

Учреждение образования  
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

**Н. А. Свидунович, Д. В. Куис, О. Ю. Пискунова**

# **СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Лабораторный практикум по курсу  
«Материаловедение и технология  
конструкционных материалов»  
для студентов технологических  
и химических специальностей**

Минск 2018

УДК 669.2/8.017:691.175(076.5)  
ББК 34.23я73  
С24

Рассмотрен и рекомендован к изданию редакционно-издательским советом Белорусского государственного технологического университета.

Рецензенты:

кафедра металлургии черных и цветных сплавов БНТУ  
(заведующий кафедрой доктор технических наук,  
профессор *Б. М. Немененок*);  
заведующая лабораторией вакуумно-плазменных покрытий  
ФТИ НАН Беларуси кандидат технических наук,  
доцент *С. Д. Латушкина*

**Свидунович, Н. А.**

С24 Состав – структура – свойства цветных металлов и сплавов, полимерных материалов : лаб. практикум по курсу «Материаловедение и технология конструкционных материалов» для студентов технологических и химических специальностей / Н. А. Свидунович, Д. В. Куис, О. Ю. Пискунова. – Минск : БГТУ, 2018. – 66 с.

В лабораторном практикуме приводятся классификация, маркировка, состав, структура, свойства и применение алюминия, меди и их сплавов, устанавливается связь между структурой, свойствами и диаграммами состояния данных материалов. Рассматриваются виды, классификация, структура, физико-механические свойства и применение пластических масс, сравниваются свойства металлических и полимерных материалов.

УДК 669.2/8.017:691.175(076.5)  
ББК 34.23я73

© УО «Белорусский государственный технологический университет», 2018  
© Свидунович Н. А., Куис Д. В.,  
Пискунова О. Ю., 2018

# ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	4
Лабораторная работа № 1. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.....	5
Лабораторная работа № 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ.....	30
Лабораторная работа № 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	54

# ПРЕДИСЛОВИЕ

*Материаловедение* – это наука, определяющая принципы «конструирования» и создания новых материалов, разработки их технологий и установления областей применения.

В настоящее время перед специалистами, работающими в различных отраслях народного хозяйства, ставятся задачи рационального использования обширной номенклатуры материалов и методов их обработки для достижения необходимых эксплуатационных свойств изделий. В свою очередь знание раздела науки материаловедения и технологии конструкционных материалов «Состав – структура – свойства цветных металлов и сплавов, полимерных материалов» позволяет оптимально подбирать материалы и методы их обработки для производства тех или иных изделий.

Лабораторные работы имеют единую структуру: в начале сформулирована цель работы, представлены приборы и материалы, затем дана теория в достаточном для подготовки студентов к занятиям объеме, в конце перечислены задания к выполнению и оформлению работы, приведены контрольные вопросы. В зависимости от объема курса и специальности студентов методика проведения занятий может быть изменена, сами же работы – сокращены или расширены.

Студенты должны до начала проведения работы самостоятельно ознакомиться с теоретическим материалом по указанной теме, используя настоящий практикум или другие источники, рекомендованные преподавателем. Изучение зависимостей «состав – структура – свойства», рассматриваемых в данном лабораторном практикуме, проводится с использованием методов исследований, изученных студентами ранее в лабораторных практикумах «Методы исследования материалов»<sup>1</sup> и «Материаловедение и технология конструкционных материалов. Современные способы исследования материалов»<sup>2</sup>.

Для выявления вышеуказанных зависимостей в настоящем лабораторном практикуме приводится перечень материалов и приборов, которые будут использоваться для выполнения практической части той или иной лабораторной работы. Каждый студент должен представить отчет о выполненной лабораторной работе.

---

<sup>1</sup> Свидунович Н. А., Окатова Г. П., Куис Д. В. Методы исследования материалов: лаб. практикум. Минск: БГТУ, 2014. 126 с.

<sup>2</sup> Куис Д. В., Свидунович Н. А., Рудак П. В., Пискунова О. Ю. Материаловедение и технология конструкционных материалов. Современные способы исследования материалов: учеб.-метод. пособие. Минск: БГТУ, 2013. 140 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

**Цель работы:** изучение микроструктуры и свойств алюминия и его сплавов; установление связи между структурой, свойствами и диаграммой состояния, области применения алюминия и его сплавов.

**Приборы и материалы:** образцы алюминия и его сплавов; металлографический комплекс, включающий световой микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером; приспособление LaboForce для полуавтоматической подготовки металлографических образцов на шлифовально-полировальном станке Laborol; набор шлифовально-полировальных дисков; автоматический пресс для горячей запрессовки образцов в различные смолы CitoPress-10; смолы; приборы Бринелля и Роквелла для определения твердости; микротвердомер Duramin-5; травитель.

## **ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Алюминий имеет гранцентрированную кубическую решетку (с периодом  $a = 0,40496$  нм при  $20^{\circ}\text{C}$ ), его температура плавления  $660,37^{\circ}\text{C}$ , а плотность  $2,699$  г/см<sup>3</sup> (при  $20^{\circ}\text{C}$ ). Значения теплопроводности и электропроводности составляют примерно  $2/3$  от соответствующих значений для меди. Эти значения сильно зависят от чистоты алюминия, наклепа и температуры. У отожженного алюминия чистотой 99,9% удельная электрическая электропроводность при 273 К составляет 38,2 МОм/м. Алюминий отличается высокой коррозионной стойкостью на воздухе и в некоторых других средах. По объему производства и потребления ( $>20$  млн т/г) он

является бесспорным лидером среди всех цветных металлов. Это обусловлено широкой распространенностью алюминия в земной коре – 8% (железа всего 5%) и удачным сочетанием основных эксплуатационных и технологических свойств, которыми обладают сплавы на его основе.

В промышленности производится несколько марок первичного алюминия двух видов: высокой чистоты и технической чистоты (табл. 1.1). По ГОСТ 11069–2001 первичный алюминий маркируется буквой «А», после которой идут цифры, определяющие содержание основного металла, а именно знаки после запятой (при этом все стандартные марки включают не менее 99,00% Al). Таким образом, общее содержание примесей в первичном алюминии может варьироваться от 1% (марка А0) до 0,005% (марка А995). Большая доля производства и потребления алюминия приходится на марки технической чистоты, которые существенно дешевле высокочистых.

Таблица 1.1

**Химический состав стандартных марок первичного алюминия, производимого в России (ГОСТ 11069–2001)**

Марка	Химический состав, %							Al, не менее
	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Остальные	Всего примесей	
Высокой чистоты								
A995	0,0015	0,0015	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0050	99,9950
A99	0,0030	0,0030	0,0020	0,0030	0,0020	0,0010	0,0100	99,9900
A98	0,0060	0,0060	0,0020	0,0030	0,0020	0,0010	0,0100	99,9800
A97	0,0150	0,0150	0,0050	0,0030	0,0020	0,0020	0,0300	99,9700
A95	0,0300	0,0300	0,0150	0,0050	0,0020	0,0050	0,0500	99,9500
Технической чистоты								
A85	0,0800	0,0600	0,01	0,02	0,01	0,02	0,1500	99,8500
A8	0,1200	0,1000	0,01	0,04	0,02	0,02	0,2000	99,8000
A7	0,1600	0,1500	0,01	0,04	0,02	0,02	0,3000	99,7000
A7E	0,2000	0,0800	0,01	0,04	0,02	0,02	0,3000	99,7000
A7Э	0,2000	0,1000	0,01	0,03	0,02	0,03	0,3000	99,7000
A6	0,2500	0,1800	0,01	0,06	0,03	0,03	0,3000	99,6000
A5E	0,3500	0,1000	0,02	0,05	0,01	0,02	0,2000	99,5000
A5	0,3000	0,2500	0,02	0,06	0,03	0,03	0,3000	99,5000
A3 5	0,6500 (Fe + Si)		0,05	0,10	0,02	0,03	1,0000	99,3500
A0	0,9500 (Fe + Si)		0,05	0,10	0,02	0,03	1,0000	99,0000

В конечной продукции может использоваться и нелегированный алюминий технических марок (например, для производства фольги),

но в большинстве случаев его легируют другими элементами, получая различные алюминиевые сплавы. Последние, как правило, содержат в своем составе несколько элементов и примесей, их влияние на различные параметры структуры показано в табл. 1.2.

Все элементы, входящие в состав алюминиевых сплавов, можно разделить на три группы: основные легирующие элементы, малые добавки и примеси. Одни и те же элементы могут относиться к разным группам в зависимости от сплава. Например, железо в большинстве сплавов является вредной примесью, однако в малолегированных сплавах на основе системы Al–Fe–Si оно выступает основным легирующим элементом, а магний – главный легирующий элемент в магналиях (сплавах на основе системы Al–Mg) – в сплавах типа 1201 (на основе системы Al–Cu) представляет собой вредную примесь.

Таблица 1.2

**Классификация легирующих элементов и примесей в промышленных алюминиевых сплавах по их влиянию на различные элементы структуры**

Воздействие на структуру	Легирующие элементы и примеси*
Твердорастворное упрочнение (Al)** и образование фаз-упрочнителей при старении	Cu, Mg, Si, Zn, Li, Mn
Образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз	Fe, Ni, Mn, Mg, Si, Cu, Be
Образование первичных кристаллов	Fe, Ni, Mn, Si, Zr, Cr, Ti
Образование дисперсоидов***	Mn, Zr, Cr, Ti, Sc, (Si, Cu)
Микродобавки для связывания вредных примесей, измельчения зерна (Al), воздействия на распад (Al)	Be, Cd, Sr, Na, Ti, B

\* Один и тот же элемент может быть классифицирован по-разному в зависимости от его количества и состава сплава.

\*\* (Al) – твердый раствор на основе алюминия.

\*\*\* Дисперсоиды – алюминиды переходных металлов, образующиеся при высокотемпературных обработках в результате распада (Al).

По назначению промышленные сплавы подразделяют на две группы: *литейные* и *деформируемые*. Сплавы первой группы предназначены для получения фасонных отливок, область их составов схематически показана на рис. 1.1, а. Они должны обладать хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пустот и кристаллизационных

трещин. Основными легирующими элементами в промышленных литейных алюминиевых сплавах являются: Si, Mg, Cu, реже Zn и Ni. Поскольку все они образуют с алюминием диаграммы состояния эвтектического типа, промышленные сплавы (и литейные, и деформируемые) целесообразно классифицировать по структуре на четыре группы (рис. 1.1, б):

- сплавы типа твердых растворов (подавляющее большинство деформируемых сплавов, а также литейные на базе систем Al–Cu и Al–Mg);
- доэвтектические сплавы (большинство силуминов – сплавов, в которых важнейшим легирующим элементом является Si, например АК7 и АК8МЗ, а также некоторые деформируемые сплавы, в частности АК4-1);
- эвтектические сплавы (силумины АК12 и АК12М2);
- заэвтектические сплавы (заэвтектические силумины, например АК18).

Характерные сплавы ( $X_1$ – $X_4$ ) четырех выделенных групп показаны на рис. 1.1, б, а их типичные микроструктуры в литом состоянии – на рис. 1.2.

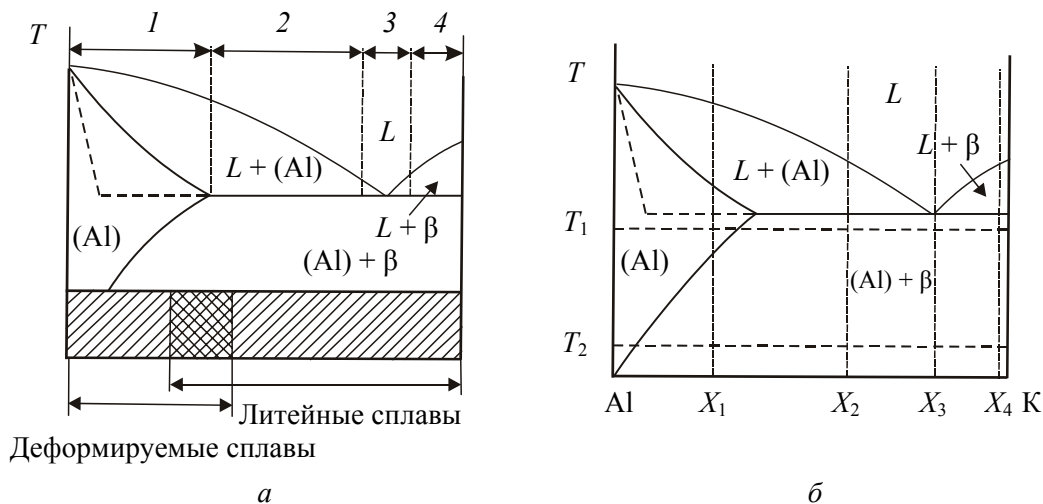


Рис. 1.1. Схема диаграммы состояния Al–K:  
*a* – области составов промышленных алюминиевых сплавов и их классификация по четырем группам (1–4);  
*б* – фигуративные прямые типичных сплавов и температуры их термообработки; K – легирующий компонент

В качестве основных легирующих элементов в подавляющем большинстве промышленных деформируемых сплавов используют, как и в литейных, тоже всего пять компонентов – магний, медь, цинк, кремний и литий.



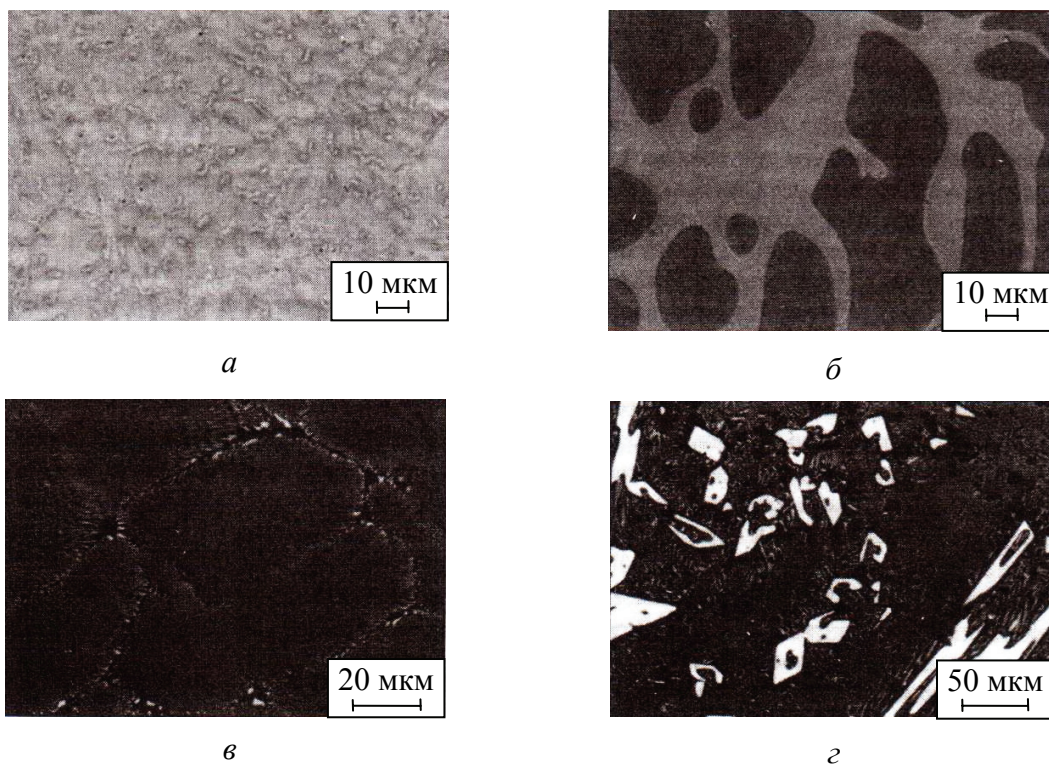


Рис. 1.2. Типичные микроструктуры (СЭМ)  
двойных алюминиевых сплавов в литом состоянии:  
*a* – Al – 10% Mg ( $X_1$ ); *б* – Al – 4% Ni ( $X_2$ );  
*в* – Al – 9,8% Ce ( $X_3$ ); *г* – Al – 16% Ce ( $X_4$ )

Первая и главная функция легирующих элементов – повысить прочность алюминия (чистый алюминий имеет слишком низкую прочность  $\sigma_b < 60$  МПа). Упрочнение достигается за счет образования твердого раствора, во многих системах путем дисперсионного твердения. С другой стороны, от содержания легирующих элементов зависят литейные свойства и пластичность сплавов, что в значительной мере определяет их технологичность и, как следствие, степень промышленного использования.

Эффект растворного упрочнения, как известно, определяется рядом факторов, главным из которых является размерный. Относительная разница атомных радиусов алюминия и легирующего элемента  $[(R_{Al} - R_2) / R_{Al}] \cdot 100\%$  максимальна в случае Mg (11,7%) и Cu (10,5%). Именно эти добавки обеспечивают максимальное растворное упрочнение ( $\Delta\sigma_b / 1 \text{ ат. \%} = 30\text{--}40$  МПа). Сплавы системы Al–Mg являются мало жаропрочными и термически неупрочняемыми. Хотя их можно подвергать закалке и старению (рис. 1.3, *a*), прирост прочности в результате старения невелик из-за малой плотности выделений –

продуктов старения. Зато магний повышает коррозионную стойкость алюминия, слабо снижает его пластичность и в результате обеспечивает такой комплекс свойств магниевых сплавов, благодаря которому эти сплавы являются сегодня одними из самых широко используемых среди деформируемых алюминиевых сплавов. Как литейные они тоже применяются, но в ограниченных масштабах из-за относительно низких литейных свойств.

*Медь*, помимо растворного упрочнения, обеспечивает возможность существенного дисперсионного твердения в результате старения после закалки, поскольку ее растворимость в (Al) с понижением температуры существенно снижается (рис. 1.3, б).

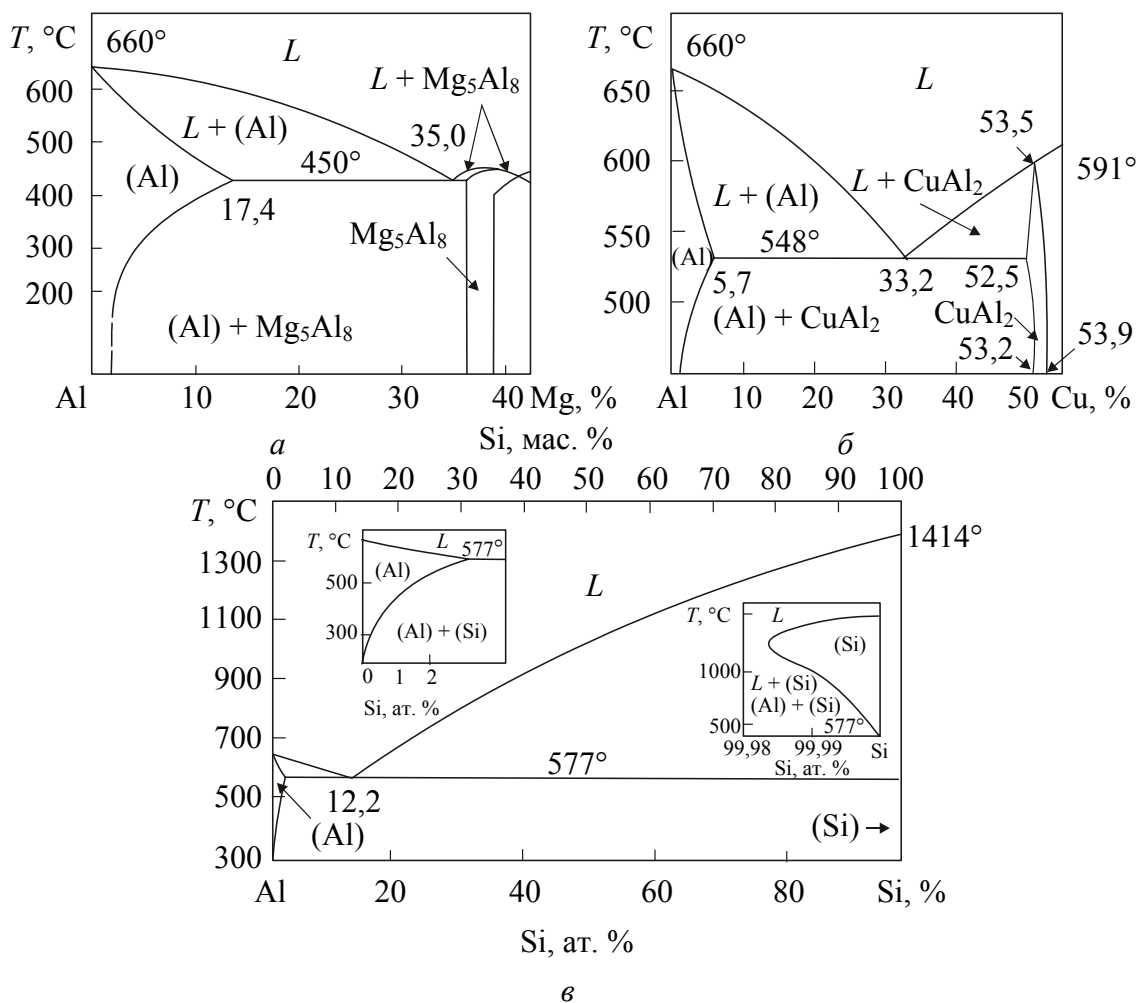


Рис. 1.3. Важнейшие двойные диаграммы на основе алюминия (расчет по программе Thermo-calc):  
 а – Al–Mg; б – Al–Cu; в – Al–Si

Поэтому у сплавов Al–Cu можно достигнуть гораздо большей прочности (особенно пределов упругости и текучести) в более широком интервале температур, чем у магналиев. В то же время медь существенно снижает коррозионную стойкость алюминия и любых его сплавов. В этом отношении она является вредной добавкой (или примесью), и ее концентрацию нужно ограничивать. Как и магний, медь образует с алюминием широкоинтервальную фазовую диаграмму, и поэтому литейные свойства сплавов на базе системы Al–Cu очень низки.

*Цинк* является слабым растворным упрочнителем из-за малого размерного фактора и вообще не представляет большого практического интереса как единственный легирующий элемент. Но когда он вводится вместе с другими добавками, особенно с магнием и медью, то оказывает очень существенное влияние на свойства сплавов. Поэтому цинк – главный легирующий компонент высокопрочных деформируемых сплавов типа В95.

Двойные силумины термически не упрочняются, несмотря на переменную растворимость Si в Al (рис. 1.3, в). Введение в них магния и меди делают их восприимчивыми к закалке и старению. Следует отметить, что *кремний*, в отличие от остальных основных компонентов, вводится в сплавы не только из-за своей растворимости в алюминиевом твердом растворе, но и благодаря образованию эвтектики (Al) + (Si), определяющей многие свойства сплавов, прежде всего литейные. В связи с этим общую концентрацию кремния в сплавах целесообразно разделять на две части: первая (<1,65%) – Si в алюминиевой матрице (в твердом растворе или в виде вторичных выделений); вторая (до 20% и более) – Si в фазах кристаллизационного происхождения, прежде всего в эвтектике. Особая группа деформируемых сплавов содержит литий. Этот металл, как и цинк, сам не приводит к значительному упрочнению, но вместе с Cu и Mg позволяет достигнуть (после термообработки) высоких значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  или снижения плотности сплава.

Помимо основных легирующих элементов, которые обычно вводят в сплавы в количестве более 1%, абсолютное большинство промышленных сплавов содержит еще один или несколько легирующих элементов, которые зачастую выступают в качестве малых добавок. Среди них особенно часто используют переходные и редкоземельные металлы: марганец, титан, цирконий, хром, ванадий, никель, железо, церий, скандий, а также бериллий, кадмий, бор и др. Эти элементы могут образовывать с алюминием фазовые диаграммы как эвтектического (см. рис. 1.1), так и перитектического типа. В первом случае их растворимость в Al очень низка (исключение составляют Mn и Sc), а во

втором – составляет десятые доли процента. При этом в условиях неравновесной кристаллизации растворимость последних может быть существенно увеличена, что можно объяснить трансформацией алюминиевого угла диаграммы состояния от перитектического типа к «сигарообразному».

Наиболее часто используемой малой добавкой является *марганец*, который входит в состав большинства промышленных сплавов в количестве 0,1–1,0%. Основная цель введения Mn и таких переходных металлов, как Ti, Zr, Cr и V, состоит в дополнительном упрочнении сплавов. Достигается это упрочнение за счет образования твердых растворов, которые в условиях неравновесной кристаллизации слитков и отливок часто оказываются аномально пересыщенными, согласно метастабильному варианту диаграммы. Эти растворы распадаются при последующих технологических нагревах, а образующиеся вторичные алюминиды переходных металлов сами по себе способствуют некоторому упрочнению, особенно при повышенных температурах.

Помимо упрочнения добавки переходных металлов часто улучшают технологичность сплавов за счет измельчения зерна. Особенно эффективны в этом отношении *титан* (отдельно и вместе с бором) и *цирконий*. Добавки Zr, Cr, Mn и V повышают сопротивление различным видам коррозии. При этом следует обязательно учитывать, что положительное действие перечисленных добавок может быть достигнуто только при строгом соблюдении технологии. В противном случае их присутствие в сплаве может оказаться бесполезным и даже вредным. Например, если температура расплава с этими добавками, вводимыми, как правило, из лигатуры, будет слишком низка, в структуре слитков и отливок возможно образование грубых первичных алюминидов, снижающих механические свойства.

*Никель, железо, церий* и большинство других переходных металлов, которые образуют эвтектику со стороны (Al), обладают малой растворимостью в твердом алюминии (максимум сотые доли процента) и не образуют пересыщенных твердых растворов даже при весьма быстрой кристаллизации. Их введение в алюминиевые сплавы всегда вызывает образование избыточных фаз кристаллизационного происхождения, которые часто снижают пластичность и коррозионную стойкость. Поэтому во многих случаях эти элементы как легирующие добавки или примеси нежелательны. Однако плавкие алюминиды, содержащие Ni, Fe и Ce, благотворно сказываются на жаропрочности, и когда это свойство оказывается определяющим, то их используют в качестве легирующих элементов. За счет высокотемпературного от-

жиги указанным алюминидам эвтектического происхождения при определенных условиях можно придать компактную форму (подобно кремниевым частицам), и тогда их отрицательное воздействие на пластичность существенно снижается. Следует также отметить, что эти добавки, введенные даже в небольших количествах, существенно увеличивают объемную долю эвтектики и улучшают за счет этого литейные свойства.

Интересной добавкой является *бериллий*. Он создает на поверхности жидкого и твердого алюминия и любых его сплавов прочную оксидную пленку, предохраняющую от дальнейшего окисления. Это особенно ценно для сплавов, содержащих магний. Кроме того, бериллий является самым эффективным модификатором формы выделений железосодержащих фаз. Образуя компактные частицы сложных фаз с железом и алюминием, бериллий в значительной мере может нейтрализовать вредное влияние примеси железа на пластичность и вязкость разрушения. Однако соединения бериллия высокотоксичны, поэтому использование данного элемента в промышленных сплавах очень ограничено.

Наиболее эффективной малой добавкой, способной существенно повысить прочностные свойства алюминиевых сплавов (в первую очередь на базе системы Al–Cu) за счет влияния на процесс старения, является *кадмий*. Введение 0,2–0,3% Cd приводит к изменению фазового состава продуктов старения и их диспергированию, повышая прочностные свойства сплавов системы Al–Cu после закалки и старения на 100–150 МПа, что реализовано в составе самого прочного стандартного (по ГОСТ 1583–93) литейного сплава АМ4,5Кд.

В последние годы в качестве добавки к деформируемым алюминиевым сплавам различных систем, в первую очередь магналиев, стал использоваться *скандий*. Как и другие переходные металлы, он образует пересыщенный алюминиевый твердый раствор при кристаллизации, который может распадаться при последующем нагреве выше 300°C. При этом, в отличие, например, от распада по марганцу, образуются очень дисперсные и когерентные матрице выделения стабильной фазы  $Al_3Sc$ , которые сами по себе обеспечивают существенный прирост прочностных свойств. Скандий, несмотря на малое количество (0,2–0,3%), следует считать основным легирующим элементом, так как он может вносить очень значительный вклад в упрочнение, соизмеримый с вкладом, например, нескольких процентов магния.

Среди других малых добавок следует отметить *натрий* и *стронций*, которые в количестве сотых долей процента модифицируют

алюминиевокремниевую эвтектику в силуминах. Для измельчения первичных кристаллов кремния в заэвтектических силуминах используют *фосфор*.

Последней группой элементов, входящих в состав сплавов, являются примеси, которые могут попадать как из шихтовых материалов, в частности из первичного алюминия технической чистоты, так и в процессе плавки (из тиглей, инструмента, случайных загрязнений). Особенно вредными являются *железо* и *кремний* (там, где они не выступают легирующими элементами), главным образом из-за образования фаз кристаллизационного происхождения с неблагоприятной морфологией, существенно снижающих механические свойства, особенно пластичность, вязкость разрушения и сопротивление усталости. В связи с этим для наиболее ответственных изделий, в частности в авиации, оборонной и автомобильной промышленности, используют сплавы повышенной чистоты, что требует применения для их выплавки первичного алюминия соответствующей марки.

В конкретных сплавах не менее вредными примесями, чем Fe и Si, могут быть и элементы, обычно используемые в качестве основных компонентов. Например, во многих магналиях устанавливаются очень строгие ограничения по меди, а в жаропрочных сплавах на базе системы Al–Cu (типа AM5 и 1201), наоборот, допускается 0,1–0,5% магния. В алюминиевых сплавах часто регламентируется содержание (на уровне сотых и даже тысячных долей процента) щелочных (Li, Na, K), щелочноземельных (Ca, Sr) и тяжелых легкоплавких (Pb, Sn, Bi, Sb) металлов.

Механизмы влияния легирующих элементов и примесей в алюминиевых сплавах на их свойства еще во многом неясны. Поэтому, несмотря на большой объем уже накопленного экспериментального материала, априорный расчет оптимального состава, обеспечивающего заданный комплекс свойств, пока невозможен. Подбор и разработка сплавов по-прежнему ведутся экспериментально. Для быстрого и квалифицированного решения задач надо хорошо представлять себе особенности структуры и свойств алюминиевых сплавов на всех стадиях технологической цепочки – от выплавки до конечной термической обработки готовой детали. Основной научной базой здесь выступают фазовые диаграммы. Большинство промышленных сплавов являются многокомпонентными, поэтому анализ их фазового состава следует проводить по тройным или четверным диаграммам состояния, а иногда и по пятерным (прежде всего это касается силуминов). Только в

самом первом приближении многокомпонентные сплавы можно, как и двойные, классифицировать по структуре (см. рис. 1.1, б, на с. 8).

Основные легирующие элементы используются в промышленных сплавах в различных сочетаниях и концентрациях, что позволяет выделить важнейшие базовые системы. Например, для силуминов с добавками магния и меди базовыми являются следующие многокомпонентные системы: Al–Mg–Si; Al–Si–Cu; Al–Si–Cu–Mg. Но поскольку концентрации этих добавок, как правило, находятся в пределах растворимости в (Al), то оценку типа структуры (см. рис. 1.1, б, на с. 8) можно сделать по диаграмме Al–Si (см. рис. 1.1 на с. 8), согласно которой они относятся к группам 2–4. С другой стороны, медь и магний существенно влияют на кристаллизацию сплавов, в частности состав и температуру последней (самой легкоплавкой) эвтектики, а также на состав продуктов распада (Al). Используя только двойные диаграммы состояния, получить соответствующую информацию невозможно.

Для деформируемых сплавов следует выделить такие многокомпонентные базовые системы: Al–Mg–Si; Al–Cu–Mg; Al–Zn–Mg; Al–Zn–Mg–Cu; Al–Li–Mg; Al–Li–Cu; Al–Li–Mg–Cu. Содержание легирующих элементов (в сплавах данных систем) обычно находится в пределах растворимости в (Al), т. е. они относятся к первой структурной группе (см. рис. 1.1, а, на с. 8). Эти сплавы отличаются большим эффектом дисперсионного упрочнения за счет выделения при старении различных фаз, что позволяет получить наиболее высокие прочностные свойства по сравнению со сплавами других систем.

## **ПРОМЫШЛЕННЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ**

Типичные концентрации легирующих элементов в промышленных литейных алюминиевых сплавах отражены в табл. 1.3. Промышленные литейные алюминиевые сплавы согласно ГОСТ 1583–93 маркируют буквой А, за которой следуют буквы, обозначающие легирующий элемент: К – Si, М – Cu, Мг – Mg, Ц – Zn, Н – Ni, Кд – Cd. Цифры после обозначения элемента указывают среднее его содержание. Если концентрация элемента не превышает 1,5%, то после его обозначения цифры не проставляют. Буква «ч» или сочетание букв «пч» в конце марки (чистый, повышенной чистоты) указывают на пониженное содержание примесей.



Таблица 1.3

**Химический и фазовый составы  
промышленных литейных сплавов  
(без учета малых добавок и примесей)**

Базовая система	Содержание, %				Фазовый состав эвтектик	Фазы-упрочнители*	$T_E$ , °C
	Si	Mg	Cu	Zn			
1. Al-Si	4,5–13,0	–	–	–	(Al) + (Si)	–	577
2. Al-Si-Mg	6–11	0,1–0,6	–	–	(Al) + (Si) + + Mg <sub>2</sub> Si ( $\beta$ )	$\beta'$ , $\beta''$	555
3. Al-Si-Cu	7–13	–	1,5–5,0	–	(Al) + (Si) + + Al <sub>2</sub> Cu( $\theta$ )	$\theta'$ , $\theta''$	525
4. Al-Si-Cu-Mg	4–23	0,2–1,1	0,5–8,0	–	(Al) + (Si) + + Al <sub>2</sub> Cu + + Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> ( $Q$ )	$\theta'$ , $\theta''$ , $\beta'$ , $\beta''$ , $S$ (Al <sub>2</sub> CuMg)	505
5. Al-Si-Cu-Mg-Zn	6–10	0,1–0,5	0,3–1,5	5–12	(Al) + (Si) + + Al <sub>2</sub> Cu + + Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> ( $Q$ )	$\theta'$ , $\theta''$ , $\beta'$ , $\beta''$ , $S$ (Al <sub>2</sub> CuMg)	505
6. Al-Cu	–	–	3,5–11,0	–	(Al)+Al <sub>2</sub> Cu	$\theta'$ , $\theta''$	548
7. Al-Mg	–	2,5–12,0	–	–	(Al)+Al <sub>8</sub> Mg <sub>5</sub>	–	450
8. Al-Mg-Zn	–	0,5–2,4	–	2,5–6,5	(Al) + MgZn <sub>2</sub> ( $\eta$ ) + + Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub> Zn (T)	$\eta$ , $\eta'$ , T'	475
9. Al-Zn-Mg-Cu	–	1,5–2,5	0,4–1,5	5–8	(Al) + M + T (Al, Cu, Mg, Zn)	$\eta$ , $\eta'$	470, 475

\*Фазы, образующиеся при старении после закалки.

Для повышения пластичности литейные алюминиевые сплавы подвергают закалке, а для повышения прочности, кроме того, и старению. Эти состояния обозначают по ГОСТ 1583–93 как T4 и T6 (T5, T7) соответственно (табл. 1.4).

Из основных легирующих элементов только кремний способен обеспечить хорошую технологичность при литье, необходимую для получения фасонных отливок. Это достигается за счет узкого эффективного интервала кристаллизации (между температурой начала усадки и неравновесным солидусом) и образования в силуминах значительного количества эвтектической составляющей.



**Обозначение видов термообработки  
для литейных алюминиевых сплавов**

Вид термообработки	Обозначение по ГОСТ 1583–93
Без термообработки	–
Искусственное старение после литья	T1
Закалка (плюс естественное старение)	T4
Закалка и неполное искусственное старение	T5
Закалка и старение на максимальную прочность	T6
Закалка и перестаривание	T7

В сплавах систем Al–Cu и Al–Mg тоже можно получить много эвтектики, но при таких больших их концентрациях, когда сплавы уже оказываются хрупкими и малопрочными.

Высокими литейными свойствами обладают так называемые церумины – сплавы, содержащие в качестве основного легирующего компонента церий. Однако из-за сравнительно высокой стоимости церия они не нашли широкого применения. Перспективной эвтектикообразующей добавкой является никель.

*Силумины* (сплавы на базе системы Al–Si) – наиболее широко используемые литейные алюминиевые сплавы. Они принадлежат, согласно рассмотренной выше классификации, к группам 2–4. Характерной структурной составляющей силуминов является эвтектика (Al) + (Si), которая относится к аномальным, что затрудняет выявление эвтектических колоний в световом микроскопе.

Структура доэвтектических силуминов состоит из светлых первичных кристаллов (Al) в дендритной форме и пестрой эвтектики (рис. 1.4, *a*). Овальные участки первичных кристаллов являются сечениями ветвей дендритов плоскостью шлифа.

В заэвтектических силуминах серые первичные кристаллы кремния имеют форму многогранников и четко выделяются на фоне остальных частиц (рис. 1.4, *б*). Для повышения механических свойств силумины, предназначенные в первую очередь для литья в землю, модифицируют сотыми долями процента натрия или стронция. Под действием этих модификаторов кремний в эвтектике кристаллизуется в форме сильно разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы, что можно наблюдать при просмотре сильно травленых шлифов. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа имеют глобулярный или

точечный вид. После нагрева под закалку происходит фрагментация этих разветвленных скелетов на отдельные глобулярные или вытянутые включения, что приводит к повышению пластичности.

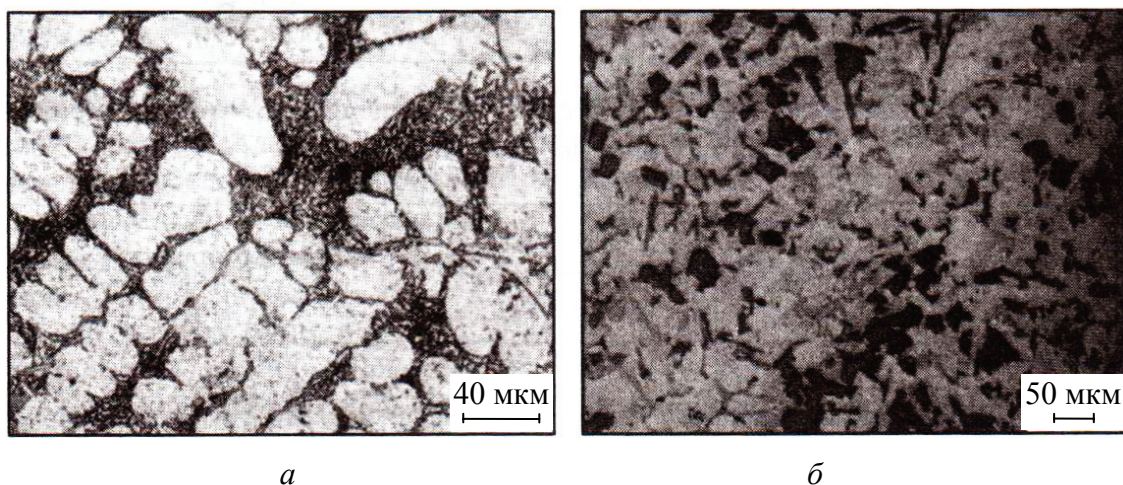


Рис. 1.4. Структура доэвтектического силумина АК7ч (а) и заэвтектического силумина FM 135 (Al – 13% Si + (Cu, Mg, Ni)) (б)

Наиболее вредной примесью в силуминах является железо, так как оно образует хрупкое соединение  $Al_5FeSi$ , как это следует из диаграммы состояния Al–Si–Fe. Это соединение кристаллизуется в виде тонких пластин, которые действуют как концентраторы напряжений и тем самым резко снижают пластичность. Чем больше железа в силумине, тем длиннее эти пластины. Для повышения пластичности в силумины вводят марганец (0,2–0,6%), который связывает железо в фазу  $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ , кристаллизующуюся в скелетообразной форме. Иногда эта скелетная фаза похожа на иероглифы, такую структурную составляющую называют «китайский шрифт». Более компактные скелетные кристаллы меньше охрупчивают силумины по сравнению с тонкими пластинами.

Сплав АК12 является единственным промышленным силумином, принадлежащим к двойной системе Al–Si (без добавок других элементов). Он содержит 10–13% Si и в немодифицированном состоянии по структуре может быть доэвтектическим, чисто эвтектическим и заэвтектическим. Натрий смещает эвтектическую точку в сторону больших концентраций кремния так, что модифицированный силумин АК12 по структуре всегда является доэвтектическим сплавом и состоит из точечной эвтектики (Al) + (Si) и небольшого количества первичных

кристаллов (Al). Силумин АК12 после литья под давлением имеет  $\sigma_b > 160$  МПа и  $\delta > 1\%$ . Упрочняющей термической обработке сплав АК12 не подвергают, так как ее эффект незначителен. Основной способ повышения его механических свойств (при литье в песчаные формы) – модифицирование.

Добавки меди и магния в силумины позволяют проводить упрочняющую термическую обработку, так как эти элементы образуют при старении фазы-упрочнители  $Mg_2Si$  и  $CuAl_2$ , что вытекает из диаграмм Al–Si–Mg и Al–Si–Cu. Типичными представителями «безмедистых» термически упрочняемых силуминов являются промышленные сплавы типа АК7ч, которые применяют для отливки крупных деталей и деталей сложной конфигурации, подвергаемых сварке. Они содержат 6–8% Si и 0,2–0,4% Mg и до 1% Fe. В литом состоянии структура модифицированного силумина АК7ч содержит две основные структурные составляющие – первичные кристаллы (Al) и эвтектику (Al) + (Si). Силицид магния входит в состав тройной эвтектики (Al) + (Si) +  $Mg_2Si$ , количество которой мало из-за небольшого содержания магния в сплаве. Эту эвтектику можно идентифицировать по черным скелетным кристаллам  $Mg_2Si$ . При нагреве под закалку (530–540°C) силицид магния полностью переходит в (Al), а кремний из эвтектики, частично растворяясь в алюминии, принимает глобулярную форму. Если силумин загрязнен железом, то хорошо видны иглы  $Al_3FeSi$ , не переходящие в твердый раствор при нагреве под закалку. Упрочнение при старении достигается за счет образования фаз  $\beta'$  и  $\beta''$ , которые являются метастабильными модификациями силицида магния.

Отлитый в песчаную форму модифицированный, термически обработанный (режим Т6) сплав АК7ч имеет  $\sigma_b > 230$  МПа и  $\delta > 1\%$ . При низком содержании железа (АК7пч) и литье в кокиль механические свойства существенно повышаются ( $\sigma_b \geq 300$  МПа и  $\delta \geq 3\%$ ). Гарантируемые свойства сплавов типа АК7 сильно зависят от допустимого уровня примесей и широты диапазона по концентрации магния.

Для анализа фазового состава медьсодержащих силуминов следует воспользоваться диаграммой Al–Si–Cu, на которой видно отсутствие новых фаз, кроме  $Al_2Cu$  и (Si) из двойных систем. Структура литых сплавов этой группы отличается от двойных силуминов наличием прожилок фазы  $Al_2Cu$ , которые располагаются по границам дендритных ячеек в составе колоний тройной эвтектики (Al) + (Si) +  $Al_2Cu$ , протекающей при  $T = 525^\circ C$ . В большинстве промышленных силуминов

концентрация меди не превышает 4%, т. е. при нагреве под закалку все ее количество переходит в (А1). Упрочнение при старении достигается за счет образования метастабильных модификаций фазы  $Al_2Cu$  ( $\theta'$  и  $\theta''$ ). Многие «медистые» силумины (АК5М, АК8МЗ, АК9М2 и др.) содержат также добавку магния в количестве до 1% (чаще до 0,6%), что может привести к появлению в структуре силицида магния, а также четверного соединения  $Al_4Cu_2Mg_8Si_5$  ( $Q$ ). В литом состоянии эти фазы присутствуют в виде неравновесной эвтектики, при нагреве под закалку в основном переходят в (А1), а при старении выделяются в виде фаз-упрочнителей.

Отдельную группу представляют так называемые поршневые силумины, которые должны обладать высокой жаропрочностью и низким коэффициентом термического расширения. Как правило, это сильнолегированные сплавы, которые по микроструктуре соответствуют четвертой группе. В силуминах типа АК12ММгН основной структурной составляющей является многофазная эвтектика, а в заэвтектических силуминах (например, FM135) фаза (Si) в виде многогранников. Поршневые сплавы обычно используют в литом состоянии или по режиму T1, их пластичность мала ( $\delta < 0,5\%$ ).

В высокопрочных литейных алюминиевых сплавах основной структурной составляющей является твердый раствор (А1). В отличие от силуминов эти сплавы по составу находятся около левой границы заштрихованной области литейных сплавов. Они расположены в области составов, типичных для деформируемых сплавов. Именно здесь максимален эффект упрочнения при закалке и старении. Из-за малого количества эвтектики высокопрочные литейные алюминиевые сплавы значительно уступают по литейным свойствам силуминам. Широкий интервал их кристаллизации приводит к образованию усадочной рыхлости. Промышленные сплавы этой группы относятся к системам А1–Cu и А1–Mg (см. рис. 1.3, а, на с. 10), часто с малыми добавками других элементов. Из-за высокой чувствительности механических и коррозионных свойств к примесям железа и кремния эти сплавы, как правило, имеют очень жесткие требования к чистоте (до 0,05%).

Сплав АМ5 содержит ~5% Cu и до 1% Mn. Это наиболее классический пример сплавов первой группы, так как по концентрации меди он располагается вблизи точки предельной растворимости. Из-за хрупкости второй фазы ( $Al_2Cu$ ) сплавы системы А1–Cu в литом состоянии не используют. После полной термообработки (режим T6) в них достигается достаточно высокая прочность ( $\sigma_b$  до 400 МПа, а при

наличии малых добавок до 500 МПа) при удовлетворительной пластичности. Для работы при повышенных температурах (до 300°C) сплавы типа АМ5 термообрабатывают по режиму Т7. Из-за низких литейных свойств сплавы системы Al–Cu имеют ограниченное применение.

Сплавы типа АМг10 содержат ~10% Mg и малые добавки 0,1% Ti, 0,1% Zn и 0,1% Be. По составу он находится левее точки предельной растворимости магния в алюминии (17,4%). В литом состоянии структура сплава состоит из первичных зерен (Al) и неравновесной эвтектики, которая вырождена в фазу P(Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub>). Светлые, хорошо очерченные кристаллы β-фазы из эвтектики расположены по границам дендритных ячеек (Al). Из-за хрупкости β-фазы литые сплавы с такой структурой малопластичны. При нагреве под закалку р-фаза полностью переходит в твердый раствор, поэтому закаленные сплавы отличаются высокой пластичностью.

Сплав АМг10 после закалки (режим Т4) имеет  $\sigma_b > 320$  МПа и  $\delta > 12\%$ . Его литейные свойства несколько лучше, чем у Al–Cu для сплавов, однако существенно хуже, чем у силуминов. Сплав АМгбл отличается от предыдущего меньшим содержанием магния (~6%), он пластичнее и имеет более высокую коррозионную стойкость. Этот сплав, в отличие от АМг10, может использоваться не только в закаленном (режим Т4), но и в литом состоянии.

## **ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ**

Для обозначения промышленных деформируемых сплавов широко используют буквенно-цифровую маркировку, в которой цифры чаще всего являются условным номером сплава и не обозначают содержание легирующего элемента, и буквенную. Позднее (согласно ГОСТ 4784–74) была введена параллельно традиционной чисто цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов. Марка состоит из четырех цифр. Первая цифра во всех марках (1) обозначает основу сплава – алюминий. Вторая цифра в марке несет главную смысловую нагрузку, указывая систему, являющуюся основой данного сплава: 0 – технический алюминий; 1 – система Al–Cu–Mg; 2 – система Al–Cu–Mn; 3 – системы Al–Mg–Si и Al–Mg–Si–Cu; 4 – системы Al–Mn и Al–Li; 5 – система Al–Mg; 9 – системы Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu. Последние две цифры в марке указывают на порядковый номер сплава. Эта чисто

цифровая маркировка пока не нашла широкого использования, исключение составляют сплавы, которые не имеют буквенного обозначения (1915, 1201, 1420 и др.). Состав некоторых наиболее распространенных деформируемых сплавов приведен в табл. 1.5.

Таблица 1.5

**Содержание легирующих элементов и примесей в некоторых деформируемых алюминиевых сплавах (ГОСТ 4784–74)**

Марка	Содержание, %						
	Cu	Mg	Zn	Mn	Si	Другие	Fe
АД00	<0,015	<0,02	<0,07	<0,02	<0,16	–	<0,16
АД	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,5	–	<0,5
АМц	<0,1	<0,2	<0,1	1,0–1,6	<0,6	–	<0,7
АМг2	<0,1	1,8–2,6	<0,2	0,2–0,6	<0,4	–	<0,4
АМгб	<0,1	5,8–6,9	<0,2	0,5–0,8	<0,4	Ti, Be	<0,4
АД31	<0,1	0,4–0,9	<0,2	<0,1	0,3–0,7	–	<0,4
АВ	0,1–0,5	0,45–0,9	<0,2	0,15–0,35	0,5–1,2	–	<0,5
Д16	3,8–4,9	1,2–1,8	<0,3	0,3–0,9	<0,5	–	<0,5
Д20	6,0–7,0	<0,05	<0,1	0,4–0,8	<0,3	Ti	<0,3
АК8	3,9–4,8	0,4–0,8	<0,3	0,4–1,0	0,6–1,2	–	<0,3
АК4-1	1,9–2,7	1,2–1,8	<0,3	<0,2	<0,35	0,8–1,4 Ni	0,8–1,4
В95	1,4–2,0	1,8–2,8	5,0–7,0	0,2–0,6	<0,5	Ti, Cr	<0,5

В США (и в некоторых других странах) используют четырехзначную цифровую маркировку Алюминиевой ассоциации (АА), в которой первая цифра определяет базовую систему: 1 – нелегированный алюминий (последние две цифры определяют содержание алюминия свыше 99%); 2 – Al–Cu–(Mg, Mn); 3 – Al–Mn; 4 – Al–Si; 5 – Al–Mg; 6 – Al–Mg–Si; 7 – Al–Zn–Mg–(Cu); 8 – остальные.

Вместе с тем следует отметить, что кроме стандартных существует множество относительно новых промышленных сплавов ограниченного употребления, маркировка которых может быть весьма специфической.

Деформируемые алюминиевые сплавы делятся на две большие группы – термически неупрочняемые и термически упрочняемые сплавы. Деформированные полуфабрикаты из сплавов первой группы выпускаются в отожженном или нагартованном состоянии. Сплавы второй группы подвергаются упрочняющей термообработке – закалке с последующим старением. Свойства деформируемых сплавов разных

марок различаются между собой еще в большей степени по сравнению с литейными.

*Термически неупрочняемые сплавы.* К ним относят сплавы на основе систем Al–Fe–Si (включая технический алюминий), Al–Mg, Al–Mn. Фазовый состав полуфабрикатов из *технического алюминия* (АДО, АД1 и др.) следует анализировать по диаграмме состояния Al–Fe–Si. Поскольку фазы  $Al_3Fe$ ,  $Al_5FeSi$  и  $Al_8Fe_2Si$  достаточно сильно различаются по морфологии, по микроструктуре можно оценить соотношение Fe:Si. Желательно, чтобы последнее было в пределах 2–4, что соответствует фазе  $Al_8Fe_2Si$ , обладающей наилучшей среди них морфологией. Это положительно сказывается на пластичности, в меньшей степени на прочности, которая у сплавов этой группы самая низкая ( $\sigma_b < 150$  МПа).

В микроструктуре сплавов типа АМц, обладающих несколько более высокой прочностью ( $\sigma_b$  до 200 МПа), следует ожидать наличия фаз  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  и  $Al_6(Fe, Mn)$ . Их количество должно быть сравнительно небольшим, так как иное означает низкую концентрацию марганца в алюминиевой матрице и, следовательно, пониженные прочностные свойства.

Самым прочным из термически неупрочняемых сплавов является сплав АМг6. Он относится к группе *магналиев* – сплавов на основе системы Al–Mg – и содержит ~6,3% Mg, 0,6% Mn, 0,06% Ti, 0,001% Be, не более 0,4% примеси железа и 0,4% примеси кремния. Сплав выпускается в виде разнообразных деформированных полуфабрикатов – листов, плит, прутков, профилей, штамповок и т. д. Широкое использование этого сплава объясняется высокой стойкостью против атмосферной коррозии и хорошей свариваемостью. В микроструктуре полуфабрикатов сплава АМг6 могут присутствовать следующие фазы кристаллизационного происхождения:  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ ,  $Al_6(Fe, Mn)$  и  $Mg_2Si$ . Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов  $Al_6Mn$ . Магний входит в состав (Al), а также присутствует в виде вторичных выделений фазы  $Al_8Mg_5$ , которые в основном располагаются по границам зерен, в случае сплошных цепочек они оказывают негативное влияние на механические и коррозионные свойства. В нагартованном состоянии сплав имеет достаточно высокую прочность ( $\sigma_b$  до 400 МПа), однако после отжига (или эксплуатационных нагревов) она сильно снижается. Другие магналии, содержащие меньшее количество магния, имеют промежуточный уровень свойств между АМг6 и АМц.

*Термически упрочняемые сплавы.* Наиболее распространенными и наименее легированными сплавами этой группы являются *авиали* (или по более распространенной в настоящее время американской системе –

сплавы бxxx серии). Их фазовый состав можно анализировать по трехкомпонентной фазовой диаграмме Al–Si–Mg, если концентрации железа и марганца незначительны. Составы большинства промышленных сплавов располагаются вдоль линии квазибинарного разреза Al–Mg<sub>2</sub>Si вблизи точки предельной растворимости соединения Mg<sub>2</sub>Si в (Al). Упрочнение в авиалах достигается за счет образования метастабильных фаз β'' и β''' (Mg<sub>2</sub>Si), так же как и в силуминах типа АК7. В микроструктуре полуфабрикатов наиболее вероятно присутствие следующих фаз кристаллизационного происхождения: Al<sub>5</sub>FeSi и Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, а также Al<sub>15</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (при наличии Mn) и Mg<sub>2</sub>Si (при избытке Mg и Si). Максимальная прочность авиала не превышает 350–400 МПа (табл. 1.6), однако они обладают хорошей деформируемостью, в том числе при комнатной температуре, а также высокой коррозионной стойкостью, что обуславливает их сравнительно широкое применение. Из них делают практически все виды полуфабрикатов.

Таблица 1.6

**Типичные механические свойства термически упрочняемых алюминиевых деформируемых сплавов**

Сплав	Вид полуфабриката	Состояние	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
Д16	Лист	T	440	290	11
Д20	Поковка	T1	375	255	10
АК8	Пруток	T1	450	–	10
АВ	Лист	M	145	–	20
АВ	Профиль	T1	294	225	10
АД31	Пруток	T1	195	145	8
В95	Пруток	T1	510	420	6
В96ц	Поковка	T1	590	540	4
1915	Лист	T	315	195	10
АК4-1	Пруток	T1	390	315	6
1420	Профиль	T1	412	275	7
1450	Лист	T1	490	430	4

Термически упрочняемые сплавы типа 1201 могут быть в первом приближении проанализированы по двойной диаграмме состояния Al–Cu, хотя более корректно использовать тройную диаграмму (Al–Cu–Mn). По составу они являются аналогами литейных сплавов типа АМ5, но содержат большее количество меди. Их главное достоинство состоит в относительно высокой жаропрочности. В микроструктуре



полуфабрикатов сплавов типа 1201 кроме (Al) наиболее вероятно присутствие следующих фаз кристаллизационного происхождения:  $Al_2Cu$ ,  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ ,  $Al_7Cu_2Fe$ . Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ . Основная фаза-упрочнитель –  $\theta'(Al_2Cu)$ . Нерастворившийся при гомогенизации избыток фазы  $Al_2Cu$  кристаллизационного происхождения располагается после деформации в виде строчек.

*Дуралюмины* являются наиболее старыми алюминиевыми сплавами, однако и в настоящее время они широко применяются в качестве конструкционного материала, особенно в авиации. Дуралюмины обладают хорошим сочетанием прочности и пластичности, но имеют при этом невысокую коррозионную стойкость. В связи с этим для них часто используют защитные покрытия в виде технического алюминия или оксидные, получаемые по различным технологиям, например анодированием. Типичным представителем дуралюминов является сплав Д16, содержащий ~4,3% Cu, 1,5% Mg, 0,6% Mn. Его фазовый состав в первом приближении можно проанализировать по диаграмме состояния Al–Cu–Mg, хотя более корректно – по более сложным (с учетом Mn, Fe и Si).

В литом состоянии в сплаве Д16 всегда присутствует эвтектика (Al) +  $Al_2Cu$  +  $Al_2CuMg(S)$ , которая образуется при ~505°C. Именно эта эвтектика и определяет температуры гомогенизации и нагрева под закалку. Для сплава Д16 из-за узкого диапазона допустимых температур существует большая опасность пережога – частичного оплавления сплава. Пережог – это неисправимый брак. Его появление обусловлено тем, что температура нагрева под закалку, необходимая для растворения избыточных фаз, может быть очень близка к температуре солидуса сплава. При превышении температуры солидуса по границам зерен появляются тонкие прослойки расплава, которые при закалке в результате неравновесной кристаллизации превращаются в тонкие эвтектические прослойки. Такие прослойки, содержащие хрупкие интерметаллиды, снижают механические свойства сплава. Кроме того, в жидких прослойках под действием закалочных растягивающих напряжений возникают межзеренные микротрещины. Металлографически пережог дуралюмина проявляется в утолщении границ зерен, появлении островков эвтектик в тройных стыках зерен, глобулей внутри зерен и в возникновении извилистых межзеренных микротрещин. В микроструктуре полуфабрикатов сплава Д16, кроме нерастворившихся (при гомогенизации) фаз  $Al_2Cu$  и  $Al_2CuMg$ ,

обычно присутствует также фаза  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ . Основная фаза-упрочнитель в сплаве Д16 –  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ), в меньшем количестве могут присутствовать фазы  $\theta'$  и  $\theta''$  ( $Al_2Cu$ ). Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ .

Разновидностью дуралюминов являются так называемые ковошные сплавы системы  $Al-Cu-Mg-Si$  (АК6 и АК8), в которых небольшая добавка кремния (до 1%) способствует повышению эффекта искусственного старения. Эти сплавы могут содержать все фазы, которые характерны как для дуралюминов, так и для авиалей.

Другой разновидностью дуралюминов являются сплавы системы  $Al-Cu-Mg-Ni-Fe$ , содержащие примерно по 1% Fe и Ni. Наиболее оптимальным составом из них обладает сплав АК4-1. Особенностью его микроструктуры является наличие значительного количества (до 8 об. %) относительно глобулярных включений фазы  $Al_9FeNi$  эвтектического происхождения. Состав алюминиевой матрицы аналогичен дуралюминам. Таким образом, сплавы этой системы представляют собой тот редкий случай, когда железо выступает в качестве легирующего компонента, а не примеси, как обычно.

*Свариваемые сплавы* средней прочности ( $\sigma_b$  до 400 МПа) на базе системы  $Al-Zn-Mg$  (1915, 1925 и др.) содержат не более 5–6% (Zn + Mg) и малые добавки переходных металлов (Mg, Zr, Cr, Ti). Фазовый состав слитков и полуфабрикатов может быть проанализирован по соответствующей тройной фазовой диаграмме. Согласно последней цинк и магний полностью входят в состав (Al) в широком диапазоне температур и образуют при старении фазы-упрочнители  $Al_2Mg_3Zn_3$  ( $T$  и  $T''$ ) и  $MgZn_2$  ( $\eta'$  и  $\eta''$ ). Переходные металлы входят в состав дисперсоидов, которые позволяют сохранять в деформированных полуфабрикатах, в частности прессованных, нерекристаллизованную структуру. При наличии примесей железа и кремния, как правило, образуются фазы  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  и  $Mg_2Si$ .

*Высокопрочные сплавы* на базе системы  $Al-Zn-Mg-Cu$  обладают максимальным уровнем прочностных характеристик ( $\sigma_b$  до 700 МПа,  $\sigma_{0,2}$  до 650 МПа) среди всех промышленных алюминиевых сплавов (см. табл. 1.6 на с. 24). Вместе с тем у них относительно низкий уровень коррозионной стойкости и жаропрочности. Они используются главным образом в авиации и оборонной промышленности для изготовления деталей ответственного назначения. Упрочнение этих сплавов достигается за счет метастабильных модификаций фаз  $M$  и  $T$ , которые представляют собой изоморфные твердые растворы между  $MgZn_2$  и  $AlCuMg$  для  $M$ -фазы,  $Al_2Mg_3Zn_3$  и  $Al_6CuMg_4$  для  $T$ -фазы.

Часто эти сплавы содержат небольшие добавки переходных металлов (Mn, Cr, Zr), которые в основном выполняют функцию антирекристаллизаторов.

Высокопрочные сплавы очень чувствительны к примесям железа и кремния, в первую очередь это касается характеристик вязкости разрушения и сопротивления усталости. В связи с этим для наиболее ответственных изделий используют марки сплавов с повышенной чистотой, например В95пч. Следует отметить, что требуемый уровень свойств может быть достигнут только при тщательном соблюдении режимов всех операций технологической цепочки: от слитка до готового термообработанного полуфабриката.

Необходимо подчеркнуть, что с повышением легированности сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu растет не только прочность (за счет повышения плотности вторичных выделений), но и склонность к формированию зернограницных цепочек (рис. 1.5). Такие цепочки резко отрицательно сказываются на структурно-чувствительных свойствах (пределе усталости, вязкости разрушения, стойкости к коррозионному растрескиванию и др.), даже если сплав приготовлен на высокочистом алюминии. Поэтому высоколегированные сплавы обычно содержат малые добавки дисперсоидообразующих переходных металлов (Zr, Mn, Cr), что позволяет несколько улучшить структуру межзеренных границ. Иногда для этой цели используют многоступенчатые режимы старения.

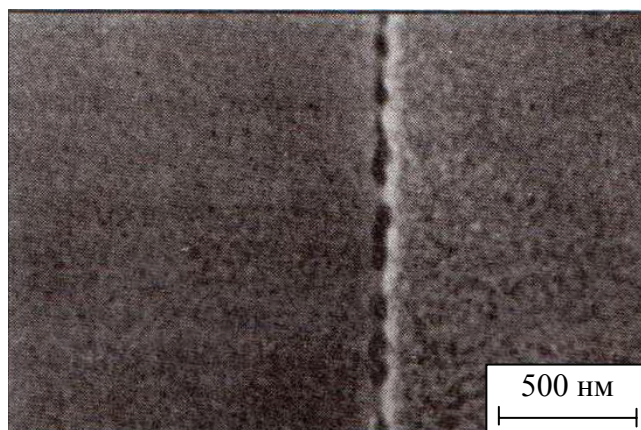


Рис. 1.5. Вторичные выделения в сплаве Al – 7% Mg – 3% Zn внутри зерна и вдоль границы (просвечивающая электронная микроскопия)

В последние годы в авиастроении применяют сплавы, легированные литием, главное достоинство которых состоит в сочетании низкой

плотности (наименьшей среди всех промышленных сплавов), высоких прочностных характеристик и модуля упругости. Алюминиево-литиевые сплавы относятся к системам Al–Li–Cu (1450), Al–Li–Mg (1420) и Al–Li–Cu–Mg (1440). Согласно диаграмме состояния Al–Li–Cu, в равновесии с (Al) кроме двойных фаз могут находиться тройные соединения  $T_1$  (Al<sub>2</sub>CuLi),  $T_2$  (Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>). Фазами упрочнителями являются  $\theta'$ (Al<sub>2</sub>Cu),  $\delta'$  (AlLi) и  $T_1$ . В системе Al–Li–Mg в равновесии с (Al) могут находиться фазы Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub>, Al<sub>17</sub>Mg<sub>12</sub>, AlLi и S(Al<sub>2</sub>MgLi). Упрочнение при старении достигается за счет выделения метастабильных модификаций последних двух фаз ( $\delta'$  и  $S'$ ).

Для изготовления изделий особо ответственного назначения большой интерес представляют алюминиевые сплавы, легированные скандием, несмотря на очень высокую цену последнего. Наиболее значительные результаты достигнуты при введении 0,2–0,3% Sc в магналии, поскольку рост прочности не сопровождается ухудшением остальных характеристик (в частности коррозионной стойкости и технологичности). Упрочнение достигается за счет образования дисперсидов Al<sub>3</sub>Sc, которые когерентны алюминиевой матрице. Это один из редких примеров выделения стабильной фазы без промежуточных стадий. Дисперсионно-твердеющие сплавы системы Al–Mg–Sc (01570) формально как магналии иногда относят к группе термически неупрочняемых сплавов, хотя это ошибочно. На уровне микроструктуры сплавы со скандием мало отличаются от обычных магналиев.

## **ЗАДАНИЯ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ**

1. Ознакомиться с микроструктурой и свойствами алюминия и его сплавов.
2. Изучить основные операции термической обработки алюминиевых сплавов.
3. Проанализировать влияние естественного старения на свойства и структуру алюминиевых сплавов.
4. Исследовать микроструктуру образцов алюминия и его сплавов в металлографическом микроскопе, записать файлы изображения исследованных структур.
5. Испытать представленные образцы алюминия и его сплавов на твердость.
6. Составить отчет о проделанной работе.

## КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Наиболее характерные свойства чистого алюминия.
2. Назовите отличительные механические свойства чистого алюминия. Какова их величина?
3. В какой решетке кристаллизуется алюминий?
4. Области применения чистого алюминия.
5. Назовите основные легирующие элементы литейных и деформируемых алюминиевых сплавов.
6. Какая главная задача введения основных легирующих элементов в алюминиевый сплав?
7. Назовите легирующие элементы, которые выступают в качестве малых добавок в алюминиевых сплавах.
8. Каково влияние малых добавок легирующих элементов на структуру и свойства алюминиевых сплавов?
9. Какие легирующие элементы относятся к вредным примесям в алюминиевых сплавах.
10. На что и как влияют вредные примеси в алюминиевых сплавах?
11. Приведите диаграмму состояния Al–Cu, назовите ее тип и фазовый состав.
12. Назовите пределы растворимости меди в Al по диаграмме состояния Al–Cu.
13. На чем основана упрочняющая термическая обработка алюминиевых сплавов?
14. Перечислите операции термической обработки алюминиевых сплавов. Какая операция особенно важна и почему?
15. Диаграмма состояния Al–Si.
16. Растворимость алюминия в кремнии, содержание Si в эвтектике.
17. Влияние модифицирования на кристаллизацию в системе Al–Si.
18. Микроструктура литейных сплавов алюминия – силуминов.
19. Классификация технических алюминиевых сплавов.
20. Чем определяется граница между деформированными и литыми алюминиевыми сплавами?
21. Маркировка литейных алюминиевых сплавов.
22. Охарактеризуйте литейные алюминиевые сплавы.
23. Маркировка деформируемых алюминиевых сплавов.
24. Охарактеризуйте деформируемые алюминиевые сплавы.
25. Как влияет термическая обработка на литейные алюминиевые сплавы?
26. Как изменяются технологические свойства сплавов системы двух компонентов с ограниченной растворимостью?

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ**

**Цель работы:** изучение микроструктуры и свойств меди и ее сплавов; установление связи между структурой, свойствами и диаграммой состояния, области применения меди и ее сплавов; определение связи между структурой и диаграммой состояния.

**Приборы и материалы:** образцы меди и ее сплавов; металлографический комплекс, включающий световой микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером; приспособление LaboForge для полуавтоматической подготовки металлографических образцов на шлифовально-полировальном станке Laborol; набор шлифовально-полировальных дисков; автоматический пресс для горячей запрессовки образцов в различные смолы CitoPress-10; смолы; приборы Бринелля и Роквелла для определения твердости; микротвердомер Duramin-5; травитель.

### **СОРТАМЕНТ И ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА МЕДИ**

Медь – монокристаллический металл красного цвета, кристаллизующийся при температуре  $1084,87^{\circ}\text{C}$  с образованием ГЦК решетки, период которой  $0,36153\text{ нм}$ . По плотности при  $20^{\circ}\text{C}$  и  $\gamma = 8,96\text{ г/см}^3$  медь относится к тяжелым цветным металлам. По величине электропроводности ( $\chi = 59\text{ МСм/м}$ ) и теплопроводности ( $k = 397\text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$ ) медь находится после серебра на втором месте. У отожженной меди высокой чистоты  $\sigma_{\text{в}} = 220\text{ МПа}$ ,  $\delta = 50\%$ , ее модуль упругости выше, чем у поликристаллического титана, алюминия и магния  $E = 132\text{ ГПа}$ . Наклеп холодной деформацией позволяет повысить ее прочность до  $\sigma_{\text{в}} = 450\text{ МПа}$  при  $\delta = 2\text{--}3\%$ , а электропроводность при этом снижается только на  $1\text{--}3\%$ .

Медь обладает сравнительно хорошей коррозионной стойкостью, компактный металл при температурах ниже 185°C с сухим воздухом и кислородом не взаимодействует. В присутствии влаги и CO<sub>2</sub> на поверхности меди образуется зеленая пленка основного карбоната (CuCO<sub>3</sub> · CuOH<sub>2</sub>). При нагревании меди на воздухе идет поверхностное окисление; ниже 375°C образуется CuO, а выше 375°C до плавления возникает двухслойная окалина, в поверхностном слое которой находится CuO, а во внутреннем – Cu<sub>2</sub>O.

Три основных свойства меди определили ее значительную роль в технике: высокая электропроводность, пластичность, теплопроводность. Благодаря этим свойствам более 50% добываемой меди применяют в электротехнической и электронной промышленности для изготовления проводников тока. Все примеси понижают электропроводность меди, поэтому для проводников используют металл высших сортов, содержащий не менее 99,9% Cu. Высокая теплопроводность и сопротивление коррозии позволяют производить из меди и специальных сплавов на ее основе (микролегированные теплопроводные сплавы и малолегированные сплавы, сочетающие теплопроводность и жаропрочность) ответственные детали для теплообменников, холодильников, вакуумных аппаратов и т. п. Около 30–40% Cu используют в виде различных сплавов, среди которых латуни, бронзы, медно-никелевые сплавы. Среди цветных металлов по объему потребления медь находится после алюминия на втором месте.

При производстве меди из руды полученную черновую медь подвергают огневому рафинированию и разливают в виде анодов, которые затем используют для электролитического рафинирования, в результате которого получают листовые катоды. В соответствии с ГОСТ 859–2001 выпускают четыре марки катодной меди, используемой в качестве шихты при изготовлении медных полуфабрикатов и сплавов высокой электропроводности.

Остальные двенадцать марок меди по ГОСТ 859–2001 выпускают в виде слитков и полуфабрикатов (прокат, прутки, проволока и др.), которые различаются способами конечного передела, видом раскислителей и их сочетанием (см. таблицу). Для выплавки бескислородной и раскисленной меди используют катоды, т. е. первичную медь, а огневому рафинированию подвергают расплав, содержащий лом и отходы. Для раскисления меди высокой чистоты применяют углерод (плавка под слоем древесного угля). Для остальных сортов меди чаще всего используют фосфор, который вводят в виде лигатуры марки МФ9 (ГОСТ 4515–81) – сплава меди с 8,0–9,5% P около эвтектического состава. После такого раскисления в меди остается фосфор (до 0,06%),

снижающий электропроводность. Наивысшей электропроводностью обладает бескислородная медь, полученная вакуумной плавкой.

Примесные элементы (Al, Fe, Ni, Mn, Zn, Ag, Cd), растворимые в твердой меди в тех количествах, в которых они могут присутствовать в технической меди, практически не влияют на ее механические свойства, а в больших количествах используются для ее легирования. Эти примеси влияют на электро- и теплопроводность меди, поэтому в проводниковых сортах меди их ограничивают тысячными долями процента.

#### Марки меди для слитков и полуфабрикатов

Марки Cu	Cu + Ag, %, не менее	O, %	P, %	Электропроводность, МСм/м	Способ выплавки и раскисления	Применение
M00б	99,99	0,001	0,0003	59,0	Переплав с раскислением углеродом в вакууме, восстановительной или инертной среде	Проводники тока и полуфабрикаты для электронной техники
M0б	99,97	0,001	0,002	58,6		
M1б	99,95	0,003	0,002	–		
M00	99,96	0,03	0,0005	–	Переплав катодов в инертной среде	Проводники тока, прокат, высококачественные безоловянистые бронзы
M0	99,93	0,04	–	58,5		
M1	99,9	0,05	–	58,0		
M1р	99,9	0,01	0,002–0,012	57,0		
M1ф	99,9	0,01	0,012–0,040	–	Переплав с раскислением	Полуфабрикаты сплавов повышенного качества, обрабатываемых давлением
M2р	99,7	0,01	0,005–0,060	48,0		
M3р	99,5	0,07	0,005–0,060	–		
M2	99,7	0,08	–	–	Переплав вторичного металла и огневое рафинирование	Прочие сплавы обычного качества для литья и обработки давлением
M3	99,5					

Примеси, малорастворимые в твердой меди, снижают ее деформируемость. В этом отношении наиболее вредными являются примеси



свинца, висмута и кислорода. Свинец и висмут незначительно растворимы в меди в твердом состоянии и образуют по границам зерен легкоплавкие эвтектики, состоящие практически из чистого свинца и висмута. При горячей прокатке меди (800–900°C) эти эвтектики находятся в жидком состоянии, и во время обжатий в них происходит межкристаллитное разрушение (горячеломкость). Для предотвращения горячеломкости при прокатке медь должна содержать не более 0,003% Вi и 0,05% Рb. Свинец в отличие от висмута пластичен при низких температурах и не охрупчивает медь при холодной обработке давлением. Кроме того, свинец заметно улучшает обрабатываемость резанием меди и ее сплавов, делая стружку сыпучей.

Сера, селен и теллур практически нерастворимы в меди и образуют эвтектики меди с хрупкими соединениями  $\text{Cu}_2\text{S}$ ,  $\text{Cu}_2\text{Se}$ ,  $\text{Cu}_2\text{Te}$ , температуры плавления эвтектик 1067, 1063 и 1051°C соответственно. Из-за очень малой растворимости уже при малых концентрациях этих примесей в структуре появляются по границам зерен хрупкие эвтектики, снижающие деформируемость меди и при горячей, и при холодной обработке давлением. Содержание этих вредных примесей ограничивается тысячными долями процента.

*Кислород* – наиболее часто встречающаяся в значительных количествах примесь, так как он легко попадает в медь при плавке. Кислород практически нерастворим в твердой меди и образует эвтектику, состоящую из меди и оксида меди  $\text{Cu}_2\text{O}$ . Температура плавления эвтектики  $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$  (1066°C) находится выше температуры горячей прокатки меди, поэтому примесь кислорода не вызывает горячеломкости. При содержании кислорода свыше 0,1% хрупкий оксид может существенно снизить пластичность меди и затруднить как горячую, так и холодную обработку давлением.

Особенно вредна примесь кислорода, если медь отжигают или эксплуатируют в атмосфере, содержащей водород. Атомы водорода, хоть и малорастворимого в твердой меди (~0,003% при эвтектической температуре 1075°C), быстро диффундируют по междоузлиям вглубь металла, и при восстановлении оксида меди образуется водяной пар, нерастворимый в меди. Под давлением этого пара возникают вздутия и микротрещины. Это явление называют *водородной болезнью* меди.

С повышением температуры испытаний у разных сортов меди характеристики прочности плавно понижаются, а характеристики пластичности (относительное удлинение и сужение) меняются немонотонно. Эти характеристики у многих сортов меди до 200°C меняются

мало, а затем начинают снижаться, и в области температур 300–600°C наблюдается минимум пластичности, который называют «провалом пластичности». Это является одной из причин того, что горячая обработка меди давлением производится при сравнительно высоких температурах 800–900°C. Минимальные значения характеристик пластичности в этом интервале сильно различаются в зависимости от чистоты меди, окружающих условий испытаний и предшествующей обработки. Поскольку провал пластичности, хотя и менее резкий, наблюдается и у высокочистой меди, например бескислородной, часто его возникновение связывали с «порчей» границ, т. е. объясняли взаимодействием меди по границам зерен с газами окружающей среды при испытаниях. Подтверждением этого объяснения считали отсутствие провала пластичности у четырех по чистоте сортов меди (99,700, 99,950, 99,990 и 99,996%), если образцы для испытаний приготовлены из монокристаллов, т. е. не имели границ зерен. Однако этот эксперимент говорит только о том, что понижение пластичности – результат процессов, происходящих на границах зерен. Многие исследователи считают, что провал пластичности меди повышенной чистоты вызван небольшими количествами примеси водорода. Это объяснение выглядит наиболее верным, так как по сравнению с результатами испытаний в среде воздуха меди чистой 99,974%, содержащей  $1,1 \cdot 10^{-4}\%$  H, испытания в вакууме, способствующие дегазации, показывают повышение минимума пластичности с ~27 до ~50% в области 400–500°C. Если образцы перед испытаниями в вакууме выдерживали 1 ч при каждой температуре под нагрузкой  $0,8 \sigma_{0,2}$ , то провал пластичности вообще не выявлялся. При этом, по данным спектрально-изотопного анализа, содержание водорода снизилось до  $(4 \pm 2) \cdot 10^{-5}\%$ . Провал пластичности меди повышенной чистоты можно объяснить результатом транспортировки водорода атмосферами на дислокациях к границам зерен, где, выделяясь из раствора, он способствует зарождению трещин и снижению пластичности.

Выдержка меди под нагрузкой  $0,8 \sigma_{0,2}$  в вакууме, т. е. в условиях неустановившейся ползучести, также эффективна для транспортировки водорода атмосферами, но дегазация проходит до испытаний на разрыв. В области температур ниже 300°C дислокации отрываются от своих атмосфер из-за недостаточной их диффузионной подвижности. Выше температуры 600°C атмосферы размываются тепловым колебательным движением атомов, и водород остается в растворе.

Латуни – это сплавы меди, в которых главной добавкой является цинк. Латуни очень хорошо обрабатываются давлением. Основная доля сплавов меди с цинком идет на производство деформированных полуфабрикатов – листов, лент, прутков, труб и др. Латуни подразделяют на двойные и многокомпонентные.

Двойные, или простые латуни, относятся к системе Cu–Zn (рис. 2.1), в которой  $\alpha$ -фаза – это твердый раствор цинка в меди с ГЦК решеткой, а  $\beta$ -фаза – электронное соединение переменного состава (фаза Юм-Розери) с ОЦК решеткой. Во время охлаждения  $\beta$ -фаза при температуре около 450°C упорядочивается (см. пунктир на рис. 2.1) и превращается в  $\beta'$ -фазу, из-за которой снижена пластичность двухфазной латуни (менее 450°C).

Промышленные латуни – это однофазные и двухфазные сплавы  $\alpha$ -латуни и ( $\alpha + \beta$ )-латуни. У двухфазной ( $\alpha + \beta$ )-латуни в названии не указывают, что при комнатной температуре присутствует упорядоченная  $\beta'$ -фаза. При температурах выше 450°C  $\beta$ -фаза пластичнее и обладает значительно меньшим сопротивлением деформации, чем  $\alpha$ -фаза. Поэтому двухфазные латуни нагревают под горячую обработку давлением в  $\beta$ -область или до таких температур в ( $\alpha + \beta$ )-области, при которых доля  $\beta$ -фазы превышает 50%.

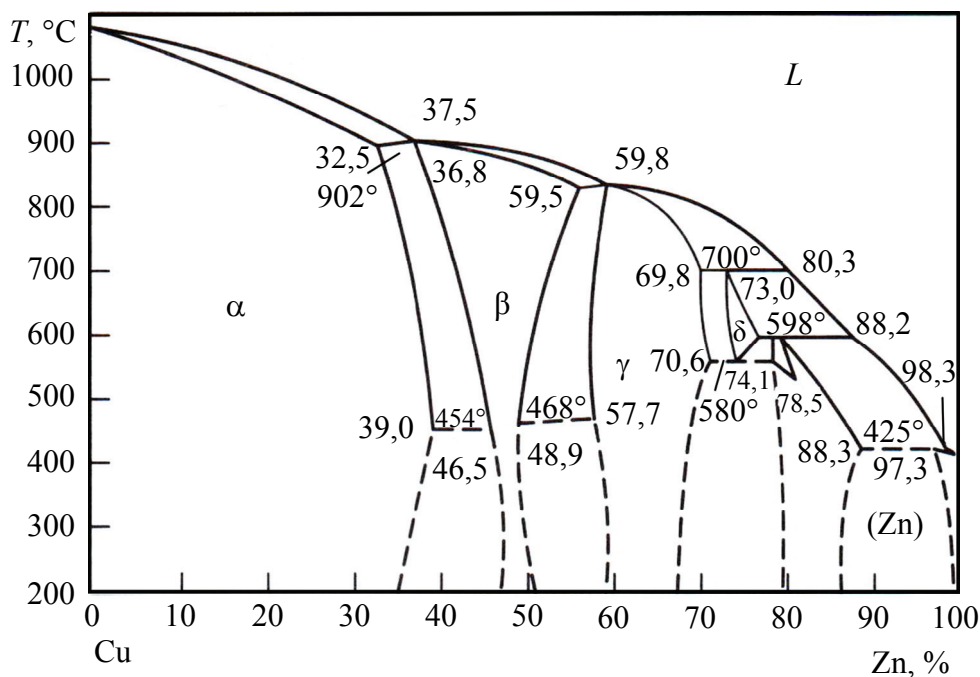
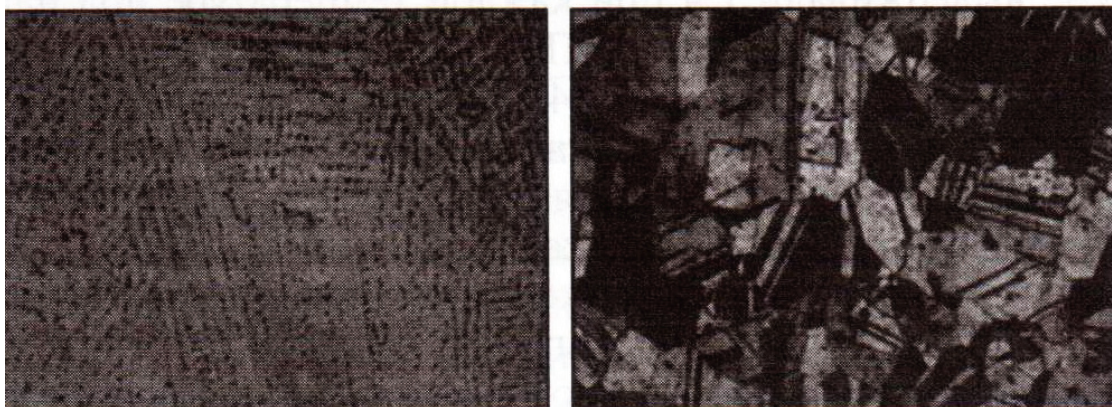


Рис. 2.1. Фазовая диаграмма системы Cu–Zn

Для микроструктуры  $\alpha$ -латуни в литом состоянии типична ярко выраженная дендритная ликвация (рис. 2.2, *a*), которая обычно исчезает во время нагрева под горячую обработку давлением.



*a*

*б*

Рис. 2.2.  $\alpha$ -Латунь в литом состоянии с дендритной структурой (*a*) и после деформации и отжига (*б*). Видны двойники отжига-рекристаллизации ( $\times 100$ )

После горячей деформации или после отжига, следующего за холодной деформацией, структура  $\alpha$ -латуни рекристаллизованная, о чем свидетельствуют прослойки двойников отжига (рис. 2.2, *б*). В структуре литой двухфазной латуни после травления в растворе 3%-ного  $\text{CuCl}_2$  в аммиаке  $\alpha$ -фаза – светлая,  $\beta$ -фаза – темная (рис. 2.3).



Рис. 2.3. Литая ( $\alpha + \beta$ )-латунь ( $\times 100$ )

В рекристаллизованном состоянии (травление 8%-ным раствором  $\text{FeCl}_3$  в  $\text{HCl}$ )  $\alpha$ -частицы (светлые) от  $\beta$ -матрицы отличаются присутствием двойников отжига.

Обрабатываемые давлением двойные латуни в соответствии с ГОСТ 15527–2004 маркируют буквой «Л», за которой следует число, указывающее содержание меди. Концентрация цинка считается как остальное. У многокомпонентных деформируемых латуней после буквы «Л» в марке перед количеством меди указывают буквенные обозначения других легирующих элементов, а их содержание задается цифрами после меди с разделением знаком «тире». Приняты обозначения компонентов для сплавов на основе меди: Pb – С; Sn – О; Al – А; As – Мш; Zn – Ц; Si – К; Fe – Ж; Mn – Мц; Co – Ко; Cd – Кд; Zr – Цр; Cr – Х; P – Ф; Be – Б; Ni – Н; Ti – Т. У литейных латуней маркировка (ГОСТ 17711–93) подобна принятой для сталей: за буквой «Л» следует буква «Ц» и содержание цинка, затем буквы, обозначающие компоненты, принятые для сплавов на основе меди и их содержание в процентах.

Медно-цинковые сплавы, содержащие до 10% Zn, известны под названием *томпак* за их красивый золотистый цвет, а при содержании цинка от 10 до 20% – *полутомпак*. Легирование меди цинком до 38% повышает ее прочность в отожженном состоянии больше чем на 100 МПа при сохранении пластичности на высоком уровне, а наклепом прочность этих сплавов можно повысить в 1,7–2,0 раза. Из двухкомпонентных сплавов наиболее широко применяют латуни Л90, Л68 и Л63.

Латунь Л90 обладает хорошей стойкостью против коррозии, имеет насыщенный желтый цвет, поэтому применяется для изготовления знаков отличия, фурнитуры, конденсаторных трубок. Латунь Л80 выпускается в виде листов, лент, проволоки, трубок разнообразных сечений; ее используют для производства сильфонов (гофрированных трубок), трубок манометров, художественных изделий и музыкальных инструментов. Латуни с 28–30% Zn, Л68, Л70 – лучший материал для холодной листовой штамповки – глубокой вытяжки, их называют *патронными латунями*.

Все латуни, содержащие более 20% Zn, склонны к коррозионному растрескиванию. Это растрескивание проявляется при хранении и эксплуатации изделий, в которых имеются остаточные растягивающие напряжения, во влажной атмосфере с небольшим количеством аммиака или сероводорода. Установлена определенная связь между числом случаев коррозионного растрескивания и временем года, что объясняется закономерными изменениями состава атмосферы. В связи с этим рассматриваемое явление было названо сезонным растрескиванием латуни. Для предотвращения сезонного растрескивания применяют отжиг при  $\sim 270^{\circ}\text{C}$ , уменьшающий

остаточные напряжения. Рекристаллизация при таком отжиге не происходит, и упрочнение от холодной деформации сохраняется.

Латунь Л63, называемая *торговой*, занимает первое место по объему производства. Эта латунь на диаграмме состояния Cu–Zn (см. рис. 2.1) находится вблизи границы  $\alpha / (\alpha + \beta)$ , и поэтому в зависимости от содержания цинка в пределах допусков ГОСТа и температуры может быть однофазной ( $\alpha$ ), двухфазной ( $\alpha + \beta$ ) и даже переходить при высокой температуре в  $\beta$ -состояние. Латунь Л63 прекрасно деформируется и в горячем, и в холодном состоянии. Она самая прочная из рассмотренных двойных латуней.

*Многокомпонентные латуни* (специальные или легированные) содержат такие легирующие компоненты, как свинец, алюминий, олово, кремний, железо, марганец, никель, мышьяк и др.

Легирующие элементы растворяются в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах и могут образовывать дополнительные фазы. При введении добавок изменяется концентрация цинка, соответствующая границе  $\alpha / (\alpha + \beta)$ . Тип микроструктуры легированной латуни ( $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$  или  $\beta$  можно оценить с помощью *коэффициентов замены цинка* (коэффициентов эквивалентности Гийе)). Значения этих коэффициентов следующие: Si – 11; Al – 5; Sn – 2; Pb – 1; Fe – 0,9; Mn – 0,5 и только у Ni составляет –1,3. Коэффициент Гийе показывает, скольким процентам цинка эквивалентен 1% добавки по своему действию на фазовый состав.

При увеличении содержания всех добавок, за исключением никеля, который действует в противоположную сторону, происходит переход от  $\alpha$ -структуры к ( $\alpha + \beta$ ) и  $\beta$ -структурам, т. е. качественно эти добавки действуют на микроструктуру так же, как цинк, а количественная разница учитывается при использовании коэффициентов эквивалентности.

Свинцовая ( $\alpha + \beta$ )-латунь ЛС59-1 по объему производства занимает второе место, уступая в этом лишь латуни Л63. Свинец практически нерастворим в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах и находится в латуни в виде мелких округлых включений по границам зерен. Следует заметить, что в  $\alpha$ -латуни свинец является вредной примесью, вызывающей горячеломкость, и его концентрация не должна превышать 0,03%. У ( $\alpha + \beta$ )-латуни с большим количеством  $\beta$ -фазы при температуре горячей деформации свинец, находящийся в жидком состоянии, не вызывает горячеломкости даже при концентрациях до 3%. Это связано с тем, что во время нагрева из-за превращения  $\alpha \rightarrow \beta$  включения свинца, выделившиеся при кристаллизации по границам зерен, оказываются внутри  $\beta$ -зерен. Поэтому латунь ЛС59-1 подвергают горячей обработке давлением.



При обработке резанием включения свинца в латуни делают стружку ломкой, легко отделяющейся. Поэтому латунь ЛС59-1 применяют в массовом производстве для быстрой обработки резанием на станках-автоматах, в частности в часовой промышленности. Кроме того, включения свинца улучшают антифрикционные свойства латуни, которую поэтому используют в трущихся парах.

Оловянная  $\alpha$ -латунь Л070-1 имеет повышенную коррозионную стойкость в пресной и морской воде и называется морской латунью. Аналогично алюминиевая  $\alpha$ -латунь ЛАМш77-2-0,05 имеет высокие механические свойства и благодаря малой добавке мышьяка хорошо сопротивляется обесцинкованию в морской воде. Ее используют главным образом для изготовления конденсаторных трубок в морском судостроении.

Легированная железом и марганцем ( $\alpha + \beta$ )-латунь ЛЖМц59-1-1 имеет повышенную прочность и в отожженном состоянии, поэтому используется в виде листов, прутков, поковок, подшипников скольжения и других ответственных деталей в авиа- и судостроении.

Все рассмотренные латуни не подвергаются упрочняющей термической обработке. Для них способ упрочнения – холодная деформация, способ термообработки – отжиг. Единственная отечественная термически упрочняемая латунь ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5 имеет структуру  $\alpha$ -латуни (кажущееся содержание цинка составляет  $\sim 30\%$ ), в которой перемененно с повышением температуры растворяются фазы  $\text{NiAl}$  и  $\text{Ni}_2\text{Si}$ . В закаленном и состаренном состоянии или после НТМО эта латунь обеспечивает высокие механические свойства, в том числе и характеристики упругости, благодаря чему ее используют для производства пружин и манометрических трубок, не содержащих дорогого и токсичного бериллия. Закалку латуни ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5 проводят с температуры  $850^\circ\text{C}$ . Во время охлаждения с температуры закалки твердый раствор неустойчив в интервалах температур  $600\text{--}700^\circ\text{C}$  и  $300\text{--}400^\circ\text{C}$ . При распаде раствора вблизи  $650^\circ\text{C}$  выделяются крупные неупрочняющие стержнеобразные частицы сложной никель-марганцевокремниевой фазы. Эти выделения нежелательны. Низкотемпературный распад при  $300\text{--}400^\circ\text{C}$  приводит к выделению промежуточных когерентных частиц в форме дисков с диаметром 10 нм и толщиной 2–3 нм, которые в равновесном состоянии соответствуют фазам  $\text{NiAl}$  и  $\text{Ni}_2\text{Si}$ . Старение при  $500^\circ\text{C}$  в течение 2 ч проводят для выделения этих промежуточных фаз-упрочнителей.

Все литейные латуни являются легированными. Латуни имеют узкий интервал кристаллизации. Они характеризуются высокой

жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пор и высокой склонностью к транскристаллизации – формированию столбчатой макроструктуры.

Свинцовая латунь ЛЦ40С является литейной модификацией деформируемой латуни ЛС59-1 и отличается от последней более широким допуском на содержание примесей (в сумме до 2% по сравнению с 0,75% в латуни ЛС59-1). Следует отметить, что в деформируемых сплавах допускаемое содержание примесей, как правило, меньше, чем в аналогичных по составу литейных, так как примеси могут сильно ухудшить деформируемость. Латунь ЛЦ40С используют для отливки втулок и вкладышей подшипников.

Кремнистая латунь ЛЦ16К4 обладает повышенной жидкотекучестью и используется для отливки гидравлически плотной арматуры.

Латунь ЛЦ40МцЗЖ отличается от деформируемой латуни ЛЖМц59-1-1 повышенным содержанием марганца, это высокопрочная ( $\alpha + \beta$ )-латунь даже после литья в землю, поэтому из нее отливают ответственные детали судовой арматуры, работающей до 300°C, и гребные винты судов с металлическим корпусом.

В высоколегированной пятикомпонентной латуни ЛЦ23А6ЖЭМц2, несмотря на содержание всего лишь 23% Zn, основной структурной составляющей является  $\beta$ -фаза «кажущейся» концентрации цинка (46,5%). Добавка железа, первично кристаллизующегося в виде частиц твердого раствора на основе железа, измельчает зерно  $\beta$ -фазы. Эта литейная латунь является наиболее прочной среди литейных латуней и используется для отливки высоконагруженных массивных червячных винтов и гаек нажимных винтов.

## **БРОНЗЫ**

Бронзы – это сплавы меди, в которых основной добавкой является любой элемент, кроме цинка и никеля.

Бронзы подразделяют на оловянные и безоловянные, и в каждой из этих групп – на обрабатываемые давлением и литейные. В марке обрабатываемых давлением оловянных (ГОСТ 5017–2006) и безоловянных бронз (ГОСТ 18175–78) после букв «Бр» стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации, а в конце марки в той же последовательности через тире указываются средние концентрации соответствующих элементов (например, БрАЖМцЮ-3-1,5). В марке литейных оловянных (ГОСТ 613–79) и



безоловянных бронз (ГОСТ 493–79) после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. Если составы литейной и деформируемой бронз перекрываются, то в конце марки литейной бронзы ставят букву «Л» (например, БрА9ЖЗЛ).

Обрабатываемые давлением оловянные бронзы – это трех- и четырехкомпонентные сплавы. Кроме олова (4–8%) они могут содержать фосфор, цинк и свинец. Добавка фосфора (до 0,4%) входит в  $\alpha$ -раствор и образует частицы фосфида  $\text{Cu}_3\text{P}$ , повышая прочностные и антифрикционные свойства. Цинк (до 4%) полностью входит в  $\alpha$ -раствор и заменяет более дефицитное олово. Свинец практически нерастворим в  $\alpha$ -фазе и образует включения, улучшающие обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства. Таким образом, деформируемые оловянные бронзы или полностью однофазные, или содержат в виде включений небольшое количество второй фазы ( $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ,  $\text{Cu}_3\text{P}$ ).

Бронзу БрОФ6,5-0,15 производят главным образом в виде холоднокатаных лент, идущих на изготовление различных пружинных элементов приборов, а также силовых токоведущих пружинных контактов.

Бронзу БрОЦС4-4-2,5 производят в виде полос и лент, идущих на изготовление прокладок в подшипниках и втулках в автомобильной и других отраслях промышленности.

Оловянные бронзы – древнейший литейный материал. Хотя они имеют широкий интервал кристаллизации (до 150–200°C), приводящий к низкой жидкотекучести, у них сильно развита дендритная ликвация и значительна зональная обратная ликвация. Все это вызывает образование множество меж- и внутридендритных рассеянных усачных пор и негерметичность отливок.

Однако оловянные бронзы имеют самую низкую среди других медных сплавов усадку кристаллизации (линейная усадка при литье в землю ~0,8%) и поэтому низкую горячеломкость. Если герметичность отливки не важна, для заполнения формы расплав перегревают до 1200–1300°C. Из-за малой усадки оловянные бронзы хорошо воспроизводят детали рельефа формы и резкие переходы сечения отливки.

В сочетании с коррозионной стойкостью в воздушной атмосфере и красновато-зеленоватым цветом оловянная бронза является незаменимым материалом для художественного литья. При взаимодействии с воздухом на бронзе образуется защитная пленка (патина), которая в зависимости от влажности и состава атмосферы, а также длительности пребывания в ней имеет разный состав и различные оттенки – от

черного и коричневого до зеленого и синего. Современные художественные бронзы содержат до 10–15% Sn и Zn и до 3% Pb.

Лучшие колокольные бронзы являются двойными сплавами высокой чистоты, содержащими 18–22% Sn. Звучание колокола определяется количеством  $\delta$ -фазы ( $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ) в бронзе.

В машиностроении в настоящее время используют литейные бронзы 11 марок (ГОСТ 613–79), содержащие от 3 до 10% Sn. В сплавах с более высоким содержанием олова пластичность сильно понижена из-за хрупкости  $\delta$ -фазы. Высокооловянные бронзы – самые прочные и самые дефицитные. Цинк, входящий в  $\alpha$ -раствор, заменяет более дефицитное олово, но он менее эффективный упрочнитель.

Бронза БрОЮФ1 благодаря высокому содержанию олова является наиболее прочной, а из-за значительного количества фосфида  $\text{Cu}_3\text{P}$  имеет высокие антифрикционные свойства. Эту бронзу используют только для отливки деталей ответственного назначения, например венцов червячных шестерен.

Бронза Бр05Ц5С5 благодаря включениям свинца хорошо обрабатывается резанием и имеет высокие антифрикционные свойства: ее используют для отливки арматуры, антифрикционных деталей, вкладышей подшипников.

Бронзу БрО3Ц7С5Н1, обладающую повышенной коррозионной стойкостью, применяют для отливки арматуры, работающей в масле, пресной и морской воде.

Недостаток всех оловянных бронз – низкая гидравлическая плотность отливок из-за развитой усадочной пористости. Если литейная корка не удаляется при обработке резанием, то гидравлическая плотность детали получается большей.

Безоловянные бронзы подразделяют по основному легирующему элементу на алюминиевые, свинцовые, бериллиевые и др.

*Алюминиевые бронзы* – наиболее многочисленная группа. В системе Cu–Al сплавы, содержащие менее 9,4% Al, состоят из одной фазы –  $\alpha$ -раствора замещения алюминия в меди. В литом и рекристаллизованном состояниях их микроструктура аналогична микроструктуре  $\alpha$ -латуней. При более высокой концентрации алюминия в бронзе, кроме первичных  $\alpha$ -кристаллов, содержится эвтектоид  $\alpha + \gamma_2$ , где  $\gamma_2$  – соединение электронного типа.

По прочности и коррозионной стойкости алюминиевые бронзы превосходят оловянные.

Однофазную двухкомпонентную бронзу БрА7 производят в виде холоднокатаной ленты, идущей на изготовление упругих элементов, в частности скользящих контактов.

Наиболее широко используют алюминиевые бронзы БрАЖ9-4 и БрАЖМцЮ-3-1,5, содержащие помимо  $\alpha$ -раствора эвтектоид  $\alpha + \gamma_2$ . Эти бронзы, выпускаемые в виде горячедеформированных прутков и труб, обладают высокими прочностными свойствами, антифрикционностью и коррозионной стойкостью. Их используют для изготовления ответственных деталей в судостроении и тяжелом машиностроении: шестерен, втулок подшипников и др.

Бронза БрАЖН 10-4-4 обладает наибольшей прочностью и твердостью среди алюминиевых бронз, так как упрочняется закалкой и отпуском. Особенность ее состоит в том, что при закалке с  $980^\circ\text{C}$   $\beta$ -фаза по мартенситному механизму превращается в  $\beta'$ -мартенсит. Во время отпуска при  $400^\circ\text{C}$  в течение 2 ч мартенсит распадается на дисперсную эвтектоидную смесь ( $\beta' \rightarrow \alpha + \gamma^2$ ), и при этом выделяется еще одна дисперсная  $\chi$ -фаза-(Ni, Fe)Al – раствор железа в фазе NiAl. Используя разные температуры отпуска – 400, 500 и  $570^\circ\text{C}$  – можно варьировать твердость бронзы по Викерсу (HV), соответственно 430, 300 и 280, тогда как в прессованном состоянии ее твердость 200. Эта бронза коррозионностойкая в атмосферных условиях, в пресной и морской воде, может работать при повышенных температурах. Она хорошо обрабатывается давлением в горячем состоянии. Ее применяют в разных машиностроительных отраслях для изготовления ответственных деталей (шестерни, клапаны, втулки и т. п.).

Бронзы близкого состава БрАЮЖЗЛ и БрА10ЖЗМц2 применяют в качестве литейных. Первично кристаллизующиеся частицы твердого раствора на основе железа способствуют измельчению зерна. Марганец входит в  $\alpha$ -раствор и повышает коррозионную стойкость. Структура литой бронзы БрА10ЖЗМц2 показана на рис. 2.4: видны мелкие частицы (точки внутри светлой фазы) железистой составляющей (стрелка) на фоне светлого  $\alpha$ -раствора и темного эвтектоида  $\alpha + \gamma_2$ .

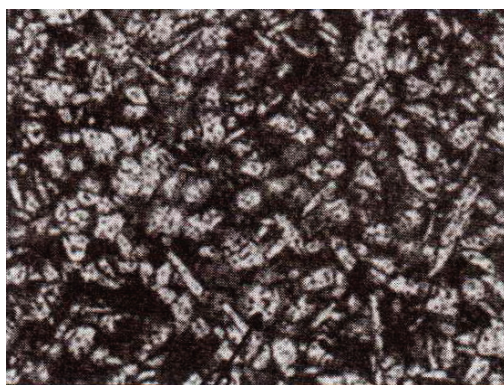


Рис. 2.4. Микроструктура бронзы БрА10ЖЗМц2 после литья ( $\times 100$ )

Алюминиевые бронзы имеют узкий интервал кристаллизации, что способствует получению плотных отливок, но возникает склонность к образованию концентрированных усадочных пустот. Эти бронзы применяют для отливки арматуры и антифрикционных деталей, отличающихся повышенной прочностью.

*Свинцовую бронзу БрСЗО* – двойной сплав Cu – 30% Pb (см. рис. 2.1 на с. 35) применяют для заливки вкладышей подшипников. В этой бронзе мягкие включения свинца распределены в более прочной и высокотеплопроводной медной матрице. Высокая теплопроводность бронзы БрСЗО облегчает условия работы подшипника при больших удельных давлениях и высоком числе оборотов, когда при трении выделяется много теплоты. Недостаток сплава – склонность к ликвации по плотности. Для ее предотвращения необходимо ускоренное охлаждение при заливке вкладыша.

подавляющее большинство алюминиевых бронз – и деформируемых, и литейных, кроме бронзы БрАЖН 10-4-4, – термически неупрочняемые, их используют без какой-либо термообработки или подвергают только отжигу.

Классический представитель термически упрочняемых бронз – бериллиевая бронза БрБ2. По составу она близка к точке предельной растворимости бериллия в меди при перитектической температуре. С понижением температуры растворимость бериллия в меди резко падает. Бронзу БрБ2 закаливают с 780°C в воде и подвергают старению при 320°C 2–5 ч. При старении из пересыщенного  $\alpha$ -раствора сначала выделяются моноатомные дискообразные зоны Гинье – Престона диаметром ~2 нм, затем они превращаются в пластинки размерами 5–10 нм дисперсных частиц метастабильной полуккогерентной фазы состава CuBe, что и приводит к сильному упрочнению. Для получения высокой прочности, необходимой искробезопасному инструменту, подшипникам гироскопов и т. п., достаточно 2 ч старения. Характеристики упругости этой бронзы – предел упругости с малым допуском, релаксационная стойкость и др. достигают своих наивысших значений только после 4–5 ч старения. У состаренной бериллиевой бронзы предел упругости после НТМО (холодная деформация на 40% между закалкой и старением) может достигать рекордного для медных сплавов уровня ( $\sigma_{0,005} = 1150$  МПа), поэтому ее широко используют для изготовления разнообразных упругих элементов. Высокие характеристики упругости бериллиевых бронз сочетаются с довольно высокой электропроводностью, которая составляет ~23% от Cu марки М1, поэтому у этой бронзы нет конкурентов для изготовления токоведущих контак-

тов. Недостатки бронзы БрБ2 – это высокая стоимость бериллия и высокая токсичность паров бериллия, что требует соответствующей техники безопасности при плавке. В промышленных марках бериллиевых бронз содержание бериллия варьируется от 1,7 до 2,5%. Кроме того, всегда присутствует 0,2–0,5% Ni для снижения критической скорости закалки и 0,1–0,3% Ti, понижающего (как и Ni) склонность этих бронз к прерывистому распаду на границах зерен, из-за которого пластичность бронз понижена.

## **ДРУГИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ**

Медно-никелевыми называют сплавы на основе меди, в которых легирующим элементом, определяющим основные свойства сплава, является никель.

Медь с никелем образует непрерывный ряд твердых растворов. Добавка никеля к меди увеличивает твердость, прочность и повышает коррозионную стойкость во многих средах. Медно-никелевые сплавы подразделяют на коррозионно-стойкие и электротехнические. При добавлении никеля к меди удельное электросопротивление растет, и при содержании 50% Ni становится в 30 раз больше электросопротивления меди. При этом термический коэффициент электросопротивления в области 40–43% Ni снижается практически до нуля, а термо-ЭДС в паре с медью в той же области составов достигает ~40 мкВ/град. Такое влияние никеля на свойства меди стало основой материалов для термопар, для реостатов и резисторов с высоким и стабильным электросопротивлением.

К коррозионностойким относятся однофазные сплавы – мельхиор и нейзильбер. Мельхиор МН19 имеет серый цвет, напоминающий никель, его применяют для изготовления медицинского инструмента, разменной монеты и в судостроении. Нейзильбер МНЦ15-20 имеет теплый желтовато-серебристый цвет, близкий к цвету серебра (нем. *Neusilber* – новое серебро), хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии. Из него изготавливают столовые приборы и художественные изделия (в торговле их некорректно называют мельхиоровыми). Цинк полностью входит в твердый раствор, и нейзильбер можно классифицировать как никелевую  $\alpha$ -латунь.

*Константан* имеет высокое электросопротивление и, что особенно ценно и отмечено в названии, почти нулевой термический коэффициент электросопротивления. Это обеспечивает постоянство его электросо-

противления при разогреве приборов джоулевым теплом. Его используют для изготовления резисторов, реостатов, которые могут разогреваться, а его высокая термо-ЭДС в паре с медью не мешает их работе. Константан обладает высоким коэффициентом тензочувствительности ( $>2$ ), который определяется отношением изменения относительного электросопротивления к относительной деформации. Поэтому из тонкой проволоки или фольги константана производят тензометрические датчики для измерения усилий, напряжений, перемещений и/или деформаций.

*Копель* близок по составу и свойствам к константану и используется для отрицательных электродов в термопарах медь – копель, хромель – копель и др. Константан иногда также используют в термопарах.

*Манганин* (Cu–Mn–Ni), у которого основной компонент в твердом растворе – марганец, характеризуется сочетанием примерно такого же электросопротивления, как у константана, низкого термического коэффициента электросопротивления и очень малой термо-ЭДС (0,2 мкВ/град) в паре с медью, что позволяет широко его применять в электроизмерительных приборах, образцовых катушках сопротивления, шунтах и т. п. В электрических цепях приборов, где соединения выполнены из медного провода, при разогревах джоулевым теплом в контактах меди с манганиновыми резисторами практически не возникают паразитные термо-ЭДС.

Система Cu–Ni–Al из-за переменной растворимости компонентов с повышением температуры послужила основой для разработки ряда термически упрочняемых сплавов.

Сплавы под названием *куниали* типа А (МНА 13-3) и Б (МНА 6-1,5) характеризуются способностью к термическому упрочнению. Обработка по режиму: закалка с температуры 900–1000°C; холодная деформация на 25%; старение при 500°C – обеспечивает предел прочности  $\sigma_B = 800–900$  МПа;  $\delta = 5–10\%$ . Куниаль типа А используется в деталях повышенной прочности и коррозионной стойкости. Куниаль типа Б не имеет аналога за рубежом, его применяют для пружин ответственного назначения в различных областях техники. Куниали имеют высокие механические свойства, коррозионную стойкость, удовлетворительно обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях. Упрочнители в них – фазы  $\theta$ -Ni<sub>3</sub>Al и  $\beta$ -NiAl. Куниали не склонны к хладноломкости, с понижением температуры до отрицательной их прочность и пластичность растут.

На базе той же системы Cu–Ni–Al в России разработан ряд сплавов взамен бериллиевых бронз. Например, сплав под названием *каamelон*,

содержащий 20% Ni, 4% Al, 3% Cr, 4% Mn, также имеет два главных упрочнителя – Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. В фазе Ni<sub>3</sub>Al часть атомов может заменяться на медь, марганец упрочняет твердый раствор. Хром формирует фазу, которая полностью не растворяется, зато сохраняет зерно мелким (20 мкм) при нагреве под закалку (800–980°C). В результате НТМО (40% деформации после закалки) камелон имеет предел прочности  $\sigma_b = 1500$  МПа,  $\sigma_{0,005} = 1100$  МПа, удлинение  $\delta = 1,5\%$ , твердость 420HV, циклическую стойкость до разрушения  $N = 20 \cdot 10^4$  при нагрузке 600 МПа, но электросопротивление  $\rho = 0,35$  мкОм · м. Бериллиевая бронза БрБ2 имеет  $\sigma_{0,005} = 1150$  МПа,  $N = 7 \cdot 10^4$  и  $\rho = 0,068$  мкОм · м. Поэтому камелон может использоваться как пружинный материал взамен бериллиевых бронз, но не для токопроводящих пружин.

## **ТЕПЛОПРОВОДНЫЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ МЕДИ**

Главная особенность меди – ее высокие электро- и теплопроводность, значения которых совсем немного уступают серебру. Высокая теплопроводность меди коренным образом меняет подход к разработке жаропрочных медных сплавов.

Медь и ее сплавы значительно более легкоплавки, чем железо или никель, и поэтому в жаропрочности при одинаковых температурах сильно уступают жаропрочным аустенитным сталям, не говоря уже о жаропрочных никелевых сплавах. Однако существует много примеров конструкций теплообменных устройств, которые были созданы и существуют благодаря теплопроводности жаропрочных медных сплавов. Например, к ним относятся кристаллизаторы непрерывного литья сплавов и сталей, кристаллизаторы гарнисажной плавки титановых сплавов, кристаллизаторы электрошлакового переплава, разнообразные конструкции электродов точечной и роликовой контактной сварки и даже камеры сгорания жидкостных реактивных двигателей. Все эти и многие другие подобные конструкции имеют общую особенность: высокотемпературный реакционный процесс протекает в объеме, ограниченном со всех сторон медной оболочкой, которая снаружи омывается тем или иным охладителем, чаще всего водой. В этих условиях температура медной оболочки составляет для разных конструкций 300–600°C. Но если эту медную оболочку заменить на жаропрочную аустенитную сталь или жаропрочный никелевый сплав, то из-за

низкой их теплопроводности температура оболочки повысится до 900–1000°C. Естественно, что характеристики жаропрочности медных сплавов при 500°C более чем в 2 раза превосходят те же характеристики сталей или никелевых сплавов при 1000°C.

Принципы создания жаропрочных теплопроводных сплавов меди впервые сформулировал М. В. Захаров. В их основе лежит необходимость сочетания упрочняющего легирования с сохранением или минимальным снижением уровня теплопроводности. Поэтому исключается использование сложнолегированного твердого раствора, который является одним из важных факторов создания жаропрочных сплавов по А. А. Бочвару. Предпочтительными являются дисперсионно-твердеющие сплавы, так как при старении повышаются прочностные свойства и обедняется легирующими компонентами твердый раствор, поэтому растет теплопроводность. Следует выбирать такое количество добавок, чтобы при старении из твердого раствора полностью выделялись все растворенные элементы. При этом упрочняющие фазы не должны содержать в своем составе атомов меди, чтобы уменьшить диффузионную подвижность и затруднить их растворение при повышенных температурах. Это означает, что предпочтительно выбирать составы сплавов, лежащие на квазибинарных разрезах. Выбирать добавки для легирования следует те, которые повышают температуру начала рекристаллизации и меньше других снижают электро- и теплопроводность.

Под влиянием разных добавок на электропроводность меди основные легирующие элементы можно разделить на три группы. Первая группа – это элементы (Ag, Cd, Ca, Zn, Zr, Mg, Ni, Sn), при содержании которых до 0,5% электропроводность остается выше 70% от Cu марки М1. Вторая группа – это добавки (Mn, Al, Be), при содержании которых до 0,5% электропроводность находится между 70 и 50% от М1. Третья группа – добавки (Co, Fe, Si, Ti, P, As) в количестве до 0,2%, которые снижают электропроводность меди ниже 50% от М1. Здесь везде элементы перечисляются в порядке понижения электропроводности. Однако это не значит, что очень сильно снижающие электропроводность элементы, например железо и фосфор, неприменимы для легирования. При совместном их введении, если образуются переменнорастворимые в меди фосфиды железа, такие сплавы оказываются и высокоэлектропроводными, и жаропрочными. Особенно эффективно легирование двумя добавками, если трехкомпонентные сплавы оказываются на квазибинарном разрезе. В этом случае электропроводность при совместном введении компонентов заметно



выше, чем если их вводить порознь, и характеристики прочности и жаропрочности у сплавов такого разреза после закалки и старения оказываются наибольшими. Если же квазибинарный разрез для выбранных компонентов не существует, то совместное легирование ими меди эффективно в том случае, когда добавки снижают растворимость один другого в меди и при этом перемененно растворяются с изменением температуры. Примером такого случая является система Cu–Cr–Zr, послужившая основой ряда сплавов с ценным комплексом свойств.

Теплопроводные сплавы меди, работающие при повышенных температурах, можно разделить на две группы: сплавы, упрочняемые наклепом, и дисперсионно-твердеющие. В первую группу входят давно используемые серебряная и кадмиевая бронзы, у которых благодаря их легирующим элементам температура начала рекристаллизации повышена до 350°C, тогда как у меди она ~200°C. Серебряная бронза, несмотря на легирование драгоценным и дефицитным металлом, нашла широкое применение в конструкциях различных теплообменников, в особенности для кристаллизаторов непрерывной разливки стали. Кадмиевая бронза, несмотря на токсичность паров кадмия при плавке, применяется для изготовления троллейного провода всех видов электрифицированного транспорта, так как обладает сочетанием хорошей тепло- и электропроводности с высокой прочностью при способности к искрогашению и повышенной износостойкости. Применяются эти сплавы и для электродов контактной сварки легких сплавов.

Однако эти сплавы в последнее время вытесняются сравнительно новой группой сплавов, которые называют микролегированными, к ним относятся сплавы БрМгЦр, М1Ф и МЗРЖ.

Хотя температура начала рекристаллизации не является физической константой, после деформации 50–70% и отжига в течение 2 ч ее значения стабилизируются, рассматриваются как порог рекристаллизации и часто служат характеристикой способности материалов сохранять стабильность структуры и свойств при нагреве. Известно, что многие добавки повышают температуру начала рекристаллизации меди, в особенности такие переходные металлы, как Hf, Zr, Ti, Cr. Однако оказалось, что температура начала рекристаллизации при легировании меди быстро возрастает при увеличении концентраций добавки от тысячных долей до одной-двух сотых процента, а при дальнейшем увеличении легированности возрастает незначительно. Но ведь при введении 0,01–0,03% добавки электро- и теплопроводность меди понижается совсем немного. Это и послужило основой разработки

микролегированных сплавов, упрочненных наклепом, имеющих высокую электро- и теплопроводность и повышенную температуру начала рекристаллизации.

Бронза БрМгЦр при одинаковой степени наклепа немного превосходит по свойствам серебряную бронзу. Она находит применение для изготовления обмоток мощных трансформаторов с прямоугольным сечением провода, у которых при пиковых режимах возможен заброс температуры выше 300°C. Магний улучшает технологичность при введении циркония в расплав (меньше угар Zr, кроме того, Mg – раскислитель), и совместно они лучше влияют на температуру порога рекристаллизации. Этот сплав также применяется в электронике.

Сплав Cu – (0,05%–0,10%), Sn – (0,02–0,09%), Fe – (0,01–0,07%), P (МЗРЖ) предложен для использования взамен серебряной бронзы при изготовлении кристаллизаторов непрерывного литья стали. Его температура разупрочнения – 500°C, Sn – упрочнитель твердого раствора, при старении выделяется Fe<sub>3</sub>P – этот сплав дисперсионно-твердеющий. После теплой деформации при 500–600°C  $\epsilon_s = 30\text{--}60\%$ , совмещенной со старением, свойства сплава в 2–3 раза превышают свойства меди марок М1Р и М2Р.

Сплав М1Ф (0,02–0,04% P) после деформации на 20–40% по основным свойствам (кроме электропроводности и теплопроводности) близок к медно-серебряной бронзе, пригоден для изготовления троллейных проводов взамен кадмиевой бронзы. Разупрочнение сплава происходит при температуре выше 375°C, а электропроводность при 20°C составляет 45–52 мСм/м, теплопроводность – 320–370 Вт/(м · К), т. е. 78–89% от стандартной меди.

Остальные жаропрочные тепло- и электропроводные сплавы можно разделить на сплавы повышенной теплопроводности и сплавы средней теплопроводности. К первой группе относятся, в частности хромовая бронза и хромоциркониевые сплавы, которые применяют в коллекторах высокоскоростных электрических машин, теплообменниках, в электродах контактных сварочных машин (сварка легких сплавов и углеродистых сталей в тонких листах).

Хромовая бронза БрХ является термически упрочняемым сплавом. По составу она близка к точке предельной растворимости хрома в меди при эвтектической температуре.

Бронзу БрХ закаливают с 1000°C в воде и подвергают старению при 450°C 4 ч. При старении из пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные частицы хрома, упрочняющие сплав. Высокая точка плавления (температура эвтектики 1072°C) обуславливает

повышенную жаропрочность, а очень низкое содержание хрома в  $\alpha$ -растворе после старения обеспечивает высокую электро- и теплопроводность. Бронзу БрХ используют для производства электродов сварочных машин. Введение в хромовую бронзу циркония, например БрХЦрК и др., позволило снизить легированность сплавов. При этом повысилась их температура начала рекристаллизации, тепло- и электропроводность, жаропрочность, по-видимому, из-за совместного снижения растворимости. Все эти сплавы дисперсионно-твердеющие, но использование НТМО этих сплавов для электродов контактной сварки вредно, так как наклепанные после закалки электроды при кратковременном превышении температуры начала рекристаллизации во время эксплуатации разупрочняются и теряют работоспособность из-за увеличения диаметра сварочной точки.

Следует отметить, что у хромовых бронз, как и у других дисперсионно-твердеющих медных сплавов, в области температур 300–600°C имеется провал пластичности. Уровень относительного сужения в минимуме этого провала (450–500°C) меняется от ~1 до 20% в зависимости от степени пересыщенности твердого раствора перед испытаниями: наименьшие значения соответствуют закаленному с 980°C состоянию, промежуточные – после охлаждения на воздухе, а наибольшие – после охлаждения с печью. Провал пластичности этих сплавов связан с распадом раствора в этих сплавах, его прерывистым характером при растяжении и морфологическими особенностями на границах зерен, так как разрушение при этом начинается с границ. Наличие циркония в хромоциркониевых бронзах благотворно влияет на провал пластичности этих бронз: в присутствии циркония заметно возрастает пластичность, а после охлаждения с печью и на воздухе провал пластичности отсутствует. По-видимому, цирконий препятствует негомогенному (прерывистому) распаду раствора на границах зерен.

Остальные сплавы имеют среднюю тепло- и электропроводность (~50% от Cu марки М1) и повышенные механические свойства, что необходимо для сварки прочных, малотеплопроводных высоколегированных и коррозионно-стойких сталей и сплавов.

Сплав БрНБТ упрочняется при старении фазовой NiBe и имеет оптимальные характеристики, но из-за токсичности бериллия и его высокой цены вытесняется сплавами БрКоХК и БрНХК для сварки тех же материалов. В последних двух бронзах при старении выделяется из раствора по два упрочнителя – это  $\text{Co}_2\text{Si}$  или  $\text{Ni}_2\text{Si}$  и хромовая фаза. Использование такого комплексного легирования позволяет

снизить совместную растворимость добавок и уменьшить критическую скорость закалки, заменив в ряде случаев охлаждение в воде охлаждением на воздухе.

## **ЗАДАНИЯ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ**

1. Ознакомиться с микроструктурой и свойствами меди и ее сплавов.
2. Установить связь между структурой, свойствами и диаграммами состояния.
3. Изучить операции термической обработки меди и ее сплавов.
4. Проанализировать влияние легирования на свойства и структуру сплавов меди.
5. Исследовать микроструктуру образцов латуней и бронз в металлографическом микроскопе, записать файлы изображения исследованных структур.
6. Испытать представленные образцы сплавов на основе меди на твердость.
7. Определить области применения меди и ее сплавов.
8. Составить отчет о проделанной работе.

## **КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Наиболее характерные свойства чистой меди. Механические свойства чистой меди, технической меди М1.
2. В какой решетке кристаллизуется медь?
3. Какова коррозионная стойкость меди?
4. Как различают марки меди в зависимости от содержания примесей?
5. В чем выражается вредное влияние висмута, свинца?
6. Как влияет холодная пластическая деформация на прочностные характеристики меди?
7. Как и почему вызывается «красноломкость» меди?
8. Чем вызывается «водородная болезнь» в меди и к чему она приводит?
9. Области применения чистой меди.
10. Дайте характеристику электрической проводимости и теплопроводности меди.
11. Назовите основные легирующие элементы медных сплавов.

12. Как подразделяют медные сплавы по технологическим свойствам?

13. Деление медных сплавов по способности упрочняться с помощью термической обработки.

14. Как подразделяют медные сплавы по химическому составу?

15. Что такое латунь?

16. Что такое бронза?

17. Как маркируют медные сплавы. Приведите примеры.

18. Приведите диаграмму состояния Cu–Zn (до 50% Zn), равновесный фазовый состав и пределы растворимости Zn в Cu.

19. Влияние цинка на структуру и механические свойства латуней.

20. Охарактеризуйте двойные латуни.

21. Расскажите о многокомпонентных латунях.

22. Как используют оловянные бронзы, имеющие самую низшую линейную усадку среди медных сплавов?

23. Какими свойствами обладают деформируемые бронзы?

24. Охарактеризуйте алюминиевые бронзы.

25. Расскажите о свинцовых бронзах.

26. Охарактеризуйте бериллиевые бронзы.

27. Расскажите о медно-никелевых сплавах.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ «СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА» ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Цель работы:** изучение пластмасс, видов, классификации, исследование некоторых физико-механических свойств пластмасс, приобретение практических навыков определения их твердости, прочности, ударной вязкости. Сравнение свойств металлов и пластмасс.

**Приборы и материалы:** коллекция пластмассовых деталей и образцов; металлографический комплекс, включающий световой микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером; приспособление LaboForge для полуавтоматической подготовки образцов на шлифовально-полировальном станке Laborol; набор шлифовально-полировальных дисков; автоматический пресс для горячей запрессовки образцов в различные смолы CitoPress-10; смолы; прибор Бринелля для определения твердости; микротвердомер Duramin-5.

### **ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛАСТМАСС**

Пластические массы (пластики, пластмассы) – важные конструкционные материалы, широко применяемые в машиностроении, электро- и радиотехнике, строительстве и других отраслях народного хозяйства.

Незначительная трудоемкость изготовления пластмассовых деталей (по сравнению с металлическими), их малая себестоимость, технологичность (легко формуются, склеиваются, свариваются, обрабатываются резанием), специфические физико-механические свойства обуславливают эффективность применения и зачастую незаменимость пластмасс в машиностроении.

Основными достоинствами пластмасс являются: малая плотность и возможность ее изменения, хорошие тепло-, электро- и звукоизоляционные характеристики, высокая химическая стойкость в ряде сред и неподверженность коррозии, высокие оптические свойства (бесцвет-

ность и прозрачность органических стекол), хорошие фрикционные и антифрикционные свойства, достаточно высокая прочность (прочность некоторых пластиков сопоставима с прочностью стали), хорошие декоративные свойства, бесшумность в работе (применительно к зубчатым передачам) и некоторые другие. Недостатки пластмасс: невысокая теплостойкость, низкие ударная вязкость и модуль упругости, склонность некоторых пластмасс к старению.

*Пластмассы* – это материалы на основе природных, а чаще всего искусственных (синтетических) полимеров, которые под действием нагревания и давления способны формоваться в изделия заданной формы и затем устойчиво сохранять ее. Кроме основного компонента – связующего вещества – в состав пластмасс могут входить наполнители, пластификаторы, отвердители, красители, стабилизаторы, порообразователи, ингибиторы и некоторые другие добавки. Соотношение названных компонентов в пластмассах может быть, например, таким (массовая доля): связующее вещество – 30–60%; наполнители – 40–65; пластификаторы – около 1; красители – 1,0–1,5; смазывающие вещества – 1–2%.

*Связующие вещества*, от которых в наибольшей степени зависят свойства пластмасс, – это природные или синтетические полимеры. Под полимерами понимают высокомолекулярные вещества, молекулы которых (макромолекулы) состоят из многочисленных элементарных звеньев (мономеров). Молекулярная масса их может составлять от 5000 до 1 000 000.

*Природные полимеры* – белки и нуклеиновые кислоты, из которых построены клетки живых организмов, природные смолы (янтарь, копал, шеллак), натуральный каучук, целлюлоза, слюда, асбест, природный графит и др.

*Синтетические полимеры* – это полиэтилен, полипропилен, полистирол, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонаты, фторопласты, фенопласты, полиметилметакрилат, фенолоформальдегидные смолы, эпоксидные смолы и др.

В отдельных случаях пластмасса, например полиэтилен, может целиком состоять из связующего вещества – полимера. Полимеры, преимущественно синтетические, получаемые химическим синтезом простых органических веществ (мономеров) в макромолекулы методами полимеризации или поликонденсации, являются основой не только пластмасс, но и резины, химических волокон, лаков, красок, клеев и т. д. Так, полиэтилен синтезируют путем полимеризации газа – этилена, получаемого из природного газа или нефтепродуктов.

Макромолекулы полимера представляют собой цепочки из звеньев мономера, атомы в которых связаны прочной химической (ковалентной) связью.

Различие структур макромолекул (линейные, разветвленные, сетчатые) обуславливает неодинаковость свойств полимеров (рис. 3.1). Так, линейные (полиэтилены, полиамиды и др.) и разветвленные (полиизобутилен и др.) полимеры характеризуются способностью образовывать анизотропные волокна и пленки и находиться в высокоэластичном состоянии; редкосетчатые полимеры (резины) обладают упругостью, густосетчатые (смолы) – хрупкие.

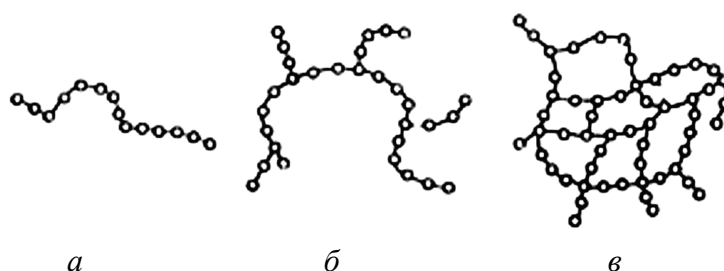


Рис. 3.1. Форма строения макромолекул полимеров: *а* – линейная; *б* – разветвленная; *в* – сетчатая (схемы)

По фазовому состоянию полимеры могут быть *аморфными* или *кристаллическими*. В большинстве случаев реальные полимеры содержат аморфную и кристаллическую фазы. Содержание в полимере (в процентах) веществ в кристаллическом состоянии называют *степенью кристалличности*. На рис. 3.2 приведены примеры расположения макромолекул в линейных полимерах.

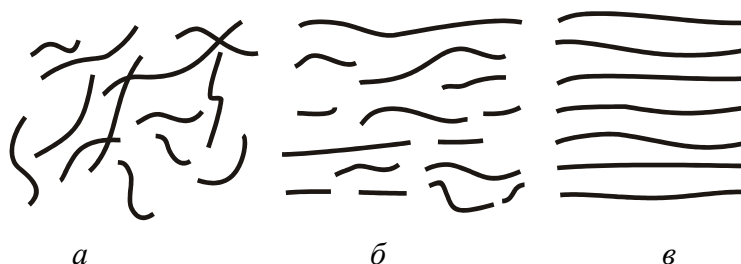


Рис. 3.2. Состояние макромолекул линейных полимеров: *а* – аморфное беспорядочное; *б* – аморфное ориентированное; *в* – кристаллическое (схемы)

Кристаллическую структуру имеют полимеры с макромолекулами строго регулярной линейной или редкосетчатой формы. У кристаллических полимеров более *высокие теплостойкость и механические свойства*.



По полярности различают **неполярные** (например, полиэтилен, полипропилен, фторопласт-4) и **полярные** (например, поливинилхлорид) полимеры.

Неполярные полимеры, в отличие от полярных, обладают более высокими морозостойкостью и диэлектрическими свойствами.

В зависимости от поведения при нагреве различают термопластичные (термопласты) и терморезистивные (реактопласты) полимеры. Соответственно называют и пластмассы на основе этих связующих веществ.

*Термопластичные* – полимеры или пластмассы, которые с повышением температуры размягчаются, плавятся, при формовании не претерпевают никаких химических изменений, по мере охлаждения затвердевают и сохраняют способность пластически деформироваться при повторном нагреве. Такие полимеры (полиэтилен, полистирол, капрон и др.) имеют линейную или разветвленную структуру макромолекул.

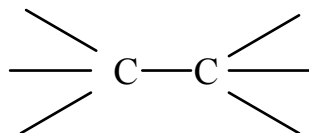
*Терморезистивные полимеры и пластмассы* при нагреве и формовании претерпевают существенные химические изменения, затвердевают и, теряя способность пластически деформироваться, остаются твердыми. Их линейная структура при нагреве преобразуется в пространственную.

*Физико-механические свойства полимеров* зависят как от их структуры, температуры, так и от физического состояния.

Из-за высокой молекулярной массы полимеры неспособны образовывать низковязкие жидкости или переходить в газообразное состояние, они могут находиться в одном из трех физических состояний – **стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем**.

Полимеры в *стеклообразном состоянии* характеризуются пространственной структурой макромолекул, отличаются твердостью и аморфностью. Атомы находятся в равновесном положении, макромолекулы не перемещаются.

*Высокоэластическое состояние* макромолекул характерно для высокополимеров и выражается в их способности к большим обратимым изменениям формы при небольших нагрузках. Атомы колеблются, а макромолекулы способны изгибаться. Макромолекулы в целом не перемещаются, но их отдельные сегменты подвижны за счет вращения групп атомов вокруг связи



в мономерных звеньях цепи.

Полимеры в вязкотекучем состоянии (линейные или разветвленные) отличаются от жидких веществ большей вязкостью. При этом подвижной является вся макромолекула. На рис. 3.3 приведены зависимости степени деформации полимеров с различной структурой от температуры их нагрева (термомеханические кривые).

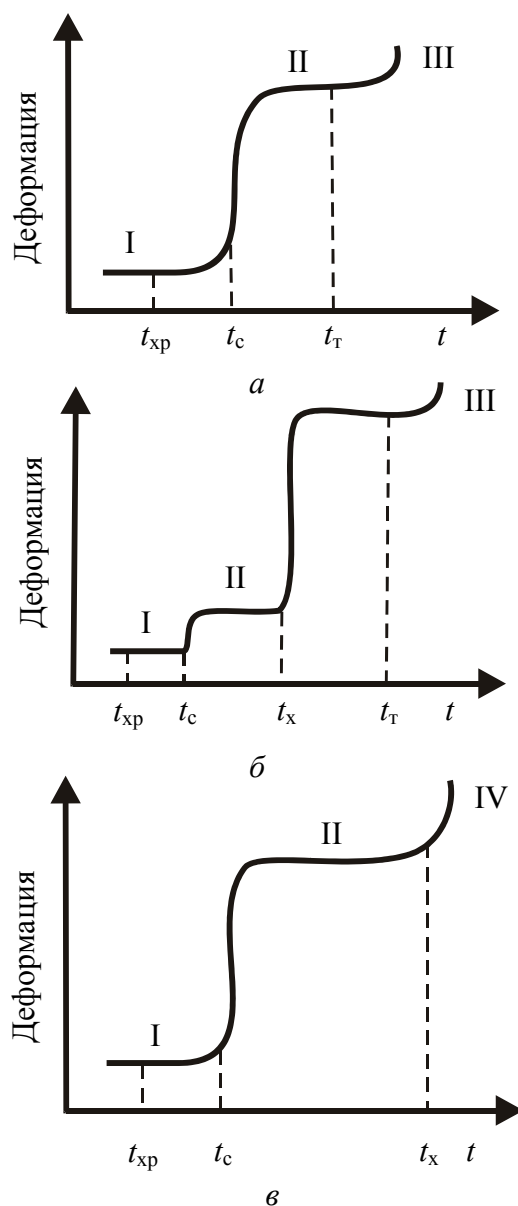


Рис. 3.3. Термомеханические кривые для полимеров:  
*a* – аморфного; *б* – кристаллического;  
*в* – редкосетчатого для различных состояний:  
 I – стеклообразного; II – высокоэластичного;  
 III – вязкотекучего;  
 IV – химического разложения

По данным кривым можно судить о характере изменения механических и технологических свойств полимеров при различных температурах. Так, полимеры или пластмассы на их основе эксплуатируются при температурах, ниже температуры стеклования  $t_c$ , когда они находятся в твердом состоянии. Формование изделий из полимеров или пластмасс ведут в области их вязкотекучего состояния. Температура  $t_{xp}$  (ниже  $t_c$ ) соответствует переходу полимеров в хрупкое состояние (для полистирола  $t_c = 100^\circ\text{C}$  и  $t_{xp} = 90^\circ\text{C}$ , для полиметилметакрилата  $t_c = 100^\circ\text{C}$  и  $t_{xp} = 10^\circ\text{C}$ ). В кристаллизующихся полимерах при температуре  $t_k$  их кристаллическая часть плавится и далее (от  $t_k$  до  $t_T$ ), полимер находится в высокоэластичном состоянии. Свыше температур  $t_T$  аморфные кристаллизующиеся полимеры переходят в вязкотекучее состояние.

Для редкосетчатых полимеров температура  $t_x$  – начало химического разложения полимера.

Зависимость степени деформации кристаллических полимеров (полиэтилен, полиамиды, полиэтилентерефталат и др.) от напряжения выражается линией, состоящей из трех участков (рис. 3.4). Первоначально (участок I) удлинение прямо пропорционально усилию. По достижении некоторого усилия (точка A) удлинение полимера увеличивается при неизменном усилии (участок II). Это вызвано резким местным сужением образца, образованием «шейки», распространяющейся на всю его длину. Затем наблюдается растяжение тонкого, но ориентированного образца вплоть до разрыва (участок III). Деформация полимера зависит также от скорости и температуры нагружения.

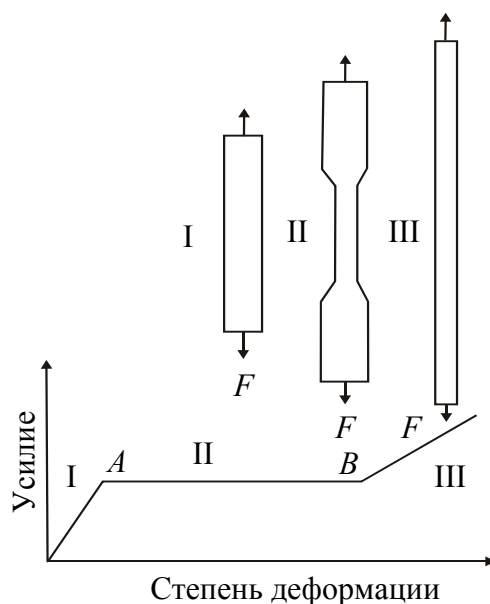


Рис. 3.4. Зависимость удлинения от усилия при деформации кристаллического полимера

На рис. 3.5 приведены диаграммы растяжения термопластов – вязких аморфных и кристаллических, хрупких с ориентированными молекулами.

Недостаток полимеров, а следовательно, и пластмасс – склонность к старению, т. е. самопроизвольному необратимому изменению важнейших характеристик при эксплуатации и хранении.

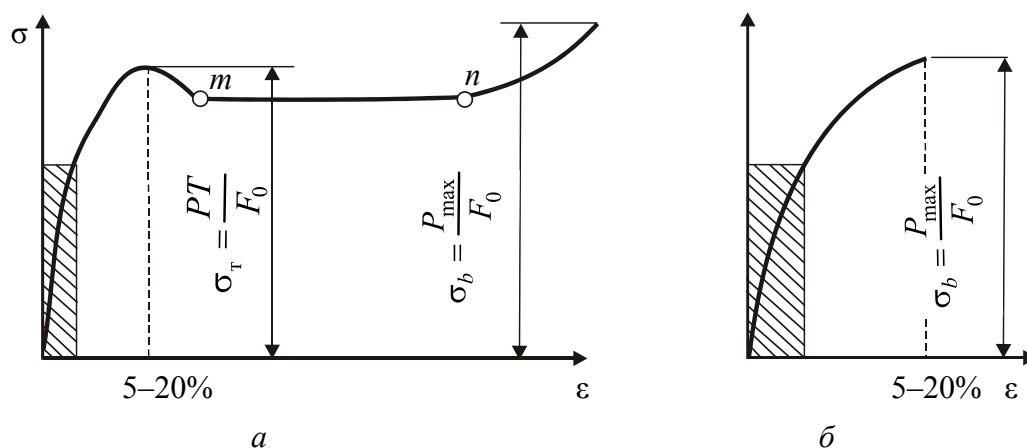


Рис. 3.5. Диаграммы растяжения пластмасс:  
 а – вязкие аморфные и кристаллические термопласты;  
 б – хрупкие термопласты, термопласты с молекулами,  
 ориентированными вдоль направления растяжения, и реактопласты;  
 заштрихованная область – допустимые нагрузки и удлинения

Важным компонентом пластмасс являются *наполнители*. Они повышают их механическую прочность, уменьшают усадку при формировании изделий, влияют на вязкость, водостойкость пластмасс, придают им специальные свойства (фрикционные, антифрикционные и др.).

Наполнители могут быть *органическими* или *минеральными* в виде порошков, волокон, листов (сажа, древесная мука, сульфидная целлюлоза, асбест, тальк, очесы хлопка или льна, стекловолокно, бумага, ткани, древесный шпон и др.).

*Органические наполнители* повышают прочность, снижают хрупкость, но ухудшают термо- и водостойкость пластмасс.

*Минеральные наполнители* повышают прочность, водостойкость, химическую стойкость, тепло- и электроизоляционные свойства пластмасс, но часто повышают и их хрупкость и плотность.

В зависимости от вида наполнителя различают:

- порошковые (карболиты);
- волокнистые (волокниты);
- слоистые (содержащие листовые наполнители) и некоторые другие пластмассы.

*Пластификаторы* способствуют повышению пластичности пластмасс или расширению температурного интервала их вязкотекучего состояния. В качестве пластификаторов широко используют органические вещества с высокой температурой кипения и низкой температурой замерзания (стеарин, дибутилфталат, олеиновую кислоту и др.).

*Отвердители* (различные амины) или *катализаторы* (перекисные соединения) вводят в термореактивные пластмассы для ускорения процессов отверждения пластмасс.

*Красители* органического или минерального происхождения придают пластмассам желаемый цвет.

*Стабилизаторы*, например сажа, препятствуют старению полимерных материалов.

*Порообразователи*, переходя при формовании в газообразное состояние, способствуют образованию пор в таких пластмассах, как пенополистирол, пенополивинилхлорид, поролон, пенополиуретан и др.

*Смазывающие вещества* вводят для уменьшения прилипаемости пластмассовых изделий к металлическим частям пресс-формы.

Кроме названных, в пластмассы вводятся с различными целями и другие добавки.

## **КРАТКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СВОЙСТВ И ОБЛАСТЕЙ ПРИМЕНЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ПЛАСТМАСС**

К термопластичным пластмассам, основой или связующим веществом в которых являются полимеры с макромолекулами линейной или разветвленной структуры, относятся:

- неполярные: полиолефины (полиэтилен, полипропилен и полиизобутилен), полистирол, фторопласт-4;
- полярные: полиметилметакрилат, поливинилхлорид, полиамиды и др.

*Полиэтилен* – кристаллизующийся полимер, который производят полимеризацией этилена ( $\text{CH}_2=\text{CH}_2$ ). Различают полиэтилен низкой плотности, получаемый при высоком давлении (ПЭВД) и содержащий 35–65% кристаллической фазы, а также полиэтилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ПЭНД) и содержащий 60–95% кристаллической фазы. Полиэтилен химически стоек, нерастворим в воде, ацетоне, спирте, морозостоек до  $-70^\circ\text{C}$  (чем выше плотность, тем выше теплостойкость и механическая прочность), но склонен к старению. Из него изготавливают несилловые детали (контейнеры, емкости, вентили, детали химических насосов, трубы для транспортирования

агрессивных жидкостей), защитные покрытия на металлах, пленку для различных целей (электроизоляционную, парниковую).

*Полипропилен* ( $-\text{CH}_2-\text{CHCH}_3-$ ) получают полимеризацией из пропилена в присутствии металлоорганических катализаторов. Он более теплостоек (до  $150^\circ\text{C}$ ), чем полиэтилен, но менее морозостоек (до  $(-10)-(-20)^\circ\text{C}$ ). Из полипропилена изготавливают некоторые конструкционные детали автомобилей, мотоциклов, корпуса насосов, трубы для транспортирования агрессивных сред, пленки, емкости.

*Полистирол* ( $-\text{CH}_2-\text{CHC}_6\text{H}_5-$ ) – прозрачный, аморфный полимер, диэлектрик, химически стоек, нерастворим в растворителях, но склонен к старению и имеет низкую (до  $80^\circ\text{C}$ ) теплостойкость. Применяется он для изготовления деталей машин и приборов (ручки, корпуса и т. д.), емкостей и сосудов для химикатов, пленки и т. д.

*Фторопласт-4*, или *политетрафторэтилен* ( $-\text{CF}_2-\text{CF}_2-$ )<sub>n</sub>, – полимер, имеющий макромолекулы в виде спиралей, диэлектрик, химически стоек. Из него изготавливают уплотнительные прокладки, трубы для транспортирования агрессивных сред, сильфоны, антикоррозионные покрытия на металлах. По химической стойкости он превосходит все известные пластмассы.

*Полиметилметакрилат* (органическое стекло, или плексиглас) – полярный, прозрачный, аморфный полимер на основе сложных эфиров акриловой и метакриловой кислот. В отличие от минерального стекла органическое значительно легче (более чем в два раза), пропускает ультрафиолетовые лучи, технологично (хорошо обрабатывается резанием, клеивается, сваривается, полируется), но обладает меньшими твердостью, прочностью и теплостойкостью. Идет на остекление и изготовление оптики, светотехнических деталей, емкостей. На основе полиметилметакрилата изготавливают самоотверждающиеся пластмассы типа стиракрила, которые применяют в производстве штампов, литейных моделей, абразивного инструмента.

*Полиамиды* (капрон, нейлон и др.) – полярные пластмассы на основе кристаллизующегося полимера, содержащего группы  $\text{CO}$ ,  $\text{NH}$  и  $\text{CH}_2$ . Они характеризуются высокими прочностью, теплостойкостью, износостойкостью и низким коэффициентом трения ( $f < 0,05$ ), способностью погашать вибрации. Недостатки полиамидов: склонность к старению и некоторая гигроскопичность. Введение наполнителей (графит, тальк, дисульфид молибдена) обеспечивает повышение антифрикционных и некоторых других их свойств. Полиамиды применяют в машиностроении, электротехнике, медицине.

*Поливинилхлорид* – это полярный, аморфный полимер состава ( $-\text{CH}_2-\text{CHCl}-$ ). Непластифицированный поливинилхлорид называют

винипластом и применяют для изготовления различных деталей химического оборудования, труб, деталей вентиляционных и теплообменных установок, муфт, элементов насосов, вентиляторов, защитных покрытий на металлах, облицовочной плитки. Пластикат (полихлорвинилхлорид с пластификатором) используют для изготовления труб, конвейерных лент, печатных валиков, линолеума и т. д.

Наиболее крупнотоннажный по производству вид реактопластов – *фенопласты*, т. е. пластмассы, получаемые на основе фенолоформальдегидных смол.

Различают следующие виды фенопластов:

- ненаполненные, порошковые (наполнители – древесная мука, тальк, графит и др.);
- волокнистые (волокниты, асбо- и стекловолокниты);
- слоистые (гетинакс, текстолит и др.).

*Волокниты* получают пропиткой очесов льна или хлопка фенолоформальдегидным связующим и применяют для изготовления деталей, работающих на изгиб и кручение и устойчивых к ударным нагрузкам (шкивы, фланцы, стойки, направляющие втулки, маховики и т. д.).

*Асбоволокниты* получают пропиткой асбеста фенолоформальдегидной смолой. Они обладают высокими ударопрочностью, химической стойкостью, фрикционными свойствами и применяются для изготовления элементов тормозов (накладки, колодки, диски подъемно-транспортных устройств, автомобилей и т. д.), кислотоупорных конструкций.

Из слоистых пластмасс значительный интерес представляет *текстолит*, получаемый из связующего (фенолоформальдегидная смола) и наполнителя (хлопчатобумажные ткани – шифон, миткаль, бязь и др.). Текстолит отличается прочностью, способностью поглощать шумы и гасить вибрации, однако он может работать только при невысоких температурах (до 90°C). Из текстолита изготавливают зубчатые колеса, вкладыши подшипников, шкивы, втулки, прокладки в машиностроении, распределительные щиты и монтажные панели в электротехнике и т. д.

В таблице приведены основные физико-механические свойства некоторых названных пластмасс.

Механические свойства пластмасс определяют:

- при проведении лабораторных статических испытаний на растяжение (ГОСТ 11262–80) или сжатие, изгиб;
- во время динамических испытаний по определению ударной вязкости (ГОСТ 4647–80);
- путем измерения твердости (по Бринеллю ГОСТ 4670–77 с помощью твердомера ТММ-2 или по Роквеллу, Виккерсу, Шору).

**Некоторые физико-механические  
свойства пластмасс**

Характеристика	Полиэтилен		Полипропилен	Полистирол	Фторопласт	Полиметилметакрилат	Полиамиды	Поливинилхлорид	Текстолит
	ПЭВД	ПЭНД							
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	918–930	949–955	500–910	1050–1080	2150–2350	1200	1100–1160	1400	1300–1400
Разрушающее напряжение при растяжении, МПа	10–17	22–30	25–40	37–45	14–35	65–70	50–100	40–60	65–100
Относительное удлинение при разрыве, %	500–600	300–800	200–800	1,5–3,0	250–350	2,5–4,0	50–150	10–50	1
Твердость по Бригеллю, НВ	1,4–2,5	4,5–5,8	6,0–6,5	14–15	3–4	20	–	10–16	–
Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup>	Не ломается	Не ломается	3,3–8,0	1,0–2,2	10	1,2–1,3	8–13	До 15	3,5
Рабочая температура, °С:									
максимальная	105–108	120–125	150	80	250	60	60–110	65–80	125
минимальная	(–40)–(–70) и ниже	–70 и ниже	–15	–20	–269	–60	(–20)– (–60)	–40	–50
Диэлектрическая проницаемость при частоте тока 10 <sup>6</sup> Гц	2,2–2,3	2,1–2,4	2,2	2,5–2,7	1,9–2,2	3*	3–4	3–5*	7*

\* При частоте тока 50 Гц.



## ЗАДАНИЯ

1. Выполнить лабораторные испытания и определить следующие характеристики полиэтилена (ПЭВД и ПЭНД) с разной степенью кристалличности или оргстекла, винипласта, фторопласта, текстолита:

- а) провести испытание на растяжение и получить  $\sigma_{\text{щ}}$ ,  $\sigma_{\text{т}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}$ ;
- б) определить твердость по Бринеллю;
- в) установить ударную вязкость;
- г) оценить на примере полиэтилена влияние степени кристалличности на свойства термопластов;
- д) сравнить изученные физико-механические свойства пластмасс со свойствами металлов, приведенными в справочнике.

2. Сделать выводы и написать отчет о работе в соответствии с заданиями (для определения названных свойств пластмасс необходимы специальные твердомеры с нагрузкой 250, 750 и 2550 Н, разрывная машина с усилием не более 50 кН, маятниковый копер).

## КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Положительные качества и области применения пластических масс.

2. Основные достоинства и недостатки пластмасс.

3. Основные компоненты пластмасс, их соотношение.

4. Связующие вещества – природные и синтетические полимеры.

5. Форма строения структур макромолекул полимеров.

6. Аморфные и кристаллические полимеры, аморфность и кристалличность реальных полимеров.

7. Фазовое состояние полимеров. Что такое степень кристалличности полимеров?

8. Какие полимеры имеют более высокие теплостойкость и механические свойства?

9. Термопластичные полимеры и пластмассы.

10. Термореактивные полимеры и пластмассы.

11. От каких факторов зависят физико-механические свойства полимеров?

12. Стеклообразное состояние полимеров и свойства.

13. Высокоэластическое состояние полимеров и свойства.

14. Полимеры в вязкотекучем состоянии и их свойства.
15. Термомеханические кривые для полимеров.
16. Зависимость степени деформации кристаллических полимеров от напряжения.
17. Главный недостаток полимеров – склонность к старению.
18. Важный компонент пластмасс – наполнители, виды наполнителей.
19. Диаграммы растяжения пластмасс.
20. Краткая характеристика свойств и областей применения некоторых пластмасс.
21. Виды испытаний физико-механических свойств пластмасс.

Учебное издание

**Свидунович Николай Александрович**  
**Куис Дмитрий Валерьевич**  
**Пискунова Ольга Юрьевна**

**СОСТАВ – СТРУКТУРА –  
СВОЙСТВА ЦВЕТНЫХ  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ,  
ПОЛИМЕРНЫХ  
МАТЕРИАЛОВ**

Лабораторный практикум

Редактор *Ю. А. Юрчик*  
Компьютерная верстка *Ю. А. Юрчик*  
Корректор *Ю. А. Юрчик*

Издатель:

УО «Белорусский государственный технологический университет».  
Свидетельство о государственной регистрации издателя,  
изготовителя, распространителя печатных изданий  
№ 1/227 от 20.03.2014.  
Ул. Свердлова, 13а, 220006, г. Минск.