобы после отжига формировалось равновесное или близкое к равновесному состояние как в структурном, так и в фазовом отношении.

Применительно к некоторым термически неупрочняемым алюминиевым сплавам положение о независимости свойств от скорости охлаждения при отжиге нуждается в уточнении. Ряд алюминиевых сплавов, не упрочняемых термообработкой, претерпевает фазовые превращения в твердом состоянии, поэтому структура таких сплавов после охлаждения от температуры отжига с разными скоростями будет различной, но эти различия практически не влияют на механические свойства. Другие свойства, в частности коррозионная стойкость некоторых сплавов, более чувствительны к изменению структуры, зависящей от скорости охлаждения при отжиге. Например, сплав АМгб после охлаждения на воздухе гораздо менее склонен к коррозии под напряжением, чем после охлаждения в воде.

**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 неупрочняемых 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.

Листы из алюминиевых сплавов, выпускаемые с различной степенью нагартовки (Н, Н2, Н3), получают обычно неполным отжигом сильно нагартованного материала.

**Гетерогенизационный отжиг** термически упрочненных полуфабрикатов с целью их разупрочнения применяют только для сплавов, упрочняемых термообработкой. Он необходим в тех случаях, когда полуфабрикаты, упрочненные закалкой и старением, требуется

разупрочнить (например, закаленные листы перед холодной штамповкой). После упрочняющей термообработки основной структурной составляющей алюминиевых сплавов является пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии с выделениями дисперсных частиц интерметаллидов. Отжиг должен обеспечить полный распад твердого раствора и получение при комнатной температуре фазового состояния, близкого к равновесному. Температура отжига в данном случае должна удовлетворять следующим требованиям: 1) чтобы твердый раствор при этой температуре имел невысокое равновесное содержание легирующих компонентов; 2) чтобы диффузионные процессы при этой температуре проходили быстро и интерметаллидные фазы выделились и скоагулировали за непродолжительное, удобное для практики время (в пределах 1-2 ч). Применительно к промышленным сплавам этому требованию удовлетворяют температуры 350...420 °С.

Рассмотрим на примере сплава Al-4%Cu превращения, происходящие в закаленном сплаве при отжиге. Пересыщенный твердый раствор в закаленном сплаве содержит 4% Cu. 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. 2,  $C_0$  значительно больше  $C_1$  (равновесной концентрации меди при комнатной температуре) и даже  $C_2$  (при 200 °С). Для того чтобы равновесное состояние при температуре  $t_0$  осталось равновесным и при комнатной температуре, и при 200 °С (различие в растворимости меди в алюминии при 20 и 200 °С невелико и им можно пренебречь), 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.

### **Закалка**

Цель закалки — получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние (пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов). Такое состояние обеспечивает, с одной стороны, непосредственное повышение (по сравнению с равновесным состоянием) твердости и прочности, а с другой стороны, возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении. Закалку применяют для сплавов, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии. В алюминиевых сплавах, используемых в

промышленности, наблюдается лишь один вид фазовых превращений: при нагреве интерметаллидные фазы растворяются в алюминии, а при охлаждении вновь выделяются из твердого раствора. Таким образом, закалка возможна только для алюминиевых сплавов, содержащих компоненты, растворимость которых в твердом алюминии возрастает с температурой (Cu, Mg, Mn, Si, Zn, Li), причем в количествах превышающих растворимость при комнатной температуре.

Закалка алюминиевых сплавов заключается в нагреве их до температуры, при которой легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах, полностью или частично растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до низкой температуры (10...20°C). В результате такой обработки структура, свойственная температуре нагрева, может быть получена при комнатной температуре, так как при быстром охлаждении распад твердого раствора (выделение интерметаллидных фаз) не успевает происходить. Содержание легирующих компонентов в алюминиевом твердом растворе после закалки значительно превышает их предельную равновесную концентрацию при комнатной температуре, т.е. при комнатной температуре твердый раствор пересыщен (и, как правило, в очень сильной степени). Так, если сплав Al-4% Cu нагреть до температуры  $t_3$  (рис.2), выдержать некоторое время, необходимое для полного растворения  $\theta$ -фазы в алюминии, и охладить в воде до комнатной температуры, то твердый раствор, содержащий 4%Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен или, как часто говорят, 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 пересыщен медью более чем в 20 раз.

Пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, который получают в сплавах в результате закалки, определяет повышение прочности после закалки и возможность дальнейшего упрочнения при старении.

#### *Принципы выбора режима закалки ДАС*

Температура нагрева под закалку должна обеспечить как можно более полное растворение интерметаллидных фаз в алюминии. Если содержание легирующих компонентов в сплавах не превышает их предельной растворимости при эвтектической температуре (например, 5,65%Cu в сплавах Al-Cu), то легирующие компоненты практически полностью могут быть растворены при нагреве под закалку; температура нагрева в этом случае должна быть выше критической точки  $t_2$ . Если содержание легирующих компонентов превышает предельную

растворимость, т.е. в структуре сплава в равновесных условиях имеются включения эвтектических или первичных кристаллов интерметаллидных фаз (например, в сплаве с 10%Cu), то полное растворение интерметаллидных фаз невозможно. В этом случае ориентиром для выбора температуры нагрева под закалку служит температура солидуса (учитывается температура плавления наиболее легкоплавкой эвтектики); нагрев проводят до температуры на 5... 15°C ниже линии солидус. Изменение температуры нагрева под закалку сплавов в зависимости от содержания меди показано на рис. 2 пунктиром.

Охлаждение при закалке следует проводить с такой скоростью, которая обеспечит отсутствие распада твердого раствора в процессе охлаждения. Эта скорость должна быть больше некоторой определенной для каждого сплава критической скорости охлаждения  $V_{кр}$ , которая определяется как наименьшая скорость охлаждения сплава, при которой распад твердого раствора в процессе охлаждения еще не происходит. Значения критических скоростей охлаждения для различных сплавов могут быть приблизительно (с достаточной точностью для практики) определены по диаграммам изотермического распада переохлажденного твердого раствора. В табл. 3 показаны критические скорости закалки для четырех сплавов. Видно, что тонкостенные изделия из сплава В93 можно закалывать на воздухе, в то время как для изделий из сплавов АК4-1, Д16 необходимо охлаждение в воде.

В промышленности большинство ДАС при закалке охлаждают в воде (как правило, в холодной, иногда в подогретой). Скорость охлаждения тонкостенных изделий в холодной воде (600...800°C/с) значительно превышает критическую скорость охлаждения любого алюминиевого сплава. При закалке толстостенных изделий в воде скорость охлаждения внутренних объемов по мере удаления от поверхности уменьшается, и при какой-то достаточно большой толщине близкие к центру объемы изделия будут охлаждаться со скоростью меньше критической, т.е. изделие не прокалится насквозь. Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость охлаждения (табл. 3).

Таблица 3.

Критическая скорость охлаждения и прокаливаемость для некоторых ДАС

Сплав	Система	$V_{кр}$ , °C/с	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 (Mn+Cr)	100-120	50-70

Однако охлаждение в воде не может рассматриваться как оптимальный вариант закалки во всех случаях. Очень высокая скорость охлаждения при закалке в воде приводит к образованию больших внутренних напряжений, которые обуславливают коробление изделий. Это особенно проявляется в крупногабаритных изделиях сложной конфигурации (штамповки, панели), правка которых после закалки — весьма трудоемкая и дорогостоящая операция. Выбор для каждого сплава охлаждающих сред, обеспечивающих охлаждение со скоростью больше критической, но меньше, чем в воде, - актуальная задача.

Следует указать, что существуют алюминиевые сплавы, имеющие очень малую критическую скорость охлаждения при закалке, тонкостенные изделия из которых могут закаливаться с охлаждением на воздухе. К таким сплавам относятся низколегированные сплавы систем Al-Mg-Si (АД31), Al-Zn-Mg (1915, 1935), сплавы системы Al-Mg-Li (1420). Для таких сплавов возможно совмещение процесса закалки с охлаждением изделий после их горячей деформации (экструдирования, прокатки), поскольку температура горячей деформации для ряда алюминиевых сплавов близка к температуре нагрева под закалку.

После закалки сплавы, обладая повышенной по сравнению с отожженным состоянием прочностью, сохраняют высокую пластичность. Однако роль закалки, как уже отмечалось, не ограничивается ее непосредственным влиянием на свойства. Обуславливая получение пересыщенных твердых растворов легирующих компонентов в алюминии, закалка обеспечивает возможность дальнейшего повышения прочности при старении. В табл. 4 приведен пример изменения механических свойств одного из наиболее распространенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов Д16 после различных видов термообработки.

Таблица 4.

Механические свойства листов из сплава Д16

Состояние	Механические свойства		
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
После отжига	200	100	25
После закалки	300	220	23
После закалки и старения	450	340	18

### Старение

Старение представляет собой выдержку закаленного сплава при некоторых (относительно низких) температурах, при которых начинается распад пересыщенного твердого раствора или в твердом растворе происходят структурные изменения, являющиеся подготовкой к распаду. Цель старения — дополнительное повышение прочности закаленных сплавов.

Сильная пересыщенность твердого раствора в закаленном сплаве обуславливает его термодинамическую нестабильность. Распад твердого раствора, приближающий фазовое состояние к равновесному, следовательно, к уменьшению свободной энергии, является самопроизвольно идущим процессом.

Во многих закаленных алюминиевых сплавах подготовительные стадии распада, а иногда и начало собственно распада проходят без специального нагрева, при вылеживании в естественных условиях в цехе, на складе или в другом помещении, в котором хранятся изделия, где температуры обычно находятся в пределах от 0 до 30°C. В некоторых алюминиевых сплавах (Al-Cu-Mn) подготовка к распаду и начальные стадии распада происходят лишь при нагреве закаленного сплава до температур 100...200°C. Смысл этого нагрева - термическая активация диффузионных процессов.

Выдержку закаленных алюминиевых сплавов в естественных условиях (при температуре окружающей среды), которая приводит к определенным изменениям структуры и свойств (прочность, как правило, повышается), называют **естественным** старением. Нагрев закаленных алюминиевых сплавов до относительно невысоких температур (ниже солюсуса) и выдержку при этих температурах (в пределах от нескольких часов до нескольких десятков часов) называют **искусственным** старением.

Способность многих алюминиевых сплавов к старению при комнатной температуре обусловила возникновение применительно к алюминиевым сплавам термина «**свежезакаленное состояние**», то есть непосредственно после закалки. Свойства алюминиевых сплавов в свежезакаленном состоянии могут значительно отличаться от их свойств спустя определенное время после закалки (в результате естественного старения).

Естественное и низкотемпературное искусственное старение связано с тонкими изменениями структуры, которые не обнаруживаются в световом микроскопе.

#### *Структурные изменения при старении*

Основные структурные изменения при старении сводятся к разным этапам распада пересыщенного твердого раствора, полученного в результате закалки сплава. Так как распад пересыщенного раствора является диффузионным процессом, то степень распада, тип выделений из раствора, их дисперсность, форма и другие структурные характеристики зависят от температуры и продолжительности старения и, конечно, от природы сплава, его химического состава. Кроме того, на структуру

состаренного сплава влияют примеси, температура нагрева и скорость охлаждения при закалке, пластическая деформация перед закалкой и после закалки (перед старением), продолжительность вылеживания закаленного сплава при комнатной температуре перед искусственным старением и многие другие факторы.

Зависимость структуры состаренного сплава от большого числа факторов и многостадийность процесса распада пересыщенного твердого раствора в сочетании с высокой дисперсностью выделений, особенно на начальных этапах распада, весьма осложняют изучение структурных изменений при старении. Основные методы изучения строения состаренных сплавов – электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Кроме того, полезные данные получают, изучая изменения механических и физических свойств, особенно электросопротивления, при старении. Это изучение свойств позволяет делать предположения о характере и последовательности структурных изменений, прежде всего на ранних стадиях распада раствора, когда возможности прямых структурных методов ограничены.

Стадии распада пересыщенного твердого раствора в различных алюминиевых сплавах показаны в табл.5.

Таблица 5.

Стадии распада в сплавах разных систем легирования

Система легирования	Стадии распада
Al-Cu	$\alpha \rightarrow \text{зоны ГП} \rightarrow \theta'' (\text{зоны ГП2}) \rightarrow \theta' \rightarrow \theta (Al_2Cu)$
Al-Cu-Mg	$\alpha \rightarrow \text{зоны ГП} \rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S (AlCuMg):$
Al-Zn-Mg	$\alpha \rightarrow \text{зоны ГП} \rightarrow \eta' \rightarrow \eta \rightarrow T (Al_2Mg_3Zn_3):$
Al-Mg-Si	$\alpha \rightarrow \text{зоны ГП} \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (Mg_2Si)$
Al-Li	$\alpha \rightarrow \delta' (Al_3Li) \rightarrow \delta (AlLi):$

Помимо пересыщенности твердого раствора легирующими компонентами, необходимым условием распада является определенная пересыщенность вакансиями до некоторой критической величины (вполне определенной для каждого сплава). При отсутствии данного условия распад твердого раствора не начинается, несмотря на его пересыщение легирующими компонентами.

#### *Типы выделений*

Упрочняющими фазами в алюминиевых сплавах являются интерметаллиды, которые характеризуются переменной растворимостью в алюминии и при нагреве под закалку растворяются в алюминии, а при старении и других нагревах закаленного сплава выделяются из пересыщенного твердого раствора (или, по крайней мере, происходят процессы подготовки к их выделению). В Al-Cu-Mg-сплавах выделяются

$\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) и  $S$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ); в Al-Zn-Mg- и Al-Zn-Mg-Cu-сплавах -  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) и  $T$  ( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ); в Al-Mg-Si-сплавах -  $\beta$  ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ); в Al-Li-сплавах -  $\delta$  ( $\text{AlLi}$ ).

В зависимости от строения поверхности раздела между выделением и матрицей различают три типа выделений: полностью **когерентные, частично когерентные, некогерентные.**

У полностью когерентного выделения вся поверхность раздела с матрицей когерентная, и решетка матрицы вокруг выделения упруго искажена. У частично когерентного выделения хотя бы одна из границ с матрицей когерентная, а остальные могут быть полуккогерентными или даже некогерентными. Некогерентное выделение не имеет ни одной когерентной границы с матрицей. В стареющих сплавах Al – Cu примером полностью когерентных выделений являются зоны ГП и  $\theta''$ -фаза, а некогерентных –  $\text{CuAl}_2$ . Для сплавов других систем, двойных и более сложных, отличие заключается лишь в том, что в каждом сплаве – свои (одна или несколько) упрочняющие фазы. Весьма значительное упрочнение сплавов при естественном и искусственном старении является результатом того, что зоны ГП и метастабильные частицы интерметаллидных фаз служат препятствием для движения дислокаций.

#### *Форма и пространственное расположение выделений*

В стареющих сплавах выделения из твердого раствора встречаются в следующих основных формах: тонкопластинчатой (обычно дискообразной), равноосной (обычно сферической или кубической) и игольчатой.

Форма выделений определяется двумя конкурирующими факторами – поверхностной энергией и энергией упругой деформации, стремящихся к минимуму. Требование минимума поверхностной энергии обуславливает стремление к равноосной форме выделений и к появлению граненых форм с наименьшим поверхностным натяжением на всех гранях. Энергия упругих искажений минимальна для выделений в форме тонких пластин. В зависимости от того, какой из указанных двух факторов преобладает, форма выделений ближе к равноосной или тонкопластинчатой.

У полностью и частично когерентных выделений упругая деформация, обеспечивающая плавную сопряженность решеток на когерентной границе, распространяется от нее вглубь матрицы и выделений тем больше, чем больше структурное несоответствие этих решеток. При разнице в атомных диаметрах компонентов твердого раствора, не превышающей 3%, форма когерентных выделений определяется требованием минимума поверхностной энергии и близка к сферической, а при разнице  $\geq 5\%$  решающим фактором является повышенная энергия упругих искажений и образуются

тонкопластинчатые (чаще всего дискообразные) выделения. Иногда когерентные выделения имеют иглообразную форму, которая отвечает большей энергии упругой деформации, чем дискообразные выделения, но меньшей, чем равноосные.

В твердых растворах с гранецентрированной кубической решеткой пластинчатые когерентные выделения часто расположены по плоскостям  $\{100\}$  матрицы. Это объясняется анизотропией модуля упругости в матрице: вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$  модуль нормальной упругости минимален, и деформация максимальная именно в этих направлениях, что обеспечивает минимум упругой энергии.

При образовании некогерентного выделения касательные напряжения не возникают, но всегда появляются нормальные напряжения, так как из-за разницы в удельных объемах матрицы и выделения неизбежно возникновение гидростатического (всестороннего) сжатия или растяжения. Это легко себе представить, мысленно поместив в полость податливой упругой матрицы жесткое включение с размером больше, чем полость: вокруг такого включения в матрице должна появиться область всестороннего сжатия.

При образовании сферического выделения ( $c/a=1$ ) энергия упругой деформации матрицы максимальна, при образовании выделения в форме тонкого диска ( $c/a \leq 1$ ) она минимальна, а при игольчатой форме ( $c/a \geq 1$ ) имеет промежуточное значение.

#### *Непрерывный и прерывистый распад*

**При непрерывном распаде** в исходном пересыщенном растворе образуются и растут отдельные выделения избыточной фазы. Так как выделения обогащены одним из компонентов, то матричная фаза обеднена этим компонентом и в ней существует градиент концентраций.

Размер выделений  $r$  при непрерывном распаде с увеличением времени старения  $\tau$  возрастает приближенно по параболическому закону:

$$r = (D\tau)^{1/2}.$$

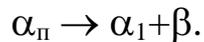
Скорость роста выделений контролируется коэффициентом объемной диффузии  $D$  в решетке матрицы.

Характерная особенность рассматриваемого процесса – непрерывное по всему объему исходных зерен уменьшение концентрации легирующего элемента. Кристаллографическая ориентировка зерен исходной фазы при непрерывном выделении не изменяется.

По микроструктурным признакам непрерывный распад раствора при старении подразделяют на равномерный (или общий) и локализованный.

**При прерывистом распаде** в зернах исходного пересыщенного раствора  $\alpha_n$  зарождаются и растут ячейки (колонии) двухфазной смеси

$\alpha_1+\beta$ , часто имеющие перлитоподобное строение. У  $\alpha_1$ -фазы внутри ячеек – та же решетка, что и у исходной фазы  $\alpha_{\text{п}}$ , но состав ее является равновесным при данной температуре распада или промежуточным между исходным и равновесным. Рассматриваемое превращение можно записать:



Средний состав двухфазной смеси  $\alpha_1+\beta$  внутри ячейки такой же, как состав исходного раствора  $\alpha_{\text{п}}$ .

Распад развивается при продвижении фронта ячейки в исходный раствор вследствие кооперативного роста  $\alpha_1$ - и  $\beta$ -фаз аналогично росту перлитной колонии. На границе ячейки и исходного раствора в узкой зоне происходит резкий скачок концентрации – от исходной в растворе  $\alpha_{\text{п}}$  до концентрации раствора  $\alpha_1$  внутри ячейки.

Прерывистый распад бывает только локализованным и начинается чаще всего от границ зерен. Кристаллографическая ориентация  $\alpha_1$ -фазы внутри ячейки отличается от исходной ориентации  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы в том зерне, в котором растет эта ячейка. Механизм зарождения ячейки прерывистого распада точно не выявлен.

Прерывистый и непрерывный распад можно рассматривать как **конкурирующие** процессы. Прерывистому распаду способствует высокая вероятность гетерогенного зарождения на границах зерен по сравнению с зарождением внутри зерен, высокий коэффициент диффузии по границам зерен и большая подвижность межзеренной границы. Добавки, замедляющие диффузию по границам зерен, затрудняют прерывистый распад. Выделения по границам зерен частиц избыточных фаз, тормозящих миграцию межзеренной границы, также замедляют прерывистый распад.

При проведении старения обычно стараются избежать прерывистого распада, так как двухфазная структура с некогерентными выделениями после прерывистого распада получается более грубой и соответственно менее прочной, чем после обычного дисперсионного твердения, когда образуются дисперсные когерентные или полукogerентные выделения. Кроме того, некогерентные пластинчатые выделения избыточной фазы на границах зерен охрупчивают сплав.

#### *Выбор режима старения*

Установлено, что ориентировочный уровень температуры старения на максимальную прочность и твердость составляет определенную долю от температуры солидуса (по абсолютной шкале):  $T_{\text{стар}} = (0,5 - 0,6) T_{\text{сол}}$ .

У большинства сплавов при естественном старении образуются только зоны. В то же время при искусственном старении в зависимости от его температуры и продолжительности процесс останавливается или на

зонной стадии, или на стадии выделения промежуточных фаз, или доходит до коагуляции выделений стабильной фазы.

Параллельно с понятием естественное и искусственное старение используются понятия **зонное и фазовое** старение. Зонное старение алюминиевых сплавов может быть естественным и искусственным и заканчивается на стадии образования зон ГП. Фазовое старение алюминиевых сплавов, как правило, бывает искусственным.

Для зонного старения алюминиевых сплавов характерны большое относительное удлинение ( $\delta > 10-15\%$ ), значительная разница между пределами прочности и текучести ( $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,7-0,8$ ), высокое сопротивление удару и стойкость против коррозии под напряжением. Зонное старение бывает только упрочняющим.

Фазовое старение может быть **упрочняющим и разупрочняющим** (перестаривание). Для упрочняющего фазового старения характерны пониженное относительное удлинение, малая разница между пределами прочности и текучести ( $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,8-0,95$ ), пониженная ударная вязкость, пониженная стойкость против коррозии под напряжением.

Подразделение старения на зонное и фазовое условно. Во-первых, условно само подразделение выделений на зоны ГП и промежуточные фазы, что нашло отражение в двойственном названии зоны ГП2 фаза  $\theta''$  (см. табл.5). Во-вторых, при распаде раствора зоны ГП заменяются выделениями промежуточных фаз постепенно и могут сосуществовать с ними длительное время. В-третьих, моменты появления промежуточной фазы или полного исчезновения зон ГП могут не отразиться на кривых изменения свойств.

В зависимости от режима, структурных изменений и получаемого комплекса свойств искусственное старение можно подразделить на полное, неполное, коагуляционное (перестаривание) и стабилизирующее старение.

**Полное** искусственное старение проводят при такой температуре и продолжительности, которые обеспечивают достижение максимальной прочности.

**Неполное** искусственное старение – это старение с более короткой выдержкой или при более низкой температуре, чем полное, с целью повысить прочность при сохранении достаточной пластичности.

**Перестаривание** – это старение при более высокой температуре или большей выдержке, чем полное, с целью получить сочетание повышенных прочности, пластичности, коррозионной стойкости, электропроводности и других свойств. По сравнению с неполным старением перестаривание при той же прочности обеспечивает большую степень распада твердого

раствора и коагуляцию выделений, что часто позволяет достигнуть требуемого комплекса разнообразных свойств.

**Стабилизирующее** старение – это разновидность перестаривания, целью которого является стабилизация свойств и размеров изделия во времени. Жаропрочные сплавы, предназначенные для длительной службы, обычно подвергают старению при температуре выше рабочей. В противном случае при эксплуатации изделия в нем будут активно протекать изменения, приводящие к разупрочнению и нестабильности свойств изделия.

Выбор режима старения следует проводить с учетом условий закалки. С повышением температуры нагрева под закалку из однофазной области старение ускоряется из-за повышения концентрации закалочных вакансий. Таким образом, С-кривые распада с повышением температуры закалки сдвигаются влево, причем этот сдвиг больше в низкотемпературной области, где роль закалочных вакансий особенно велика.

Скорость охлаждения после старения не влияет на свойства сплава. Обычно с температуры старения изделия охлаждают на воздухе.

**Ступенчатое (двойное)** старение – с выдержкой вначале при одной, а затем при другой температуре. Как правило, температуру первой ступени выбирают ниже, чем второй. Основная цель двухступенчатого старения – создать большое число центров выделений на низкотемпературной ступени, а затем на высокотемпературной ступени получить необходимую степень распада раствора и оптимальный размер выделений. В результате достигаются более высокая плотность и однородность распределения выделений, чем это возможно при одноступенчатом старении при повышенной температуре. Ступенчатое старение в зависимости от состава сплава может быть полезным или вредным.

### **Возврат при старении**

Возврат - термическая обработка закаленных и естественно состаренных сплавов с целью «возвращения» их в свежезакаленное состояние. Эта обработка бывает необходима тогда, когда упрочненный сплав обладает недостаточной пластичностью. Сущность явления возврата состоит в том, что зоны ГП, возникшие при естественном старении, во время нагрева сплава растворяются, метастабильные и стабильные фазы из-за короткой выдержки не успевают образоваться и быстрое охлаждение фиксирует пересыщенный твердый раствор. Температура обработки дуралюмина на возврат ( $\sim 250^\circ\text{C}$ ) ниже температуры нагрева под закалку ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ),

необходимого для растворения стабильных фаз. Обработку на возврат применяют, когда требуется восстановить пластичность дуралюмина перед гибкой, отбортовкой и т. п., а перезакалка нежелательна из-за коробления.

После обработки на возврат дуралюмин, как и после обычной перезакалки, способен упрочняться при естественном старении. Повторная обработка на возврат вновь его разупрочняет и т. д. Так как при каждом нагреве до температуры возврата необратимое фазовое старение все же успевает в небольшой степени пройти (особенно по границам зерен), то с каждым циклом возврата свойства несколько отклоняются от свойств свежезакаленного сплава. В частности, усиливается склонность дуралюмина к межкристаллитной коррозии.

Основной технологический недостаток обработки на возврат — необходимость строгого (с точностью до 10 с) регулирования времени выдержки изделий в селитровой ванне. Если эта выдержка окажется короче оптимальной, то не все зоны ГП растворятся и разупрочнение будет неполным, а при передержке упрочнение произойдет из-за начавшегося фазового старения. По этой причине и из-за снижения коррозионной стойкости возврат после старения дуралюминов не нашел широкого применения.

Температура нагрева для полного возврата свойств в общем случае не является константой для данного сплава. Она зависит от стабильности зон, а значит, от температуры и времени их образования. Чем больше продолжительность низкотемпературного старения, тем крупнее и стабильнее зоны ГП и тем выше должна быть температура нагрева для их полного растворения. Начиная с некоторой выдержки при старении, температура полного возврата не зависит от времени старения. Такая критическая температура возврата характерна для сплава, состаренного при определенной температуре, и она растет с повышением температуры старения из-за увеличения стабильности зон ГП. Максимально возможная предельная температура, до которой наиболее стабильные зоны ГП могут существовать в данном сплаве, отвечает точке кривой сольвуса зон на диаграмме метастабильных равновесий (рис. 7).

Возврат можно наблюдать не только после старения с образованием зон ГП и не только в алюминиевых сплавах. Обработкой на возврат в принципе можно растворять и зоны ГП, и выделения метастабильных фаз в сплавах на разной основе. Для каждого сплава и режима старения необходимо подбирать свою температуру ( $t_{\text{в}}$ ) и время выдержки ( $\tau_{\text{в}}$ ) при обработке на возврат. Например, для естественно состаренных дуралюминов рекомендуются следующие режимы (табл.6).

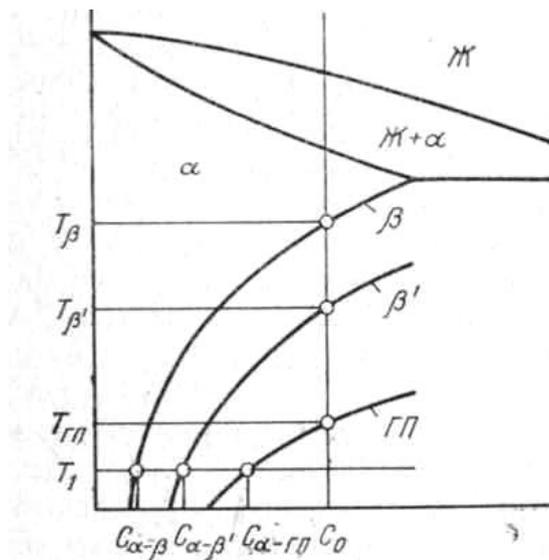


Рис. 7. Диаграмма состояния Al-Mg-Si-сплавов с линиями сольвуса

Таблица 6.

Режим возврата для дуралюминов

Температура и время возврата	Марка сплава		
	Д1	Д16	Д19
$t_B, ^\circ\text{C}$	240 — 250	265 — 275	270 — 280
$\tau_B, \text{c}$	20 — 45	15 — 30	10 — 15

### Термомеханическая обработка (ТМО)

Холодная пластическая деформация закаленных алюминиевых сплавов, которая значительно увеличивает плотность вакансий и дислокаций в решетке, при прочих равных условиях ускоряет распад твердого раствора. Пластическая деформация изменяет характер распределения и увеличивает плотность несовершенств кристаллического строения — дислокаций, вакансий, дефектов упаковки, мало- и высокоугловых границ. Так как дефекты кристаллической решетки сильно влияют на формирование структуры сплавов при фазовых превращениях, то пластическую деформацию перед фазовыми превращениями или в период их развития можно использовать для создания оптимальной структуры термически обработанного сплава.

ТМО — это комплексная обработка, в которой пластическая деформация влияет на формирование структуры при фазовых превращениях при термическом воздействии. **К ТМО нельзя относить любое сочетание операций деформирования, нагрева и охлаждения.** Например, если пластическая деформация проводится после всех операций термообработки, то мы имеем дело не с ТМО, а с обычной термообработкой и последующей обработкой давлением. Такая пластическая деформация, например холодная прокатка после старения,

может создать наклеп, повысить прочностные свойства, но она не влияет на формирование структуры при фазовых превращениях, так как эти превращения прошли до деформации.

Если пластическая деформация была проведена до термообработки, но не оказала определяющего влияния на формирование окончательной структуры сплава при фазовых превращениях, то такое сочетание пластической деформации и последующей термообработки также нельзя относить к ТМО. Например, холодная прокатка с последующим нагревом под закалку, при котором проходит рекристаллизация, не являются составными частями ТМО, так как рекристаллизованная структура характеризуется низкой плотностью несовершенств кристаллического строения.

Процессы пластической деформации и термической обработки при ТМО могут быть совмещены в одной технологической операции, но могут проводиться и в разное время, например с разрывом в несколько суток. Важно лишь, чтобы при этом фазовые превращения проходили в условиях повышенной плотности дефектов решетки, созданных пластической деформацией.

В настоящее время в промышленности используют и опробывают разнообразные схемы ТМО алюминиевых сплавов, где пластическая деформация оказывает определяющее влияние на формирование структуры сплава при старении. ТМО с зонным старением как заключительной операцией обычно не используют из-за небольшого прироста прочности. Интерес представляет ТМО, включающая фазовое старение. Дислокации облегчают зарождение выделений фаз, поэтому в наклепанном сплаве фазовое старение протекает быстрее, а плотность выделений и соответственно упрочнение оказываются более высокими, чем при старении ненаклепанного сплава. Чем больше степень холодной деформации, тем выше плотность дислокаций и соответственно выше плотность выделений и упрочнение при фазовом старении.

### 3. ЗАДАНИЯ И ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Получить образцы алюминиевого сплава.
2. Начертить участок диаграммы состояния для предложенного сплава, нанести фигуративную линию сплава. Точками обозначить температуры солидуса, ликвидуса, сольвуса, закалки и искусственного старения – 200<sup>0</sup>С.
3. Измерить твердость сплава в исходном состоянии по шкале HRF (стальной шарик, нагрузка 588,4 Н).
4. Провести закалку в воде для четырех образцов. Измерить твердость.
5. Изготовить микрошлиф одного закаленного образца. Травление проводить в 1%-ном водном растворе плавиковой кислоты.
6. Другие закаленные образцы подвергнуть старению при температурах 200, 350<sup>0</sup>С и при температуре, близкой к сольвусу, в течение двух часов. Измерить твердость.
7. Изготовить микрошлифы обработанных образцов. Травление проводить в 1%-ном водном растворе плавиковой кислоты.
8. При двухсоткратном увеличении микроскопа проанализировать микроструктуры образцов сплава после термообработки. Объяснить влияние термической обработки на твердость сплава.

### 4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Дайте общую характеристику видов термической обработки алюминиевых сплавов.
2. Поясните, для чего выбирают режим гомогенизации алюминиевых сплавов.
3. Объясните технологию отжига слитков для снятия напряжений.
4. Объясните цель и технологию рекристаллизационного отжига.
5. Объясните назначение и технологию отжига термически упрочняемых сплавов с целью разупрочнения.
6. Объясните технологию отжига термически не упрочняемых алюминиевых сплавов.
7. Объясните цель и технологию закалки алюминиевых сплавов.
8. Укажите условия распада твердого раствора и виды старения алюминиевых сплавов.
9. Объясните механизм старения алюминиевых сплавов.
10. Поясните, что такое «возврат при старении», для чего и как его проводят. Укажите недостатки.
11. Какова температура плавления и плотность чистого алюминия?

12. Какие металлы являются основными легирующими элементами для создания промышленных алюминиевых сплавов?
13. Сравните по механическим и физическим свойствам двойные, тройные и более сложные сплавы. Назовите основные системы легирования.
14. К какой системе легирования принадлежат: дуралюмины, высокопрочные алюминиевые сплавы, авиали?
15. Сущность твердорастворного упрочнения. Причины малого прироста твердости после закалки (по сравнению со сплавами на основе железа).
16. Чем опасен перегрев при закалке алюминиевых сплавов? Меры предупреждения возникновения перегрева.
17. Объясните термин «свежезакаленное состояние».
18. Какие выделения являются фазами-упрочнителями?
19. Влияние ТМО на механические свойства алюминиевых сплавов.

### **СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ ПО ТЕМЕ**

1. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин – М.: Металлургия, 1981. – 414 с.
2. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов/ И.И. Новиков - М.: Металлургия, 1986. - 480 с.
3. Фридляндер. И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы/ И.Н. Фридляндер - М.: Металлургия, 1979. 208 с.
4. Белов, А.Ф. Строение и свойства авиационных материалов: учебник для вузов / А.Ф.Белов, Г.П. Бенедиктова [и др.] - М.: Металлургия, 1989. - 368 с.
5. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: метод. указания к лаб. работам / НГТУ; сост.: С. А. Сорокина. Н.Новгород, 2003. - 27 с.
6. Мальцев, М.В. Металлография цветных металлов и сплавов: учебник для вузов/ М.В. Мальцев, Т.А. Барсукова, Ф.А.Борин - М.:ГНТИ, 1960. – 372 с.

## Приложение

### ДАС, неупрочняемые термической обработкой

К этой группе сплавов относятся технический алюминий и термически неупрочняемые свариваемые коррозионностойкие сплавы (сплавы алюминия с марганцем и магнием). Сплавы АМц относятся к системе Al-Mn (рис.П1). Микроструктуры представлены на рис.П2 (справа схема), рис. П3. Сплавы АМг относятся к системе Al-Mg (рис.П4). Микроструктуры представлены на рис.П5, П6, П7.

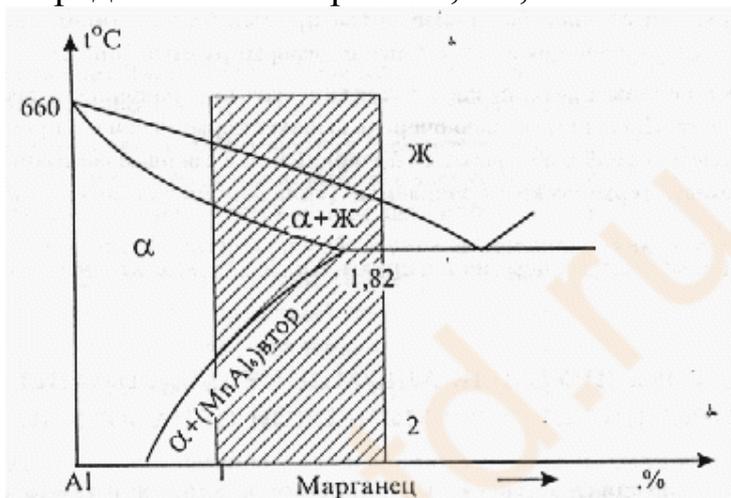


Рис. П1. Диаграмма состояния «алюминий – марганец»:

▨ – концентрация Mn в промышленных сплавах



Рис. П2. Микроструктура сплава АМц (литое состояние)

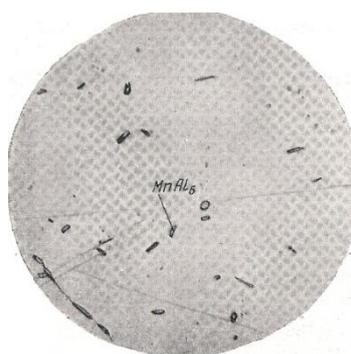
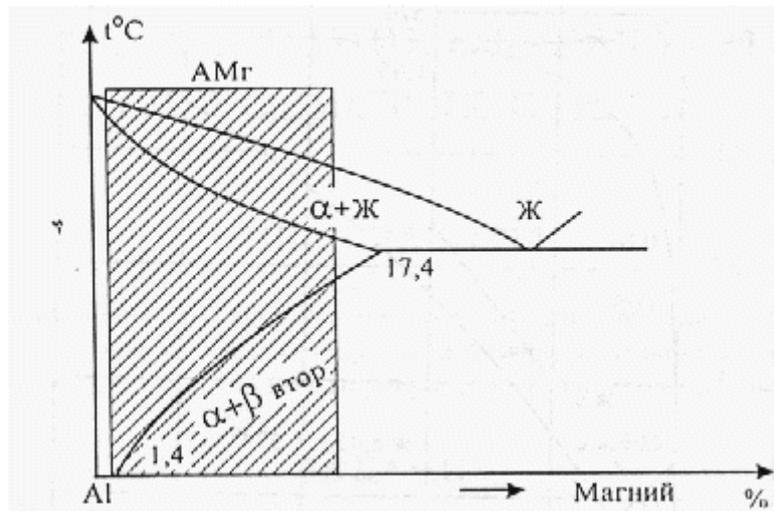
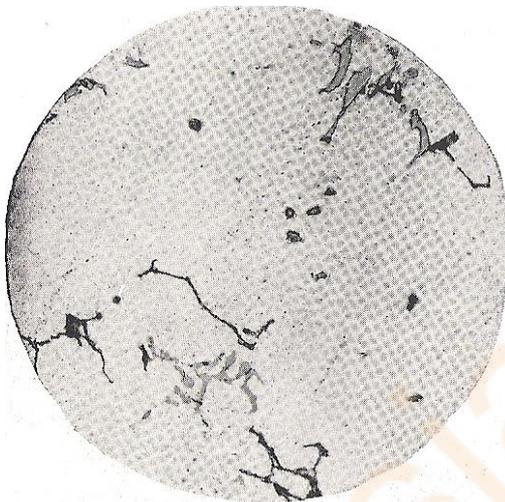


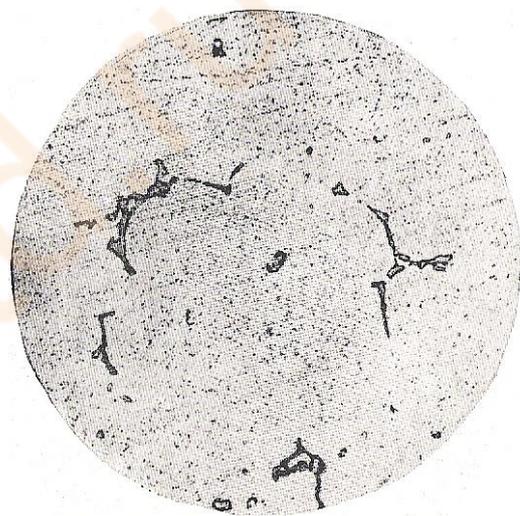
Рис. П3. Микроструктура сплава АМц (отожженное состояние)



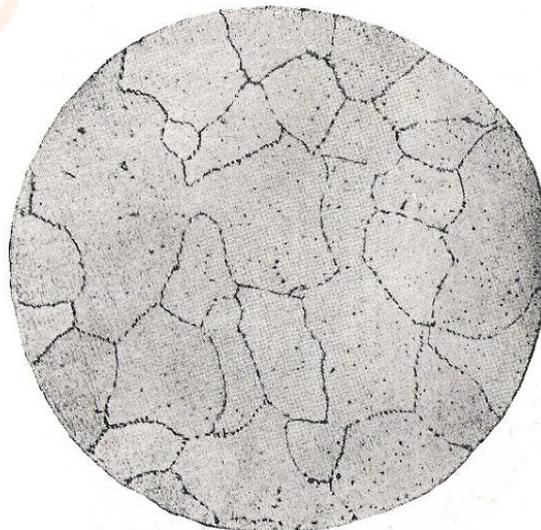
**Рис. П4. Диаграмма состояния «алюминий – магний»:**  
 – концентрация Mg в промышленных сплавах



**Рис. П5. Микроструктура сплава AMg (литое состояние)**



**Рис. П6. Микроструктура сплава AMg (после гомогенизации)**



**Рис. П7. Микроструктура сплава AMg (после отжига)**

### ДАС, упрочняемые термической обработкой

К этой группе сплавов относятся сплавы высокой и нормальной прочности. Типичными ДАС являются дуралюмины – сплавы системы Al-Cu-Mg. Очень упрощенно процессы, проходящие при упрочняющей термической обработке дуралюмина можно рассмотреть, используя диаграмму Al-Cu (рис.П8). Микроструктуры представлены на рис.П9 (справа – схематическое изображение).

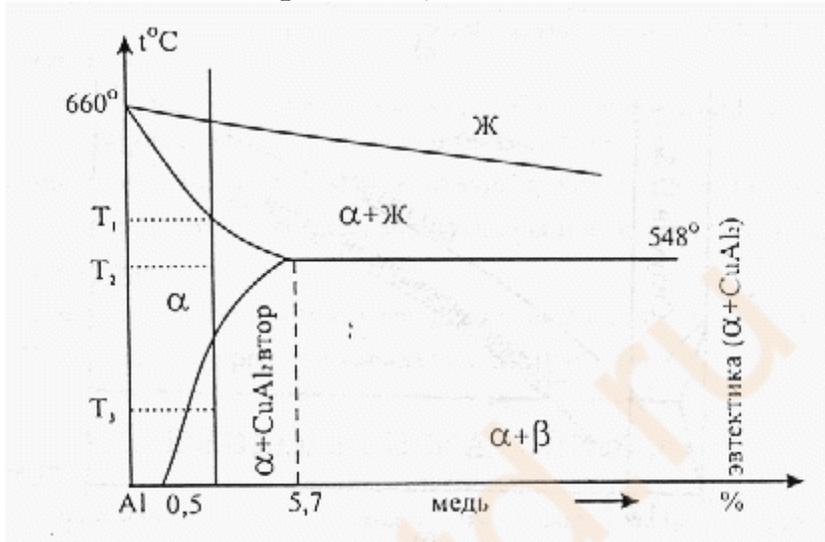


Рис. П8. Диаграмма состояния «алюминий – медь»:  $T_1$  – температура оплавления;  $T_2$  – температура закалки;  $T_3$  – температура искусственного старения

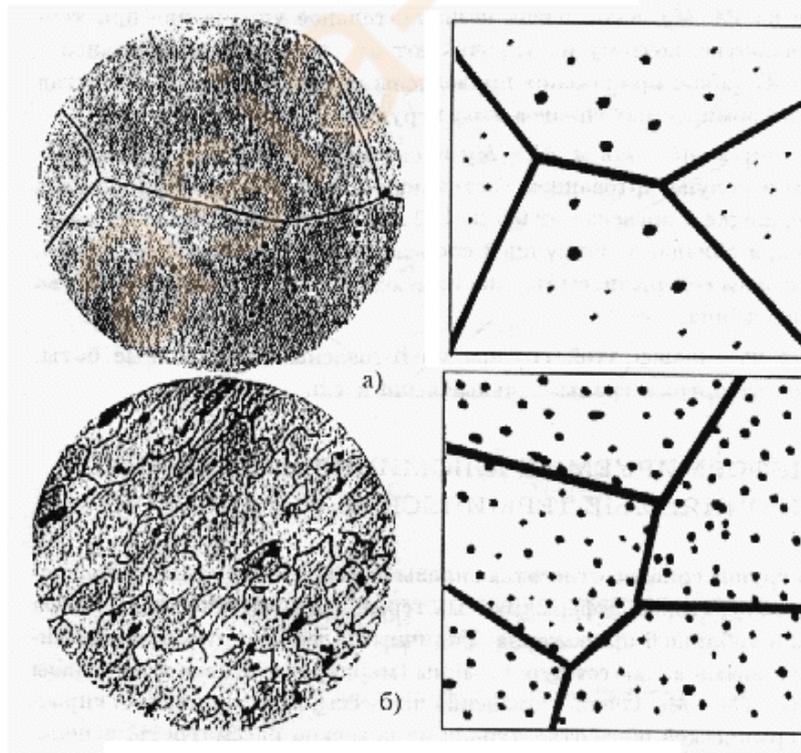


Рис. П9. Микроструктура дуралюмина после:  
а) закалки в воде с температуры  $T_2$ ;  
б) закалки и искусственного старения при  $T_3$