

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С. П. КОРОЛЕВА»
(САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

А. А. КУЗИНА, Е. А. НОСОВА

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Рекомендовано редакционно-издательским советом федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева» в качестве учебного пособия для обучающихся по основным образовательным программам высшего образования по направлениям подготовки 15.03.01 Машиностроение, 22.03.02 Металлургия, 24.03.04 Авиационное строительство, 25.03.01 Техническая эксплуатация летательных аппаратов и двигателей, 25.03.02 Техническая эксплуатация авиационных электросистем и пилотажно-навигационных комплексов, 27.03.02 Управление качеством, 28.03.02 Наноинженерия и специальности 24.05.07 Самолето- и вертолестроение

С А М А Р А
Издательство Самарского университета
2025

УДК 669.2/.8.017(075); 620.22(075)

ББК К23я7+К24я7

К890

Рецензенты: д-р техн. наук, доц. А. И. Х а й м о в и ч ,
канд. техн. наук, доц. Ю. В. Т и т о в а

Кузина, Антонина Александровна

К890 Материаловедение цветных сплавов: учебное пособие /
А. А. Кузина, Е. А. Носова. – Самара: Издательство Самарского
университета, 2025. – 96 с.

ISBN 978-5-7883-2261-2

В пособии рассмотрены классификация, строение, свойства и назначение цветных сплавов. Предназначено для обучающихся по направлениям подготовки 15.03.01 Машиностроение, 22.03.02 Металлургия, 24.03.04 Авиастроение, 25.03.01 Техническая эксплуатация летательных аппаратов и двигателей, 25.03.02 Техническая эксплуатация авиационных электросистем и пилотажно-навигационных комплексов, 27.03.02 Управление качеством, 28.03.02 Наноинженерия и специальности 24.05.07 Самолето- и вертолетостроение

Подготовлено на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

УДК 669.2/.8.017(075); 620.22(075)

ББК К23я7+К24я7

ISBN 978-5-7883-2261-2

© Самарский университет, 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ	5
2. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ	24
3. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ	53
4. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ	75
5. БЕРИЛЛИЙ И ЕГО СПЛАВЫ	88
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	91
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	92

ВВЕДЕНИЕ

Цветные сплавы – это материалы, созданные на основе цветных металлов (алюминия, меди, магния и др.) с добавлением легирующих элементов. Эти добавки вводятся для улучшения определенных характеристик основного металла, таких как прочность, коррозионная стойкость, жаропрочность, электро- и теплопроводность.

Широкий спектр применения цветных сплавов обусловлен их уникальными свойствами. Алюминиевые сплавы, например, ценятся за легкость и высокую прочность, что делает их незаменимыми в авиационной и автомобильной промышленности. Медные сплавы (бронза и латунь) обладают коррозионной стойкостью и проводниковыми свойствами, что обуславливает их применение в электротехнике, декоративных изделиях и др. Титан и его сплавы отличаются высокой прочностью при малом весе и устойчивостью к коррозии, что делает их идеальными для использования в аэрокосмической отрасли и медицине. Выбор цветного сплава зависит от требуемых характеристик материала для конкретного применения.

В представленной работе рассмотрены классификация, строение, свойства и применение цветных сплавов.

Авторы надеются, что настоящее учебное пособие будет способствовать успешному усвоению студентами материала читаемых курсов.

1. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

Медь – металл розовато-красного цвета с плотностью 8,96 г/см³ (при 20°C), кристаллизующийся при температуре 1084°C с образованием ГЦК решетки. Медь обладает хорошей коррозионной стойкостью, при температурах ниже 185°C с сухим воздухом и кислородом не взаимодействует. В присутствии CO₂ и влаги на поверхности меди образуется зеленая пленка основного карбоната (CuCO₃×CuOH₂). При нагревании меди на воздухе идет поверхностное окисление; образуется CuO ниже 375°C, двухслойная окалина (в поверхностном слое находится CuO, во внутреннем – Cu₂O) – выше 375°C до плавления [1–12].

Основные свойства меди: высокая электропроводность, пластичность и теплопроводность, ее применяют для изготовления проводников тока. Примеси снижают электропроводность меди, для проводников применяют металл высших сортов (не меньше 99,9% Cu). Для проводов применяют электролитическую медь марок МЗ, содержащую 99,5% Cu, М2 – 99,7%, М1 – 99,9% Cu, М0 – 99,95%, М00 – 99,99% Cu. Благодаря высокой теплопроводности и сопротивлению коррозии можно производить из меди и ее специальных сплавов ответственные детали для вакуумных аппаратов, теплообменников, холодильников и т.п. [1–12].

Свинец и висмут незначительно растворимы в меди в твердом состоянии и образуют по границам зерен легкоплавкие эвтектики, состоящие практически из чистого свинца (рисунок 1) и висмута (рисунок 2). При горячей прокатке меди (800 – 900°C) эти эвтектики находятся в жидком состоянии, во время обжатий в них происходит межкристаллитное разрушение, для предотвращения которого при прокатке медь должна содержать не более 0,05% Pb и 0,003% Bi. Свинец пластичен при низких температурах и не охрупчивает медь при холодной обработке давлением, улучшает обрабатываемость резанием меди и ее сплавов, делая стружку сыпучей [1–12].

Опасными являются примеси кислорода и водорода. Медь, содержащая кислород в виде Cu_2O , при нагреве в среде водорода поглощает его и при дальнейшей диффузии в глубь металла протекает реакция: $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$. Пары воды создают высокое давление внутри несплошностей металла, возможны трещины и разрывы (водородная болезнь меди). При содержании кислорода свыше 0,1% хрупкий оксид может существенно снизить пластичность меди и затруднить горячую и холодную обработку давлением [1–12].

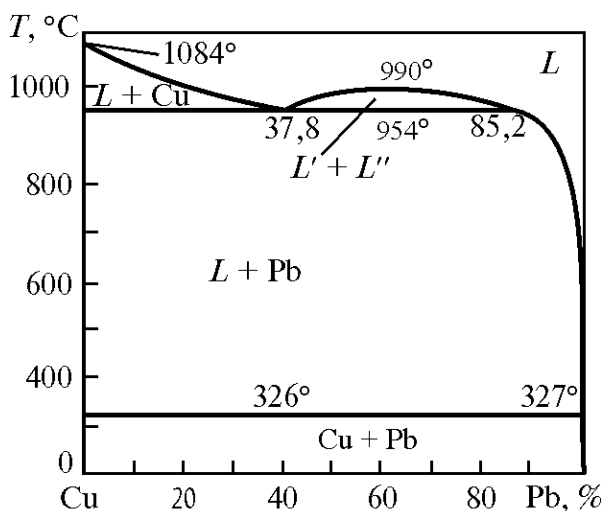


Рис. 1. Диаграмма системы Cu – Pb [2]

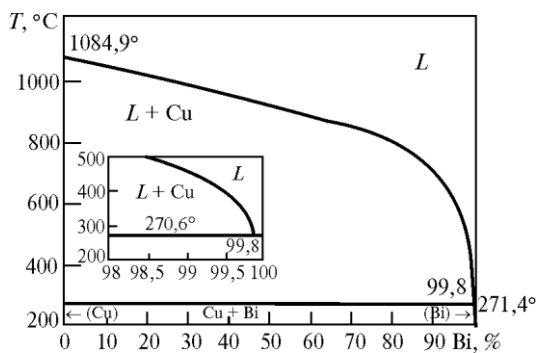


Рис. 2. Диаграмма системы Cu – Bi [2]

Медь хорошо деформируется, сваривается и паяется. Однако она плохо обрабатывается резанием. Соединение деталей из меди и ее сплавов осуществляется твердой и мягкой пайкой. Твердые припои изготавливаются на основе меди и цинка с добавкой серебра, температура их плавления составляет 600 – 1000°C. Мягкие припои изготавливаются из сплавов олова со свинцом, температура их плавления 200 – 300 °C [1–12].

Латуни – сплавы меди, в которых основной добавкой является цинк. Латуни хорошо обрабатываются давлением. Основная доля сплавов меди с цинком идет на производство деформированных полуфабрикатов – листов, лент, прутков, труб и др. Латуни подразделяются на двойные и многокомпонентные [1–12].

Двойные или простые латуни относятся к системе Cu-Zn (рисунок 3), в которой α фаза – твердый раствор цинка в меди с ГЦК решеткой, а β фаза – электронное соединение переменного состава (фаза Юм-Розери) с ОЦК решеткой. Во время охлаждения β фаза при температуре $\sim 450^\circ\text{C}$ упорядочивается и превращается в β' фазу, из-за которой пластичность двухфазной латуни снижена при температуре $< 450^\circ\text{C}$ [1–12].

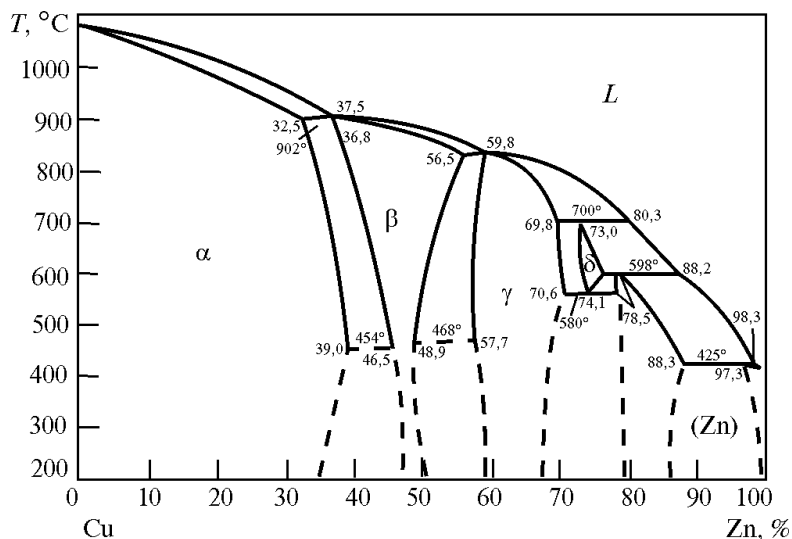


Рис. 3. Диаграмма системы Cu – Zn [2]

Промышленные латуни – однофазные и двухфазные сплавы α латуни и $(\alpha+\beta)$ латуни. У двухфазной $(\alpha+\beta)$ латуни в названии не указывают, что при комнатной температуре присутствует упорядоченная β' фаза. При температурах выше 450°C β фаза пластичнее и обладает меньшим сопротивлением деформации, чем α фаза. Двухфазные латуни нагревают под горячую обработку давлением в β область или до таких температур в $(\alpha+\beta)$ области, при которых доля β фазы превышает 50% [1–12].

Для микроструктуры α латуни в литом состоянии характерна дендритная ликвация (рисунок 4), которая обычно исчезает при нагреве под горячую обработку давлением [1–12].

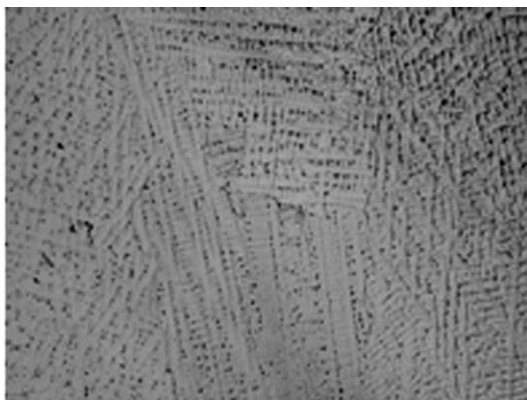


Рис. 4. Латунь (α) в литом состоянии с дендритной структурой,
 $\times 100$ [2]

После горячей деформации или после отжига, следующего за холодной деформацией, структура α латуни рекристаллизованная (рисунки 5) [1–12].

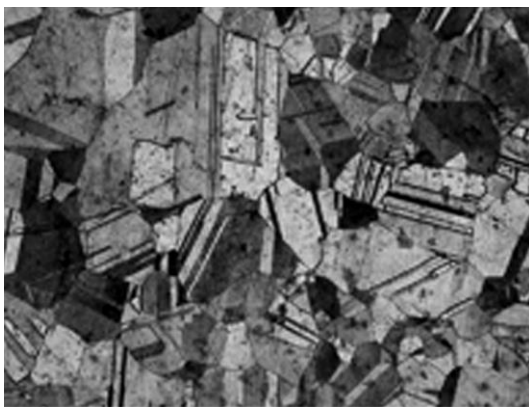


Рис. 5. Латунь (α) после деформации и отжига,
 $\times 100$ [2]

В структуре литой двухфазной латуни после травления α фаза – светлая, β фаза – темная (рисунок 6). В рекристаллизованном состоянии α частицы (светлые) от β матрицы отличаются присутствием двойников отжига [1–12].



Рис. 6. Литая латунь ($\alpha+\beta$), $\times 100$ [2]

Сплавы меди устойчивы к коррозии, обладают хорошими антифрикционными, технологическими и механическими свойствами, применяются в качестве конструкционных материалов. По технологическим характеристикам различают деформируемые и литейные медные сплавы [1–12].

Двойные латуни, обрабатываемые давлением, маркируют буквой «Л», далее 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, их содержание указывается цифрами после меди с разделением знаком тире. 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

следующая маркировка: за буквой «Л» следует буква «Ц» и содержание цинка, далее буквы, обозначающие компоненты, принятые для сплавов на основе меди и их содержание в процентах. В таблице 1 представлены состав и свойства латуней [1–12].

Медно-цинковые сплавы, содержащие до 10% Zn, называются томпак, 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, наклепом прочность этих сплавов можно повысить в ~ 2 раза. Латунь Л90 обладает хорошей стойкостью против коррозии, применяется для изготовления конденсаторных трубок, фурнитуры и др. Латунь Л80 выпускается в виде листов, лент, проволоки, трубок разнообразных сечений, ее применяют для производства трубок манометров, сильфонов, художественных изделий и музыкальных инструментов. Латунь (Л68, Л70) с 28 – 30% цинка используются для холодной листовой штамповки (глубокой вытяжки) [1–12].

Таблица 1. Состав и свойства латуней

Марка сплава	Средний состав, %	Состояние и фазо- вый состав	σ_B , МПа	δ , %
Деформируемые				
Л96	95–97 Cu	Рекристаллизованный, α	235	50
Л90	88–91 Cu	Рекристаллизованный, α	285	36
Л80	79–81 Cu	Рекристаллизованный, α	315	40
Л68	67–70 Cu	Рекристаллизованный, α	340	42
Л63	62–65 Cu	Рекристаллизованный, $\alpha + \beta$	345	38
ЛС59-1	57–60 Cu 0,8-1,9 Pb	Рекристаллизованный, $\alpha + \beta + \text{Pb}$	400	45
ЛО70-1	69–71 Cu, 1–1,5 Sn	Рекристаллизованный, α	350	60
ЛАМш77-2-0,05	76–79 Cu, 1,7–2,5 Al, 0,02–0,06 As	Рекристаллизованный, α	380	50
ЛЖМц59-1-1	57–60 Cu, 0,6–1,2 Fe, 0,5–,8 Mn, 0,1–0,4 Al, 0,3–0,7 Sn	Рекристаллизованный, $\alpha + \beta + \gamma\text{-Fe}$	430	45
Литейные				
ЛЦ40С	57–61 Cu, 0,8–2 Pb	Кокиль, $\alpha + \beta + \text{Pb}$	300	30
ЛЦ16К4	78–81 Cu, 3,0-4,5 Si	Кокиль, $\alpha + \beta$	380	15
ЛЦ40Мц3Ж	53–58 Cu, 3–4 Mn, 0,5–1,5 Fe	Отливка в землю, $\alpha + \beta + \gamma\text{-Fe}$	500	18
ЛЦ23А6Ж3Мц2	64–68 Cu, 4–7 Al, 2–4 Fe, 1,5–3 Mn	Кокиль, $\beta + \gamma\text{-Fe}$	650	7

Латуни, содержащие более 20% Zn, склонны к коррозионному растрескиванию, оно проявляется при хранении и эксплуатации изделий, в которых имеются остаточные растягивающие напряжения, во влажной атмосфере с небольшим количеством аммиака или сероводорода. Для предотвращения сезонного растрескивания

латуни применяется отжиг при температуре $\sim 270^{\circ}\text{C}$, уменьшающий остаточные напряжения. Рекристаллизация при таком отжиге не происходит, и упрочнение от холодной деформации сохраняется.

Латунь Л63 на диаграмме состояния Cu - Zn находится вблизи границы $\alpha/(\alpha+\beta)$, в зависимости от содержания цинка и температуры может быть однофазной (α), двухфазной ($\alpha+\beta$), переходить при высокой температуре в β состояние. Латунь Л63 деформируется в горячем и в холодном состояниях [1–12].

Многокомпонентные латуни содержат такие легирующие элементы, как свинец, алюминий, олово, кремний, железо, марганец, никель, мышьяк и т.д. Легирующие компоненты растворяются в α и β фазах, могут образовывать дополнительные фазы. При введении добавок изменяется концентрация цинка, соответствующая границе $\alpha/(\alpha+\beta)$. Тип микроструктуры легированной латуни (α , $\alpha+\beta$ или β) оценивается с помощью коэффициентов замены цинка (коэффициентов эквивалентности Гийе, которые показывают, скольким процентам цинка эквивалентен 1% добавки по своему действию на фазовый состав), значения этих коэффициентов: Si – 11; Al – 5; Sn – 2; Pb – 1; Fe – 0,9; Mn – 0,5; Ni – (– 1,3) [1–12].

Свинцовая ($\alpha+\beta$) латунь ЛС59-1. Свинец почти нерастворим в α и β фазах, находится в латуни в виде мелких округлых включений по границам зерен. В α латуни свинец является вредной примесью, вызывающей горячеломкость, его концентрация не должна превышать 0,03 %. У ($\alpha+\beta$) латуни с большим количеством β фазы при температуре горячей деформации свинец, находящийся в жидком состоянии, не вызывает горячеломкости при концентрациях до 3%. Во время нагрева из-за $\alpha \rightarrow \beta$ превращения включения свинца, выделившиеся при кристаллизации по границам зерен, оказываются внутри β зерен. Латунь ЛС59-1 подвергают горячей обработке

давлением. При обработке резанием включения свинца в латуни делают стружку ломкой, легко отделяющейся. Латунь ЛС59-1 применяется в массовом производстве для быстрой обработки резанием на станках-автоматах (в часовой промышленности). Включения свинца улучшают антифрикционные свойства латуни, которую используют в трущихся парах [1–12].

Оловянная α латунь ЛО70-1 имеет повышенную коррозионную стойкость в пресной и морской воде (морская латунь). Алюминиевая α латунь ЛАМш77-2-0,05 имеет высокие механические свойства и хорошо сопротивляется обесцинкованию в морской воде благодаря малой добавке мышьяка. Ее применяют для изготовления конденсаторных трубок в морском судостроении [1–12].

Легированная железом и марганцем ($\alpha+\beta$) латунь ЛЖМц59-1-1 имеет повышенную прочность в отожженном состоянии, применяется в виде листов, прутков, поковок, подшипников скольжения и др. ответственных деталей в судостроении, авиастроении. Способ упрочнения для таких латуней – холодная деформация, термическая обработка – отжиг. Упрочняемая термической обработкой латунь ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,5 имеет структуру α латуни, в которой с повышением температуры растворяются фазы NiAl и Ni_2Si . В закаленном и состаренном состоянии или после НТМО эта латунь имеет высокие механические свойства, применяется для изготовления пружин и манометрических трубок, не содержащих бериллия. Закалку латуни ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,5 проводят с температуры 850°C . Во время охлаждения с температуры закалки твердый раствор неустойчив в интервалах температур $600 - 700^\circ\text{C}$ и $300 - 400^\circ\text{C}$. Низкотемпературный распад при $300 - 400^\circ\text{C}$ приводит к выделению промежуточных когерентных частиц в форме дисков диамет-

ром 10 нм, толщиной 2 – 3 нм, которые в равновесном состоянии соответствуют фазам NiAl и Ni₂Si. Старение при 500°C в течение 2 ч проводят для выделения этих промежуточных фаз упрочнителей [1–12].

Литейные латуни – легированные, имеют узкий интервал кристаллизации. Они характеризуются высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию усадочных пор и высокой склонностью к формированию столбчатой макроструктуры.

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

Свинцовая латунь ЛЦ40С является литейной модификацией деформируемой латуни ЛС59-1, отличается широким допуском на содержание примесей. В деформируемых сплавах допускаемое содержание примесей меньше, чем в аналогичных по составу литейных, примеси могут сильно ухудшить деформируемость. Латунь ЛЦ40С используют для отливки втулок и вкладышей подшипников.

Латунь ЛЦ40Мц3Ж отличается от деформируемой латуни ЛЖМц59-1-1 повышенным содержанием марганца, из нее получают ответственные детали судовой арматуры, работающей до 300°C, гребные винты судов с металлическим корпусом.

В высоколегированной латуни ЛЦ23А6ЖЗМц2 основной структурной составляющей является β фаза. Добавка железа измельчает зерно β фазы. Эта литейная латунь – прочная среди литейных латуней и используется для получения гаек нажимных винтов, высоконагруженных массивных червячных винтов [1–12].

Бронзы – сплавы меди, в которых основной добавкой является любой элемент, кроме цинка и никеля. Различают бронзы оловянные, безоловянные, обрабатываемые давлением и литейные. В марке обрабатываемых давлением оловянных и безоловянных бронз после букв «Бр» стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации.

В конце марки через тире указываются средние концентрации соответствующих элементов (например, БрАЖМц10-3-1,5). В марке литейных оловянных и безоловянных бронз после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. В конце марки литейной бронзы ставят букву «Л» (например, БрА9ЖЗЛ). Составы и свойства бронз представлены в таблице 2. Сплав ЛЦ16К4 – литейная латунь, содержащая 16% Zn, 4% Si, остальное медь; Бр05Ц5С5 – литейная бронза, содержащая 5% Sn, 5% Zn, 5% Pb, остальное – медь [1–12].

Предельная растворимость олова в меди составляет 15,8%. При содержании олова 5–6% в структуре появляется ($\alpha + \beta$) эвтектоид, в котором δ фаза представляет собой твердое и хрупкое соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. С появлением δ фазы уменьшаются пластичность и вязкость сплавов. При концентрации олова 9–11% в структуре увеличивается количество хрупкой составляющей – $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, поэтому эти бронзы применяют в литом состоянии.

Литейные оловянные бронзы с цинком и свинцом обладают малой объемной усадкой и хорошей жидкотекучестью. Бронзы с 9–10% Sn являются одним из лучших антифрикционных материалов, их применяют для изготовления подшипников скольжения. Для улучшения антифрикционных свойств в состав бронз вводят свинец. Литые оловянные бронзы имеют предел прочности 170–200 МПа, относительное удлинение – 5–10 %. Коррозионная стойкость литейных бронз позволяет использовать их в качестве арматуры в агрессивных средах.

Оловянная («колокольная») бронза содержит ~ 20% Sn с небольшими добавками других элементов [1–12].

Таблица 2. Составы и свойства бронз

Марка сплава	Содержание компонен- тов, %	Вид обработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
БрОФ6,5-0,15	Sn 6,0–7,0; P 0,1–0,25	Холодная прокатка	600	5
БрОЦС4-4-2,5	Sn 3,0–5,0; Zn 3,0–5,0; Pb 1,5–3,5	Холодная прокатка	550	5
БрО10Ф1	Sn 9,0–11,0; P 0,4–1,1 Sn 4,0–6,0;	Литье в песчаную форму	220	3
БрО5Ц5С5	Sn 4,0–6,0; Zn 4,0–6,0; Pb 4,0–6,0	Литье в песчаную форму	160	6
БрОЗЦ7С5Н1	Sn 2,5–4,0; Zn 6,0–9,5; Pb 3,0–6,0; Ni 0,5–2,0	Литье в песчаную форму	180	8
БрА7	Al 6,0–8,0	Холодная прокатка	550	5
БрАЖ9-4	Al 8,0–10,0; Fe 2,0–4,0	Горячее прессование	550	15
БрАЖМц10-3- 1,5	Al 9,0–11,0; Fe 2,0–4,0; Mn 1,0–2,0	Горячее прессование	600	12
БрАЖН10-4-4	Al 9,5–11; Fe 3,5–4,5; Ni 3,5–4,5	Горячее прессование Закалка 980°C, отпуск 400°C, 2 ч	640 / HB 200 HV430	5
БрБ2	Be 1,8–2,1; Ni 0,2–0,5;	Закалка и старение НТМО	1250 1350	3 2
БрА9ЖЗЛ	Al 8,0–10,5; Fe 2,0–4,0	Литье в песчаную форму	400	10
БрА10ЖЗМц2	Al 9,0–11,0; Fe 2,0– 4,0; Mn 1,0–3,0	Литье в песчаную форму	400	10
БрС30	Pb 27,0–31,0	Литье в кокиль	60	4

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

Алюминиевые бронзы. В системе Cu – Al (рисунок 7) сплавы, содержащие менее 9,4% Al, состоят из α раствора замещения алюминия в меди.

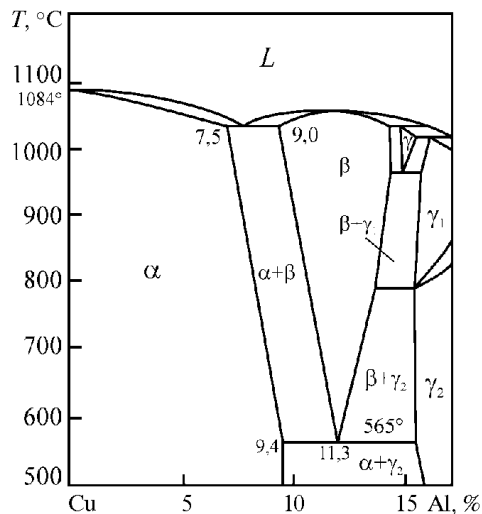


Рис. 7. Диаграмма системы Cu – Al [2]

Медь образует с алюминием область α твердых растворов замещения с ГЦК решеткой, β фазу на основе Cu_3Al . Фаза β имеет эвтектоидное превращение при 565°C по реакции: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ (γ_2 – соединение электронного типа).

Сплавы, содержащие до 9% Al, однофазные, состоят из α твердого раствора алюминия в меди. Повышение содержания Al (более 9%) приводит к появлению в структуре эвтектоида $\alpha + \gamma_2$ (γ_2 – твердое и хрупкое соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$). Для алюминиевых бронз проводится термическая обработка (улучшение). При нагреве до температуры ~ 900 °C они имеют однофазный β твердый раствор, который в результате закалки переходит в игольчатую структуру. Отпуск позволяет менять свойства алюминиевых бронз [1–12].

По прочности и коррозионной стойкости алюминиевые бронзы превосходят оловянные. Однофазную бронзу БрА7 изготавливают

в виде холоднокатаной ленты, идущей на изготовление упругих элементов (например, скользящих контактов).

Высокие антифрикционные свойства алюминиевых бронз обеспечиваются структурой, состоящей из твердого раствора и твердых дисперсных включений эвтектоида. Легирование алюминиевых бронз железом (до 5,5%), марганцем (до 2%), никелем (до 5,5%) повышает их механические характеристики; введение никеля увеличивает жаропрочность и сопротивляемость коррозии.

Алюминиевые бронзы по коррозионной стойкости в морской воде и тропической атмосфере превосходят оловянные бронзы и латуни. Алюминиевые бронзы имеют узкий интервал кристаллизации, что способствует получению плотных отливок. Такие бронзы применяются для отливки арматуры и антифрикционных деталей, отличающихся высокой прочностью [1–12].

Кремнистые бронзы. Растворимость кремния в меди составляет 5,3% при 842°C. Кремнистые бронзы содержат до 3% Si, их легируют никелем или марганцем. Они обладают хорошими литейными свойствами, применяются в качестве заменителя оловянных бронз (например, бронза БрКЦ4-4 может заменять БрОЦС5-5-5 из-за более высоких механических свойств и коррозионной стойкости).

Свинцовая бронза БрС30 применяется для заливки вкладышей подшипников. В этой бронзе включения свинца распределены в медной матрице. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 облегчает условия работы подшипника при больших удельных давлениях и высоком числе оборотов, когда при трении выделяется много теплоты. Недостаток бронзы БрС30 – склонность к ликвации по плотности. Для ее предотвращения применяется ускоренное охлаждение при заливке вкладыша.

Бериллиевые бронзы. Медь образует с бериллием α твердые растворы замещения с ГЦК структурой. С понижением температуры растворимость бериллия в меди падает с 2,7% при 886°C до 0,2% (масс.) при 300°C, это позволяет достичь упрочнения при термической обработке. При нагреве бериллиевой бронзы (2 – 2,5% Be) до 760 – 780°C образуется α твердый раствор. После закалки структура сохраняется при комнатной температуре. Диаграмма состояния Cu – Be показана на рисунке 8 [1–12].

Бериллиевая бронза БрБ2 близка к точке предельной растворимости бериллия в меди при перитектической температуре. С понижением температуры растворимость бериллия в меди резко падает. Бронзу БрБ2 закалывают с 780°C в воде и подвергают старению при 320°C в течение 2 – 5 ч. При старении из пересыщенного α раствора выделяются моноатомные дискообразные зоны Гинье-Престона диаметром ~ 2 нм, затем они превращаются в пластинки размерами 5–10 нм дисперсных частиц метастабильной полукогерентной фазы γ' состава CuBe, что и приводит к сильному упрочнению.

Закаленная бериллиевая бронза БрБ2 имеет малую прочность (предел прочности 500 МПа) и высокую пластичность (относительное удлинение 30%). В результате старения при 300–350°C из пересыщенного α твердого раствора выделяются дисперсные частицы γ фазы (CuBe). Дисперсионное твердение увеличивает прочностные свойства (предел прочности 1200 МПа, относительное удлинение 4%). Упрочнению при старении способствует предварительный наклеп бронзы. После закалки, холодной пластической деформации с обжатием 30%, старения предел прочности повышается до 1400 МПа, относительное удлинение – 2% [1–12].

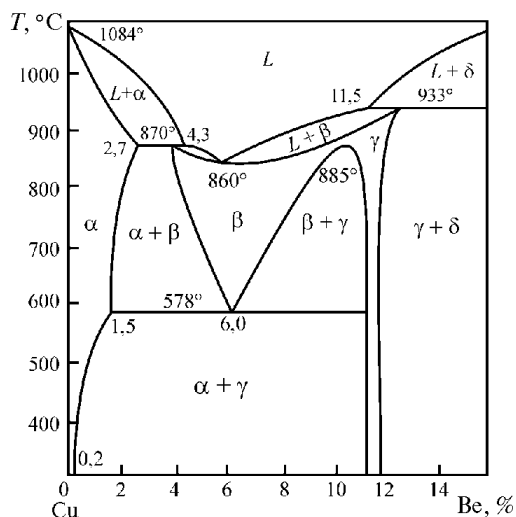


Рис. 8. Диаграмма состояния Cu – Be [2]

Бериллиевые бронзы (БрБ2) находят применение в изготовлении пружинящих контактов, мембран, пружин. Инструменты из бериллиевой бронзы не дают искр, их используют в угольных шахтах. Такие бронзы хорошо сопротивляются коррозии, технологичны при сварке и обработке резанием. Из-за высокой сопротивляемости истиранию они применяются для изготовления деталей, работающих на износ.

Недостатки бронзы БрБ2 – высокая стоимость бериллия и высокая токсичность паров бериллия, что требует соответствующей техники безопасности при плавке.

Медно-никелевыми называют сплавы на основе меди, в которых легирующим элементом является никель. Медь с никелем образует непрерывный ряд твердых растворов. Добавка никеля к меди повышает твердость, прочность и увеличивает коррозионную стой-

кость во многих средах. Медно-никелевые сплавы делят на коррозионностойкие и электротехнические. При добавлении никеля к меди удельное электросопротивление растет, при содержании ~ 50% Ni становится в ~ 30 раз больше электросопротивления меди. При этом термический коэффициент электросопротивления в области 40–43% Ni снижается почти до нуля, а термоЭДС в паре с медью в той же области составов достигает около 40 мкВ/град. Такое влияние никеля на свойства меди стало основой материалов для термопар, для реостатов и резисторов с высоким и стабильным электросопротивлением [1–12].

К коррозионностойким относятся однофазные сплавы – мельхиор и нейзильбер. Мельхиор МН19 имеет серый цвет, его применяют для изготовления медицинского инструмента, разменной монеты и в судостроении. Нейзильбер МНЦ15В20 имеет теплый желтовато-серебристый цвет, близкий к цвету серебра, хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии. Из него изготавливают столовые приборы и художественные изделия. Цинк полностью входит в твердый раствор, нейзильбер можно классифицировать как никелевую α латунь.

К электротехническим медно-никелевым сплавам относятся константан, копель и манганин. Константан имеет высокое электросопротивление, почти нулевой термический коэффициент электросопротивления, что обеспечивает постоянство его электросопротивления при разогреве приборов джоулевым теплом. Его используют для изготовления резисторов, реостатов, которые могут разогреваться, а высокая термоЭДС его в паре с медью не мешает их работе [1–12].

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

Манганин (Cu – Mn – Ni), у которого основной компонент в твердом растворе марганец, характеризуется сочетанием такого же электросопротивления, как у константана, низкого термического коэффициента электросопротивления и очень малой термоЭДС в паре с медью, что позволяет широко его применять в электроизмерительных приборах, образцовых катушках сопротивления, шунтах и др. [1–12].

Сплавы под названием кунiali типа А (МНА 13В3) и Б (МНА 6В1,5) характеризуются способностью к термическому упрочнению. Обработка по режиму: закалка с 900–1000°C, холодная деформация на 25%, старение при 500°C обеспечивает предел прочности 800–900 МПа, относительное удлинение 5–10%. Кунiali типа А используется в деталях повышенной прочности и коррозионной стойкости. Кунiali типа Б применяется для пружин ответственного назначения в различных областях техники. Кунiali имеют высокие механические свойства, коррозионную стойкость, удовлетворительно обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях. Упрочнителями в них являются фазы θ (Ni₃Al) и β (NiAl). Кунiali не склонны к хладноломкости, с понижением температуры до отрицательной их прочность и пластичность растут [1–12].

2. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Алюминий является легким металлом с плотностью 2,7 г/см³, температурой плавления – 660°C, имеет гранецентрированную кубическую решетку (с периодом $a = 0,40496$ нм при 20°C). Он обладает высокими теплопроводностью, электропроводностью, пластичностью, низкой прочностью. Не имеет полиморфных превращений, отличается высокой коррозионной стойкостью на воздухе и в некоторых других средах. Прокатанный и отожженный алюминий высокой чистоты имеет: $\sigma_b = 600$ МПа; $\sigma_{02} = 200$ МПа; HB 25; $\delta = 40\%$, $\psi = 85\%$ [1–8, 10–16].

Производятся несколько марок первичного алюминия двух видов: высокой чистоты и технической чистоты. Первичный алюминий маркируется буквой А, после которой идут цифры, показывающие содержание основного металла, знаки после запятой (все стандартные марки содержат не менее 99% Al).

Содержание примесей в первичном алюминии может изменяться от 1% (марка А0) до 0,005% (марка А995). Алюминий высокой чистоты маркируется А99 (99,999% Al), А8, А7, А6, А5, А0 (содержание алюминия от 99,85 до 99%).

Элементы, входящие в состав алюминиевых сплавов, делятся на следующие группы: основные легирующие элементы, малые добавки и примеси. Железо в большинстве сплавов является вредной примесью, но в малолегированных сплавах системы Al – Fe – Si является основным легирующим элементом. Магний, являющийся легирующим элементом в сплавах системы Al – Mg (магналиях), в сплавах системы Al – Cu, например, 1201 представляет собой вредную примесь [1–8, 10–16].

Промышленные сплавы по назначению делят на две группы: литейные и деформируемые. Сплавы первой группы применяются

для изготовления фасонных отливок. Такие сплавы должны обладать хорошими литейными свойствами (высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пустот и кристаллизационных трещин). Основные легирующие элементы в литейных алюминиевых сплавах: Si, Mg, Cu, реже Zn и Ni [1-8, 10-16].

Промышленные сплавы (литейные и деформируемые) классифицируются по структуре на следующие группы:

1. Сплавы типа твердых растворов (большинство деформируемых сплавов, литейные систем Al – Cu, Al – Mg).

2. Доэвтектические сплавы (большинство силуминов, в которых легирующим элементом является Si (сплавы АК7, АК8М3), некоторые деформируемые сплавы (сплав АК4-1).

3. Эвтектические сплавы (силумины АК12, К12М2).

4. Заэвтектические сплавы (силумин АК18).

Воздействие на структуру легирующих элементов и примесей:

- Cu, Mg, Si, Zn, Li, Mn (твердорастворное упрочнение Al и образование фаз упрочнителей при старении).

- Fe, Ni, Mn, Mg, Si, Cu, Be (образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз.

- Fe, Ni, Mn, Si, Zr, Cr, Ti (образование первичных кристаллов).

- Mn, Zr, Cr, Ti, Sc (образование дисперсоидов-алюминидов переходных металлов, образующихся при высокотемпературных обработках в результате распада Al).

- Be, Cd, Sr, Na, Ti, В (микродобавки для связывания вредных примесей, измельчения зерна Al, воздействия на распад Al).

В качестве основных легирующих элементов в большинстве алюминиевых деформируемых сплавов применяются магний, медь, цинк, кремний и литий [1-8, 10-16].

На рисунке 9 показана диаграмма состояния Al – К (К – легирующий элемент).

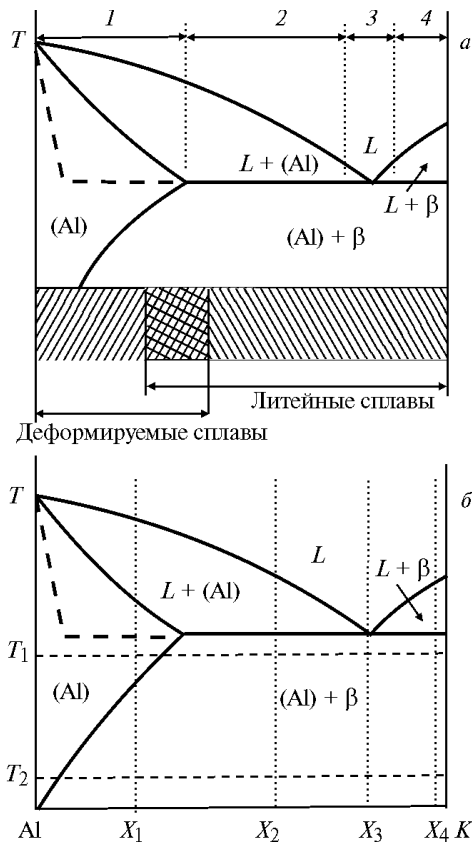
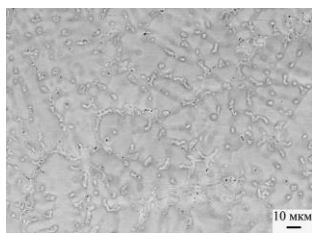
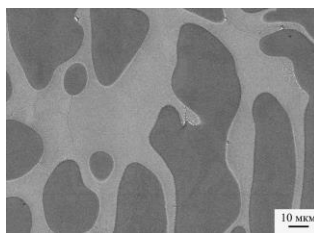


Рис. 9. Диаграмма состояния Al – K (K – легирующий элемент): а – области составов алюминиевых сплавов и их классификация по группам; б – фигуративные прямые типичных сплавов и температуры их термообработки [2]

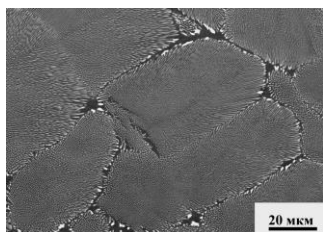
Микроструктуры некоторых алюминиевых сплавов в литом состоянии показаны на рисунке 1 [1–8, 10–16].



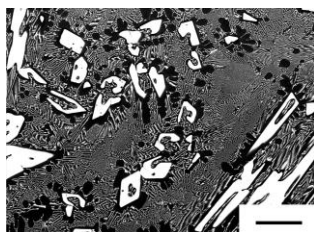
а



б



в



г

Рис. 10. Микроструктуры алюминиевых сплавов в литом состоянии [2]:

а – Al – 10% Mg; б – Al – 4% Ni;
в – Al – 9,8% Ce; г – AlM – 16% Ce

Диаграмма состояния системы Al – Mg представлена на рисунке 11.

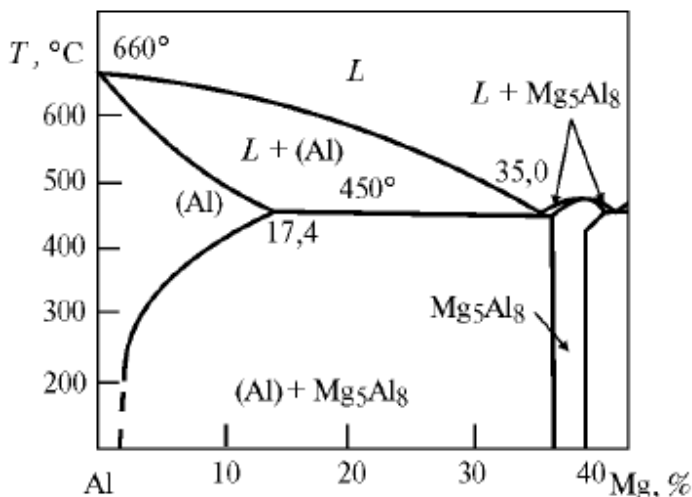


Рис. 11. Диаграмма состояния системы Al – Mg [2]

Диаграмма состояния системы Al – Cu представлена на рисунке 12.

Растворимость меди в алюминии с понижением температуры значительно уменьшается, она обеспечивает растворное упрочнение и возможность дисперсионного твердения в результате старения после закалки. Медь снижает коррозионную стойкость алюминия и сплавов на его основе. Литейные свойства сплавов системы Al – Cu низкие.

Цинк – слабый растворный упрочнитель из-за малого размерного фактора. Он, как правило, вводится вместе с другими легирующими элементами, например, с магнием и медью, оказывает значительное влияние на свойства сплавов. Цинк является основным легирующим элементом высокопрочных деформируемых сплавов, например, В95 [1-8, 10-16].

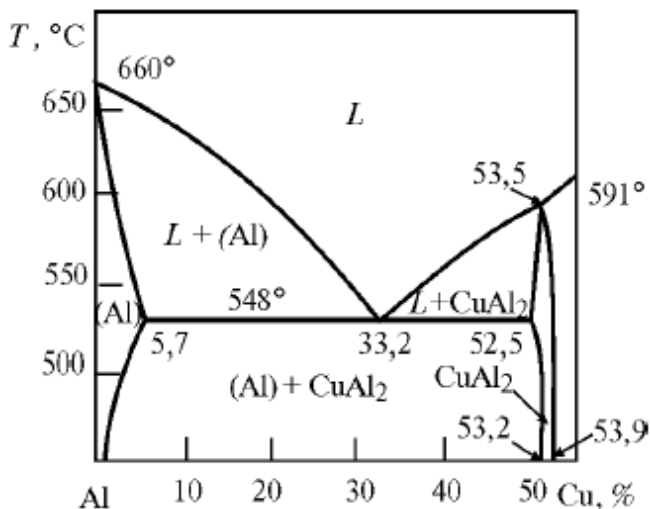


Рис. 12. Диаграмма состояния системы Al – Cu [2]

Диаграмма состояния системы Al – Si представлена на рисунке 13.

Двойные силумины термически не упрочняются, несмотря на переменную растворимость Si в алюминии. Введение в них магния и меди делают их восприимчивыми к закалке и старению. Кремний вводится в сплавы из-за растворимости в алюминиевом твердом растворе и образования эвтектики (Al + Si), которая определяет литейные свойства сплавов. Общую концентрацию кремния в сплавах можно разделить на две части:

- Менее 1,65% (Si в алюминиевой матрице, в твердом растворе или в виде вторичных выделений).
- До 20% и более (Si в фазах кристаллизационного происхождения, например, в эвтектике).

Особая группа деформируемых сплавов содержит литий. Этот легирующий элемент не приводит к значительному упрочнению,

однако вместе с медью и магнием позволяет после термической обработки достигать высоких прочностных свойств сплавов со снижением их плотности [1–8, 10–16].

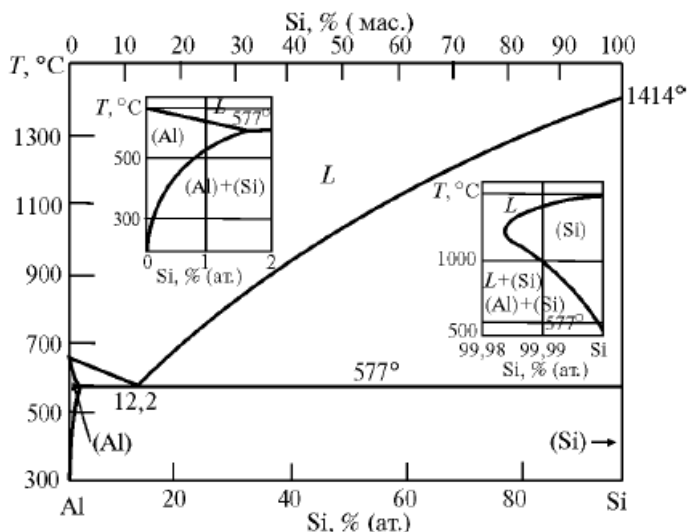


Рис. 13. Диаграмма состояния системы Al – Si [2]

Среди легирующих элементов часто применяются переходные и редкоземельные металлы (марганец, титан, цирконий, хром, ванадий, никель, железо, церий, скандий, бериллий, кадмий, бор и др.), которые могут образовывать с алюминием фазовые диаграммы эвтектического и перитектического типов. При образовании диаграмм эвтектического типа растворимость легирующих элементов в алюминии мала (за исключением Mn и Sc). При образовании диаграмм перитектического типа – составляет десятые доли процента. В условиях неравновесной кристаллизации растворимость легирующих элементов может увеличиваться благодаря трансформации

алюминиевого угла диаграммы состояния от перитектического типа к «сигарообразному» [1–8, 10–16].

Часто используемой малой добавкой является марганец, который входит в состав большинства сплавов в количестве 0,1–1%. Марганец, титан, цирконий, хром и ванадий вводятся для дополнительного упрочнения сплавов за счет образования твердых растворов, которые в условиях неравновесной кристаллизации слитков и отливок оказываются пересыщенными. Эти растворы распадаются при последующих технологических нагревах, образуя вторичные алюминиды переходных металлов способствуют упрочнению при повышенных температурах. Добавки переходных металлов улучшают технологические свойства сплавов за счет измельчения зерна, например, титан и цирконий. Добавки циркония, хрома, марганца и ванадия повышают сопротивление различным видам коррозии. Однако, если температура расплава с вводимыми из лигатуры добавками будет низкой, в структуре слитков и отливок возможно образование грубых первичных алюминидов, которые снижают механические свойства сплавов [1–8, 10–16].

Никель, железо, церий и др. переходные металлы, образующие эвтектику со стороны алюминия, обладают малой растворимостью в твердом алюминии и не образуют пересыщенных твердых растворов при быстрой кристаллизации. Их ввод в алюминиевые сплавы вызывает образование избыточных фаз кристаллизационного происхождения, которые снижают пластичность и коррозионную стойкость. Такие добавки или примеси нежелательны во многих случаях. Тугоплавкие алюминиды, содержащие Ni, Fe и Ce, положительно влияют на жаропрочность [1–8, 10–16].

Эффективным легирующим элементом в малом количестве является кадмий, который способен значительно повысить прочностные свойства алюминиевых сплавов (например, системы Al – Cu).

Ввод 0,2 – 0,3% кадмия изменяет фазовый состав продуктов старения и их диспергирование, увеличивает прочностные характеристики сплавов системы Al – Cu после закалки и старения на $\sim 100 - 150$ МПа (например, литейный сплав АМ4,5Кд).

Таким образом, основными легирующими элементами в деформируемых алюминиевых сплавах являются Cu, Zn, Mg, Mn. В условиях равновесия сплавы представляют собой равновесный твердый раствор с выделениями интерметаллидных фаз, например, CuAl_2 (θ -фаза), Al_2CuMg (S-фаза), Al_6CuMg_4 (T-фаза) и др. Железо и кремний - постоянные примеси в алюминии, почти нерастворимы в нем, предельное содержание этих примесей в деформируемых алюминиевых сплавах не более 0,5% [1-8, 10-16].

Литейные алюминиевые сплавы маркируются буквой А, далее указываются 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. Буквы ч или пч в конце марки означают «чистый», «повышенной чистоты» (указывают пониженное содержание примесей). Для увеличения пластичности литейные алюминиевые сплавы подвергаются закалке, для повышения прочности – старению.

Обозначение видов термической обработки литейных алюминиевых сплавов представлено в таблице 3.

Таблица 3. Обозначение видов термической обработки литейных алюминиевых сплавов [2]

Вид термической обработки	Обозначение
Без термообработки	–
Искусственное старение после литья	T1
Закалка, естественное старение	T4
Закалка и неполное искусственное старение	T5
Закалка и старение на максимальную прочность	T6
Закалка и перестаривание	T7

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

- Система Al – Si (4,5–13% Si), фазовый состав эвтектики (Al + Si).
- Система Al – Si – Mg (6–11% Si; 0,1–0,6% Mg), фазовый состав эвтектики (Al + Si + Mg₂Si (β)).
- Система Al – Si – Cu (7–13% Si; 1,5–5% Cu), фазовый состав эвтектики (Al + Si + Al₂Cu (θ)).
- Система Al – Si – Cu – Mg (4–23% Si; 0,2–1,1% Mg; 0,5–8% Cu), фазовый состав эвтектики (Al + Si + Al₂Cu + Al₅Cu₂Mg₈Si₆(Q)).
- Система Al – Si – Cu – Mg – Zn (6–10% Si; 0,1–0,5% Mg; 0,3–1,5% Cu; 5–12% Zn), фазовый состав эвтектики (Al + Si + Al₂Cu + Al₅Cu₂Mg₈Si₆(Q)).
- Система Al – Cu (3,5–11% Cu), фазовый состав эвтектики (Al + Al₂Cu).
- Система Al – Mg (2,5–12% Mg), фазовый состав эвтектики (Al + Al₈Mg₅).

- Система Al – Mg – Zn (0,5-2,4% Mg; 2,5-6,5% Zn), фазовый состав эвтектики (Al + $MgZn_2$ (η) + Al_3Mg_2Zn (T)).

Силумины (сплавы системы Al – Si) – литейные алюминиевые сплавы, характерной структурной составляющей которых является эвтектика (Al + Si). Структура доэвтектического силумина АК7ч представлена на рисунке 14.

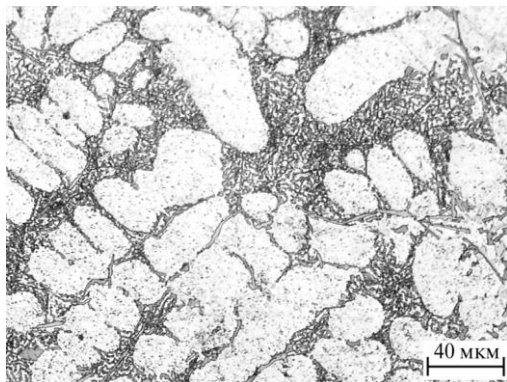


Рис. 14. Структура доэвтектического силумина АК7ч [2]

Структура доэвтектических силуминов состоит из светлых первичных кристаллов алюминия в дендритной форме и пестрой эвтектики. Структура заэвтектического силумина (Al – 13% Si + (Cu, Mg, Ni)) представлена на рисунке 15.

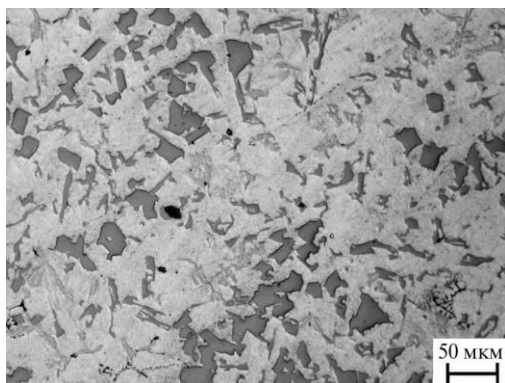


Рис. 15. Структура заэвтектического силумина (Al – 13% Si + (Cu, Mg, Ni)) [2]

В заэвтектических силуминах серые первичные кристаллы кремния имеют форму многогранников и четко выделяются на фоне остальных частиц.

Для улучшения механических характеристик силумины модифицируют натрием или стронцием. Под действием этих модификаторов кремний в эвтектике кристаллизуется в форме разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа имеют глобулярный или точечный вид. После нагрева под закалку отмечается фрагментация разветвленных скелетов на отдельные глобулярные или вытянутые включения, что повышает пластичность [1–8, 10–16].

Вредной примесью в силуминах является железо, образующее хрупкое соединение Al_5FeSi , которое кристаллизуется в виде тонких пластин, действующих как концентраторы напряжений и уменьшающих пластичность. Чем больше железа в силумине, тем длиннее эти пластины. Для увеличения пластичности в силумины вводится 0,2 – 0,6% марганца, который связывает железо в фазу (Fe,

$Mn)_3Si_2Al_{15}$, кристаллизующуюся в скелетообразной форме. Более компактные скелетные кристаллы меньше охрупчивают силумины по сравнению с тонкими пластинами.

Сплав АК12 – силумин системы Al – Si (без добавок других элементов), содержит 10–13% Si, в немодифицированном состоянии по структуре может быть доэвтектическим, эвтектическим и заэвтектическим. Натрий смещает эвтектическую точку в сторону больших концентраций кремния, модифицированный сплав АК12 по структуре является доэвтектическим сплавом (эвтектика (Al + Si), первичные кристаллы алюминия). Свойства сплава АК12 после литья под давлением: $\sigma_b \geq 160$ МПа, $\delta \geq 1$ %. Упрочняющая термообработка для силумина АК12 не проводится. Модифицирование – основной способ повышения механических характеристик сплава АК12 [1-8, 10-16].

Ввод меди и магния в силумины позволяют применять упрочняющую термообработку, эти элементы образуют при старении фазы упрочнители (Mg_2Si , $CuAl_2$). Термически упрочняемым силумином, не содержащим меди, является сплав АК7, применяемый для отливки крупных изделий и деталей сложной конфигурации, подвергаемых сварке. Такие сплавы содержат 6–8% Si; 0,2–0,4% Mg и до 1% Fe. В литом состоянии структура модифицированного силумина АК7с представляет собой две основные структурные составляющие: первичные кристаллы алюминия и эвтектику (Al + Si). Силицид магния входит в состав тройной эвтектики (Al + Si + Mg_2Si). При нагреве под закалку (530–540°C) силицид магния переходит в алюминий, кремний из эвтектики, растворяясь частично в алюминии, имеет глобулярную форму. В силумине, загрязненном железом, видны иглы Al_5FeSi , не переходящие в твердый раствор при нагреве под закалку. Упрочнение при старении достигается за

счет образования фаз β' и β'' , которые являются метастабильными модификациями силицида магния.

Модифицированный, термически обработанный (режим Т6) сплав АК7ч, отлитый в песчаную форму, имеет $\sigma_b \geq 230$ МПа, $\delta \geq 1\%$. При малом содержании железа (например, сплав АК7пч), литье в кокиль, механические характеристики повышаются и составляют $\sigma_b \geq 300$ МПа, $\delta \geq 3\%$. Свойства сплавов типа АК7 зависят от количества примесей и концентрации магния.

Структура литых сплавов (силуминов), содержащих медь отличается от двойных силуминов наличием фазы Al_2Cu , располагающейся по границам дендритных ячеек в составе тройной эвтектики ($Al + Si + Al_2Cu$) при температуре $\sim 525^\circ C$. В большинстве силуминов концентрация меди не более 4% (при нагреве под закалку все ее количество переходит в алюминий). Упрочнение при старении достигается за счет образования метастабильных модификаций фазы Al_2Cu (θ' и θ''). Силумины с медью (АК5М, АК8МЗ, АК9М2 и др., содержат магний в количестве до 1%, поэтому возможно появление в структуре силицида магния и соединения $Al_4Cu_2Mg_8Si_5$ (Q). Такие фазы в литом состоянии присутствуют в виде неравновесной эвтектики, при нагреве под закалку переходят в алюминий, при старении выделяются в виде фаз упрочнителей [1–8, 10–16].

Поршневые силумины должны обладать высокой жаропрочностью и низким коэффициентом термического расширения, это силуминолегированные сплавы. В силуминах, например, АК12ММгН основной структурной составляющей является многофазная эвтектика, в заэвтектических силуминах – фаза Si в виде многогранников. Поршневые силумины применяются в основном в литом состоянии или по режиму Т1, пластичность составляет менее 0,5%.

Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы по литейным свойствам уступают силуминам из-за небольшого количества эвтектики. Значительный интервал кристаллизации приводит к образованию усадочной рыхлости. Сплавы этой группы: Al – Cu и Al – Mg (с добавками других элементов).

Сплав АМ5 содержит ~ 5% меди и до 1% марганца. Сплавы системы Al – Cu в литом состоянии не применяются вследствие хрупкости фазы Al_2Cu . В них после термической обработки (режим Т6) достигается высокая прочность (до 400 МПа) и удовлетворительная пластичность. Для эксплуатации при повышенных температурах ~ до 300°C такие сплавы, например, АМ5 подвергается термической обработке по режиму Т7 [1–8, 10–16].

Сплав АМг10 содержит ~ 10% магния, небольшие добавки титана, цинка и бериллия (~ 0,1%). В литом состоянии структура сплава: первичные зерна алюминия, неравновесная эвтектика, выродившаяся в фазу β (Al_8Mg_5). Светлые кристаллы β фазы из эвтектики расположены по границам дендритных ячеек алюминия. Литые сплавы с такой структурой являются мало пластичными из-за хрупкости β фазы. Сплав АМг10 после закалки (режим Т4) имеет прочность более 320 МПа и пластичность более 12% [1–8, 10–16].

Содержание легирующих элементов и примесей в литейных алюминиевых сплавах представлено в таблице 4.

Таблица 4. Содержание легирующих элементов и примесей в литейных алюминиевых сплавах [2]

Марка	Si	Mg	Cu	Mn	Другие
AK12	10–13	–	–	–	–
AK9ч	8–10,5	0,17–0,3	–	0,2–0,5	–
AK7ч	6–8	0,2–0,4	–	–	–
AK5M2	4–6	0,2–0,8	1,5–3,5	0,2–0,8	Ti
AK8M3ч	7–8,5	0,2–0,45	2,5–3,5	–	Zn, Ti, Be, B
AK21M2,5H2,5	20–22	0,2–0,5	2,2–3,0	0,2–0,4	Ni, Ti, Cr
AM5	<0,3	–	4,5–5,3	0,6–1	Ti
AMг6л	<0,2	6–7	–	–	Ti, Zr, Be
AMг6лпч	<0,05	6–7	–	–	Ti, Zr, Be
AMг10	<0,3	9,5–10,5	–	–	Ti, Zr, Be

Механические свойства силуминов типа АК7 представлены в таблице 5.

Таблица 5. Механические свойства силуминов типа АК7 [2]

Марка	Состояние	σ_b , МПа	НВ	δ , %
AK7	Литье в песчаную форму, литое	130	60	0,5
	Литье в песчаную форму, T5	180	75	0,5
	Литье в кокиль, T5	200	75	0,5
	Литье в песчаную форму, литое	160	50	2
AK7ч	Литье в песчаную форму, T5	200	60	2
	Литье в кокиль, T6	240	70	1
AK7пч	Литье в песчаную форму, T5	240	60	4
	Литье в кокиль, T6	300	70	3

Механические свойства высокопрочных силуминов с добавкой бериллия представлены в таблице 6.

Таблица 6. Механические свойства высокопрочных силуминов с добавкой бериллия [2]

Сплав	Состояние	Be, %	σ_b , МПа	НВ	δ , %
АК8	Литье в песчаную форму, Т5	0,15 – 0,4	300	85	2
	Литье в кокиль, Т5		340	90	4
АК8МЗч	Литье в кокиль, Т4	0,05 – 0,25	350	90	5
	Литье в кокиль, Т5		400	110	4

Механические свойства литейных сплавов систем Al – Cu и Al – Mg представлены в таблице 7.

Таблица 7. Механические свойства литейных сплавов систем Al – Cu и Al – Mg [2]

Сплав	Способ литья	σ_b , МПа	δ , %	НВ
АМ5	Литье в песчаную форму	333	4	90
	Литье в кокиль	333	4	90
АМ4,5Кд	Литье в кокиль	490	4	120
	Литье в песчаную форму	190	4	60
АМгбл	Литье в кокиль	220	6	60
	Литье в песчаную форму, литье в кокиль	230	6	60
	Литье в песчаную форму	200	5	60
АМгблч	Литье в кокиль	240	10	60
	Литье в песчаную форму, литье в кокиль	250	10	60
АМг10(АЛ27)	Литье в песчаную форму, литье в кокиль	320	12	75

Для обозначения деформируемых сплавов применяется буквенно-цифровая и буквенная маркировка, в которой цифры в основном являются условным номером сплава и не обозначают содержание легирующего элемента. Позднее введена и только цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов. Марка состоит из четырех цифр:

- Первая цифра во всех марках (1) обозначает основу сплава – алюминий.

- Вторая цифра в марке указывает систему 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 – система Al – Zn – Mg и Al – Zn – Mg – Cu. Далее последние две цифры в марке указывают порядковый номер сплава, например, сплавы 1915, 1201, 1420 и т.д.).

Деформируемые алюминиевые сплавы делятся на две большие группы: термически неупрочняемые и термически упрочняемые сплавы. Деформированные полуфабрикаты из термически неупрочняемых сплавов выпускаются в отожженном или нагартованном состоянии. Термически упрочняемые сплавы подвергаются упрочняющей термообработке (закалке с последующим старением). Обозначение состояний для деформируемых алюминиевых сплавов представлено в таблице 8 [1–8, 10–16].

Таблица 8. Обозначение состояний для деформируемых
алюминиевых сплавов [2]

Вид термической обработки	Обозначение
Отжиг для полного снятия наклепа	М
Нагартованное состояние без термообработки	Н
Нагартованное и частично отожженное состояние	Н1, Н2, Н3
Закалка после деформации, естественное старение	Т
Закалка после деформации, старение на максимальную прочность	Т1
Закалка после деформации, перестаривание	Т2, Т3
Закалка после деформации, хо- лодная деформация, искус- ственное старение (НТМО)	Т1Н

Термически неупрочняемые сплавы. К ним относятся сплавы на основе систем Al – Fe – Si, Al – Mg, Al – Mn.

В микроструктуре сплавов типа АМц, имеющих более высокую прочность (до 200 МПа), необходимо ожидать наличия фаз $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ и $Al_6(Fe, Mn)$. Количество таких фаз должно быть небольшим, иначе будут отмечаться пониженные прочностные свойства из-за низкой концентрации марганца в алюминиевой матрице.

Прочным из термически неупрочняемых сплавов является сплав АМг6. Он относится к группе магналиев (сплавов на основе системы Al – Mg), содержит ~ 6,3% Mg, 0,6% Mn, 0,06% Ti, 0,001%

Be, не более 0,4% примеси железа и 0,4% примеси кремния. Он выпускается в виде разнообразных деформированных полуфабрикатов (листов, плит, прутков, профилей, штамповок и др.). Применение этого сплава объясняется высокой стойкостью против атмосферной коррозии и хорошей свариваемостью. В микроструктуре полуфабрикатов сплава АМг6 могут наблюдаться 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 присутствует в виде вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 , которые располагаются по границам зерен, оказывают негативное влияние на механические и коррозионные свойства. В нагартованном состоянии сплав имеет достаточно высокую прочность (до 400 МПа), после отжига (или эксплуатационных нагревов) прочность снижается [1–8, 10–16].

Термически упрочняемые сплавы. Распространенными и менее легированными сплавами этой группы являются авиали. Их фазовый состав анализируется по фазовой диаграмме $Al - Si - Mg$, если концентрации железа и марганца незначительны. Упрочнение в авиалих достигается за счет образования метастабильных фаз β' и β'' (Mg_2Si). В микроструктуре полуфабрикатов могут присутствовать фазы кристаллизационного происхождения: Al_5FeSi и Al_8Fe_2Si , $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (при наличии Mn) и Mg_2Si (при избытке Mg и Si).

Максимальная прочность авиалей не превышает 350 – 400 МПа, они обладают хорошей деформируемостью даже при комнатной температуре, высокой коррозионной стойкостью. Из этих сплавов делают практически все виды полуфабрикатов.

Термически упрочняемые сплавы типа 1201. По составу они являются аналогами литейных сплавов типа АМ5, однако содержат большее количество меди. Они отличаются относительно высокой жаропрочностью. В микроструктуре полуфабрикатов сплавов типа

1201 можно увидеть Al и фазы кристаллизационного происхождения (Al_2Cu ; $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$; $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$). Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, основная фаза упрочнитель – $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$.

Дюралюмины обладают хорошим сочетанием прочности и пластичности, но имеют невысокую коррозионную стойкость. Они отличаются пониженной коррозионной стойкостью и нуждаются в специальных средствах защиты от коррозии (плакировка – покрытие дюралюмина техническим алюминием (A7, A8), электрохимическое оксидирование (анодирование) [1-8, 10-16].

Из сплавов Д1 и Д16 получают листы, профили, трубы, проволоку, штамповки и поковки. Сплав Д16 содержит ~ 4,3% Cu, 1,5% Mg, 0,6% Mn. Фазовый состав анализируется по диаграмме состояния Al – Cu – Mg. В литом состоянии в сплаве Д16 отмечается эвтектика ($\text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{CuMg}(\text{S})$), которая образуется при температуре ~ 505°C, которая определяет температуры гомогенизации и нагрева под закалку. Для сплава Д16 возможен пережог (частичное оплавления сплава, неисправимый брак) из-за узкого диапазона допустимых температур. Появление пережога связано с тем, что температура нагрева под закалку, необходимая для растворения избыточных фаз, может быть близка к температуре солидуса сплава. При превышении температуры солидуса по границам зерен появляются тонкие прослойки расплава, которые при закалке превращаются в тонкие эвтектические прослойки в результате неравновесной кристаллизации. Эти прослойки, содержащие хрупкие интерметаллиды, уменьшают механические характеристики сплава [1-8, 10-16].

В микроструктуре полуфабрикатов сплава Д16 присутствуют нерастворившиеся (при гомогенизации) фазы Al_2Cu и Al_2CuMg , фаза $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. В сплаве Д16 основная фаза упрочнитель – $\text{S}'(\text{Al}_2\text{CuMg})$, в меньшем количестве могут присутствовать фазы θ'

и θ'' (Al_2Cu). Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

Ковочные сплавы – сплавы системы $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg} - \text{Si}$ (АК6, АК8), в которых добавка кремния (до 1%) способствует увеличению эффекта искусственного старения. Эти сплавы могут содержать фазы, характерные для дюралюминов и авиалей.

Сплавы системы $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg} - \text{Ni} - \text{Fe}$ содержат $\sim 1\%$ Fe и Ni. Особенностью микроструктуры сплава АК4-1 является наличие глобулярных включений фазы Al_9FeNi эвтектического происхождения [1-8, 10-16].

Высокопрочные сплавы системы $\text{Al} - \text{Zn} - \text{Mg} - \text{Cu}$ имеют высокие прочностные свойства ($\sigma_{\text{в}}$ до 700 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 650 МПа), низкую коррозионную стойкость и жаропрочность. Упрочнение таких сплавов достигается за счет метастабильных модификаций фаз М и Т (изоморфные твердые растворы между MgZn_2 и AlCuMg для М фазы, $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ и Al_6CuMg_4 для Т фазы). Высокопрочные сплавы чувствительны к примесям железа и кремния. Для ответственных изделий применяются сплавы с повышенной чистотой, например, В95пч. В сплаве В96ц, легированном и прочном, часть фаз кристаллизационного происхождения, содержащих Zn, Mg и Cu (М, Т и S), сохраняется в полуфабрикатах, образуя вместе с железистыми фазами строчки. С повышением легированности сплавов системы $\text{Al} - \text{Zn} - \text{Mg} - \text{Cu}$ растет прочность и склонность к формированию зернограничных цепочек.

Сплав В95 – универсальный конструкционный материал, из него изготавливаются все виды деформированных полуфабрикатов (листы, плиты, профили, трубы, поковки, штамповки). Профили из сплава В95 значительно прочнее плит из-за присутствия в сплаве

В95 добавок марганца и хрома. Сплав В95 превосходит по прочности дюралюмины, применяется в самолетостроении для обшивки (листы) и внутреннего набора (профили).

Сплав В93 предназначен для изготовления поковок и штамповок. К основным требованиям, предъявляемым к сплаву, относятся высокая прочность, пластичность в нагретом состоянии, минимальная анизотропия свойств готовых штамповок, хорошая прокаливаемость. Поковки и штамповки из сплава В93 отличаются меньшей анизотропией свойств, чем поковки из сплава В95. Предел прочности изменяется в пределах 490–510 МПа, предел текучести – 470–490 МПа; относительное удлинение – не менее 2–3 %.

Высокопрочные сплавы системы Al – Zn – Mg – Cu отличаются высокой прочностью 600–700 МПа, но не являются жаропрочными. Максимальная рабочая температура изделий из этих сплавов при длительной эксплуатации не превышает 100–120°C. Сплавы используются для высоконагруженных конструкций, работающих в условиях напряжений сжатия (детали обшивки, лонжероны самолетов и т.д.) [1–8, 10–16].

Для алюминиевых сплавов применяют три основных вида термообработки: отжиг, закалку, старение. Температура рекристаллизационного отжига на практике на 50–150°C превышает температуру окончания рекристаллизации, для промышленных алюминиевых сплавов изменяется в пределах 300–500°C. Выдержка при температурах рекристаллизационного отжига составляет 0,2–2 ч.

Для алюминиевых сплавов, не упрочняемых термообработкой, скорость охлаждения при рекристаллизационном отжиге, может выбираться произвольно (после выдержки в печи обычно охлаждение на воздухе). Для термически упрочняемых сплавов скорость охлаждения определена, как правило, не выше 30°C/ч до 200–250°C,

чтобы после отжига формировалось равновесное или близкое к равновесному состояние.

Неполный отжиг применяется для термически неупрочняемых сплавов, проводится при температуре ниже температуры окончания рекристаллизации, в результате сплав приобретает полигонизованную или частично рекристаллизованную структуру, упрочнение от холодной деформации снимается не полностью [1–8, 10–16].

Закалка возможна для алюминиевых сплавов, содержащих компоненты, растворимость которых в твердом алюминии возрастает с температурой (Cu, Mn, Si, Zn, Li), в количествах, превышающих растворимость при комнатной температуре.

Закалка алюминиевых сплавов заключается в нагреве их до температуры, при которой легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах, полностью или частично растворяются в алюминии, в выдержке при этой температуре и быстром охлаждении.

Старение – операция термической обработки, заключающаяся в выдержке закаленного сплава при относительно низких температурах, в процессе которой начинается распад пересыщенного твердого раствора или в твердом растворе происходят структурные изменения, являющиеся подготовкой к распаду. Цель старения – дополнительное повышение прочности закаленных сплавов.

Распадом называют процесс, в результате которого из одной фазы (пересыщенный твердый раствор) образуются две: твердый раствор, обедненный легирующими компонентами, выделения интерметаллидов, отличающиеся от твердого раствора составом и кристаллической решеткой, отделенные от твердого раствора поверхностью раздела [1–8, 10–16].

В некоторых закаленных алюминиевых сплавах подготовительные стадии распада, начало собственно распада проходят без специ-

ального нагрева, при вылеживании в естественных условиях, в которых хранятся изделия. Иногда в алюминиевых сплавах системы Al – Cu – Mn подготовка к распаду и начальные стадии распада происходят при нагреве закаленного сплава до температуры 100–200°C.

Выдержку закаленных алюминиевых сплавов в естественных условиях (при температуре окружающей среды), которая приводит к определенным изменениям структуры и свойств называют естественным старением.

Нагрев закаленных алюминиевых сплавов до относительно невысоких температур (в интервале 100–200°C) и выдержку при этих температурах (от нескольких часов до нескольких десятков часов) называют искусственным старением.

Листы из термически упрочняемых алюминиевых сплавов подвергаются полному или сокращенному отжигу. Сплавы марок Д1, Д16, Д19, ВАД1 можно нагревать для снятия технологического наклепа [1–8, 10–16].

Полным отжигом называется отжиг, при котором обеспечивается достаточно полное протекание процессов распада твердого раствора и коагуляции выделяющихся фаз; в деформированном металле протекает и рекристаллизация. Его проводят при температурах 350–430°C. При полном отжиге сплав независимо от исходного состояния полностью разупрочняется, поскольку температура отжига выше температуры начала рекристаллизации.

Сокращенный отжиг осуществляется при температурах 290–320°C для сплава В92ц и 350–370°C для остальных сплавов. Этот тип отжига применяется для повышения пластичности полуфабрикатов, упрочненных закалкой и последующим старением, для снятия остаточных напряжений.

В целях снятия технологического наклепа для сплавов Д1, Д16, Д19, ВАД1, АК4-1 нагрев проводится при температурах 250–280°C

в течение 1–4 ч с последующим охлаждением на воздухе или в воде. Пластичность после такого нагрева ниже, чем после сокращенного отжига.

Для снятия технологического наклепа в полуфабрикатах из сплавов Д1, Д16, Д19, ВАД1 можно применять кратковременный нагрев (1–2 мин) в селитровой ванне с температурой 350–380°C с последующим охлаждением в воде [1–8, 10–16].

В зависимости от величины критической скорости охлаждения все алюминиевые сплавы делятся на следующие группы:

- С малыми критическими скоростями охлаждения (самозакаливающиеся сплавы, охлаждаемые при закалке на воздухе (сплавы систем Al-Zn-Mg, Al-Mg-Si, Al-Mg-Li).

- С большими критическими скоростями охлаждения (сплавы систем Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si-Cu, Al-Zn-Mg-Cu).

- Малочувствительные к изменению скоростей охлаждения (теплопрочные сплавы системы Al-Cu-Mn с добавлением и без добавления титана и сплав АК4-1 системы Al-Cu-Mg-Fe-Ni).

В таблице 9 представлена термическая обработка и свойства алюминиевых сплавов.

Таблица 9. Термическая обработка и свойства алюминиевых сплавов [2]

Марки	Вид полуфабриката	Термообработка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АМц	листы	полный отжиг 380°C	130	50	23
АМг2	листы, профили, трубы	полный отжиг 380°C	200	100	23
		неполный отжиг 180°C	250	200	10
АМг6	листы, профили	полный отжиг 320°C	340	170	20
		без отжига (наклеп. состоян.)	390	300	10
АД31	листы, пресс, профили	закалка с 520°C + старение 160°C, 12ч	240	190	12
АД33	прессов. профили	закалка с 520°C + старение 160°C, 12ч	340	280	11
АД35	прессов. профили	закалка с 520°C + ест. старение	270	200	12
		закалка с 520°C + старение 160°C, 12ч	360	290	11
Д1	листы	закалка с 500°C + ест. старение	410	340	20
Д16	прессов. прутки и профили	закалка с 500°C + ест. старение	490	320	14
		закалка с 500°C + искусст. старение	440	330	18
	листы	закалка с 500°C + старение 190°C, 6ч	450	400	6
	прессов. прутки и профили	закалка с 500°C + ест. старение	540	400	11
Д19	листы	закалка с 505°C + старение 190°C, 6ч	440	320	20
ВАД1	листы	закалка с 505°C + старение 190°C, 12ч	440	–	20
Д20	прессов. профили	закалка с 535°C + старение 180°C, 12ч	410	280	11

Продолжение таблицы 9

Марки	Вид полуфабриката	Термообработка	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
01205	листы	закалка с 535°C + старение 180°C, 12ч	460	370	13
AK5	листы	закалка с 520°C + старение 160°C, 12ч	330	280	16
AK6	поковки	закалка с 520°C + старение 170°C, 12ч	400	290	12
AK8	поковки	закалка с 505°C + старение 170°C, 12ч	480	380	9
AK4-1	поковки	закалка с 530°C + старение 200°C, 18ч	400	320	12
B95	листы	закалка с 465°C + старение 120°C, 24ч	52	440	12
B96ц	прессов. профили	закалка с 465°C + старение 140°C, 24ч	600	550	8
	штамповки	закалка с 465°C + старение 140°C, 16ч	680	640	7
B93	крупные поковки	закалка с 465°C + старение 120°C, 3ч + 160°C 4ч	510	480	8
1915	листы	закалка с 450°C + старение 100°C, 10 ч + 175°C 3–5ч	360	300	12
01911	листы	закалка с 460°C + искусст. старение	420	350	12
ВАД23	листы	закалка с 520°C + старение 170°C, 10 ч	600	550	4

САП (спеченный алюминиевый порошок, или спеченная алюминиевая пудра) представляет собой материал, который получают прессованием и последующим спеканием алюминиевого порошка, состоящего из чешуек толщиной 1 мкм.

Механические свойства САП значительно отличаются от механических свойств литого или деформированного технического алюминия. Структура САП представляет собой смесь алюминия с мельчайшими чешуйками оксида алюминия. Каждая частичка пудры, из которой получен САП, покрыта тонким слоем оксида алюминия. Чем тоньше пудра, тем больше суммарная поверхность частиц, тем больше в САП оксида алюминия. Механические свойства САП: прочность $\sigma_B = 250\text{--}400$ МПа; $\sigma_{0,2} = 200\text{--}300$ МПа; $\delta = 5\text{--}8\%$.

САП отличается относительно высокой прочностью даже при температуре 500°C , при которой временное сопротивление САП изменяется от 60 до 100 МПа в зависимости от содержания оксида алюминия.

Технология изготовления полуфабрикатов из САП включает следующие операции:

- Получение алюминиевой пудры.
- Холодное брикетирование пудры.
- Вакуумная дегазация брикетов.
- Горячая подпрессовка или спекание нагретых брикетов под давлением.
- Получение из брикетов полуфабрикатов с помощью горячей (и последующей холодной) деформации.

Основной фактор, влияющий на механические свойства САП, – содержание оксида алюминия. Рост прочностных характеристик (и снижение пластичности) наблюдается при увеличении содержания оксида алюминия до 7%. Дальнейшее увеличение содержания оксида алюминия сопровождается менее интенсивным ростом прочности и снижением пластичности [1–8, 10–16].

САП, содержащий 10–11% Al_2O_3 , имеет такую же высокую коррозионную стойкость, как мягкий технический алюминий.

3. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ

Титан – металл серебристо-белого цвета. Относится к тугоплавким металлам, температура его плавления $\sim 1668^{\circ}\text{C}$ в зависимости от степени его чистоты. Он имеет две полиморфные модификации: до 882°C существует $\alpha\text{-Ti}$, кристаллизующийся в ГПУ-решетке с параметрами $a = 2,95 \text{ \AA}$ и $c = 4,68 \text{ \AA}$, выше 882°C – $\beta\text{-Ti}$, имеющий ОЦК-решетку, $a = 3,28 \text{ \AA}$. Плотность $\alpha\text{-Ti}$ составляет $4,565 \text{ г/см}^3$, а $\beta\text{-Ti}$ – $4,320 \text{ г/см}^3$ [1-8, 10-12, 16-19].

Азот, углерод, кислород и водород являются вредными примесями в титане. Они дают твердые растворы внедрения и хрупкие оксиды, карбиды, нитриды и гидриды. Такие примеси уменьшают пластичность, свариваемость, увеличивают прочность, твердость, ухудшают сопротивление коррозии. При вводе 0,03% водорода, 0,2% азота или 0,7% кислорода титан теряет способность к пластическому деформированию и хрупко разрушается.

Технически чистый титан марки ВТ1-1 содержит не более 0,3% железа; 0,12% кремния; 0,08% углерода; 0,15% кислорода; 0,05% азота; 0,012% водорода. По прочности и пластичности ВТ1-1 не уступает некоторым углеродистым и хромоникелевым коррозионно-стойким сталям, обладает следующими свойствами: $\sigma_b = 450\text{--}600 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 380\text{--}500 \text{ МПа}$; $\delta > 25 \%$; $\psi > 50 \%$.

Чистый титан с малым содержанием водорода (менее 0,002 %) не обладает хладноломкостью при прочности $\sigma_b = 1300 \text{ МПа}$ и сохраняет высокую пластичность при температуре жидкого гелия ($\delta = 15\text{--}20 \%$) [1-8, 10-12, 16-19].

Титан имеет низкий модуль упругости ($E = 112 \text{ ГПа}$), что затрудняет изготовление жестких конструкций. Для повышения жесткости необходимо увеличивать массу и толщину деталей. Титан является

пластичным, легко обрабатывается давлением при комнатной и повышенной температурах. Однако он плохо обрабатывается резанием.

Титан относится к числу химически активных металлов, обладает высокой коррозионной стойкостью за счет образования на его поверхности оксидной пленки TiO_2 , прочно связанной с основным металлом, защищающей его от контакта с внешней средой. Толщина оксидной пленки достигает 5–6 нм. Благодаря оксидной пленке, титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, в кислотах органического происхождения.

Все фазы в сплавах титана можно разделить на стабильные и метастабильные. К стабильным фазам в титановых сплавах относят твердые растворы на основе α и β модификаций, гидриды, интерметаллиды и другие промежуточные фазы. Твердые растворы могут быть внедрения и замещения в зависимости от того, какими элементами они образованы. Кислород, азот, углерод и водород образуют с титаном твердые растворы внедрения, атомы других элементов – растворы замещения [1–8, 10–12, 16–19].

К основным легирующим элементам в титановых сплавах относятся алюминий, молибден, ванадий, хром, железо, марганец, кремний, цирконий и олово. Вводимые элементы изменяют температуру полиморфного превращения, фазовый состав. По влиянию на полиморфизм их можно разделить на следующие группы:

- α стабилизаторы (Al, O, N, C) – элементы, повышающие стабильность α фазы (расширяющие область ее существования, повышающие температуру полиморфного превращения);
- β стабилизаторы – элементы, расширяющие область существования β фазы, понижающие температуру полиморфного превращения (при высоких концентрациях легирующих элементов β

фаза сохраняется до комнатной температуры, β изоморфные стабилизаторы (V, Mo, Nb, Ta); при пониженных температурах происходит эвтектоидный распад β фазы (β эвтектоидные стабилизаторы (Cr, Mn, Si, Fe, Ni, Cu и H);

- легирующие элементы, мало влияющие на устойчивость фаз (нейтральные элементы Zr, Hf, Sn). Они почти не изменяют температуру полиморфного превращения, при небольших концентрациях циркония или гафния их можно рассматривать как β изоморфные стабилизаторы, они незначительно снижают температуру полиморфного превращения.

В титане и его сплавах наблюдаются три типа гидридов: δ , γ , ϵ . Гидрид δ образуется при непосредственном взаимодействии α титана с газообразным водородом. Гидрид титана γ образуется из пересыщенного водородом α твердого раствора при относительно малых концентрациях [1–8, 10–12, 16–19].

Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в титановых сплавах показано на рисунке 16.

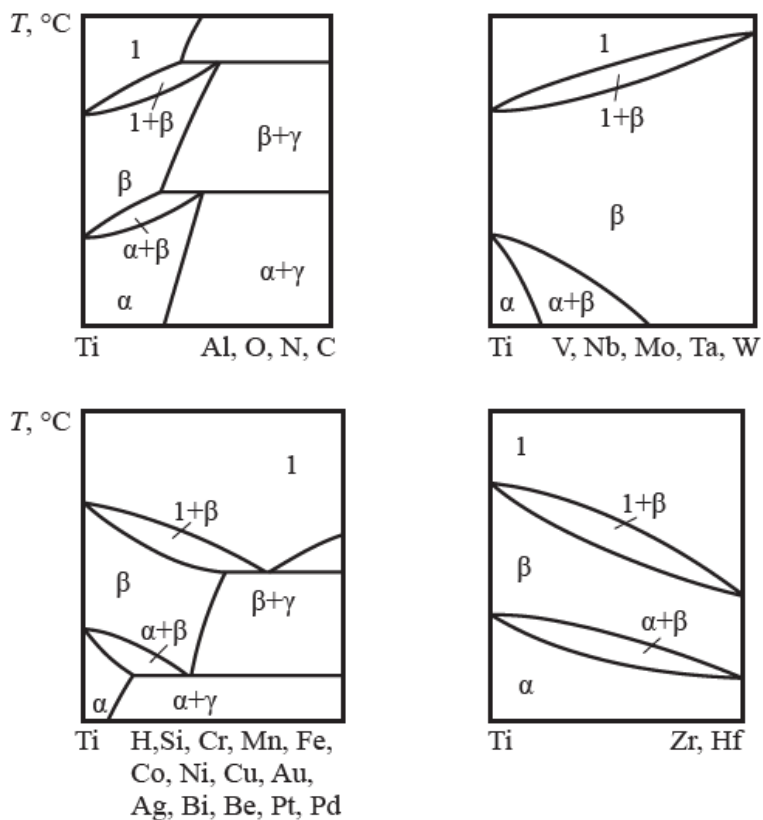


Рис. 16. Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в титановых сплавах [2]

Алюминий является важным легирующим элементом в титановых сплавах, стабилизирует α фазу и присутствует в большинстве промышленных титановых сплавов в количестве от 1,5–2% до 6–6,5%. При более высоком содержании алюминия возможно образование промежуточной фазы α_2 (Ti_3Al , имеет ГП решетку), которая

охрупчивает их и вызывает потерю термической стабильности при содержании более 6–8% алюминия.

Алюминий упрочняет α -Ti при комнатной и повышенной температурах, снижает плотность титановых сплавов и повышает их сопротивление окислению. Растворимость алюминия в α -Ti уменьшается с понижением температуры и составляет 10,9 и 7% при температурах 900, 800 и 600°C [1–8, 10–12, 16–19].

Диаграмма системы Ti – Al представлена на рисунке 17.

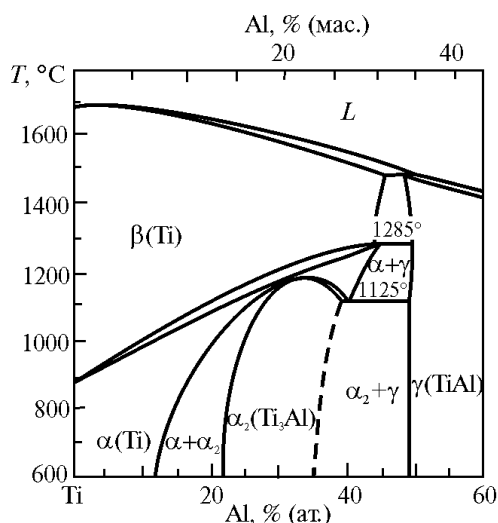


Рис. 17. Диаграмма системы Ti – Al [2]

При вводе алюминия и нейтральных упрочнителей в многокомпонентные титановые сплавы улучшаются механические свойства и изменяется фазовый состав с появлением упорядоченной фазы α_2 (Ti_3Al).

Ввод в титан 1% алюминия, олова, циркония, кислорода, кремния, углерода и азота повышает предел прочности на 60, 30, 20, 1250, 200, 700, 2000 МПа соответственно.

Диаграмма системы Ti – V представлена на рисунке 18.

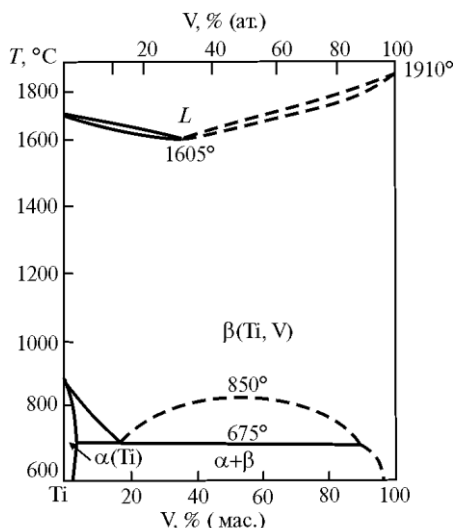


Рис. 18. Диаграмма системы Ti – V [2]

Добавление ванадия резко снижает температуру полиморфного превращения, при содержании в сплаве больше 15% V закалкой можно зафиксировать при комнатной температуре β фазу. Особенность данной системы – большая растворимость ванадия в α Ti. Увеличение количества ванадия приводит к появлению в структуре β фазы, что дает возможность создавать сплавы с повышенной технологической пластичностью, упрочняющиеся термической обработкой. Узкий интервал кристаллизации позволяет применять сплавы системы Ti – V для фасонного литья.

Диаграмма системы Ti – Mo представлена на рисунке 19.

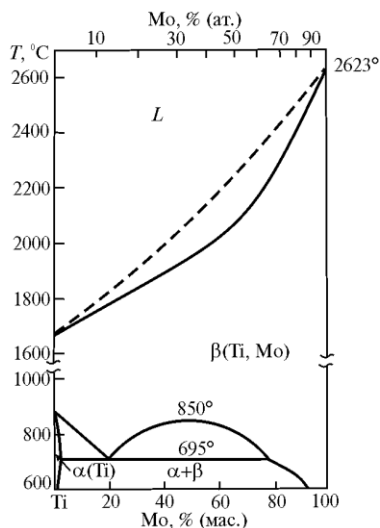


Рис. 19. Диаграмма системы Ti – Mo [2]

Молибден – один из основных легирующих элементов большинства титановых сплавов. Растворимость его в α Ti не превышает 1%, β стабилизирующий эффект является максимальным. Для фиксации однофазной β структуры закалкой необходимо иметь в сплаве 11% Mo. Его ввод эффективно повышает температуру рекристаллизации, прочность сплавов при комнатной и повышенных температурах, обеспечивает интенсивное растворное упрочнение. Ввод 1% Mo соответствует: 4% Ta; 3,3% Nb; 2% W; 1,4% V; 0,6% Cr; 0,6% Mn; 0,5% Fe; 0,8% Ni [1–8, 10–12, 16–19].

Диаграмма системы Ti – Cr представлена на рисунке 20.

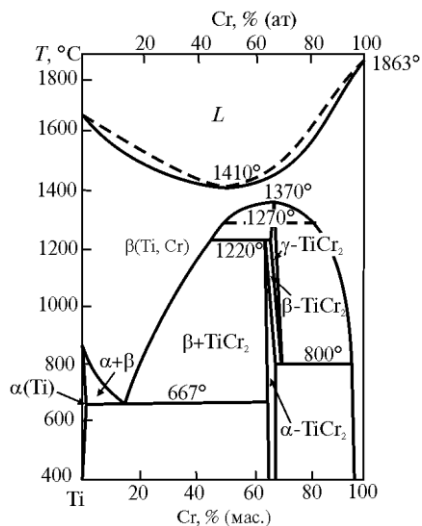


Рис. 20. Диаграмма системы Ti – Cr [2]

Легирование хромом обеспечивает в сплавах высокую прочность при хорошей пластичности и эффективность упрочняющей термической обработки, при добавке молибдена, что связано с тем, что в системе Ti – Cr при температуре 667°C проходит неинвариантное эвтектическое превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiCr}_2$ и образующееся соединение TiCr₂ снижает пластичность сплава, вводимый молибден может затормозить эвтектическое превращение.

Ввод олова слабо влияет на температуру полиморфного превращения титана, повышает технологичность сплавов при холодной деформации, увеличивает эффект старения, что связано с упрочнением α фазы.

Палладий и платину добавляют к чистому титану для повышения его стойкости в сильных коррозионных средах, в минеральных кислотах.

Сплавы титана имеют меньшую жаропрочность, чем специальные стали. Рабочая температура их использования не более 500–550°C.

При технологических и эксплуатационных нагревах необходимо принимать меры для защиты титана от газонасыщения. Вредной примесью для титана является углерод, образующий карбиды.

Из-за высокой химической активности расплавленного титана его выплавку, разливку и дуговую сварку производят в вакууме или в атмосфере инертных газов.

Упрочнение легирующими добавками приводит к снижению пластичности и увеличению прочности титана. Все его сплавы имеют высокую удельную прочность. Легирующие элементы влияют на температуру полиморфного превращения. Элементы Al, O, N повышают температуру превращения и расширяют α -область (α -стабилизаторы) [1–8, 10–12, 16–19].

Элементы Mo, V, Cr, Mn, Fe понижают температуру полиморфного превращения и расширяют область существования β -фазы (β -стабилизаторы). Элементы Mr, Cr, Fe, Si образуют химические соединения, в результате в таких сплавах протекает эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiXMy}$ (M – легирующий элемент). Эвтектоид придает сплаву хрупкость.

В соответствии со структурой различают сплавы:

1. α -сплавы, имеющие структуру твердого раствора легирующих элементов в α -Ti; основной легирующий элемент – алюминий.
2. ($\alpha + \beta$)-сплавы, состоящие из α - и β -твердых растворов; ($\alpha + \beta$)-твердые растворы содержат кроме алюминия 2–4% β -стабилизаторов (Cr, Mo, Fe и др.).
3. β -сплавы, имеющие структуру твердого раствора легирующих элементов в β -Ti, содержат большее количество β -стабилизаторов.

Некоторые β -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe, Ni, Cu и др.) могут образовывать с титаном интерметаллические соединения типа TiX.

В этом случае при охлаждении β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$. Такие β -стабилизаторы являются эвтектоидообразующими. Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, применима для сплавов с $(\alpha + \beta)$ структурой. Сплавы с устойчивой α -структурой нельзя упрочнить термической обработкой.

Нейтральные элементы Sn, Zr, Hf, Th не оказывают существенного влияния на температуру полиморфного превращения и не меняют фазового состава титановых сплавов [1–8, 10–12, 16–19].

Технический титан и α -сплавы термической обработкой не упрочняются, проводится только рекристаллизационный отжиг. Температура отжига $(\alpha + \beta)$ сплавов выше температур рекристаллизации, но не превышает температуру превращения $(\alpha + \beta \rightarrow \beta)$, в β -области происходит сильный рост зерна. Отжиг при температурах, соответствующих β -области, не влияет на прочность, снижает пластичность δ . Применяют отжиг при температуре на 20–30°C ниже температуры превращения $\alpha + \beta \rightarrow \beta$.

Для снятия внутренних напряжений, возникающих при механической обработке α и $(\alpha + \beta)$ сплавов, проводится неполный отжиг при температуре 550–600°C; $(\alpha + \beta)$ сплавы могут упрочняться закалкой с последующим старением.

После закалки малолегированных сплавов образуется α -фаза, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -Ti. Она имеет искаженную гексагональную решетку с характерным для мартенсита игольчатым строением.

Увеличение количества легирующих элементов дает при закалке мартенситную α -фазу с ромбической решеткой. Появление α -фазы вызывает уменьшение твердости и прочности сплавов, увеличение пластичности. Увеличение количества легирующих элементов

приводит к образованию в результате закалки α и β фазы, при концентрации легирующей добавки выше некоторого значения в закаленных образцах образуется мартенситная β -фаза.

В процессе старения закаленных образцов происходит их упрочнение, связанное с распадом α фазы и остаточной β фазы. Повышение прочности при распаде α фазы невелико. Старение проводят при температуре 450–600°C [1–8, 10–12, 16–19].

Зависимость механических свойств сплавов на основе титана от содержания легирующих элементов показана на рисунке 21.

В зависимости от структуры в равновесном состоянии титановые деформируемые сплавы делятся на α , $\alpha + \beta$ и β -сплавы. К α -титановым сплавам относятся: технический титан, сплавы Ti – Al, Ti – Al – Sn, Ti – Al – Zr со структурой α -твердого раствора и сплавы, содержащие небольшое количество β -фазы. К $\alpha + \beta$ -сплавам относятся сплавы систем: Ti – Al – Mn; Ti – Al – Fe; Ti – Al – Mo; Ti – Al – Nb; Ti – Al – V; Ti – Al – Cr; Ti – Al – Cr – Mo; Ti – Al – Mo – V; Ti – Al – Fe – Cr; Ti – Al – Cr – Mo – Fe. В отожженном состоянии эти сплавы имеют ($\alpha + \beta$) структуру. Они отличаются количеством β -фазы. К β -сплавам относятся сплавы, в которых содержится большое количество β -стабилизаторов, позволяющих зафиксировать β -фазу при комнатной температуре. β -фаза фиксируется при содержании в титане Mo = 11%, V = 15%, Mn = 8%, Cr = 6%, Fe = 4% (по массе). α -сплавы обладают высокой термической стабильностью и хорошей свариваемостью всеми видами сварки.

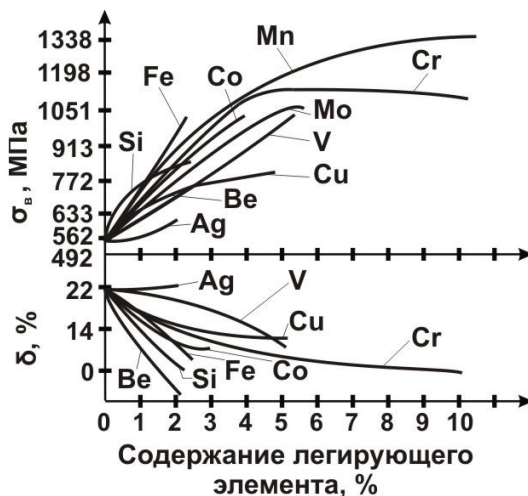


Рис. 21. Зависимость механических свойств сплавов на основе титана от содержания легирующих элементов [2]

Они не упрочняются термической обработкой. Особенностью этих сплавов являются большая жаропрочность, чем у других сплавов с такой же степенью легирования, термическая стабильность до температуры 400–500°C и склонность к водородной хрупкости при динамическом нагружении. Для Ti и α-титановых сплавов из всех видов термообработки применяют отжиг (полный и неполный). Крупнозернистую структуру исправляют двойной фазовой перекристаллизацией. В таблице 10 представлены основные титановые (α) сплавы, применяемые в промышленности и режимы их отжига.

Таблица 10. Основные титановые (α) сплавы, применяемые в промышленности и режимы их отжига [2]

Сплав	Температура полного отжига, °C		Температура неполного отжига, °C
	Прутки, поковки, штамповки, трубы, профили и изделия из них	Листы и изделия из них	
BT1-00	670–690	520–540	445–485
BT1-0	670–690	520–540	445–485
BT5	800–850	–	550–600
BT5-1	800–850	700–750	550–600
OT4-0	690–710	590–610	480–520
OT4-1	740–760	640–660	520–560
OT4	740–760	660–680	545–585
BT4	740–760	690–710	600–650
OT4-2	840–860	710–730	600–640
BT18	900–980	–	530–610
BT20	700–800	650–750	600–650

К недостаткам α -сплавов относится их низкая технологичность и невысокая прочность.

($\alpha+\beta$)-сплавы отличаются благоприятным сочетанием механических свойств и хорошей пластичностью в нагретом состоянии. В связи с присутствием в структуре β -фазы они проявляют пониженную термическую стабильность и обладают плохой свариваемостью. Особенностью этих сплавов является отсутствие водородной хрупкости в условиях динамического нагружения. Меняя в ($\alpha+\beta$)-сплавах относительное количество α и β -фаз, можно получить сплавы с большим диапазоном свойств. Сплавы, с ($\alpha+\beta$)-структурой отличаются от α -сплавов более высокой прочностью. Прочность ($\alpha+\beta$)-сплавов должна была бы аддитивно возрастать при переходе

от α к β -структуре. В действительности свойства $(\alpha+\beta)$ -сплавов зависят не только от свойств составляющих фаз и их количества, но и от гетерогенности структуры. Поэтому по мере увеличения количества β -фазы прочность постепенно возрастает и достигает максимума для сплава со структурой, представленной 50% каждой фазы. Свойства $(\alpha+\beta)$ -сплавов можно изменять в широком диапазоне за счет термической обработки. Упрочняющая термообработка позволяет повысить прочность $(\alpha+\beta)$ -сплавов в 1,5–2 раза при сохранении удовлетворительной пластичности. Эффект термического упрочнения повышается с увеличением количества β -фазы, $(\alpha+\beta)$ -сплавы подвергаются отжигу, закалке и старению. Закалка титановых $(\alpha+\beta)$ -сплавов основана на полиморфном превращении β -Ti в α -Ti (882,5°C). В результате закалки получают различные закалочные структуры α' , α'' , ω , имеющие мартенситную природу, или фиксируется β' -раствор, который может характеризоваться различной степенью стабильности и повышенной концентрации легирующих элементов. Структуры титановых сплавов переходного (1) и мартенситного (2) классов в отожженном (I) и закаленном (II) состояниях показаны на рисунке 22 [1–8, 10–12, 16–19].



Рис. 22. Структуры титановых сплавов переходного (1) и мартенситного (2) класса в отожженном (I) и закаленном (II) состояниях [2]

α' -фаза – пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -Ti (решетка гексагональная) – имеет игольчатое строение. α'' -фаза – пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -Ti, но с ромбической решеткой, строение игольчатое. ω -фаза – гексагональная фаза мартенситного типа, она представляет собой пересыщенный твердый раствор, образующийся бездиффузионным путем, не проявляет игольчатого строения и не обнаруживается при металлографическом исследовании. По структуре, получаемой в $(\alpha+\beta)$ -сплавах после закалки, их подразделяют на два класса: мартенситный и переходный. Сплавы мартенситного класса менее легированы и в отожженном состоянии содержат 5–25% β -фазы.

После закалки они имеют структуру α' (или α''). К этому классу относятся сплавы ВТ6, ВТ14, ВТ3-1 и т.д. Сплавы переходного класса имеют больше β -фазы после отжига 25–50%. После закалки из β -области в них можно получить β' или ($\alpha'' + \beta'$)-структуру. Наличие большого количества β -фазы обеспечивает сплавам переходного класса самую высокую прочность среди ($\alpha + \beta$)-сплавов как в отожженном, так и в закаленном и состаренном состояниях. Так как структура титановых сплавов зависит от содержания легирующих элементов, то от их содержания зависят и механические свойства. Промышленные ($\alpha + \beta$)-сплавы закаливают с температур, соответствующих ($\alpha + \beta$)-области. В результате закалки чаще всего получается структура ($\alpha' + \beta'$)-фаза. После закалки проводят старение. В результате образуются частицы α и β -стабильных фаз различной дисперсности. Упрочнение, обусловленное ω -фазой, в сплавах титана не используется, так как появление ω -фазы вызывает сильное охрупчивание сплавов. β -сплавы имеют после нормализации структуру β -фазы. Эта фаза не распадается при пластической деформации, т.е. является механически стабильной. Однако в условиях теплового воздействия она может испытывать превращения, приводящие к упрочнению. Таким образом, эти сплавы проявляют способность к старению. В β -сплавах сочетается хорошая технологическая пластичность и большая прочность ($\sigma_b = 1300 - 1500$ МПа) после старения. Они хорошо свариваются, однако, большинство из них обладают невысокой термической стабильностью. Повышения стабильности β -фазы можно достигнуть путем увеличения содержания в них β -стабилизаторов, однако, это приводит к утяжелению сплавов и к увеличению их стоимости. Зависимость механических свойств от содержания легирующих элементов показана на рисунке 23 [1-8, 10-12, 16-19].

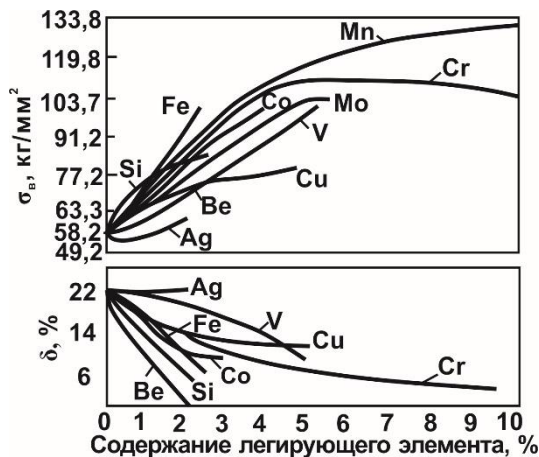


Рис. 23. Зависимость механических свойств от содержания легирующих элементов [2]

Для титановых сплавов эффективно применяется термомеханическая обработка. Она позволила повысить прочность $(\alpha+\beta)$ -сплавов по сравнению с термически упрочненным состоянием на 5–20%. Из всех видов химико-термической обработки для титана и его сплавов наиболее широко применяют азотирование. Для титановых сплавов используют термоводородную обработку. Ее используют для повышения прочности в α и псевдо α титановых сплавах путем закалки.

Режимы термической обработки $(\alpha+\beta)$ – сплавов представлены в таблице 11.

Таблица 11. Режимы термической обработки α + β -сплавов

Сплав	Температура от- жига, °С		Изотермический отжиг			Температура нагрева под закалку, °С	Старение	
	Неполного	Полного	t ₁ , °С	t ₂ , °С	τ , ч		t ₁ , °С	τ , ч
BT6C	600-650	750-800	800	750 или 500	0,5	880 - 930	450 - 500	2 - 4
BT6	600-650	750 - 800	–	–	–	900-950	450-550	2-4
BT8	530-620	–	920-950	590	1	920-940	500 - 600	1-6
BT14	550-650	–	790-810	640 - 660	0,5	870-910	480-560	8-16
BT16	–	740-760	770-790	500	–	820-840	570-590	8-10

При насыщении сплава водородом в количестве от 0,01 до 0,9% содержание β -фазы в нем становится достаточным для проведения закалки. Водород резко охрупчивает сплав, после термообработки сплав подвергают вакуумному отжигу, который позволяет понизить

содержание водорода до безопасного уровня (0,006–0,009%). Легированные водородом α -сплавы после закалки имеют структуру $\alpha'+\beta$. Термоводородную обработку используют для уменьшения размера зерна, пористости, улучшения свойств отливок и сварных соединений для подготовки структуры (водородное пластифицирование) перед обработкой давлением [1–8, 10–12, 16–19].

Микроструктура сплава ВТ1-0 с пластинчатой α фазой представлена на рисунке 24.

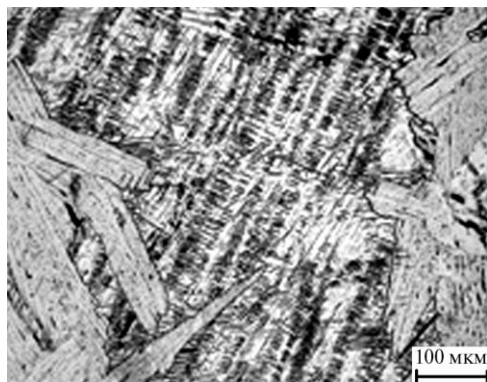


Рис. 24. Микроструктура сплава ВТ1-0 с пластинчатой α фазой [2]

Микроструктура сплава ВТ5-1 (Ti – 5% Al) с полиэдрической α фазой (отжиг при 820°C в течение 1 ч) показана на рисунке 25.

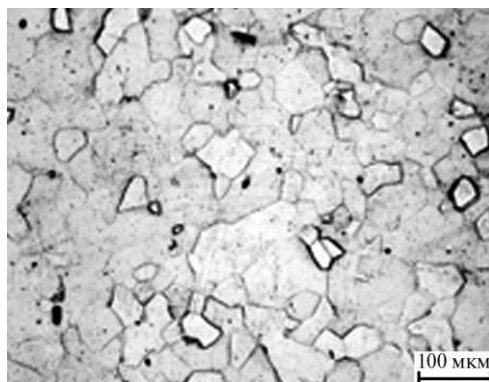


Рис. 25. Микроструктура сплава ВТ5-1 (Ti – 5% Al) с полиэдрической α фазой (отжиг при 820°C в течение 1 ч) [2]

Наличие примесей в титане даже в небольшом количестве приводит к тому, что α Ti при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении в процессе медленного охлаждения образуется в форме пластин, после деформации и отжига в α области изменяется форма кристаллов α фазы, зерна становятся полиэдрическими. В α сплавах, которые по равновесным диаграммам состояния относятся к однофазным, присутствует вторая фаза. Количество этой фазы увеличивается по мере повышения содержания легирующих элементов и может составлять 1–2%. В структуре вторая фаза расположена в виде тонких прослоек по границам α пластин или в виде частиц на границах α зерен.

Мартенсит в сплаве ВТ-6 (Ti – 2,8% Al – 5% Mo – 4,5% V) (закалка в воде с температуры 830°C) представлен на рисунке 26.

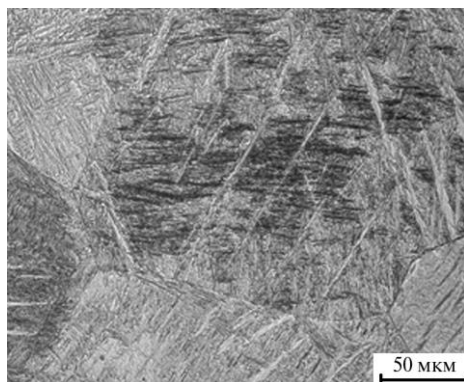


Рис. 26. Мартенсит в сплаве ВТ-6 (Ti – 2,8% Al – 5% Mo – 4,5% V)
(закалка в воде с температуры 830°C) [2]

Сильное влияние на внутризеренную структуру титановых сплавов в литом состоянии оказывает их химический состав.

Микроструктура слитков технического титана, однофазных α сплавов, мало- и среднелегированных ($\alpha+\beta$) сплавов характеризуется грубопластинчатым внутризеренным строением. С увеличением степени легирования толщина α пластин уменьшается при одновременном уменьшении размеров колоний пластин, имеющих одинаковую или близкую ориентировку. Аналогичный характер изменения микроструктуры слитков наблюдается и при повышении скорости охлаждения. При высоких скоростях отмечается мартенситная структура. В высоколегированных титановых ($\alpha+\beta$) сплавах видна дисперсная пластинчатая α фаза [1–8, 10–12, 16–19].

Литейные свойства титановых сплавов высокие. Вследствие малого интервала кристаллизации сплавы имеют высокую жидкотекучесть, дают плотные отливки при линейной усадке 1% и объемной усадке 3%. К недостаткам литейных титановых сплавов отно-

ся большая склонность к поглощению газов и высокая активность при взаимодействии с формовочными материалами. Поэтому плавку их и разливку ведут в вакууме или в среде нейтральных газов. Для получения крупных отливок используют чугунные и стальные формы. Мелкие отливки отливают в оболочковые формы. Литейные сплавы имеют более низкие механические свойства, чем деформируемые. Упрочняющая термообработка резко снижает пластичность литейных сплавов, поэтому для них ее не применяют. Применяются эти сплавы для изготовления колец, трубных заготовок, деталей сложной формы. Для фасонного литья применяют титан и его сплавы: ВТЛ1, ВТ21Л, ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ3-1Л. По составу сплавы ВТ5Л, ВТ14Л и ВТ3-1Л совпадают с деформируемыми ВТ5, ВТ14, ВТ3-1. Титан и его сплавы широко применяют в авиации и ракетной технике. В двигателестроении из титановых сплавов изготавливают диски и лопатки компрессора, детали воздухоборника, детали крепежа. В высокоскоростных самолетах титановые сплавы используются для обшивки. В ракетостроении из титановых сплавов изготавливают корпуса двигателей второй и третьей ступеней, баллоны для сжатых и сжиженных газов, сопла и т.д. Благодаря высокой коррозионной стойкости титан и его сплавы нашли применение в химической промышленности и судостроении. Из них изготавливают компрессоры и насосы для перекачки агрессивных сред. В судостроении титановые сплавы применяют для изготовления гребных винтов, обшивки морских судов, подводных лодок, торпед и т.д. [1-8, 10-12, 16-19].

4. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Магний является металлом светло-серого цвета, обладает плотностью – $1,74 \text{ г/см}^3$. Он имеет невысокую температуру плавления – 651°C , кристаллизуется в ГПУ-решетке и не имеет полиморфных превращений. В литом состоянии имеет низкую прочность ($\sigma_b = 100 \text{ МПа}$) и малую пластичность ($\delta = 7\%$); в деформированном и отожженном состоянии $\sigma_b = 180 \text{ МПа}$ и $\delta = 15\%$ [1–8, 10–12, 16, 19].

Магний является химически активным металлом, легко окисляется. Оксидная пленка (MgO) имеет плотность $3,2 \text{ г/см}^3$, склонна к растрескиванию. При нагреве выше 200°C пленка MgO теряет защитные свойства, скорость окисления магния возрастает, при температуре 623°C он воспламеняется на воздухе.

Свойства магния улучшаются легированием. Сплавы магния отличаются способностью хорошо поглощать вибрации, малой плотностью, высокой удельной прочностью. Магниевого сплавы отличаются хорошей обрабатываемостью резанием и свариваемостью. Для повышения прочностных свойств магниевые сплавы подвергают закалке и старению. Закалка проводится на воздухе вследствие низкой скорости диффузии, искусственное старение проводится при высоких температурах.

Алюминий и цинк являются основными легирующими элементами в магниевых сплавах общего назначения. В равновесии с магнием в системе $\text{Mg} - \text{Zn}$ находится промежуточная фаза MgZn (73% Zn), образующаяся по перитектической реакции ($\text{L} + \text{Mg}_2\text{Zn}_3 \rightarrow \text{MgZn}$) при температуре 349°C . Максимальная растворимость цинка в твердом магнии составляет $\sim 8\%$, с понижением температуры уменьшается до $1,7\%$ при 150°C . Диаграмма системы $\text{Mg} - \text{Zn}$ показана на рисунке 26 [1–8, 10–12, 16, 19].

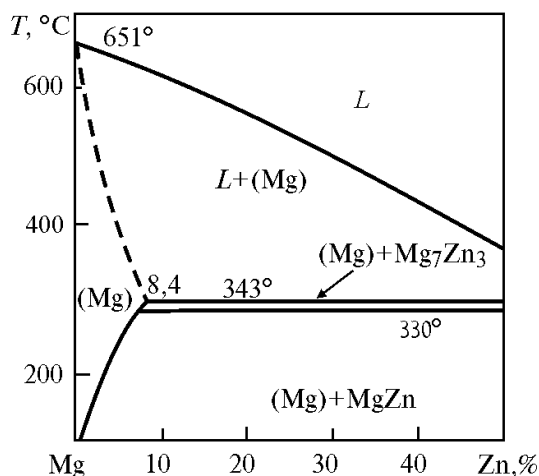


Рис. 26. Диаграмма системы Mg – Zn [2]

Марганец слабо влияет на прочностные свойства магниевых сплавов. Его вводят для повышения коррозионной стойкости и измельчения зерна. Повышение коррозионной стойкости связано с образованием защитной пленки оксида MgO . Вредными примесями, снижающими коррозионную стойкость магния, являются никель, железо, медь, кремний. Цирконий и марганец снижают отрицательное действие вредных примесей. Диаграмма системы Mg–Mn представлена на рисунке 27.

Растворимость легирующих элементов снижается с уменьшением температуры, что позволяет применять к магниевым сплавам термическую обработку, состоящую из закалки с последующим старением.

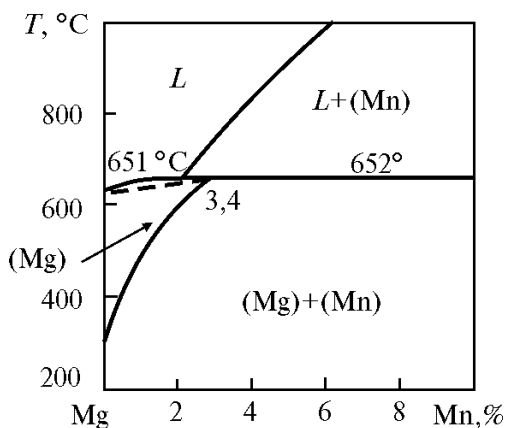


Рис. 27. Диаграмма системы Mg–Mn [2]

Цирконий и церий уменьшают размер зерен, оказывают модифицирующее действие на структуру магниевых сплавов. Пониженная скорость диффузии большинства компонентов в магниевом твердом растворе является особенностью этих сплавов. Малые скорости диффузионных процессов способствуют развитию дендритной ликвации, требуют больших выдержек при нагреве, облегчают фиксацию твердых растворов при закалке и затрудняют распад пересыщенных растворов при старении. Для уменьшения уровня ликвации и повышения технологической пластичности перед деформацией слитки подвергают гомогенизирующему отжигу [1-8, 10-12, 16, 19].

Деформированные полуфабрикаты из магниевых сплавов отжигают для снятия остаточных напряжений. Для повышения прочностных свойств магниевые сплавы подвергают закалке и старению. Из-за низкой скорости диффузии закалку обычно проводят на воздухе, искусственное старение применяется при высоких температурах до 200 – 250 °C и длительных выдержках 16 – 24 ч.

При использовании магниевых сплавов в качестве жаропрочных температура старения должна быть выше рабочей температуры во избежание коагуляции упрочняющих фаз. Прочностные характеристики магниевых сплавов возрастают при термомеханической обработке, состоящей в пластической деформации закаленного сплава перед его старением.

Магниевые сплавы обладают высокой пластичностью в горячем состоянии и хорошо деформируются при нагреве. Для деформированных сплавов диффузионный отжиг совмещается с нагревом для обработки давлением.

Магниевые сплавы хорошо обрабатываются резанием, легко шлифуются и полируются. Они удовлетворительно свариваются контактной роликовой и дуговой сваркой, которую лучше проводить в защитной атмосфере [1–8, 10–12, 16, 19].

Недостатками магниевых сплавов являются плохие литейные свойства и склонность к газонасыщению, окислению и воспламенению при литье. Для предотвращения дефектов при выплавке применяются специальные флюсы; для уменьшения пористости используются добавки кальция (0,2%), для снижения окисляемости – добавки бериллия (0,02 – 0,05 %).

Свойства прокатанного и отожженного магния следующие: $\sigma_b = 180$ МПа, $\sigma_{0,2} = 100$ МПа, $\delta = 15\%$, НВ 30.

Примеси Fe, Si, Ni, Cu снижают пластичность и коррозионную стойкость магния. Окисная пленка (MgO) не обладает защитными свойствами, ее плотность $3,2 \text{ г/см}^3$ значительно выше плотности магния, поэтому она растрескивается.

Легированием и термической обработкой в магниевых сплавах можно получить прочность 250 – 400 МПа при плотности менее 2 г/см^3 . Для дополнительного легирования применяются Zr, Cd, Ce, Nd и др. При комнатной температуре для повышения механических

свойств сплавы легируют Al, Zn, Zr, при повышенных температурах добавкой Se, Cd [1–8, 10–12, 16, 19].

Закалка сплавов магния заключается в нагреве выше линии предельной растворимости легирующих элементов в магнии и последующем быстром охлаждении. После закалки в сплавах получается пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в магнии. Литейные сплавы греют под закалку длительно для выравнивания химического состава по зерну и более полного растворения упрочняющих фаз. Из-за малой скорости диффузии легирующих элементов пересыщенные растворы на основе магния фиксируются при закалке на воздухе или в кипящей воде. Естественное старение в сплавах магния не происходит. Продолжительность искусственного старения в сплавах магния значительно больше, чем в алюминиевых. Эффект старения магниевых сплавов невысокий 25–75%, часто ограничиваются только закалкой (гомогенизацией).

При старении сплавов системы Mg–Al не наблюдается сложных промежуточных стадий. В сплавах Mg–Al распад пересыщенного раствора начинается сразу с выделения упрочняющей фазы. Инкубационный период при распаде сплавов Mg–Al отсутствует. Выделяющиеся дисперсные частицы упрочняющих фаз на начальных этапах старения имеют форму пластинок. При повышении температуры и длительности старения упрочняющая фаза начинает укрупняться и эффект упрочнения снижается [1–8, 10–12, 16, 19].

Искусственное старение проводится при завышенных температурах (до 200°C) и больших выдержках (до 16–24 ч). Предел прочности, предел текучести повышаются с помощью термомеханической обработки. ВТМО сплавов магния состоит в пластическом деформировании при температуре закалки и последующем старении.

К магниевым сплавам применимы различные виды отжига: гомогенизационной, рекристаллизационной, отжиг для снятия остаточных напряжений. Для деформируемых сплавов гомогенизационный отжиг совмещается с нагревом для горячего деформирования. Рекристаллизационный отжиг проводится при температуре 250–350°C. При более высоких температурах отжига за счет резкого роста зерна механические свойства понижаются [1–8, 10–12, 16, 19].

Все виды пластической деформации сплавов магния (за исключением прокатки) осуществляются при повышенных температурах вследствие малой пластичности при низких температурах.

Магниевые сплавы хорошо обрабатываются резанием. Они удовлетворительно свариваются роликовой и дуговой сваркой.

Литейные свойства у магниевых сплавов низкие. Они склонны при литье к газонасыщению, окислению и воспламенению. Добавка бериллия (0,02–0,05%) уменьшает склонность к окислению, кальция (до 0,2%) – к образованию пор в отливках.

Для защиты от коррозии изделия из магниевых сплавов подвергают оксидированию с последующим нанесением лакокрасочных покрытий.

Магниевые сплавы по технологии изготовления классифицируются на деформируемые (маркируются буквами МА) и литейные (МЛ).

Механические свойства деформируемых магниевых сплавов представлены в таблице 12.

В таблице 13 представлены механические свойства литейных магниевых сплавов.

Среди деформируемых сплавов наибольшей прочностью обладают сплавы Mg–Al и Mg–Zn легированные цирконием, кадмием, серебром, редкоземельными металлами.

Таблица 12 – Механические свойства деформируемых магниевых сплавов, не менее

Сплав	Система сплава	Вид полуфабриката	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
МА1	Mg-Mn	Прессованные прутки,	210	120	8
		Прессованные полосы	255	185	9
МА2	Mg-Al-Zn	Прессованные прутки	280	180	10
МА2-1		Отожженные листы	285	190	17
МА5		Прессованные прутки	320	220	14
(МА14) BM65-1	Mg-Zn-Zr	Состаренные профили	345	290	11
МА10	Mg-Al-Cd-Ag	Состаренные прутки	430	300	6

Сплав МА1 является сплавом системы Mg-Al-Mn (1,3-2,5% Mn), термически не упрочняется. Марганец вводится в магний для повышения коррозионной стойкости и свариваемости. Этот сплав применяется для получения не сильно нагруженных изделий, когда требуются хорошие пластичность и свариваемость [1-8, 10-12, 16, 19].

Сплав МА8 отличается от сплава МА1 легированием 0,2% цезия, который улучшает механические характеристики и обрабатываемость в холодном состоянии за счет измельчения зерна. Сплав МА8 термически не упрочняется.

Таблица 13. Механические свойства литейных магниевых сплавов, не менее

Сплав	Система сплава	Вид полуфабриката	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
МЛ2	Mg-Mn	Литой	120	35	4
МЛ3	Mg-Al-Zn	Литой	180	55	8
МЛ4		Литой Закаленный и состаренный	180 250	95 120	5 4
МЛ5		Литой Закаленный и состаренный	160 255	95 120	3 4
МЛ6		Литой Закаленный и состаренный	160 260	110 150	1,5 1
МЛ7-1		Литой	180	70	6
МЛ10	Mg-Nd-Zr	Закаленный и состаренный	220	125	3,5
МЛ12	Mg-Zn-Zr	Закаленный и состаренный	270	180	6
МЛ15	Mg-Zn-Zr-La	Закаленный и состаренный	240	150	3
ВМЛ1	Mg-Th-Zr	Закаленный и состаренный	200	100	7

Сплавы системы Mg-Al-Zn (сплавы МА2, МА2-1, МА5) за счет высокой растворимости алюминия и цинка в магнии упрочняются термической обработкой. В термически упрочняемые сплавы не вводятся более 10% алюминия и 6%; при значительном количестве упрочняющих фаз, образованных этими легирующими элементами, отмечается снижение пластичности. Цинк и алюминий позволяют получить хорошую технологическую пластичность, поэтому из таких сплавов можно изготавливать кованные, штампованные изделия сложной формы (крыльчатки, жалюзи капота самолета из сплава МА5). Сплавы МА2, МА2-1 (с пониженным содержанием алюми-

ния и цинка) отличаются повышенной пластичностью и свариваемостью. Изделия простой формы можно штамповать из таких сплавов в холодном состоянии, они термически не упрочняются, поставляются в отожженном, полунагартованном и горячекатаном состояниях. Однако такие сплавы склонны к коррозии под давлением [1-8, 10-12, 16, 19].

Сплавы с высоким содержанием алюминия, легированные серебром и кадмием (например, сплав МА10) обладают высокой прочностью 430 МПа.

Сплавы системы Mg-Zn-Zr термически упрочняются закалкой и старением. Сплавы этой системы (например, сплав МА14) являются более жаропрочными, чем сплавы системы Mg-Al-Zn, сохраняют прочность до 250°C (кратковременно), не склонны к коррозии под напряжением. Однако отличаются плохой свариваемостью и пониженной технологичностью при горячей прокатке.

Магниевые сплавы, легированные редкоземельными элементами (например, торием) являются жаропрочными (например, сплавы МА11, МА13, МА19). Сплав МА11 может длительно работать до 250°C, сплав МА13 – до 350°C. Сплавы МА11 и МА13 – упрочняются термической обработкой.

Сплавы системы Mg-Zn, легированные литием с добавками кадмия (например, сплав МА21) или церия (например, сплав МА18) относятся к сверхлегким (их плотность 1,35 – 1,6 г/см³), обладают хорошей пластичностью, высокой прочностью при криогенных температурах.

Химический состав литейных магниевых сплавов близок к деформируемым. Основные легирующие элементы литейных сплавов – Al, Zn, Mn, Si, Zr, Th. Механические характеристики литейных магниевых сплавов ниже, чем у деформируемых. Свойства этих

сплавов улучшаются при измельчении зерна, что достигается перегревом расплава перед разливкой, вводом в расплав различных специальных добавок (хлорного железа, мела, магнезита), вводом циркония [1–8, 10–12, 16, 19].

Сплав МЛ2 содержит 1–2% Мп, имеет невысокие литейные свойства (большую усадку, малую жидкотекучесть), обладает хорошей коррозионной стойкостью, свариваемостью, термически не упрочняются. Отливки из этого сплава подвергаются отжигу при температуре 200–250°C.

Литейные сплавы системы Mg–Al–Zn (например, сплавы МЛ3, МЛ4, МЛ5, МЛ6), имея широкий температурный интервал кристаллизации, обладают пониженной жидкотекучестью, усадочной пористостью, пониженной герметичностью, склонностью к образованию горячих трещин. После гомогенизации при охлаждении на воздухе сплавы способны закаливаться, что способствует увеличению прочности и пластичности, старением можно дополнительно повысить прочность.

Сплав МЛ5 – широко используемый литейный магниевый сплав системы Mg–Al–Zn. В результате неравновесной кристаллизации структура сплава будет состоять из двух структурных составляющих: первичных кристаллов Mg и неравновесной двойной эвтектики $\text{Mg} + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, которая в результате вырождения представлена выделениями фазы $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (точнее, $(\text{Mg}, \text{Zn})_{17}(\text{Al}, \text{Zn})_{12}$). Такой интерметаллид выделяется на светлом фоне магниевом твердого раствора в виде светлых включений по границам дендритных ячеек. Структура сплава МЛ5 в литом состоянии представлена на рисунке 28 [1–8, 10–12, 16, 19].

Сплав МЛ5 применяют в состоянии после закалки с 420°C и реже после закалки и старения при 175°C (16 ч) или при 200 °C (8

ч). Благодаря высокой устойчивости переохлажденного раствора сплав МЛ5 можно закаливать с охлаждением на воздухе.

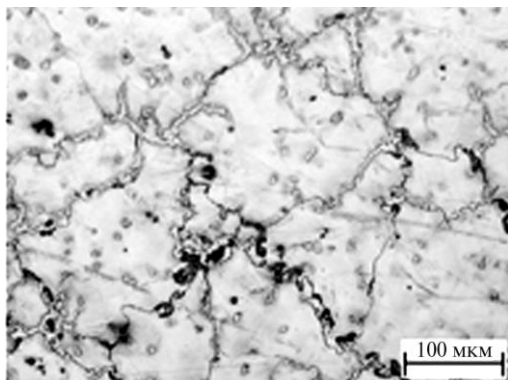


Рис. 28. Структура сплава МЛ5 в литом состоянии [2]

Старение сплава МЛ5 после закалки проходит с выделением дисперсного интерметаллида $Mg_{17}Al_{12}$. Прерывистый распад пересыщенного раствора (Mg) начинается по границам зерен. Выделения фазы $Mg_{17}Al_{12}$ имеют пластинчатую форму.

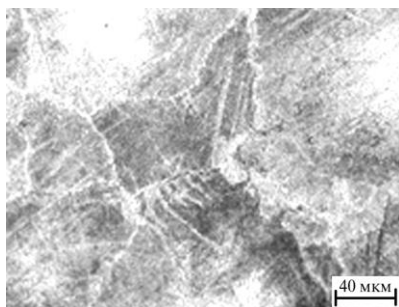


Рис. 29. Структура сплава МЛ5 после закалки с 420°C и старения при 180°C в течение 20 ч [2]

Структура сплава МЛ5 после закалки с 420°С и старения при 180°С в течение 20 ч показана на рисунке 29.

Сплав МЛ4 обладает удовлетворительными литейными свойствами, склонен к пористости и образованию оксидных включений. Из-за большой усадки и малой жидкотекучести сплав МЛ4 рекомендуется для литья в песчаные формы.

Сплав МЛ6 является наиболее легированным, отличается литейными свойствами, обладает более высокими упругими свойствами.

Сплавы МА2, МА2-1, МА2-1пч и МА3 не подвергаются закалке и старению. После горячей обработки давлением в состоянии поставки структура полуфабрикатов из таких сплавов состоит из рекристаллизованных зерен раствора Mg и остатков нерастворившихся при температуре горячей деформации частиц избыточных фаз. Структура горячекатаной плиты сплава МА2-1 представлена на рисунке 30 [1-8, 10-12, 16, 19].

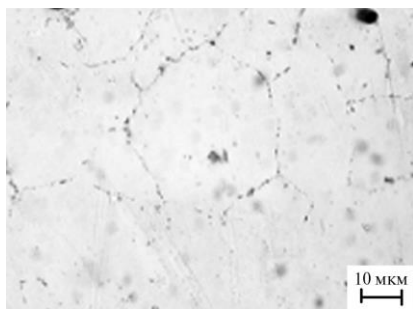


Рис. 30. Структура горячекатаной плиты сплава МА2-1 (прокатка слитка за 8-10 проходов) [2]

Сплавы МА2-1 и МА2-1пч деформируют в горячую. Из них изготавливают все виды полуфабрикатов. Сплавы свариваются аргонодуговой сваркой.

Сплавы МА3 и МА5 деформируют вгорячую. Из них изготавливают все виды полу фабрикатов. Свариваемость сплавов понижена, они склонны к образованию трещин при сварке.

Сплавы системы Mg-Zn-Zr (например, сплав МЛ12) обладают более высокой прочностью по сравнению со сплавами системы Mg-Al-Zn. Однако они отличаются плохой свариваемостью и склонностью к образованию горячих трещин.

Сплав МЛ10, легированный неодимом и цирконием, сплавы МЛ14, ВМЛ1, легированные торием, цирконием и цинком являются жаропрочными. Они обладают повышенной коррозионной стойкостью, хорошими литейными свойствами, свариваются, упрочняются термообработкой. Сплав МЛ10 может длительно работать до 250°C, сплавы МЛ14, ВМЛ1 – до 300°C [1-8, 10-12, 16, 19].

5. БЕРИЛЛИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Бериллий – это металл светло-серого цвета, имеющий температуру плавления – 1284°C. Он может существовать в двух полиморфных модификациях: низкотемпературной до 1250°C (обладает ГП решеткой), высокотемпературной (имеет решетку ОЦК). Плотность бериллия составляет 1,845 г/см³. Бериллий отличается высокими электропроводностью, теплопроводностью, удельная теплоемкость составляет ~ 2500 Дж/(кг×К)), он стоек к коррозии. При взаимодействии с воздухом на поверхности бериллия образуется тонкая оксидная пленка, которая защищает этот металл от действия кислорода при высокой температуре. При температуре выше 700°C видны признаки коррозии, при 1200°C металлический бериллий сгорает, превращаясь в белый порошок оксида бериллия [1, 2, 4, 19].

Атомный диаметр бериллия составляет 0,226 нм. Малые добавки примесей делают бериллий хрупким. Пластичный бериллий, получаемый электролизом хлоридных расплавов с последующей зонной плавкой, содержит не более 10⁻⁴% примесей. Многократное повторение зонной плавки позволяет получать особо чистый бериллий с высокой пластичностью ($\delta = 140\%$). Ввод в очищенный бериллий ~ 0,001% Si способствует его хрупкости [1, 2, 4, 19].

Во избежание взаимодействия с воздухом горячепрессованные заготовки бериллия помещают в стальные оболочки, подвергают нагреву до температуры 800–1100°C, далее обрабатывают давлением. Прокаткой производится листовой бериллий. Прутки, трубы изготавливаются теплым 400–500°C или горячим 900–1100°C выдавливанием, степень обжатия – 5 / 1 и более. Бериллий плохо обрабатывается резанием. Механические свойства определяются чистотой, технологией производства и размером зерна. Свойства бериллия, полученного горячим выдавливанием: предел прочности 500–700

МПа, относительное удлинение 7–10%. Соединения бериллия получают пайкой, дуговой сваркой в аргоне или вакууме. Деформированные полуфабрикаты имеют текстуру деформации, которая вызывает анизотропию свойств. Бериллий по удельной жесткости превосходит известные материалы до температуры 500–600°C благодаря высокому значению модуля упругости, $E = 300$ ГПа. Основными недостатками бериллия являются трудность его переработки и низкая хладостойкость [1, 2, 4, 19].

При легировании бериллия встречаются сложности, связанные с малым размером его атомов, поэтому большинство элементов при растворении сильно искажают кристаллическую решетку, сообщая сплаву повышенную хрупкость. Легирование возможно элементами, образующими с бериллием механические смеси с минимальной взаимной растворимостью.

Сплавы Be – Al имеют структуру, состоящую из мягкой пластичной эвтектики и твердых хрупких включений первичного бериллия. Такие сплавы имеют малую плотность, высокую жесткость, прочность. Пластичная матрица способствует снижению концентрации напряжений у частиц бериллиевой фазы, уменьшается опасность образования трещин, что позволяет применять сплавы в условиях сложного напряженного состояния.

Для изготовления бериллиево-алюминиевых сплавов применяются методы порошковой металлургии. Деформацию проводят выдавливанием с последующей ковкой и штамповкой в оболочках. После горячего прессования при крупности порошка менее 70 мкм предел прочности составляет 240–300 МПа, относительное удлинение 1–2%. Для повышения прочности таких сплавов применяется легирование магнием и серебром (элементами, растворимыми в алюминиевой фазе). Тогда матрица представляет собой прочный и вязкий сплав Al – Mg или Al – Ag [1, 2, 4, 19].

Применяя композицию Be – Ag можно получить пластичную матрицу. Сплавы с Ag легируют литием и лантаном. Бериллий высокой чистоты обладает максимальной пластичностью.

Бериллий и его сплавы применяются при изготовлении камер сгорания и сопел. Обладая высокими теплоемкостью и теплопроводностью бериллиевые тормоза нагреваются до 240°C, стальные – до 670°C [1, 2, 4, 19].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цветные сплавы занимают особое место в современном материаловедении, являясь незаменимыми конструкционными материалами в различных отраслях промышленности. Обладая уникальным сочетанием свойств, таких как высокая коррозионная стойкость, электропроводность, теплопроводность и легкость, они находят широкое применение в авиации, машиностроении, электронике и многих других областях. Многообразие цветных сплавов обусловлено различием в химическом составе и технологиях производства. Обычно их классифицируют по основному легирующему элементу: алюминиевые, медные, магниевые, титановые, никелевые и др. Каждый класс сплавов обладает характерным набором свойств, определяющих область его применения. Например, алюминиевые сплавы отличаются высокой удельной прочностью, а медные – отличной электропроводностью. Микроструктура и фазовый состав цветных сплавов оказывают решающее влияние на их механические, физические и химические свойства. Фазовые превращения, происходящие при термической обработке, позволяют управлять структурой сплава, изменяя его характеристики в заданном направлении. Методы металлографии, рентгенографии и электронной микроскопии используются для детального изучения структуры и фазового состава сплавов.

Современные тенденции в материаловедении цветных сплавов направлены на создание новых материалов с улучшенными характеристиками, разрабатываемых с использованием передовых технологий. Особое внимание уделяется разработке ресурсосберегающих технологий и материалов, способных заменить традиционные сплавы в условиях повышенных нагрузок и температур.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Материаловедение: учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин [и др.] – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 648 с.
2. Металловедение: учебник в 2 томах. Том 2 / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной [и др.] – М.: Изд. Дом МИСИС, 2014. – 528 с.
3. Материаловедение цветных металлов и сплавов: учебное пособие / А.А. Попов, М.А. Филиппов, В.Р. Бараз, М.А. Гервасьев. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2023. – 312 с.
4. Мальцев, М.В. Металлография промышленных и цветных металлов и сплавов / М.В. Мальцев. – М.: Металлургия, 1970. – 364 с.
5. Овчинников, В.В. Металловедение: учебник / В.В. Овчинников – М.: ИД «ФОРУМ»: ИНФРА-М, 2012. – 320 с.
6. Пикун, М.В. Металловедение: учебное пособие / М.В. Пикун, А.И. Десипри. – М.: Металлургия, – 1980. – 256 с.
7. Гуляев, А.П. Металловедение: учебник для вузов / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
8. Лахтин, Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов: учебник / Ю.М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.
9. Логинов, Ю.Н. Медь и деформируемые медные сплавы: учебное пособие / Ю.Н. Логинов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2004. – 136 с.
10. Адашкин, А.М. Материаловедение в машиностроении: учебник / А.М. Адашкин [и др.]. – М.: Юрайт, 2013. – 535 с.
11. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: учебник / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – СПб.: Химиздат, 2004. – 735 с.

12. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

13. Квасов, Ф.И. Промышленные алюминиевые сплавы. Справочное издание / Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер (ред.). – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.

14. Воронин, С.В., Кузина А.А. Авиаматериаловедение: учеб. пособие / С.В. Воронин, А.А. Кузина – Самара: Изд-во Самарского университета, 2024. – 112 с.

15. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф. Мондольфо – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

16. Смирягин, А.П. Промышленные цветные металлы и сплавы: справочник / А.П. Смирягин, Н.А. Смирягина, А.В. Белова. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.

17. Ильин, А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.

18. Чечулин, Б.Б. Титановые сплавы в машиностроении / Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

19. Кузнецов В.В., Рубцов Э.Р., Шкуряков Н.П. Материаловедение. Цветные металлы и сплавы на их основе. Неметаллические материалы: учеб. пособие. – СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2014. – 80 с.

Учебное издание

Кузина Антонина Александровна
Носова Екатерина Александровна

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Учебное пособие

Редакционно-издательская обработка
издательства Самарского университета

Подписано в печать 01.12.2025. Формат 60х84 1/16.

Бумага офсетная. Печ. л. 6,0.

Тираж 27 экз. Заказ № . Арт. – 45(Р2УП)/2025.

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА»
(САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)
443086, САМАРА, МОСКОВСКОЕ ШОССЕ, 34.

Издательство Самарского университета.
443086, Самара, Московское шоссе, 34.

