

8892(045)
Б45

№ 1759

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНСТИТУТ СТАЛИ И СПЛАВОВ
Технологический университет

МИСиС



Н.А. Белов
А.А. Аксенов

Металловедение цветных металлов

Алюминиевые, магниевые и титановые
сплавы

Лабораторный практикум

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ

№ 1759

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНСТИТУТ СТАЛИ И СПЛАВОВ
Технологический университет

МИСиС



Кафедра металловедения цветных металлов

Н.А. Белов

А.А. Аксенов

Металловедение цветных металлов

Алюминиевые, магниевые и титановые
сплавы

Лабораторный практикум

Допущено учебно-методическим объединением
по образованию в области металлургии в качестве
учебного пособия для студентов высших учебных
заведений, обучающихся по специальности 150105 –
Металловедение и термическая обработка металлов

Москва Издательство «УЧЕБА» 2005

УДК 669.218.017

Б43

Рецензент

д-р техн. наук, проф. *В.И. Москвитин*

Белов Н.А., Аксенов А.А.

Б43 **Металловедение цветных металлов. Алюминиевые, магниевые и титановые сплавы: Лаб. практикум. – М.: МИСиС, 2005. – 149 с.**

Практикум содержит описание четырех лабораторных работ для студентов специальностей 150105, 150102 и 150108 при изучении разделов «Алюминиевые сплавы», «Магниевые сплавы» и «Титановые сплавы» курсов «Технология конструкционных материалов», «Физическое металловедение» и спецкурса «Металловедение цветных металлов».

При проведении лабораторных работ студенты получают навыки металлографического анализа легких сплавов с использованием электронных атласов микроструктур и диаграмм состояния. В приложениях к практикуму указаны составы и марки промышленных литейных и деформируемых алюминиевых, магниевых и титановых сплавов по современным стандартам России и США.

СОДЕРЖАНИЕ

Лабораторная работа 1. Микроструктура литейных алюминиевых сплавов.....	4
Лабораторная работа 2. Микроструктура деформируемых алюминиевых сплавов.....	27
Лабораторная работа 3. Микроструктура магниевых сплавов.....	46
Лабораторная работа 4. Микроструктура титановых сплавов.....	69
Приложения	88

Лабораторная работа 1

МИКРОСТРУКТУРА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(4 часа)

1.1. Цель работы

Закрепление навыков металлографического анализа промышленных литейных алюминиевых сплавов с использованием диаграмм состояния и знакомство со стандартами на их составы.

1.2. Теоретическое введение

Алюминий имеет гранецентрированную кубическую решетку (периодом $a = 0,40496$ нм при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$), его температура плавления составляет $660,37\text{ }^{\circ}\text{C}$, а плотность – $2,699\text{ г/см}^3$ (при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Значения теплопроводности и электросопротивления составляют примерно 2/3 от соответствующих значений для меди. Алюминий отличается высокой коррозионной стойкостью на воздухе и во многих средах. По объему производства и потребления (> 20 млн. т. в год) он является бесспорным лидером среди всех цветных металлов.

Алюминиевые сплавы, как правило, содержат в своем составе несколько элементов и примесей, их влияние на различные параметры структуры отражено в табл. 1.1. По назначению промышленные сплавы подразделяют на две группы: литейные и деформируемые, составы которых приведены в Приложениях 1 и 2 соответственно. Сплавы первой группы предназначены для получения фасонных отливок, область их составов схематически показана на рис. 1.1,а. Они должны обладать хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пустот и кристаллизационных трещин. Основными легирующими элементами в промышленных литейных алюминиевых сплавах являются: кремний, магний и медь, реже цинк и никель. Поскольку все они образуют с алюминием диаграммы состояния эвтектического типа (см. рис. 1.1), промышленные сплавы (это относится также и к деформируемым) целесообразно классифицировать по структуре на 4 группы:

1) сплавы типа твердых растворов (подавляющее большинство деформируемых сплавов, а также литейные на базе систем Al-Cu и Al-Mg);

2) доэвтектические сплавы (большинство силуминов, например АК7 и АК8МЗ, а также некоторые деформируемые сплавы, в частности типа АК4-1);

3) эвтектические сплавы (силумины типа АК12 и АК12М2);

4) заэвтектические сплавы (заэвтектические силумины).

Это деление достаточно хорошо применимо к традиционным сплавам, но при рассмотрении многочисленных экспериментальных, а также некоторых промышленных сплавов, к нему следует относиться осторожно. Например, при содержании примеси железа на верхнем пределе структуре некоторых сплавов первых трех групп могут присутствовать первичные кристаллы Fe-содержащих фаз, т.е. имеется основание отнести эти сплавы к четвертой группе. Характерные сплавы выделенных групп показаны на рис. 1.1,а, а их типичные микроструктуры в литом состоянии схематически изображены на рис. 1.2.

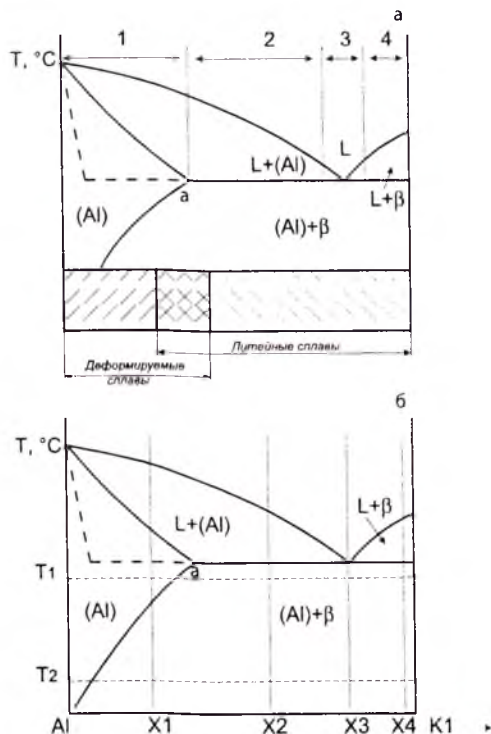


Рис. 1.1. Схема диаграммы состояния Al-K1:

а – области составов промышленных алюминиевых сплавов и их классификация по четырем группам; б – фигуративные прямые типичных сплавов и температуры их термообработки

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

Элементы структуры	Легирующие элементы и примеси*
Твердорастворное легирование (Al) и образование фаз-упрочнителей при старении	Cu, Mg, Si, Zn, Li, Mn
Образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз	Fe, Ni, Mn, Mg, Si, Cu, Be
Образование первичных кристаллов	Fe, Ni, Mn, Si, Zr, Cr, Ti
Образование дисперсоидов при отжиге	Mn, Zr, Cr, Ti, Sc, (Si, Cu)
Микродобавки, мало влияющие на фазовый состав	Be, Cd, Sr, Na, Ti, B
Один и тот же элемент может быть классифицирован по-разному в зависимости от его количества и состава сплава.	

Наиболее традиционным способом выявления микроструктуры алюминиевых сплавов в световом микроскопе (СМ) является травление механически полированных шлифов в 1 %-ном растворе плавиковой кислоты в воде. Чтобы избежать артефактов (в частности, связанных с грязью и царапинами, а также оксидными пленками) необходимо получать качественные шлифы, например, используя алмазную пасту разной зернистости. Наилучшее качество шлифов достигается после электролитической полировки, которую рекомендуется проводить в электролите следующего состава: 6 частей спирта C_2H_5OH , 1 часть хлорной кислоты $HClO_4$, 1 часть глицерина, при напряжении 10...12 В и температуре $\leq 15^\circ C$. На электрополированных шлифах большинство фаз выявляется без травления. Следует иметь в виду, что ограниченная разрешающая способность светового микроскопа не позволяет выявлять элементы структуры размером менее $\approx 0,5$ мкм. В этом случае целесообразно проводить анализ шлифов в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Это дает возможность не только наблюдать мелкие детали (как минимум до 50 нм), но и проводить идентификацию фаз по контрасту (чем больше тяжелых элементов в фазе, тем она светлее). Что касается субструктуры (вторичные выделения, дефекты кристаллического строения), то здесь объектом исследования являются тонкие фольги, которые смотрят в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ). Это весьма трудоемкая и дорогостоящая процедура, поэтому на практике объем исследований методами ПЭМ намного уступает первым двум (СМ и СЭМ).

Чтобы облегчить металлографический анализ реальных шлифов основные элементы структуры литейных алюминиевых сплавов всех четырех групп рассматриваются на схемах, показанных на рис. 1.2 – 1.5.

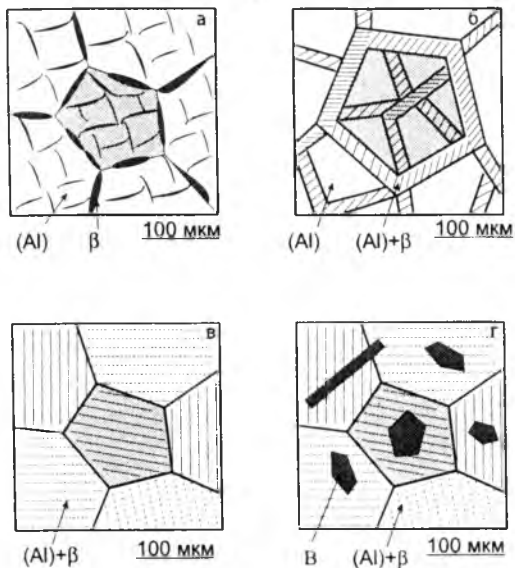


Рис. 1.2. Схемы типичных микроструктур алюминиевых сплавов с низкой ($< 0,05\%$) концентрацией железа в литом состоянии:
a – X1; *б* – X2; *в* – X3; *г* – X4; сплавы указаны на рис. 1.1,б

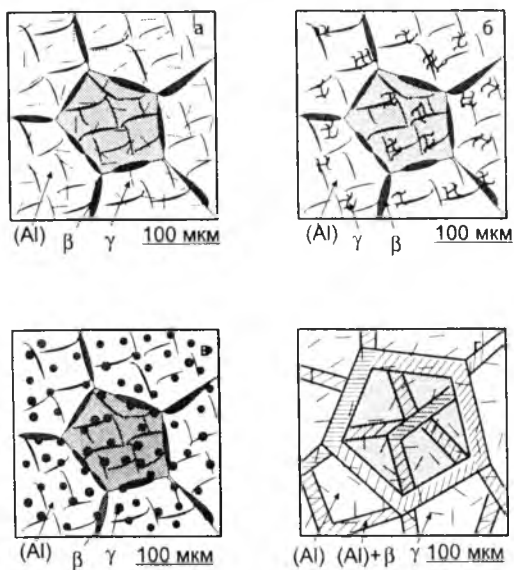


Рис. 1.3. Схемы типичных микроструктур алюминиевых сплавов с высокой (1...2 %) концентрацией железа в литом состоянии:
a – в – X1; *г* – X2; сплавы указаны на рис. 1.1,б, γ -железистые фазы

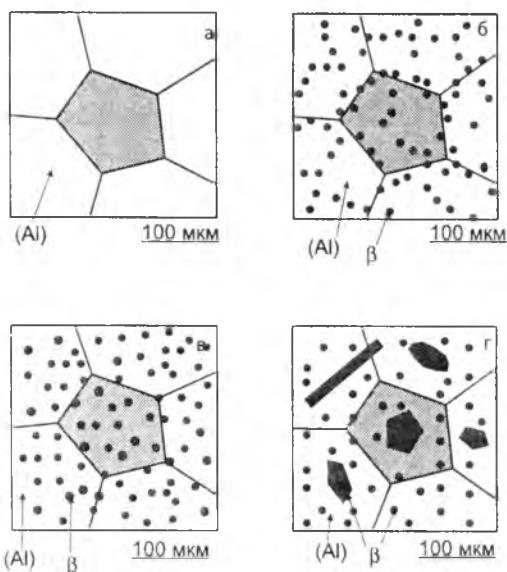


Рис. 1.4. Схемы типичных микроструктур литейных алюминиевых сплавов с низкой ($< 0,05\%$) концентрацией железа в закаленном состоянии (Т4):
а – Х1; б – Х2; в – Х3; г – Х4; сплавы указаны на рис. 1.1,б

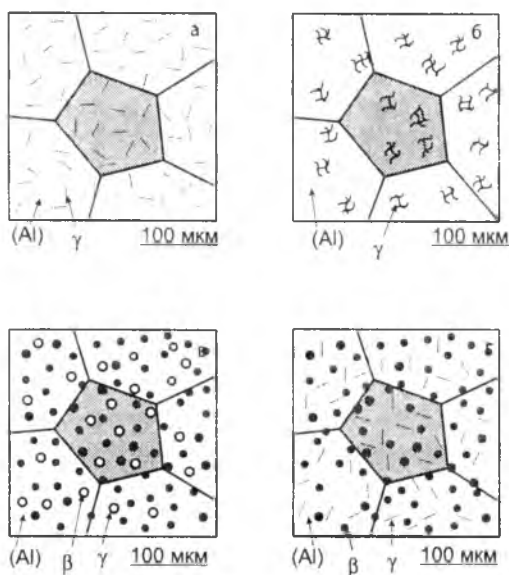


Рис. 1.5. Схемы типичных микроструктур литейных алюминиевых сплавов с высокой (1...2 %) концентрацией железа в закаленном состоянии (Т4):
а, б – Х1; в, г – Х3; сплавы указаны на рис. 1.1,б, γ -железистые фазы

В литом состоянии основной структурной составляющей в сплавах 1-й группы с низкой концентрацией примесей, в частности железистых, является первично кристаллизующийся из жидкости твердый раствор на основе алюминия – (Al). Его объемная доля в структуре обычно больше 90 %. Выявления зерен (Al) в световом микроскопе требует, как правило, специальной технологии приготовления шлифов, включающей оксидирование, например, в 2...10 %-ном растворе борфтористоводородной кислоты в воде при напряжении 25...30 В в течение ~ 2 мин. При просмотре таких шлифов в поляризованном свете можно добиться разной цветовой окраски зерен, по-разному ориентированных по отношению к поверхности. На рис. 1.2,а центральное зерно выделено серым фоном. Внутри зерен (Al) в световом микроскопе обычно хорошо видны дендритные ячейки, являющиеся сечениями отдельных ветвей дендритов, по размеру которых можно оценить скорость охлаждения отливки (или слитка или деформируемых сплавов). В сплавах 1-й группы дендритные ячейки обычно окружены прожилками избыточных фаз – вырожденной эвтектики (см. рис. 1.2,а), которые образуются в результате неравновесной кристаллизации. К избыточным фазам, образованными основными легирующими элементами и наиболее часто встречающимися в структуре отливок, относятся: CuAl_2 , Al_8Mg_5 , (Si) и Mg_2Si . Из-за широкого интервала кристаллизации сплавы 1-й группы обладают низкими литейными свойствами.

В сплавах 2-й группы значительную часть шлифа занимают колонии эвтектики $(\text{Al})+\beta_1$, которые располагаются по границам дендритных ячеек (см. рис. 1.2,б). Двухфазное строение эвтектики часто может выявляться только при достаточно большом увеличении (не менее $\times 500$). Микроструктура такого типа характерна для большинства промышленных силуминов, поскольку она обеспечивает наилучшее сочетание различных свойств.

В сплавах 3-й группы основным элементом структуры являются эвтектические колонии $(\text{Al})+\beta$ (см. рис. 1.2,в), которые в отличие от зерен первичных кристаллов (Al) могут выявляться на электрополированных шлифах, без использования оксидирования и поляризованного света. Как известно, двойные эвтектические сплавы, имея нулевой интервал кристаллизации, обладают наилучшими литейными свойствами, однако для многокомпонентных алюминиевых сплавов к этому общему положению надо относиться осторожно, поскольку интервал кристаллизации в них (как полный, так и эффективный)

может быть достаточно широким. Эвтектические колонии, образовавшиеся в интервале температур, имеют более грубое строение по сравнению с теми, которые сформировались при постоянной температуре. В частности, алюминиево – кремниевая эвтектика в двойных силуминах дисперснее, чем в многокомпонентных.

Микроструктура сплавов 4-й группы отличается от предыдущих наличием первичных кристаллов избыточных фаз (см. рис. 1.2,з). Они, как правило, имеют граненую форму (для разных фаз имеются специфические особенности) и большие размеры, поэтому их легко идентифицировать уже при малых увеличениях.

Основная примесь практически во всех литейных алюминиевых сплавах – железо. Этот элемент образует фазы кристаллизационного происхождения различной морфологии: иглообразной (см. рис. 1.3,а, з), скелетной (см. рис. 1.3,б) и глобулярной (рис. 1.3,в). С точки зрения механических свойств наиболее вредными являются иглообразные частицы. В случае глобулярной формы частиц отрицательное влияние железа может быть минимизировано, однако это требует введения специальных добавок. Наиболее эффективной из них является бериллий, который входит в состав некоторых промышленных сплавов (АК8л, АК8МЗч). Однако из-за чрезвычайной токсичности соединений бериллия, такие сплавы имеют ограниченное применение. Схемы типичных микроструктур алюминиевых сплавов со значительной концентрацией примеси железа в литом состоянии, приведенные на рис. 1.3, соответствуют такому случаю, когда все железистые фазы кристаллизуются по эвтектическим реакциям, поэтому их длина не превышает размера дендритных ячеек. При большей концентрации этого элемента (т.е. заэвтектической), в структуре следует ожидать грубых первичных кристаллов, как это показано на рис. 1.2,з.

Для повышения пластичности литейные алюминиевые сплавы подвергают закалке, а для повышения прочности, кроме того, и старению. Эти состояния обозначают по ГОСТ 1583–93 как Т4 и Т6 (Т5, Т7) соответственно. В США (по спецификации Алюминиевой Ассоциации), используется похожая система обозначений, но с некоторыми отличиями (табл. 1.2). Термообработка литейных алюминиевых сплавов может приводить к существенным изменениям микроструктуры, что иллюстрируют схемы, показанные на рис. 1.4 – 1.5.

Таблица 1.2

Обозначение видов термообработки для литейных алюминиевых сплавов

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

При нагреве под закалку происходит частичное или полное растворение неравновесной эвтектики, а при последующем ускоренном охлаждении фиксируется пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии, обозначаемый далее как (Al)₂. Таким образом, сплавы 1-й группы с низкой концентрацией железа имеют в закаленном состоянии (на рис. 1.1,б с T₁) однофазную структуру (см. рис. 1.4,а). При этом дендритные ячейки как наблюдаемый элемент микроструктуры исчезают. В сплавах 2–4-го типа растворение неравновесной части эвтектики в большинстве случаев не сильно сказывается на ее общем количестве. Больше сказывается на микроструктуре изменение морфологии оставшихся эвтектических частиц. Поскольку наилучшей для механических свойств является глобулярная морфология, надо стремиться к максимальной сфероидизации всех частиц, как это показано на рис. 1.4,б–г. Очевидно, что для этого надо проводить нагрев под закалку при максимально допустимой температуре, т.е. вблизи равновесного солидуса. Однако при грубой исходной морфологии эвтектики трудно добиться заметной сфероидизации даже при длительной выдержке. Для повышения дисперсности эвтектики можно применять следующие способы: увеличение скорости охлаждения при затвердевании (использование при литье металлических форм вместо песчаных), введение модификатора эвтектики (микродобавки натрия и кремния в силуминах), оптимизация состава сплава (в частности, с целью кристаллизации тройных эвтектик вместо двойных). Форма первичных кристаллов избыточных фаз практически не меняется из-за их крупных размеров (см. рис. 1.4,г). В случае полной сфероидизации избыточных фаз наилучшая структура среди 2–4-х групп достигается у эвтектических сплавов, так как включения в них распределены наиболее равномерно (сравните рис. 1.4,в и

1.4,б). Такая структура (типичная для многих композиционных материалов) в большинстве случаев обеспечивает оптимальный комплекс различных свойств.

Железистые фазы (γ) из-за малой диффузии Fe в (Al) незначительно меняют свою морфологию в процессе нагрева под закалку, что отражено на рис. 1.5. В сплавах 1-й группы именно железистые фазы в первую очередь выявляются при металлографическом анализе (см. рис. 1.5,а, б). Вследствие этого их морфология становится особенно важной, в частности, негативное влияние иглообразных частиц в состоянии Т6 проявляется сильнее по сравнению с литым. При глобулярной морфологии частиц γ вредное влияние железа существенно снижается, что особенно очевидно для сплавов 2–4-й групп, когда наличие железистых частиц практически не сказывается на общем характере микроструктуры (сравните рис. 1.4,в и 1.5,в).

При старении закаленного сплава происходит образование из (Al)₅ вторичных выделений, как правило, метастабильных фаз (β и β''), что и приводит к упрочнению. По составу метастабильные фазы мало отличаются от стабильных (β), но имеют отличную от них кристаллическую решетку. Как правило, сначала образуются зоны Гинье – Престона (GP), а затем фазы, когерентные алюминиевой матрице (β''). Далее формируются полукogerентные (β') и некогерентные фазы. Стабильные фазы (β), как правило, некогерентны. Наиболее общим случаем является следующая последовательность стадий распада пересыщенного твердого раствора (Al)₅ → (Al) + GP → (Al) + β'' → (Al) + β' → (Al) + β . При этом размеры частиц увеличиваются, а на границах зерен процессы протекают быстрее, что отражено на рис. 1.6,а–в. Вид кинетических кривых твердости и прочностных свойств зависит от температуры старения (рис. 1.7). При низких температурах (< 140 °C), при которых обычно проводят неполное старение (Т5), наблюдается монотонное упрочнение, при комнатной температуре (Т4) оно может идти годами. Наиболее часто используемый диапазон температур (160...190 °C) позволяет за сравнительно небольшое время (5...10 ч) получить максимальное упрочнение (Т6). При более высоких температурах происходит перестаривание, которое характеризуется меньшим упрочнением, однако структура в таком состоянии (Т7) наиболее стабильна при нагревах, что особенно важно для жаропрочных сплавов.

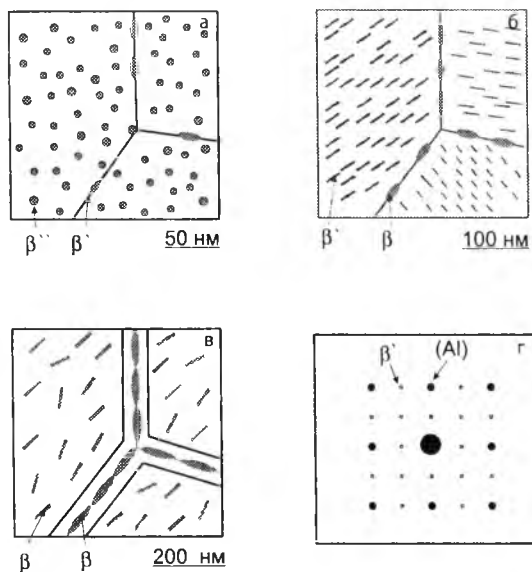


Рис. 1.6. Схемы типичных вторичных выделений в алюминиевых сплавах, образуемых при старении (ПЭМ):
 а – Т4, Т5; б – Т6; в – Т7; г – микродифракция, плоскость (100)

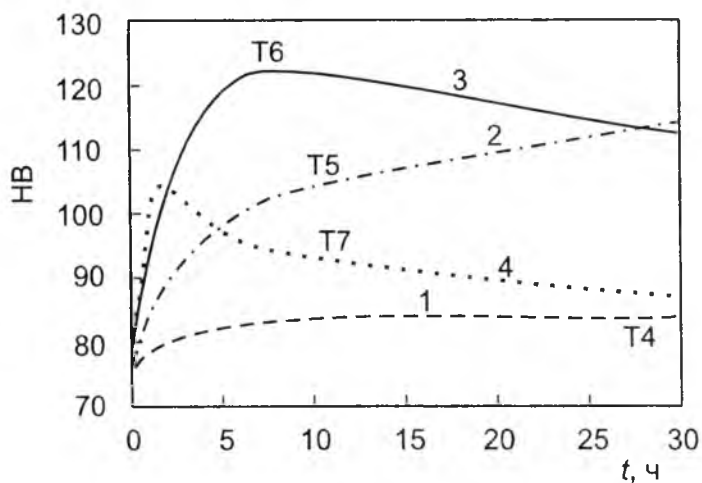


Рис. 1.7. Типичные кинетические кривые твердости для термически упрочняемых алюминиевых сплавов при разных температурах старения (1–4): $T_1 < T_2 < T_3 < T_4$, 1 – комнатная температура

Для выявления субструктуры необходимо использовать ПЭМ, причем для выявления зон GP разрешение микроскопа должно быть достаточно высоким, поскольку их размеры, как правило, составляют несколько нанометров. Зоны выявляются в первую очередь благодаря деформационному контрасту (возникновение полей упругих напряжений в матрице вокруг зон), а также абсорбционному контрасту (микроучастки разного состава обладают разной рассеивающей способностью). Когерентные выделения обнаруживаются в первую очередь благодаря деформационному контрасту, полуккогерентные – абсорбционному. В том случае, когда имеется ориентационное соотношение между вторичными выделениями и алюминиевой матрицей идентификацию фаз проводят методом микродифракции. Для этого анализируют расположение рефлексов (матричных и от выделений), что иллюстрирует схема, показанная на рис. 1.6,2.

Следует отметить, что фазовый состав лишь наиболее простых промышленных сплавов можно анализировать по двойным диаграммам, в частности Al-Si, Al-Cu и Al-Mg (рис. 1.8 – 1.10). В большинстве случаев необходимо использовать многокомпонентные диаграммы, как минимум тройные, поскольку многие легирующие элементы и примеси (табл. 1.3) могут входить в состав различных фаз в зависимости от состава сплава. На рис. 1.11 – 1.13. приведены тройные диаграммы состояния наиболее важных для литейных сплавов систем: Al-Si-Fe, Al-Si-Mg и Al-Si-Cu.

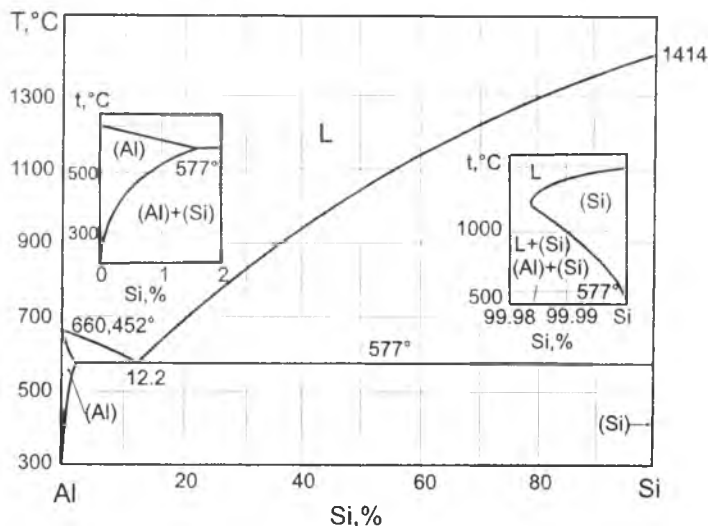


Рис. 1.8. Диаграмма состояния системы Al-Si

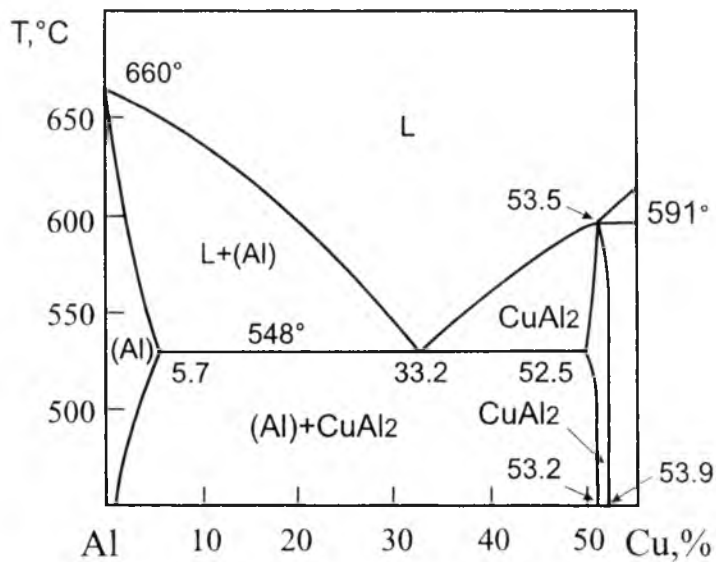


Рис. 1.9. Диаграмма состояния системы Al-Cu

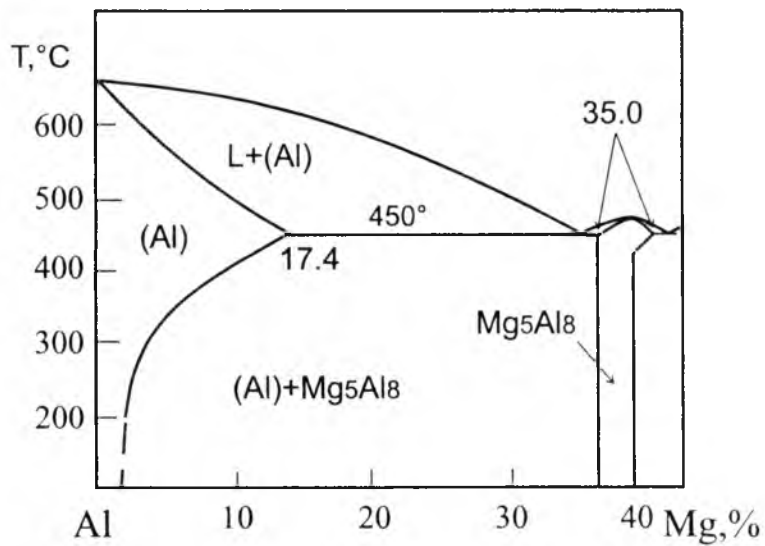
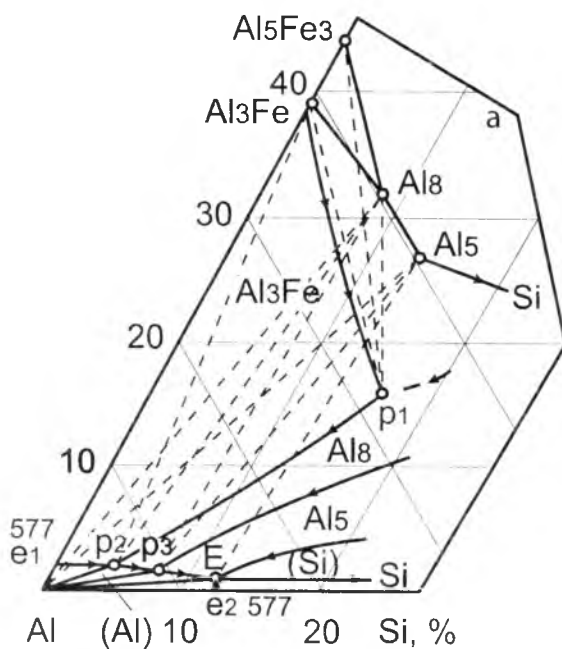


Рис. 1.10. Диаграмма состояния системы Al-Mg



(Al)+Al₃ (Al)+Al₃+Al₈ 629

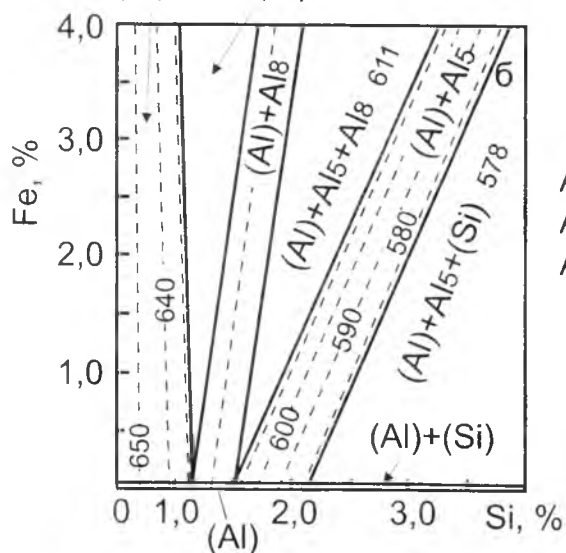


Рис. 1.11. Диаграмма состояния Al-Fe-Si:
а - ликвидус; б - солидус

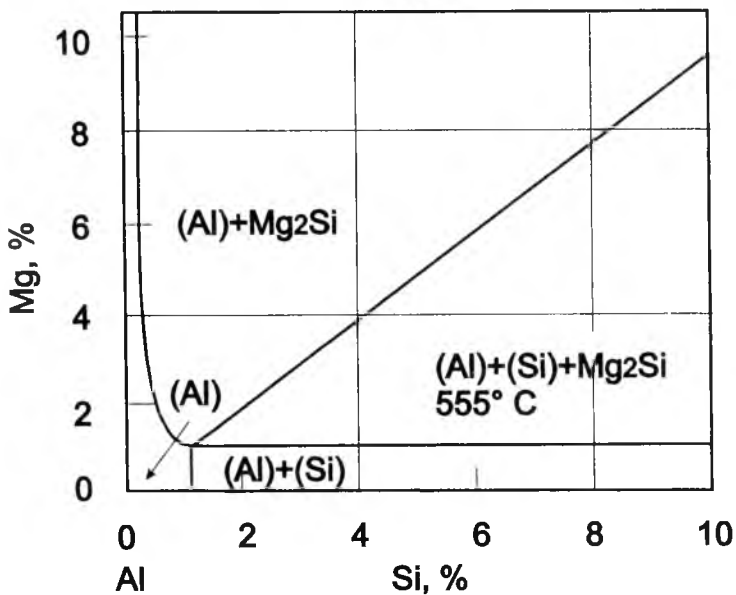
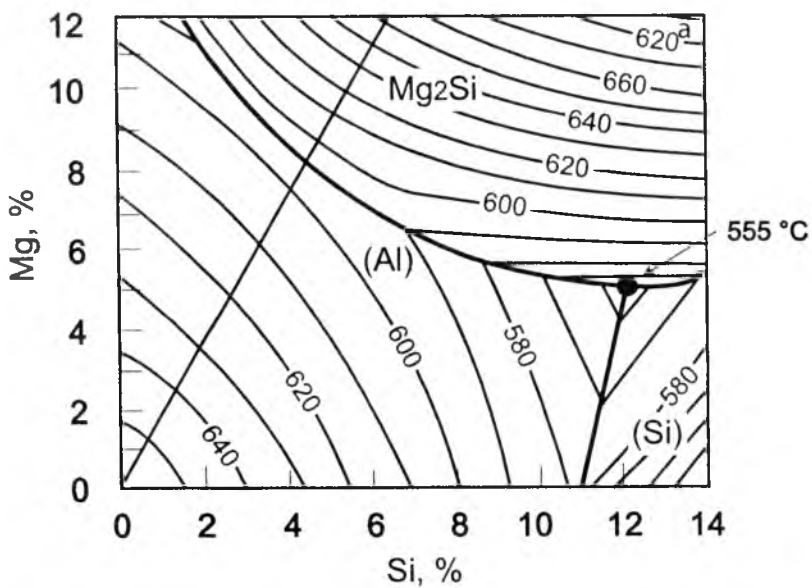


Рис. 1.12. Диаграмма состояния Al-Mg-Si:
 a – ликвидус; b – солидус

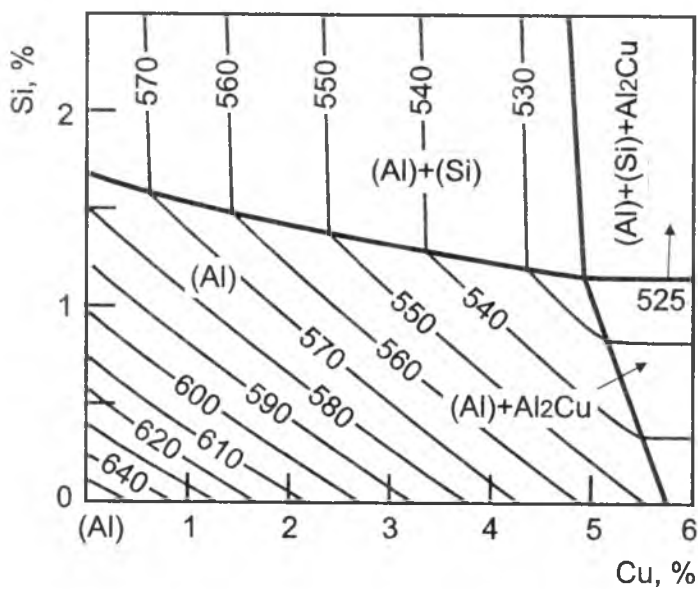
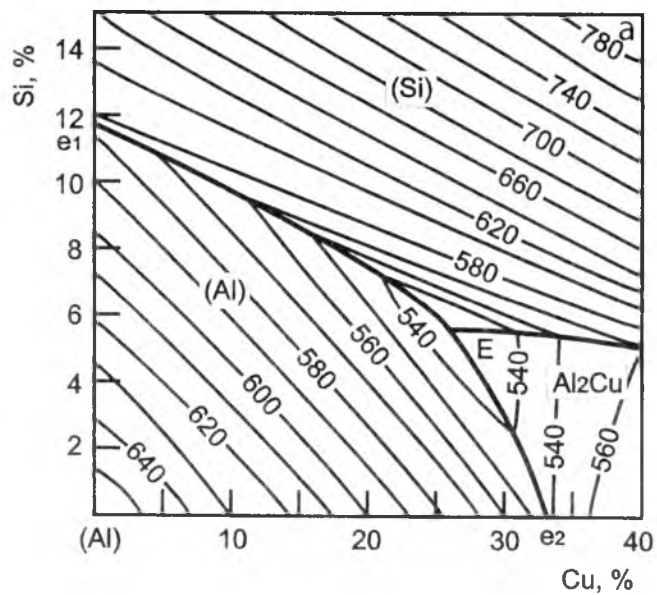


Рис. 1.13. Диаграмма состояния системы Al-Si-Cu:
a - ликвидус; *б* - солидус

Таблица 1.3

**Содержание легирующих элементов и примесей (%) в некоторых
литейных алюминиевых сплавах (ГОСТ1583-93)**

Марка	Si	Mg	Cu	Mn	Другие	Fe (кокиль)
AK12	10-13	—	—	—	—	<1
AK9ч	8-10,5	0,17-0,3	—	0,2-0,5	—	<0,9
AK7ч	6-8	0,2-0,4	—	—	—	<1
AK5M2	4-6	0,2-0,8	1,5-3,5	0,2-0,8	Ti	<1,3
AK8M3ч	7-8,5	0,2-0,45	2,5-3,5	—	Zn, Ti, Be, B	<0,4
AK21M2,5H2,5	20-22	0,2-0,5	2,2-3,0	0,2-0,4	Ni, Ti, Cr	<0,9
AM5	<0,3	—	4,5-5,3	0,6-1	Ti	<0,3
AM6бл	<0,2	6-7	—	—	Ti, Zr, Be	<0,2
AM6блпч	<0,05	6-7	—	—	Ti, Zr, Be	<0,05
AMr10	<0,3	9,5-10,5	—	—	Ti, Zr, Be	<0,2

Промышленные литейные алюминиевые сплавы согласно ГОСТ 1583-93 (см. табл. 1.3 и Приложение 1), маркируют буквой А, за которой следуют буквы, обозначающие легирующий элемент: К – Si, М – Cu, Мг – Mg, Ц – Zn, Н – Ni, Кд – Cd. Цифры после обозначения элемента указывают среднее его содержание. Если концентрация элемента не превышает 1,5 %, то после его обозначения цифры не проставляют. Буквы «ч» или «пч» в конце марки (чистый, повышенной чистоты) указывают на пониженное содержание примесей. В других странах своя система обозначения, например в США для литейных алюминиевых сплавов принята трехзначная цифровая маркировка. Поскольку в настоящее время зарубежные сплавы широко используются в отечественном производстве, умение работать с национальными стандартами разных стран приобретает большое значение. В первую очередь это касается американских сплавов, многие из которых производятся на крупнейших российских заводах, в частности, принадлежащих компаниям РУСАЛ и СУАЛ. Используя Приложения 1 и 2, в которых приведены составы литейных и деформируемых сплавов по стандартам РФ и США, можно найти отечественный аналог тому или иному зарубежному сплаву.

Силумины (сплавы на базе системы Al-Si) являются наиболее широко используемыми литейными алюминиевыми сплавами. Они принадлежат согласно выше рассмотренной классификации к группам 2-4 (см. рис. 1.1). Характерной структурной составляющей силуминов является эвтектика (Al)+(Si), которая относится к аномальным, что затрудняет выявление эвтектических колоний в световом микроскопе.

Структура доэвтектических силуминов (см. рис. 1.2,б) состоит из светлых первичных кристаллов (Al) в дендритной форме и пестрой эвтектики (см. рис. 1.8). Овальные участки первичных кристаллов являются сечениями ветвей дендритов плоскостью шлифа. В заэвтектических сплавах (см. рис. 1.2,в) серые первичные кристаллы кремния имеют форму многогранников. Для повышения механических свойств силумины (в первую очередь, предназначенные для литья в землю) модифицируют сотыми долями процента натрия или стронция. Под действием этих модификаторов кремний в эвтектике кристаллизуется в форме сильно разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы, что можно наблюдать в СЭМ при просмотре сильно травленых шлифов. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа имеют глобулярный или точечный вид. После нагрева под закалку происходит фрагментация этих разветвленных скелетов на отдельные глобулярные или вытянутые включения, что приводит к повышению пластичности.

Наиболее вредной примесью в силуминах является железо, так как оно образует хрупкое соединение Al_5FeSi , как это следует из диаграммы состояния Al–Si–Fe (см. рис. 1.11). Это соединение кристаллизуется в виде тонких пластин (на шлифе – игл) (см. рис. 1.3,в), которые действуют как концентраторы напряжений и тем самым резко снижают пластичность. Чем больше железа в силумине, тем длиннее эти пластины. Для повышения пластичности в силумины вводят марганец (0,2...0,6 %), который связывает железо в фазу $(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$, кристаллизующуюся в скелетообразной форме. Иногда эта скелетная фаза похожа на нероглифы, и такую структурную составляющую называют «китайский шрифт». Более компактные скелетные кристаллы меньше охрупчивают силумины, по сравнению с тонкими пластинами.

Сплав АК12 является единственным промышленным силумином, принадлежащим к двойной системе Al–Si (без добавок других элементов). Он содержит 10...13 % Si и в немодифицированном состоянии по структуре может быть доэвтектическим, чисто эвтектическим и заэвтектическим (см. рис. 1.8). Натрий смещает эвтектическую точку в сторону больших концентраций кремния так, что модифицированный силумин АК12 по структуре всегда является доэвтектическим сплавом и состоит из точечной эвтектики $(Al) + (Si)$ и небольшого количества первичных кристаллов (Al). По количеству иголок фазы Al_5FeSi можно в первом приближении оценить содержание железа в сплаве. Силумин АК12 после литья под давлением имеет $\sigma_b \geq 160$ МПа и $\delta \geq 1$ %. Упрочняющей термической об-

работке сплав АК12 не подвергают, так как ее эффект незначителен. Основной способ повышения его механических свойств (при литье в песчаные формы) – модифицирование.

Добавки меди и магния в силумины позволяют проводить упрочняющую термическую обработку, так как эти элементы образуют при старении фазы-упрочнители Mg_2Si и $CuAl_2$, что вытекает из диаграмм $Al-Si-Mg$ (см. рис. 1.12) и $Al-Si-Cu$ (см. рис. 1.13). Типичным представителем «безмедистых» термически упрочняемых силуминов являются промышленные сплавы типа АК7ч (АЛ9), которые применяют для отливки крупных нагруженных деталей и деталей сложной конфигурации, подвергаемых сварке. Они содержат 6...8 % Si и 0,2...0,4 % Mg и до 1 % Fe. В литом состоянии структура модифицированного силумина АК7ч содержит две основные структурные составляющие – первичные кристаллы (Al) и эвтектику (Al)+(Si). Силицид магния входит в состав тройной эвтектики (Al)+(Si)+ Mg_2Si , количество которой мало из-за небольшого содержания магния в сплаве. Эту эвтектику можно идентифицировать по черным скелетным кристаллам Mg_2Si . При нагреве под закалку (530...540 °C) силицид магния полностью переходит в (Al), а кремний из эвтектики, частично растворяясь в алюминии, принимает глобулярную форму. В результате структура закаленного сплава АК7ч приобретает вид, который отражен на рис. 1.4,б. Если силумин загрязнен железом, то хорошо видны иглы Al_5FeSi , не переходящие в твердый раствор при нагреве под закалку (см. рис. 1.5,з). Упрочнение при старении достигается за счет образования фаз β' и β'' , которые являются метастабильными модификациями силицида магния. Отлитый в песчаную форму модифицированный, термически обработанный (Т6) сплав АК7ч имеет $\sigma_b \geq 230$ МПа и $\delta \geq 1$ %. При низком содержании железа (АК7пч) и литье в кокиль механические свойства существенно повышаются ($\sigma_b \geq 300$ МПа и $\delta \geq 3$ %).

Для анализа фазового состава Cu-содержащих силуминов следует воспользоваться диаграммой $Al-Si-Cu$ (см. рис. 1.13), из которой вытекает отсутствие новых фаз кроме Al_2Cu и (Si) из двойных систем. Структура литых сплавов этой группы отличается от двойных силуминов наличием прожилков фазы Al_2Cu , которые располагаются по границам дендритных ячеек, а также в составе колоний тройной эвтектики (Al)+(Si)+ Al_2Cu , при ≈ 525 °C. В большинстве промышленных силуминов концентрация меди не превышает 4 % , т.е. при нагреве под закалку все ее количество

переходит в (Al) и структура приобретает вид, показанный на рис. 1.4,б, в. Упрочнение при старении достигается за счет образования метастабильных модификаций фазы Al_2Cu (θ' и θ''). Многие «медистые» силумины (AK5M, AK8M3, AK9M2 и др.) содержат также добавку магния в количестве до 1 % (чаще до 0,6 %), что может привести к появлению в структуре силицида магния, а также четверного соединения $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_5$ (Q). В литом состоянии они присутствуют в виде неравновесной эвтектики, при нагреве под закалку в основном переходят в (Al), а при старении выделяются в виде фаз-упрочнителей.

Для более строгого анализа силуминов, содержащих добавки меди и магния, следует воспользоваться четверной диаграммой состояния, а именно соответствующими сечениями. В качестве примера на рис. 1.14 приведены изотермическое и политермическое сечения диаграммы Al–Si–Cu–Mg, по которым можно анализировать фазовый состав силуминов типа AK8M3ч (с низким содержанием железа, на рис. 1.14,а показано затемненным прямоугольником). В частности, сечение при 500 °C и 8 % Si (рис. 1.14,а) позволяет определить область концентраций меди магния, при которых эти элементы могут полностью перейти в (Al) при нагреве под закалку. Используя политермический разрез при 8 % Si и 3 % Cu, можно проследить влияние магния на температуру солидуса и фазовые границы в твердом состоянии, что позволяет правильно выбирать режим термообработки.

Отдельную группу представляют так называемые поршневые силумины, которые должны обладать высокой жаропрочностью и низким коэффициентом термического расширения. Как правило, это сильнолегированные сплавы, которые по микроструктуре соответствуют 4-й группе (см. рис. 1.2,з). В силуминах АК12М2МгН (АЛ25) и АК12ММгН (АЛ30) иногда первично кристаллизуется фаза Al_6FeNi , а в заэвтектическом силумине АК21М2,5Н,5 всегда присутствует фаза (Si) в виде многогранников. Поршневые сплавы обычно используют в литом состоянии или Т1, их пластичность мала ($\delta < 0,5$ %).

Среди промышленных силуминов имеются сплавы с повышенным содержанием цинка, так называемые «цинковистые» силумины (AK9Ц6 и AK7Ц9). Кроме цинка и кремния в их состав входят обычные для силуминов элементы, которые и определяют их микроструктуру. Цинк самостоятельных фаз не образует и практически полностью входит в состав (Al).

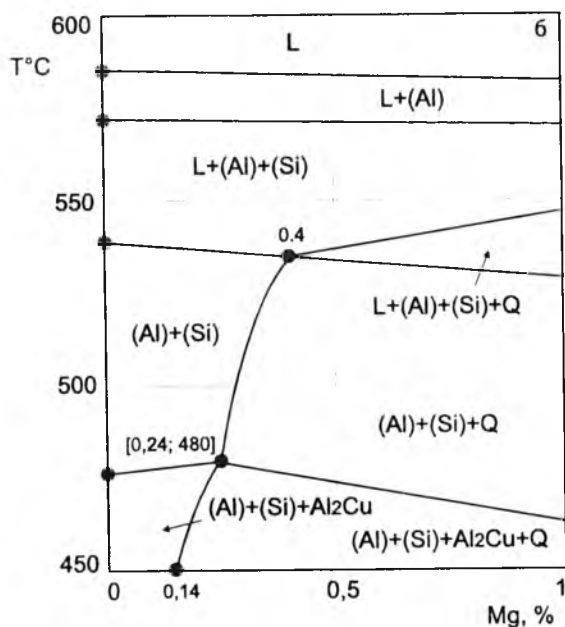
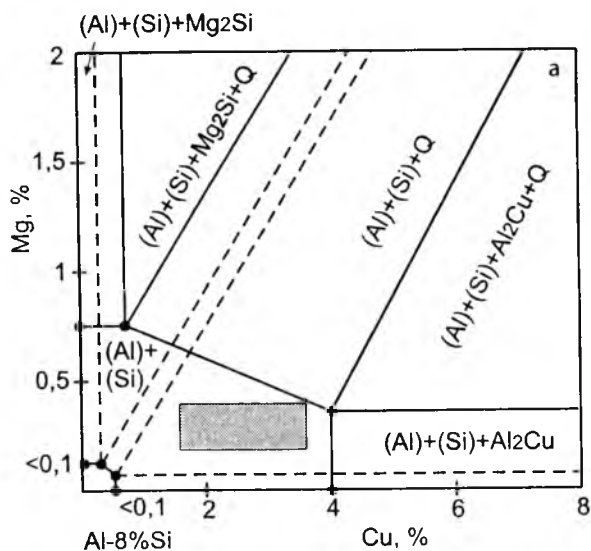


Рис. 1.14. Диаграмма состояния системы Al-Cu-Mg-Si:
 а — изотермическое сечение при 8 % Si и 500 °C; б — политермическое сечение при 8 % Si, и 3 % Cu

В высокопрочных литейных алюминиевых сплавах основной структурной составляющей является твердый раствор. В отличие от силуминов, эти сплавы по составу находятся около левой границы заштрихованной области литейных сплавов на рис. 1.1. Они расположены в области составов, типичных для деформируемых сплавов. Именно здесь максимален эффект упрочнения при закалке и старении. Из-за малого количества эвтектики высокопрочные литейные алюминиевые сплавы значительно уступают по литейным свойствам силуминам. Из-за большого интервала кристаллизации эти сплавы склонны к образованию усадочной рыхлоты. Промышленные сплавы этой группы относятся к системам и Al–Cu (см. рис. 1.9) и Al–Mg (см. рис. 1.10), часто с малыми добавками других элементов. Из-за высокой чувствительности механических и коррозионных свойств к примесям железа и кремния к этим сплавам, как правило, предъявляются очень жесткие требования к чистоте (вплоть до 0,05 % , см табл. 1.3).

Сплав АМ5 содержит около 5 % Cu и до 1 % Mn, это наиболее классический пример сплавов 1-й группы, так как по концентрации меди он располагается вблизи точки предельной растворимости (см. рис. 1.9). Из-за хрупкости второй фазы (Al_2Cu) сплавы системы Al–Cu в литом состоянии не используют. После полной термообработки (Т6) в них достигается достаточно высокая прочность (σ_B до 400 МПа, а при наличии малых добавок до 500 МПа) при удовлетворительной пластичности. Для работы при повышенных температурах (до 300 °С) сплавы типа АМ5 подвергают термообработке по режиму Т7. Из-за низких литейных свойств, сплавы системы Al–Cu имеют ограниченное применение.

Сплавы типа АМг10 содержат около 10 % Mg и малые добавки титана (0,1 %), циркония (0,1 %) и бериллия (0,1 %). По составу он находится левее точки предельной растворимости магния в алюминии (17,4 %) (см. рис. 1.10). В литом состоянии структура сплава состоит из первичных зерен (Al) и неравновесной эвтектики, которая вырождена в фазу $\beta(Al_8Mg_5)$ (рис. 1.2,а). Светлые, хорошо очерченные кристаллы β -фазы из эвтектики расположены по границам дендритных ячеек (Al). Из-за хрупкости β -фазы литые сплавы с такой структурой малопластичны. При нагреве под закалку β -фаза полностью переходит в твердый раствор, поэтому закаленные сплавы отличаются высокой пластичностью. Сплав АМг10 после закалки (режим Т4) имеет $\sigma_B \geq 320$ МПа и $\delta \geq 12$ %

Это литейные свойства несколько лучше, чем у Al–Cu сплавов, однако существенно хуже, чем у силуминов. Сплав АМгбл отличается от предыдущего меньшим содержанием магния (около 6 %), он пластичнее и имеет более высокую коррозионную стойкость. Этот сплав в отличие от АМг10 может использоваться не только в закаленном (Т4), но и в литом состоянии.

1.2. Порядок проведения работы

1.2.1. Просмотреть набор приготовленных шлифов литейных алюминиевых сплавов и определить фазы и структурные составляющие.

1.2.2. Используя атласы микроструктур и диаграмм состояния (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные структуры сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.

1.2.3. По указанию преподавателя схематически изобразить изменение микроструктуры сплавов на различных технологических этапах.

1.3. Требования к отчету по работе

Отчет должен содержать:

- зарисовки всех изученных микроструктур литейных алюминиевых сплавов с указанием увеличения (в виде маркера);
- указание под каждой микроструктурой марки сплава, среднего химического состава, состояния, показанные стрелками фазы и структурные составляющие;
- зарисовки соответствующих микроструктурам диаграмм состояния, необходимых для анализа структуры сплавов.

Литература

Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение цветных металлов. Раздел: Алюминиевые сплавы. Металловедение, применение, стандарты. М.: МИСиС, 2000.

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 1999. С. 7 – 12, 121 – 136.

Силумины. Атлас структур и фактограмм промышленных сплавов: Справ./ А.Г. Пригунова, Н.А. Белов, Ю.Н. Таран и др. М.: МИСиС, 1996.

Контрольные вопросы

1. На какие основные группы подразделяют алюминиевые сплавы?
2. В какой области диаграммы состояния алюминиевые сплавы обладают хорошими литейными свойствами?
3. Какая основная структурная составляющая в силумин АК12М2?
4. Какие процессы происходят при нагреве сплава АК7пч под закалку?
5. Какие процессы происходят при старении закаленного сплава АМ5?
6. Какая основная избыточная фаза в сплаве АМг10 в литом состоянии?
7. Какие примеси могут присутствовать в сплаве АК9ч?
8. Какие основные структурные составляющие наблюдаются в эвтектических силуминах?
9. Для чего и как модифицируют силумины?
10. Чем различаются структуры доэвтектического модифицированного и немодифицированного силуминов?
11. Почему железо является вредной примесью в силуминах?
12. Для чего и в каком количестве в силумины вводят марганец бериллий?
13. При какой температуре проводят нагрев под закалку сплавов типа АК7?
14. Почему к магналиям не применяют термообработку Т6?
15. У какого сплава: АМ5 или АК5М2 лучше литейные свойства? Почему?
16. Какие основные фазы-упрочнители в силумине АК8МЗч?
17. Каким образом можно выявить зерно в алюминиевых сплавах?
18. Как по микроструктуре оценить скорость охлаждения при кристаллизации отливки?
19. Какие стадии старения можно ожидать в силумине АК9ч?
20. Почему сплавы в состоянии Т4 нецелесообразно использовать для работы при повышенных температурах?

Лабораторная работа 2

МИКРОСТРУКТУРА ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(4 часа)

2.1. Цель работы

Закрепление навыков металлографического анализа промышленных деформируемых алюминиевых сплавов с использованием диаграмм состояния и знакомство со стандартами на их составы.

2.2. Теоретическое введение

Из деформируемых сплавов методом полунепрерывного литья получают круглые и плоские слитки, которые подвергают горячей и холодной обработке давлением (прокатке, прессованию, штамповке, ковке и др.), получая различные полуфабрикаты (плиты, листы, прутки, трубы и др.). Область составов большинства промышленных деформируемых сплавов простирается от алюминия до точки α (см. рис. 1.1, a), т.е. по классификации, рассмотренной в лабораторной работе 1, они соответствуют 1-й группе. Основные легирующие элементы в них те же, что и в литейных сплавах, плюс литий. Наиболее вредными примесями в деформируемых сплавах являются железо и кремний (за исключением тех случаев, когда эти элементы выступают в качестве компонентов). Общее количество избыточных фаз кристаллизационного происхождения в полуфабрикатах обусловлено, в первую очередь, концентрацией именно этих элементов. Далее общие особенности формирования структуры деформированных сплавов рассматриваются на примере сплава Х1 (см. рис. 1, b).

В литых слитках структура при низком содержании примесей соответствует микроструктуре, представленной на рис. 1.2, a . Наиболее вероятно образование при неравновесной кристаллизации следующих избыточных фаз: Al_2Cu (θ), Al_8Mg_5 (β), (Si), Mg_2Si , Al_2CuMg (S), $Al_2Mg_3Zn_3$ (T), $MgZn_2$ (M). На нетравленных шлифах их трудно отличить друг от друга в световом микроскопе. Первичную идентификацию лучше всего проводить в сканирующем электронном микроскопе, ориентируясь на контраст между ними

(желательно в режиме отраженных электронов). В присутствии железа ($>0,1\%$) на шлифах выявляются фазы, которые имеют, как правило, иглообразную (рис. 1.3,а) или скелетную (см. рис. 1.3,б) морфологию. К первым относятся соединения Al_3Fe и Al_5FeSi (β) ко вторым – Al_8Fe_2Si (α) и $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (α). При наличии марганца, что характерно для многих промышленных сплавов (см. Приложение 2), наиболее вероятно образование последнего соединения. В некоторых сплавах (например, типа АМц) иногда возможно образование первичных кристаллов фазы $Al_6(Fe,Mn)$ в виде граненых кристаллов неправильной формы. В целом, появление в слитках деформируемых сплавов первичных кристаллов избыточных фаз скорее исключение, чем правило.

Слитки большинства промышленных сплавов подвергают гомогенизационному отжигу, задачей которого является устранение последствий неравновесной кристаллизации, улучшение технологической пластичности слитков при обработке давлением и повышении конечных свойств деформированных полуфабрикатов. Для сплавов типа Х1, температуру отжига выбирают в однофазной области, а для сплавов типа Х2 (например, Д20) – вблизи температуры эвтектики (см. рис. 1.1,б). В отличие от отливок, которые после гомогенизации закалывают для получения пересыщенного (Al), слитки деформируемых сплавов охлаждают сравнительно медленно, чтобы получить малолегированный (Al) и равномерно распределенные вторичные выделения избыточных фаз.

Многие деформируемые сплавы содержат малые добавки переходных металлов (Mn, Zr, Cr, Ti, Sc), которые при литье в основном переходят в (Al), распределяясь по сечениям дендритных ячеек согласно соответствующим диаграммам состояния. При нагреве (как правило, начиная с $300...400\text{ }^{\circ}\text{C}$) они выделяются в виде вторичных алюминидов, так называемых дисперсоидов. Образование последних можно объяснить различием двойных диаграмм состояния алюминия с основными легирующими элементами и переходными, указанными выше.

В качестве примера рассматривается сплав, который содержит 5% Cu и 1% Mn (рис. 2.1 и 2.2). В литом состоянии медь находится как в первичных кристаллах (Al), так и в фазе Al_2Cu эвтектического происхождения (рис. 2.2,а). При этом весь марганец входит в состав (Al), неравномерно распределяясь внутри дендритной ячейки. Нагрев при $530...545\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к полному растворению эвтектических частиц фазы Al_2Cu в (Al), однако из-за низкой растворимости мар

танца происходит образование дисперсоидов (в случае рассматриваемого сплава – фазы $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$). Они имеют субмикронные размеры, поэтому в световом микроскопе обычно не выявляются (рис. 2.2,б). Поскольку ликвация по марганцу не устраняется (из-за его недостаточной диффузии в алюминии), дисперсоиды распределены неравномерно. Медленное охлаждение до комнатной температуры приводит к образованию вторичных выделений фазы Al_2Cu (рис. 2.2,в).

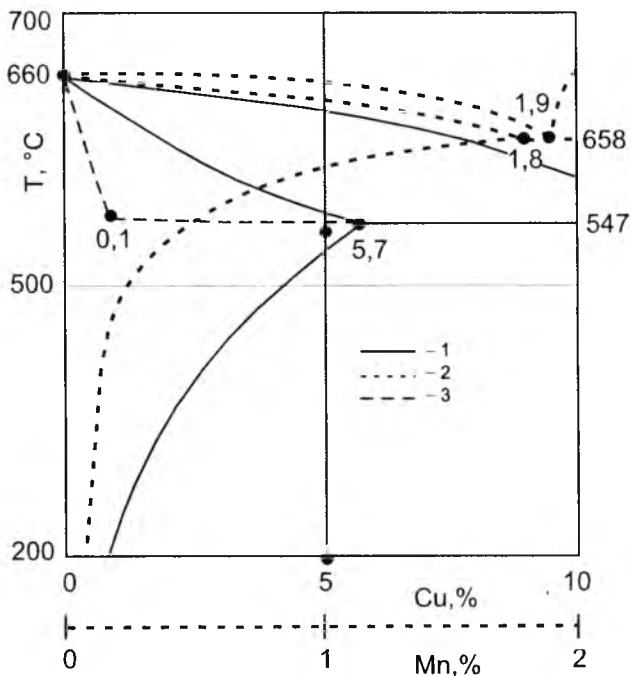


Рис. 2.1. Диаграмма состояния Al–Cu (1, 3) и Al–Mn (2):
3 – неравновесный солидус

Таким образом, в структуре гомогенизированного слитка большинства деформируемых сплавов присутствуют два сорта вторичных выделений. Размеры дисперсоидов (β_2) составляют от 5 нм (Al_3Sc) до ~ 1 мкм (Al_6Mn), у вторичных выделений, содержащих основные легирующие элементы (β_1) – в пределах $0,1 \dots 1$ мкм. Частицы β_1 и β_2 иногда можно наблюдать и в световом микроскопе, но в большинстве случаев требуется электронная микроскопия.

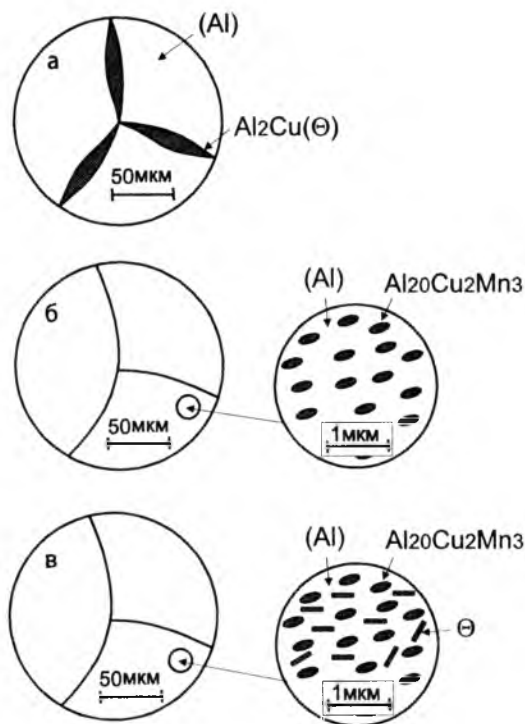


Рис. 2.2. Схема формирования структуры гомогенизированных слитков алюминиевых сплавов

Размер дисперсоидов зависит от состава фазы, ее кристаллической решетки и от температуры гомогенизации: чем выше температура, тем грубее частицы. Размер и распределение выделений β_1 зависят в основном от режима охлаждения: самые грубые частицы образуются при охлаждении с печью, самые дисперсные и равномерно распределенные частицы – при изотермической выдержке (обычно около 300 °С). Следует отметить, что дисперсоиды в отличие от частиц β_1 практически не изменяются на последующих технологических этапах. Их неравномерное распределение, обусловленное внутрикристаллитной ликвацией в литом состоянии, в значительной мере сохраняется и в деформированных полуфабрикатах. Исключения составляют сплавы типа АМц, которые можно (но не всегда целесообразно) гомогенизировать при температурах выше 600 °С, в этом случае возможно попадание в однофазную область (см. рис. 2.1). На электрополированных шлифах ликвация переходным металлам (особенно по титану) легко выявляется как в литых, так и гомогенизированных слитках.

Следующий этап после гомогенизации слитка – обработка давлением, целью которой является, с одной стороны, получение полуфабрикатов нужной формы, а с другой, повышение свойств (прежде всего механических) конечного продукта. Обработку давлением по температуре деформации (T_d) подразделяют на холодную (при комнатной температуре), теплую (между комнатной и $\leq 0,5 \dots 0,6 T_S$) и горячую (выше $0,5 \dots 0,6 T_S$). Строго говоря, деформация алюминия и его сплавов при комнатной температуре – это уже теплая деформация, так как 0°C для чистого алюминия соответствует 0,31 по гомологической шкале (для сплавов комнатная температура по гомологической шкале еще выше). Первая деформация, которой подвергают литые или гомогенизированные слитки, обычно бывает горячей. Такие виды обработки давлением, как прессование и ковка всегда проводятся при высоких температурах, когда сопротивление деформации понизится, а пластичность повысится в достаточной мере.

В процессе деформации происходят следующие основные изменения внутреннего строения: вытягивание зерен согласно схеме деформации (рис. 2.3,а), образование строчек избыточных фаз (рис. 2.3,б), изменение дислокационной структуры (рис. 2.4), образование текстуры. При относительно низких значениях T_d формируются дислокационные ячейки с максимальной плотностью ($\rho = 10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$) (рис. 2.4,а). Такое состояние соответствует максимальному деформационному упрочнению (наклепу) и обозначается как Н. При более высоких температурах возможно образование полигонизованной структуры, для которой характерно наличие относительно совершенных субзерен размером $0,1 \dots 1 \text{ мкм}$ (рис. 2.4,б). Величина наклепа (т.е. плотность дислокаций) в этом случае меньше, чем в холоднодеформированном состоянии. Дислокационную структуру можно наблюдать только в ПЭМ. Деформированное состояние может быть окончательным, но чаще оно является промежуточным, после деформации обычно с той или целью проводят нагрев, который приводит к структурным изменениям.

Деформируемые алюминиевые сплавы подразделяют на: термически не упрочняемые и термически упрочняемые. В основе этой классификации лежит способность упрочняться при закалке и последующем старении. Первые (технический алюминий, сплавы типа АМц и магналии) подвергают только отжигу, а вторые (дуралюмины, авиали, сплавы типа В95 и др.) закалке и старению (искусственному или естественному). Как и в других сплавах, нагрев выше определенной температуры приводит к образованию равноосных зерен вместо деформированных. Сначала в результате первичной рекристаллизации фор-

мируется относительно мелкозернистая структура (см. рис. 2.3,в), и затем собирательная рекристаллизация приводит к росту одних зерен за счет других (см. рис. 2.3,г). Если рекристаллизация прошла полностью, то наклеп снимается. В зависимости от степени наклепа и дисперсионного упрочнения формируется окончательное состояние, соответствующие обозначения, принятые в РФ и США (по спецификации Алюминиевой Ассоциации), приведены в табл. 2.1.

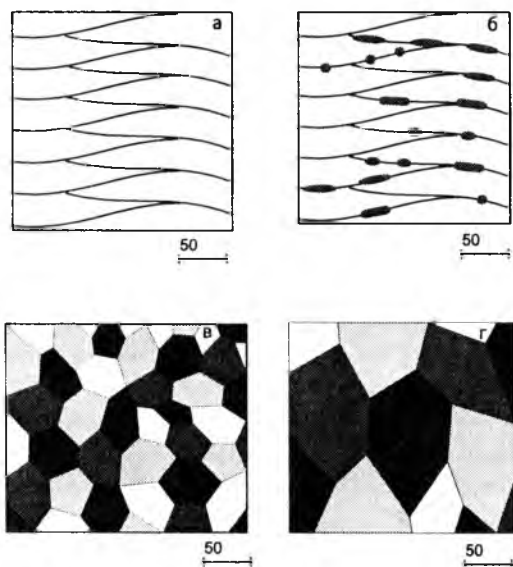


Рис. 2.3. Схема зеренной структуры деформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов:
а, б – деформированные зерна; в, г – рекристаллизованные зерна

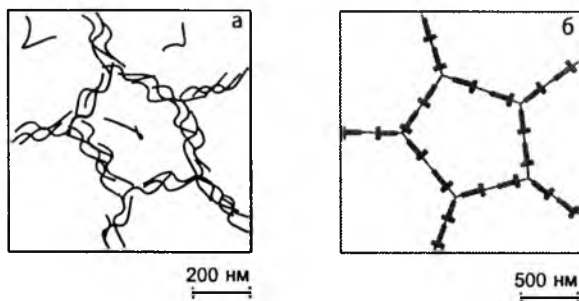


Рис. 2.4. Схема дислокационной структуры деформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов:
а – ячеистая; б – субзеренная (полигонизованная)

Таблица 2.1.

Обозначение некоторых состояний для деформируемых алюминиевых сплавов

Вид термообработки	Обозначение	
	РФ	США
без термообработки, без контроля наклепа	—	F
Отжиг для полного снятия наклепа	M	O
Нагартованное состояние без термообработки	H	H1
Нагартованное и частично отожженное состояние	H1, H2, H3	H2
Нагартованное и стабилизированное состояние	—	H3
Закалка после деформации плюс естественное старение	T	T4
Закалка после деформации плюс старение на максимальную прочность	T1	T6
Закалка после деформации плюс перестаривание	T2, T3	T7
Закалка после деформации, холодная деформация, искусственное старение (НТМО)	T1H	T8

Поскольку для алюминиевых сплавов обработка давлением в большинстве случаев проводится при значительных степенях деформации (ϵ), анализ зеренной структуры полуфабрикатов после термической обработки удобно проводить с помощью качественных диаграмм структурных состояний. На рис. 2.5 показана качественная диаграмма структурных состояний термически обработанного сплава АК8. Правее кривой СС в области 3 рекристаллизация начинается, а правее С'С' (т.е. при сочетании высоких $d\epsilon/dt$ и T_d) — она успевает пройти полностью после деформации без нагрева под закалку. В процессе этого нагрева полная рекристаллизация проходит в области 2 ниже линии ВВ при больших скоростях деформации ($d\epsilon/dt$) и относительно низких T_d . Если же деформация проводится при малых $d\epsilon/dt$ и высоких T_d (в области 1 выше кривой АА), то рекристаллизация при последующем нагреве под закалку совсем не идет. В области 4 формируется смешанная структура. Существенно препятствуют формированию рекристаллизованных зерен и их росту дисперсоиды, поэтому соответствующие переходные металлы часто называют антирекристаллизаторами.

Время нагрева деформированных полуфабрикатов под закалку, в отличие от литейных сплавов, как правило, не превышает 1 ч, поскольку вторичные выделения β_1 растворяются достаточно быстро. Более того, если требуется сохранить нерекристаллизованную структуру целесообразно ограничить это время несколькими минутами, используя селитровые ванны. Основные стадии старения протекают примерно так же, как и в литейных сплавах (см. рис. 1.6). Однако следует иметь в виду, что большое количество дислокаций, и это характерно для нерекристаллизованной структуры, сильно затрудняет выявление вторичных выделений.

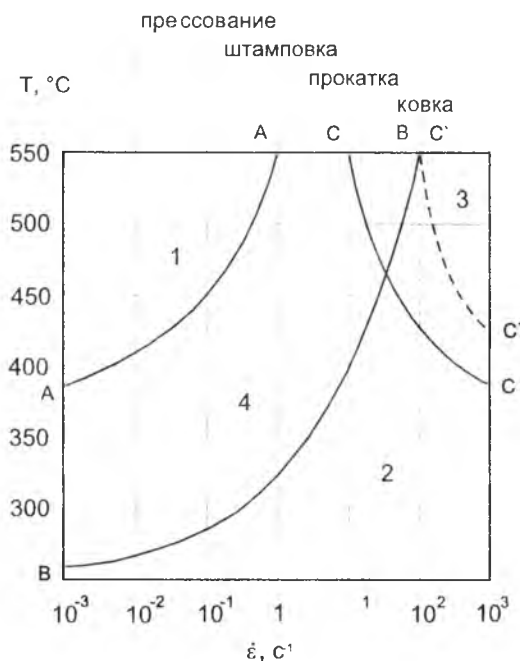


Рис. 2.5. Диаграмма структурных состояний закаленного сплава АК8 в зависимости от температуры и скорости деформации

Для обозначения промышленных деформируемых сплавов (Приложение 2) широко используют исторически сложившуюся буквенно-цифровую и буквенную маркировку, в которой цифры чаще всего являются условным номером сплава и не обозначают содержание легирующего элемента. Позднее (согласно ГОСТ 4784–74) была введена, параллельная традиционной, чисто цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов. Марка состоит из четырех цифр. Первая цифра во всех марках (1) обозначает основу сплава – алюминий. Вторая цифра в марке несет главную смысловую нагрузку, указывая систему, являющуюся основой данного сплава: 0 – технический алюминий, 1 – система Al–Cu–Mg, 2 – системы Al–Cu–Mn и Al–Li, 3 – системы Al–Mg–Si и Al–Mg–Si–Cu, 4 – система Al–Mn, 5 – система Al–Mg, 9 – система Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu. Последние две цифры в марке указывают порядковый номер сплава. Эта чисто цифровая маркировка пока не нашла широкого использования, исключение составляют сплавы, которые не имеют буквенного обозначения (1915, 1201, 1420 и др.). Состав некоторых наиболее ха-

характерных деформируемых сплавов приведен в табл. 2.2. В США используют четырехзначную цифровую маркировку, в которой первая цифра определяет базовую систему: 1 – технический алюминий; 2 – Al–Cu–(Mg, Mn); 3 – Al–Mn; 4 – Al–Si; 5 – Al–Mg; 6 – Al–Mg–Si; 7 – Al–Zn–Mg–(Cu); 8 – остальные.

Микроструктуру полуфабрикатов из **технического алюминия** (АД0, АД1 и др.) следует анализировать по диаграмме Al–Fe–Si (см. рис. 1.11). Поскольку фазы Al_3Fe , Al_5FeSi и Al_8Fe_2Si достаточно сильно различаются по морфологии, по микроструктуре можно оценить соотношение Fe:Si. Желательно, чтобы последнее было в пределах 2–4, что соответствует фазе Al_8Fe_2Si , обладающей наилучшей среди них морфологией. Это положительно сказывается на пластичности, в меньшей степени на прочности, которая у сплавов этой группы самая низкая ($\sigma_b < 150$ МПа).

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

Таблица 2.2

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

Марка	Cu	Mg	Zn	Mn	Si	Fe	Другие
АД00	<0,015	<0,02	<0,07	<0,02	<0,16	<0,16	–
АД	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	<0,5	<0,5	–
АМц	<0,1	<0,2	<0,1	1,0 1,6	<0,6	<0,7	–
АМг2	<0,1	1,8 2,6	<0,2	0,2 0,6	<0,4	<0,4	–
АМг6	<0,1	5,8 6,9	<0,2	0,5 0,8	<0,4	<0,4	Ti, Be
АД31	<0,1	0,40 0,9	<0,2	<0,1	0,3 0,7	<0,4	–
АВ	0,1 0,5	0,45 0,9	<0,2	0,15 0,35	0,5 1,2	<0,5	–
Д16	3,8 4,9	1,2 1,8	<0,3	0,3 0,9	<0,5	<0,5	–
Д20	6,0 7,0	<0,05	<0,1	0,4 0,8	<0,3	<0,3	Ti
АК8	3,9 4,8	0,4 0,8	<0,3	0,4 1,0	0,6 1,2	<0,3	–
АК4-1	1,9 2,7	1,2 1,8	<0,3	<0,2	<0,35	0,8 1,4	0,8 1,4 Ni
В95	1,4 2,0	1,8 2,8	5,0 7,0	0,2 0,6	<0,5	<0,5	Ti, Cr

Самым прочным из термически не упрочняемых сплавов является сплав АМг6. Он относится к группе **магналиев** – сплавов на основе системы Al–Mg и содержит ~6,3 % Mg, 0,6 % Mn, 0,06 % Ti, 0,001 % Be и не более 0,4 % примеси железа и 0,4 % примеси крем-

ния. Сплав выпускается в виде разнообразных деформированных полуфабрикатов – листов, плит, прутков, профилей, штамповок т.д. Широкое использование этого сплава объясняется высокой стойкостью против атмосферной коррозии и хорошей свариваемостью. В микроструктуре полуфабрикатов сплава АМгб могут присутствовать следующие фазы кристаллизационного происхождения: $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, $Al_6(Fe,Mn)$ и Mg_2Si . Большая часть марганца входит в состав дисперсоидов Al_6Mn . Магний входит в состав (Al), также присутствует в виде вторичных выделений фазы Al_8Mg_5 . Последние в основном располагаются по границам зерен, в случае сплошных цепочек они оказывают негативное влияние на механические и коррозионные свойства. В состоянии Н (наклеп) сплав имеет достаточно высокую прочность (σ_b до 400 МПа), однако после отжига (или эксплуатационных нагревов) она сильно снижается. Другие магниевые сплавы, содержащие меньшее количество магния, имеют промежуточный уровень свойств между АМгб и АМц.

Авиали являются наименее легированными из термически упрочняемых сплавов, их фазовый состав можно анализировать по тройной диаграмме Al–Si–Mg (см. рис. 1.12), если концентрации железа и марганца незначительны. Составы большинства промышленных сплавов располагаются вдоль линии квазибинарного разреза Al– Mg_2Si вблизи точки предельной растворимости соединения Mg_2Si (Al). Упрочнение в авиалах достигается за счет образования метастабильных фаз β' и β'' (Mg_2Si), так же как и в силуминах типа АК7. В микроструктуре полуфабрикатов наиболее вероятно присутствие следующих фаз кристаллизационного происхождения: Al_5FeSi , Al_8Fe_2Si , а также $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (при наличии марганца) и Mg_2Si (при избытке Mg и Si). Максимальная прочность авиала не превышает 350...400 МПа, однако они обладают хорошей деформируемостью, в том числе при комнатной температуре, а также высокой коррозионной стойкостью, что обуславливает их сравнительно широкое применение. Из них делают практически все виды полуфабрикатов.

Термически упрочняемые сплавы **типа Д20** относятся к системе Al–Cu и могут быть в первом приближении проанализированы по двойной диаграмме состояния (см. рис. 1.9), хотя более корректно использовать тройную (Al–Cu–Mn) или, по крайней мере, две двойные, как это показано на рис. 2.1. По составу они являются аналогами литейных сплавов типа АМ5 (см. лабораторную работу 1), но содержат большее количество меди. Их главное достоинство состоит в относительно высокой жаропрочности. В микроструктуре полуфаб

риентов сплавов типа Д20 кроме (Al) наиболее вероятно присутствие следующих фаз кристаллизационного происхождения: Al_2Cu , $Al_7(Fe,Mn)_3Si_2$, Al_7Cu_2Fe . Большая часть марганца входит в состав персидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Основная фаза-упрочнитель θ' (Al_2Cu). Не растворившийся при гомогенизации избыток фазы Al_2Cu кристаллизационного происхождения располагается после деформации в виде строчек (см. рис. 2.3,б).

Дуралюмины являются наиболее старыми алюминиевыми сплавами, однако и в настоящее время они широко применяются в качестве конструкционного материала, особенно в авиации. Дуралюмины обладают хорошим сочетанием прочности и пластичности, но имеют при этом невысокую коррозионную стойкость. В связи с этим для них часто используют защитные покрытия в виде технического алюминия или оксидные, получаемые по различным технологиям, например анодированием. Типичным представителем дуралюминов является сплав Д16, содержащий ~4,3 % Cu, 1,5 % Mg, 0,6 % Mn. Его фазовый состав в первом приближении можно проанализировать по диаграмме состояния Al–Cu–Mg (рис. 2.6), хотя более корректно – по четверным и пятерным (с учетом марганца, железа и кремния). В литом состоянии в сплаве Д16 всегда присутствуют эвтектика (Al)+ Al_2Cu + Al_2CuMg (S), которая образуется при ~505 °С. Именно эта эвтектика и определяет температуры гомогенизации и нагрева под закалку. Для сплава Д16 из-за узкого диапазона допустимых температур существует большая опасность пережога. Пережог – это неисправимый брак. Его появление обусловлено тем, что температура нагрева под закалку, необходимого для растворения избыточных фаз, может быть очень близка к температуре солидуса сплава. При превышении температуры солидуса по границам зерен появляются тонкие прослойки расплава, которые при закалке, в результате неравновесной кристаллизации, превращаются в тонкие эвтектические прослойки. Такие прослойки, содержащие хрупкие интерметаллиды, снижают механические свойства сплава. Кроме того, по жидким прослойкам под действием закалочных растягивающих напряжений возникают межзеренные микротрещины. Металлографически пережог дуралюмина проявляется в утолщении границ зерен, в появлении островков эвтектик в тройных стыках зерен, глобулей внутри зерен и в образовании извилистых межзеренных микротрещин. В микроструктуре полуфабрикатов сплава Д16 кроме нерастворившихся (при гомогенизации) фаз Al_2Cu и

Al_2CuMg обычно присутствует также фаза $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. Основная фаза-упрочнитель в сплаве Д16 – $\text{S}'(\text{Al}_2\text{CuMg})$, в меньшем количестве могут присутствовать фазы θ' и θ'' (Al_2Cu). Большая часть марганца входит в состав дисперсидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

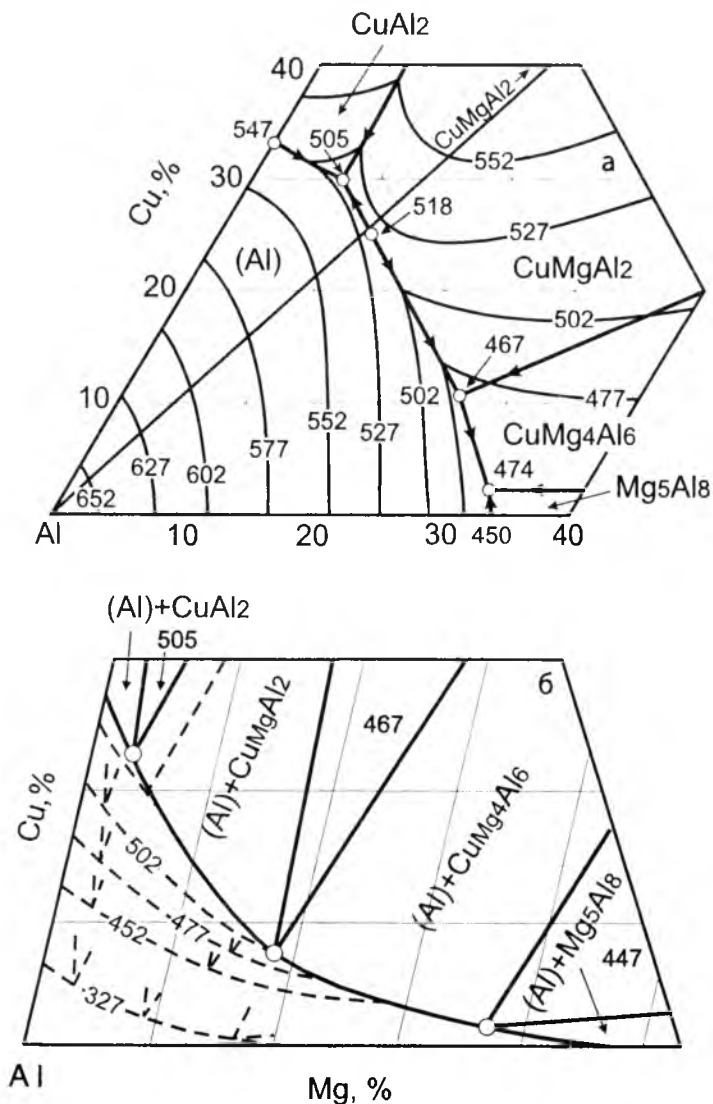


Рис. 2.6. Диаграмма состояния Al–Cu–Mg: а – ликвидус; б – солидус

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

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

Свариваемые сплавы средней прочности (до 400 МПа) на базе системы Al–Zn–Mg (1915, 1925 и др.) содержат не более 5...6 % (Zn/Mg) и малые добавки переходных металлов (Mn, Zr, Cr, Ti). Фазовый состав слитков и полуфабрикатов может быть проанализирован по соответствующей тройной диаграмме состояния (рис. 2.7). Согласно последней цинк и магний полностью входят в состав (Al) в широком диапазоне температур и образуют при старении фазы упрочнители $Al_2Mg_3Zn_3$ (T' и T'') и $MgZn_2$ (η' и η''). Переходные металлы входят в состав дисперсидов, которые позволяют сохранять в деформированных полуфабрикатах, в частности пресованных, нерекристаллизованную структуру. При наличии примесей железа и кремния, как правило, образуются фазы Al_8Fe_2Si , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ и Mg_2Si .

Высокопрочные сплавы на базе системы Al–Zn–Mg–Cu (7XXX) обладают максимальным уровнем прочностных характеристик (σ_B до 700 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 650 МПа) среди всех промышленных алюминиевых сплавов. Вместе с тем у них относительно низкий уровень коррозионной стойкости и теплопрочности. Они используются главным образом в авиации и оборонной промышленности для изготовления деталей ответственного назначения. Упрочнение этих сплавов достигается за счет метастабильных модификаций фаз M и T , которые представляют собой изоморфные твердые растворы между $MgZn_2$ и $AlCuMg$ для M -фазы, $Al_2Mg_3Zn_3$ и Al_6CuMg_4 для T -фазы. Часто эти сплавы содержат небольшие добавки переходных металлов (Mn, Cr, Zr), которые в основном

выполняют функцию антирекристаллизаторов. Высокопрочные сплавы очень чувствительны к примесям железа и кремния, в первую очередь это касается характеристик вязкости разрушения и сопротивления усталости. В связи с этим для наиболее ответственных изделий используют марки сплавов с повышенной чистотой, например В95пч, 7475 (Приложение 2). Следует отметить, что требуемый уровень свойств может быть достигнут только при тщательном соблюдении режимов всех операций технологической цепочки: от слитка до готового термообработанного полуфабриката. Для анализа микроструктуры полуфабрикатов сплавов типа В95 следует использовать изотермические сечения диаграммы состояния Al–Zn–Mg–Cu, для 6 % Zn они приведены на рис. 2.8. В сплаве В96ц, наиболее легированном и прочном, часть фаз кристаллизационного происхождения, содержащих Zn, Mg и Cu (Mg₂Si и S), сохраняется в готовых полуфабрикатах, образуя вместе с железистыми фазами строчки (см. рис. 2.3,б).

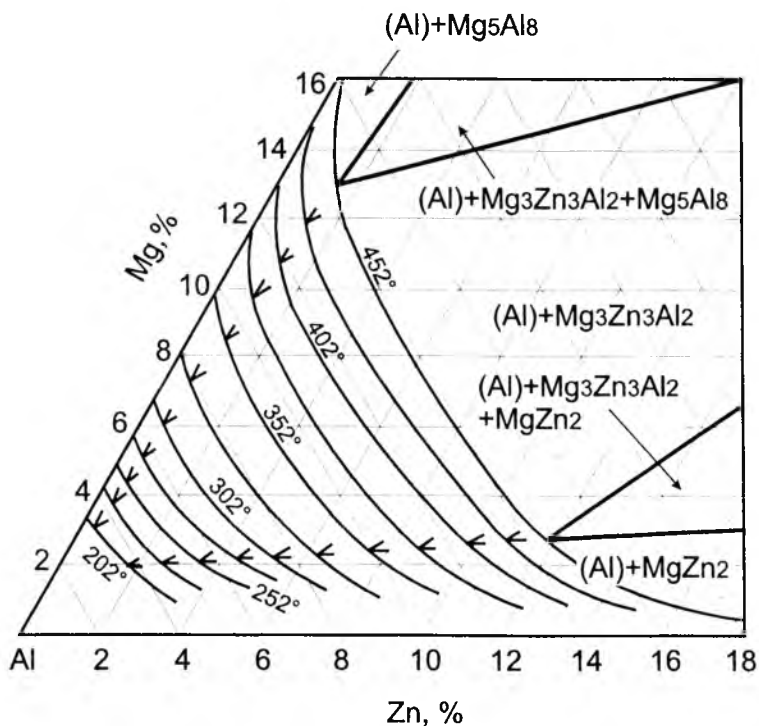


Рис. 2.7. Диаграмма состояния Al–Mg–Zn: а – солидус; б – сольвус

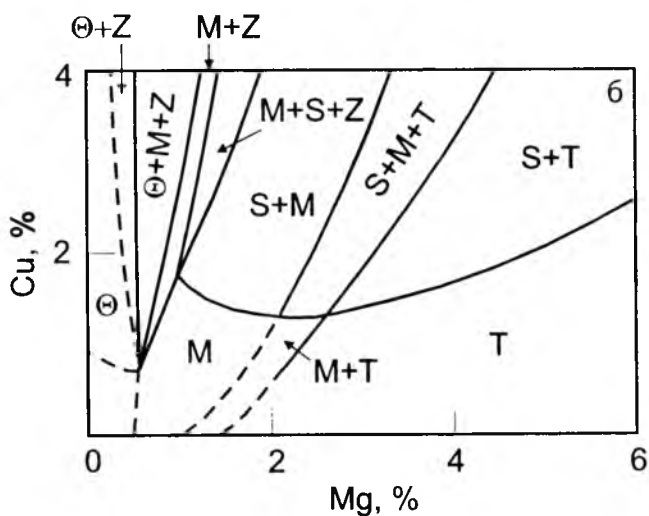
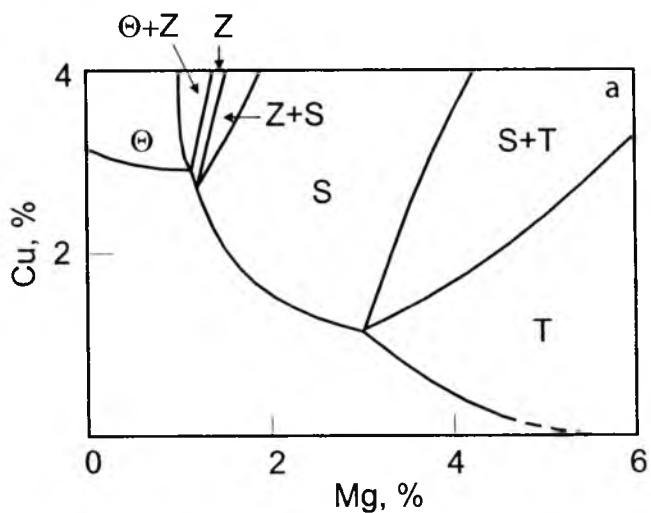


Рис. 2.8. Изотермические сечения диаграммы состояния Al–Zn–Mg–Cu при 6 % Zn при 460 °C (а) и 200 °C (б)

В последние годы в авиастроении применяют сплавы, легированные литием, главное достоинство которых состоит в сочетании низкой плотности (наименьшей среди всех промышленных сплавов), высоких прочностных характеристиках и модуля упругости. Алюминиеволитиевые сплавы относятся к системам Al–Li–Cu (1450),

Al–Li–Mg (1420) и Al–Li–Cu–Mg (1440). Согласно диаграмме состояния Al–Li–Cu (рис. 2.9) в равновесии с (Al) кроме двойных фаз могут находиться тройные соединения T_1 (Al_2CuLi) T_2 (Al_6CuLi_3). Фазами упрочнителями являются θ' (Al_2Cu), δ' (AlLi) и T_1 . В систем Al–Li–Mg (рис. 2.10) в равновесии с (Al) могут находиться фазы Al_8Mg_5 , $Al_{17}Mg_{12}$, AlLi и $S(Al_2MgLi)$. Упрочнение при старении достигается за счет выделения метастабильных модификаций последних двух фаз (δ' и S').

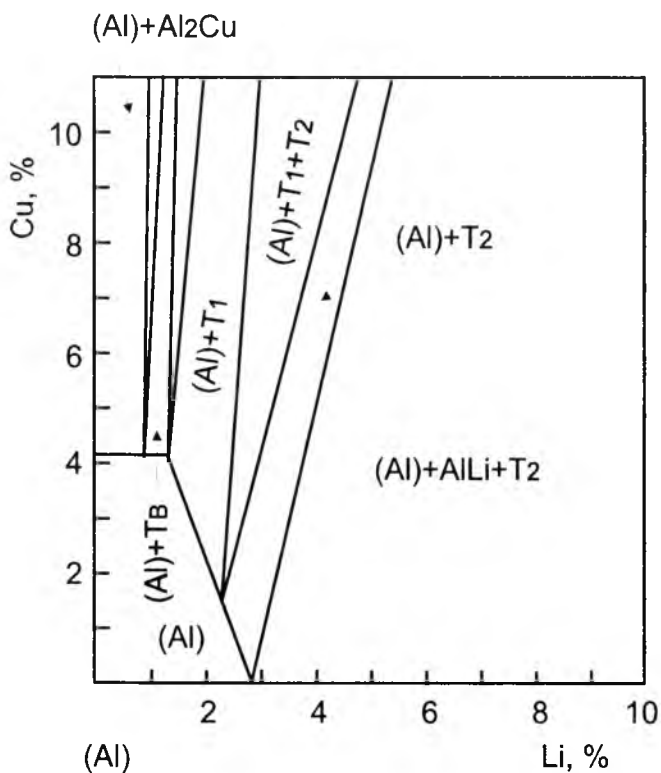


Рис. 2.9. Изотермическое сечение диаграммы состояния Al–Li–Cu при 500 °C

Для изделий особо ответственного назначения большой интерес вызывают алюминиевые сплавы, легированные скандием, несмотря на очень высокую цену последнего. Наиболее значительные результаты достигнуты при введении 0,2...0,3 % Sc в магнелии, поскольку рост прочности не сопровождается ухудшением

важных характеристик (в частности, коррозионной стойкости и технологичности). Упрочнение достигается за счет образования дисперсоидов Al_3Sc , которые когерентны алюминиевой матрице. Но один из редких примеров выделения стабильной фазы без промежуточных стадий. Дисперсионно-твердеющие сплавы системы Al-Mg-Sc (01570) формально как магналии иногда относят к группе термически неупрочняемых сплавов, хотя это ошибочно. На уровне микроструктуры сплавы со скандием мало отличаются от обычных магналиев.

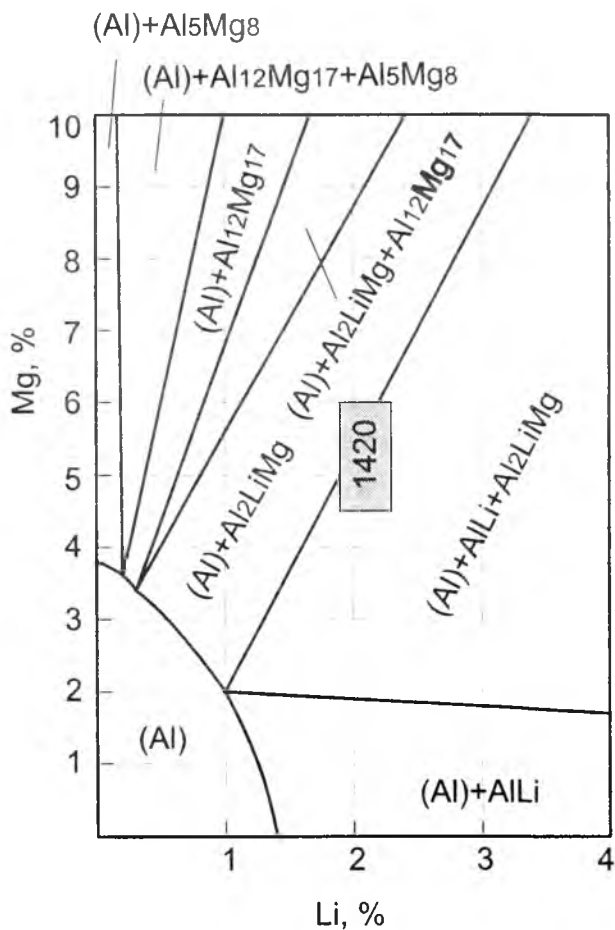


Рис. 2.10. Изотермическое сечение диаграммы состояния Al-Li-Mg при 500°C

2.3. Порядок проведения работы

2.3.1. Просмотреть набор приготовленных шлифов деформируемых алюминиевых сплавов и определить фазы и структурные составляющие.

2.3.2. Используя атласы микроструктур и диаграмм состояния (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематически зарисовать изученные структуры сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.

2.3.3. По указанию преподавателя схематически изобразить изменение микроструктуры сплавов на различных технологических этапах.

2.4. Требования к отчету по работе

Отчет должен содержать:

- зарисовки всех изученных микроструктур деформируемых алюминиевых сплавов с указанием увеличения (в виде маркера);
- указание под каждой микроструктурой марки сплава, среднего химического состава, состояния, показанные стрелками структурные составляющие;
- Зарисовки соответствующих микроструктурам диаграмм состояния, необходимых для анализа структуры сплавов.

Литература

Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение цветных металлов. Раздел: Алюминиевые сплавы. Металловедение, применение стандарты. М.: МИСиС, 2000.

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 1999.

Контрольные вопросы

1. Какие основные легирующие элементы в деформируемых алюминиевых сплавах?
2. Что из себя представляют дисперсоиды?
3. Для чего и в каком количестве в магналии вводят марганец?
4. Какие основные легирующие элементы в сплаве В95?
5. При какой температуре можно проводить гомогенизацию слитков сплавов типа Д16?
6. Что из себя представляют строчки в структуре деформированных полуфабрикатов?

7. Чем отличается абсорбционный контраст от деформационного?
8. Что такое пережог и как он отражается на микроструктуре?
9. Почему в прессованных полуфабрикатах легче сохранить не-рекристаллизованную структуру по сравнению с кованными?
10. Как меняется структура алюминиевого твердого раствора при холодной деформации?
11. Что такое наклеп и как он отражается на механических свойствах деформированных полуфабрикатов?
12. Какие структурные изменения проходят при нагреве под закалку холоднокатаных листов авиалей?
13. Какие избыточные фазы в гомогенизированных слитках сплава АК4-1?
14. Чем отличается полигонизованная структура от рекристаллизованной?
15. Как влияет температура прокатки на зеренную структуру закаленного сплава АК8?
16. За счет чего достигается упрочнение в сплаве В95?
17. Какие стадии старения можно ожидать в сплаве АД31?
18. Какие избыточные фазы кристаллизационного происхождения могут сохраниться в структуре деформированных полуфабрикатах сплава АМг6, приготовленного на алюминии А5?
19. Какие фазы могут присутствовать в деформированных полуфабрикатах сплава 1420 после закалки и старения?
20. В чем состоит особенность влияния скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов?

Лабораторная работа 3

МИКРОСТРУКТУРА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(4 часа)

3.1. Цель работы

Анализ микроструктур промышленных деформируемых и литейных магниевых сплавов в различных состояниях.

3.2. Теоретическое введение

Магний – двухвалентный элемент, имеющий ГП решетку. Температура плавления магния чистотой 99,99 % составляет 651 °С. Отличительное свойство магния – его невысокая плотность: 1,738 г/см³ при 20 °С. В силу этого магний и его сплавы нашли широкое применение при получении деталей для самолето – и ракетостроения атомной энергетики и автомобилестроения.

Все промышленные магниевые сплавы в зависимости от их назначения делятся на две основные группы:

– деформируемые, предназначенные для производства полуфабрикатов различными методами обработки давлением;

– литейные, предназначенные для получения деталей методом фасонного литья.

В табл. 3.1 представлено влияние основных легирующих элементов и примесей на разные структурные параметры в промышленных магниевых сплавах.

Таблица 3.1

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

Элементы структуры	Легирующие элементы и примеси*
Твердорастворное легирование (Mg) и образование фаз-упрочнителей при старении	Al, Cu, Si, Zn, Li, Nd
Образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз	Fe, Ni, Mn, Al, Si, Cu, Nd
Образование дисперсоидов в различных состояниях	H, Zr, Mn
*Один и тот же элемент может быть классифицирован по-разному в зависимости от его количества и состава сплава.	

Наиболее вредными примесями в деформируемых и литейных магниевых сплавах являются никель, железо и кремний. Содержание этих примесей строго ограничивают, так как они снижают коррозионную стойкость изделий.

Российские деформируемые и литейные магниевые сплавы маркируют соответственно буквами МА и МЛ. В других странах магниевые сплавы маркируются по-другому, например, в соответствии с американской маркировкой сплавы маркируются двумя заглавными буквами:

АМ – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов алюминий и марганец;

AZ – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов алюминий и цинк;

ZK – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов цинк и цирконий (см. Приложение 3).

Деформируемые магниевые сплавы (ГОСТ 14957–76) в зависимости от свойств и природы влияния легирующих элементов делят на несколько групп:

- коррозионностойкие сплавы, легированные марганцем;
- сплавы средней и высокой прочности, легированные алюминием, цинком и марганцем;
- высокопрочные сплавы, легированные цинком и цирконием;
- жаропрочные сплавы, легированные редкими и редкоземельными металлами;
- ультралегкие сплавы, легированные литием.

Полуфабрикаты из магниевых сплавов чаще всего получают горячей обработкой давлением, так как при комнатной температуре пластичность сплавов на основе магния (за исключением сплавов системы Mg–Li) мала.

Горячая деформация (прокатка, прессование, ковка), как правило, проводится при температурах 200...500 °С.

В качестве заготовок для горячей обработки давлением служат слитки, полученные полунепрерывным методом.

Гомогенизацию слитков деформируемых магниевых сплавов чаще всего совмещают с нагревом их под обработку давлением.

После горячего прессования полуфабрикаты из магниевых сплавов, не содержащих цирконий, имеют рекристаллизованную структуру.

В сплавах с цирконием почти всегда наблюдается характерная строчечность структуры, ориентированная вдоль направления де-

формации. При горячей прокатке формируется полосчатая структура. Локализация деформации в узких полосах приводит к тому, что рекристаллизация проходит только в полосах деформации, объем же металла между полосами остается нерекристаллизованным.

Деформированные полуфабрикаты из магниевых сплавов, не упрочняемые термической обработкой, подвергают высокотемпературному (рекристаллизационному) отжигу. Такой отжиг способствует уменьшению различия в свойствах полуфабрикатов вдоль и поперек направления деформации.

Термически упрочняемые деформируемые магниевые сплавы после горячей обработки давлением подвергают закалке без старения часто с охлаждением на воздухе в струе теплого воздуха, или закалку с последующим старением.

Нагрев под закалку способствует частичному или полному растворению избыточных фаз литейного происхождения, а также тех, которые образуются при горячей деформации. Последующее охлаждение полуфабриката при закалке формирует пересыщенный твердый раствор, который затем распадается при старении.

Пересыщенные растворы на основе магния (кроме сплавов магния с редкоземельными металлами), как уже отмечалось, фиксируются при небольших скоростях охлаждения. Поэтому такие сплавы закаливают на воздухе или в струе сжатого воздуха, иногда в кипящей или горячей воде.

Литейные магниевые сплавы (ГОСТ 2856–79) подразделяют на следующие основные группы:

- сплавы средней и высокой прочности на базе системы $Mg-Al-Zn$;
- высокопрочные сплавы на базе систем $Mg-Al-Zn$;
- жаропрочные сплавы, легированные редкоземельными металлами.

Структура литейных магниевых сплавов схожа со структурой слитков деформируемых сплавов.

В целом по структуре магниевые сплавы, как правило, близки сплаву Х1 на рис. 1.1.

Сплавы системы $Mg-Al-Zn$. Фазовый состав литейных и деформируемых сплавов этой системы можно проанализировать помощью диаграммы состояния системы $Mg-Al-Zn$ (рис. 3.1) составляющих ее двойных систем $Mg-Zn$ (рис. 3.2) и $Mg-Al$ (рис. 3.3).

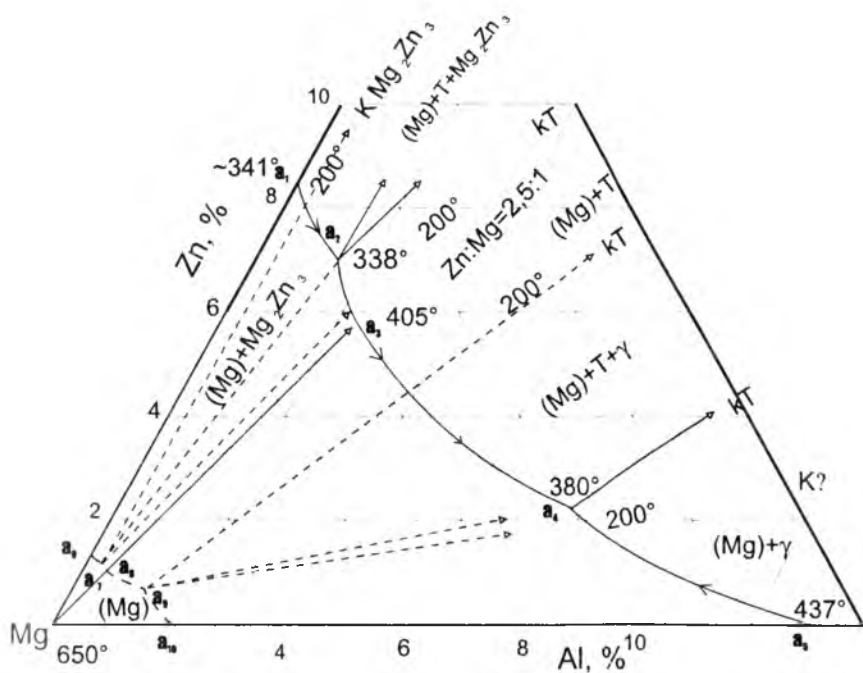


Рис. 3.1. Диаграмма состояния системы Mg-Al-Zn

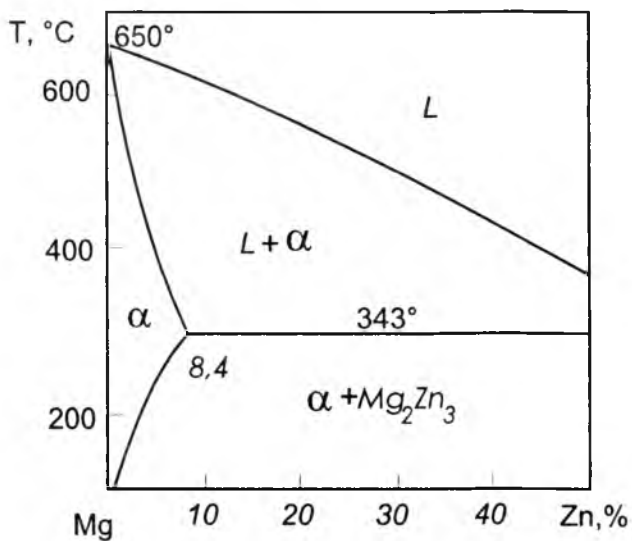


Рис. 3.2. Диаграмма состояния системы Mg-Zn

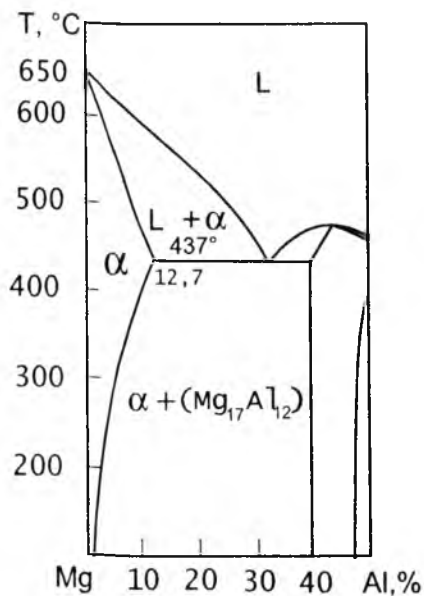


Рис. 3.3. Диаграмма состояния системы Mg–Al

В равновесии с (Mg) в системе Mg–Zn находится промежуточная фаза Mg_2Zn_3 , образующаяся по перитектической реакции $\text{L} + \text{MgZn}_2 \Rightarrow \text{Mg}_2\text{Zn}_3$ при температуре 410°C . В свою очередь эта фаза совместно с (Mg) при температуре 341°C участвует в эвтектическом равновесии $\text{L} \Leftrightarrow (\text{Mg}) + \text{Mg}_2\text{Zn}_3$ (см. рис. 3.2).

В системе Mg–Al ближайшей к магнию является конгруэнтно плавящаяся промежуточная γ -фаза переменного состава на основе интерметаллида γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$). При температуре 437°C эта фаза совместно с (Mg) участвует в эвтектическом равновесии $\text{L} \Rightarrow (\text{Mg}) + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{13}$. Максимальная растворимость алюминия в магнии при температуре эвтектики составляет 12,7 % и уменьшается при понижении температуры (см. рис. 3.3).

В трехкомпонентной системе Mg–Al–Zn, кроме перечисленных фаз, в равновесии с магниевым твердым раствором может присутствовать тройная фаза T ($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$), которая при температуре 380°C участвует в эвтектическом равновесии $\text{L} \Rightarrow (\text{Mg}) + \text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3 + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (см. рис. 3.1).

К сплавам системы Mg–Al–Zn могут быть отнесены:

- деформируемые (МА2, МА2-1 и МА2-1 пч, МА3 и МА5);
- литейные (МЛ5, МЛ4 и МЛ6).

Составы этих и других промышленных магниевых сплавов представлены в Приложении 3.

Наиболее распространенным деформируемым сплавом настоящей системы является *сплав МА2-1*. Он содержит 4,5 % Al, 1,2 % Zn и 0,5 % Mn. При получении слитков этого сплава полунепрерывным способом, в результате неравновесной кристаллизации его структура состоит из двух структурных составляющих: первичных кристаллов (Mg) и неравновесной двойной эвтектики (Mg) + $Mg_{17}Al_{12}$, которая в результате вырождения представлена выделениями фазы $Mg_{17}Al_{12}$ по границам дендритных ячеек магниевое твердого раствора.

При этом цинк в сплаве МА2-1 самостоятельной фазы не образует, частично входит в твердый раствор на базе магния, а частично растворен в соединении $Mg_{17}Al_{12}$, замещая в нем атомы магния и алюминия без нарушения стехиометричности. В результате более точной формулой главной избыточной фазы γ в сплаве МА2-1 является $(Mg,Zn)_{17}(Al,Zn)_{12}$.

Марганец в сплаве МА2-1 частично входит в твердый раствор на базе магния, а частично входит в состав алюминидов типа η (AlMn) и ϵ (AlMn). В алюминидах марганца растворена вся примесь железа с образованием фазы (Mn, Fe)Al. Таким образом, марганец предотвращает образование самостоятельных железосодержащих фаз, которые резко снижают коррозионную стойкость магниевых сплавов. Менее распространенные деформируемые сплавы системы Mg-Al-Zn (МА2, МА3 и МА5) имеют структуру, аналогичную сплаву МА2-1. Отличие состоит лишь в том, что в сплаве МА2, содержащем меньшее количество алюминия, чем у сплава МА2-1, в структуре будет присутствовать меньшее количество фазы γ ($Mg_{17}Al_{12}$). В сплавах МА3 и МА5, содержащих большее количество алюминия, фаза γ ($Mg_{17}Al_{12}$) будет присутствовать в большем количестве.

Сплавы МА2, МА2-1, МА2-1пч и МА3 не подвергают закалке и старению. После горячей обработки давлением в состоянии поставки структура полуфабрикатов из этих сплавов состоит из рекристаллизованных зерен (Mg) – раствора и остатков нерастворившихся при температуре горячей деформации частиц фазы $(Mg,Zn)_{17}(Al,Zn)_{12}$ и алюминидов марганца.

Более высокопрочный сплав МА5 обычно подвергают закалке, а в отдельных случаях закалке и последующему старению. При этом упрочнение достигается за счет выделения дисперсных выделений фазы γ .

В промышленных условиях сплав МА2 деформируют при температурах 275...400 °С. Из него изготавливают прессованные полуфабрикаты, поковки и штамповки. Сплав сваривается аргонно-дуговой и контактной сваркой, рекомендуется для длительной работы при 150 °С и кратковременной при 200 °С.

Сплавы МА2-1 и МА2-1пч подвергают горячей деформации. Из них получают все виды полуфабрикатов. Сплавы свариваются аргонно-дуговой сваркой.

Сплавы МА3 и МА5 подвергают горячей деформации. Из них получают все виды полуфабрикатов. Свариваемость сплавов понижена, они склонны к образованию трещин при сварке.

Самый широко используемый литейный магниевый сплав системы Mg–Al–Zn – **сплав МЛ5** (8,5 % Al, 0,5 % Zn и 0,35 % Mn). Структура отливок этого сплава в значительной степени похожа на структуру слитков деформируемых сплавов этой системы (в особенности сплава МА5).

В результате неравновесной кристаллизации структура сплава МЛ5 состоит из двух структурных составляющих: первичных кристаллов (Mg) и неравновесной двойной эвтектики (Mg) + $Mg_{17}Al_{12}$, которая в результате вырождения представлена выделениями фазы $Mg_{17}Al_{12}$ (точнее $(Mg,Zn)_{17}(Al,Zn)_{12}$). Этот интерметаллид хорошо выделяется на светлом фоне магниевого твердого раствора в виде четко очерченных светлых включений по границам дендритных ячеек.

Марганец в сплаве МЛ5 частично входит в твердый раствор на базе магния, а частично – в состав алюминидов типа η (AlMn) и τ (AlMn). В алюминидах марганца, как уже отмечалось выше, растворена вся примесь железа. Таким образом, марганец предотвращает образование самостоятельных железосодержащих фаз, резко снижающих коррозионную стойкость магниевых сплавов.

При медленной кристаллизации в песчаной форме эти включения довольно крупные, извилистые и вытянуты по границам зерен. При быстрой кристаллизации в кокиле (металлической форме) они более мелкие и округлые. Вокруг включений интерметаллида эвтектического происхождения часто встречаются темные участки (Mg) – твердого раствора, в которых при замедленном охлаждении в литейной форме, особенно в песчаной, успел произойти распад пересыщенного раствора с выделением интерметаллида $Mg_{17}Al_{12}$.

Сплав МЛ5 используют в состояниях после закалки с 420 °С и реже после закалки со старением. Благодаря высокой устойчивости

переохлажденного раствора сплав МЛ5 можно закаливать с охлаждением на воздухе.

При нагреве под закалку неравновесные фазы литейного происхождения переходят в твердый раствор, и после закалки структура сплава МЛ5 состоит из пересыщенного раствора алюминия и цинка в магнии. В отдельных случаях структура этого сплава может состоять из зерен (Mg) – раствора на базе магния и остатков нерастворившихся при нагреве под закалку частиц фазы $(\text{Mg,Zn})_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ и алюминидов марганца.

После закалки в воде границы зерен (Mg) – раствора очень трудно выявить. При этом после закалки на воздухе они выявляются травлением гораздо легче из-за того, что около них при медленном охлаждении частично успевает пройти распад раствора с выделением дисперсной фазы $(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$.

Старение сплава МЛ5 после закалки проходит также с выделением дисперсного интерметаллида $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Распад пересыщенного раствора при этом начинается по границам зерен. При больших увеличениях видно, что выделения фазы $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ имеют пластинчатую форму. С увеличением продолжительности старения распад охватывает все большую площадь шлифа.

Следует отметить, что магниевые сплавы нечасто подвергают старению. Связано это с тем, что в состаренном состоянии для многих сплавов характерна пониженная пластичность и слабое упрочнение в результате прерывистого распада раствора, идущего по границам зерен.

Сплав МЛ6 (9,5 % Al, 0,8 % Zn и 0,35 % Mn) отличается от структуры сплава МЛ5 в литом состоянии только большим количеством фазы $(\text{Mg,Zn})_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$. Связано это с тем, что он содержит до 10,2 % Al (см. Приложение 3, табл. 1).

В **сплаве МЛ4** (6,0 % Al, 2,5 % Zn и 0,35 % Mn) наряду с фазой $(\text{Mg,Zn})_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ в небольшом количестве может присутствовать гройная фаза Т ($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$), что связано повышенной концентрацией цинка в этом сплаве (см. Приложение 3).

Сплавы МЛ4 и МЛ6 также относятся к числу термически упрочняемых. Отливки из них чаще подвергают закалке, а иногда закалке с последующим искусственным старением. Упрочнение при этом обеспечивается за счет выделения дисперсной фазы $(\text{Mg,Zn})_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$. Механические свойства перечисленных сплавов представлены в табл. 3.1.

Таблица 3.1

Механические свойства отливок сплавов на базе системы Mg–Al–Zn, полученных различными способами литья, после закалки и старения

Марка сплава	Способы литья*	Режим ТО	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
МЛ4	З, О	Т4	220	–	5
		Т6	230	–	2
МЛ5	З, О, К	Т4	230	85	5
		Т6	230	–	2
МЛ6	З, О, К	Т4	220	110	4
		Т6	220	140	1

* З – земляное литье, О – в оболочковые формы, К – кокиль.

Отличительной особенностью и несомненным недостатком литейных сплавов системы Mg–Al–Zn является склонность к образованию микрорыхлот, т.е. скоплению пор по границам зерен и дендритных ячеек (Mg)-твердого раствора. Принято считать, что микрорыхлоты имеют в основном усадочное происхождение, но это явление может усиливаться в случае выделения водорода во время кристаллизации.

Сплав МЛ4 характеризуется наивысшей склонностью к образованию микрорыхлот. Литейные свойства этого сплава невысоки, он склонен к образованию горячих трещин и из-за сильной усадки рекомендуется только для литья в песчаные формы. Сплав МЛ5, как уже отмечалось, является наиболее распространенным сплавом и используется для получения нагруженных деталей. Отливки из него получают литьем в землю и в оболочковые формы, а также в кокиль и под давлением. Сплав МЛ6 – наиболее легированный сплав, имеет наилучшие литейные свойства, обладает более высокими упругими свойствами.

Сплавы системы Mg–Mn. К деформируемым сплавам системы Mg–Mn можно отнести *сплав МА8*, который содержит около 1,8 % Mn и 0,3 % Се. Марганец не образует с магнием промежуточной фазы и входит в твердый раствор на основе магния, а также образует самостоятельную фазу (Mn). При температуре 653 °С (Mn) участвует с (Mg) в перитектической реакции $L+(Mn) \Rightarrow (Mg)$. Максимальная растворимость марганца в магнии при температуре перитектической реакции составляет 3,4 % и резко уменьшается с понижением температуры (рис. 3.4).

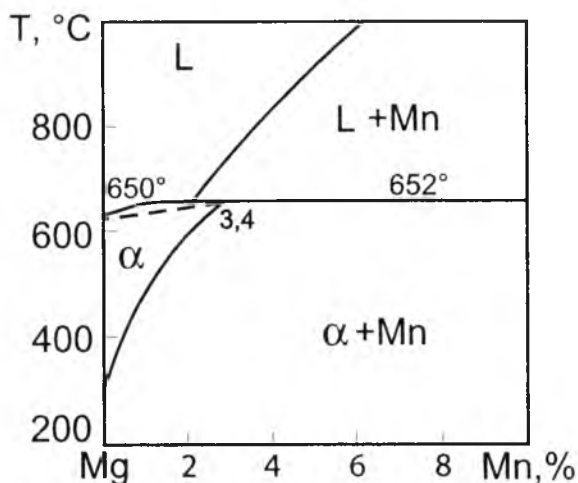


Рис. 3.4. Диаграмма состояния системы Mg-Mn

Церий образует в сплаве инконгруентно плавящуюся фазу Mg_9Ce постоянного состава, которая при температуре 614 °С участвует в перитектическом равновесии $\text{L} + \text{Mg}_3\text{Ce} \rightleftharpoons \text{Mg}_9\text{Ce}$. Кроме того, церий частично растворен в магнии.

При неравновесной кристаллизации структура слитков сплава МА8 состоит из малолегированного раствора на базе магния, граничных включений марганца и округлых включений Mg_9Ce , входящих в состав вырожденной эвтектики $(\text{Mg}) + (\text{Mn}) + \text{Mg}_9\text{Ce}$.

Сплав МА8 термической обработке не подвергают. В отожженном состоянии структура сплава состоит из рекристаллизованных зерен раствора на базе магния, включений марганца и фазы Mg_9Ce . Дисперсные включения Mg_9Ce способствуют измельчению зерна магниевых раствора, повышению прочности и пластичности.

Сплав МА8 предназначен для изготовления листовых деталей обшивки внутреннего набора самолетов, плит и штамповок сложной конфигурации, профилей и труб для деталей топливной арматуры.

Сплав обладает высокими технологическими свойствами, хорошо прокатывается, прессуется и штампуется, имеет более высокие значения предела прочности и длительной прочности.

В табл. 3.2 сопоставлены механические свойства отливок сплава МЛ5 в закаленном состоянии и отожженных листов из сплавов МА2-1 и МА8.

Механические свойства сплавов МЛ5, МА2-1 и МА8

Сплав	МЛ5	МА2-1	МА8
σ_b , МПа	220	280	250
δ , %	5	12	16

Сплавы системы Mg–Zn–Zr

Кроме цинка и циркония сплавы настоящей системы содержат редкоземельные металлы и кадмий, а также серебро. Цинк и цирконий входят в раствор на базе магния, а также образуют соединения Mg_2Zn_3 . Сплавы этой группы отличаются высокими механическими свойствами. Это обусловлено упрочняющим действием цинка в сочетании с модифицирующим действием циркония.

При концентрациях Zr более 0,4...0,5 % из жидкости первично кристаллизуется твердый раствор на основе циркония (рис. 3.5). Выделение частиц циркониевого раствора способствует увеличению числа центров кристаллизации в расплаве и, следовательно, измельчению зерна основной фазы – магниевого твердого раствора. Выделение циркония способствует очистке магниевого расплава от вредной примеси – железа. Помимо этого цирконий связывает водород и тем самым препятствует развитию пористости и повышает коррозионную стойкость магниевых сплавов.

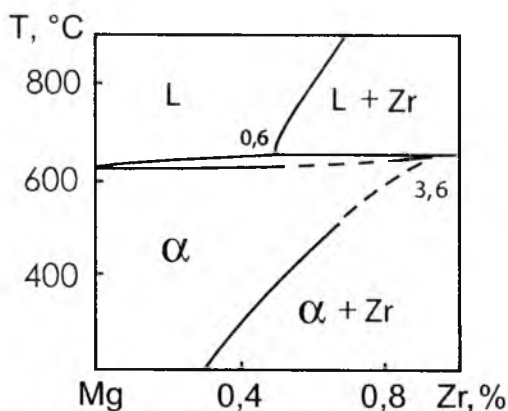


Рис. 3.5 Диаграмма состояния системы Mg–Zr

Редкоземельные металлы в результате образования химических соединений с магнием благоприятно влияют на механические свойства сплавов при повышенных температурах. В частности лантан способствует повышению жаропрочности, но при этом снижает

прочность и пластичность при комнатной температуре. Неодим повышает жаропрочность и пластичность сплавов.

Кадмий входит в твердый раствор на основе магния, и повышает механические и технологические свойства сплавов.

Серебро, входя в твердый раствор на основе магния, повышает прочность и пластичность сплавов.

К сплавам системы Mg–Zn–Zr могут быть отнесены:

деформируемые МА14, МА15, МА19 и МА20;

литейные МЛ8, МЛ12, МЛ15 и МЛ18. Составы этих промышленных магниевых сплавов представлены в Приложении 3.

Деформируемый *сплав МА14* (5 % Zn и 0,6 % Zr) отличается самым высоким пределом текучести (300 МПа).

Структура сплава в литом состоянии содержит две основные структурные составляющие: раствор цинка и циркония в (Mg) и включения фазы Mg_2Zn_3 светло-коричневого цвета. Внутри (Mg) видны дисперсные вторичные выделения фазы Mg_2Zn_3 .

В отдельных местах шлифа можно увидеть хорошо ограненные кристаллы фазы Zn_2Zr_3 .

Сплав МА14 по химическому составу близок к литейному сплаву МЛ12 и поэтому в литом состоянии оба сплава имеют качественно аналогичную микроструктуру.

Сплав МА14 подвергают термической обработке по режиму Т1 (старение при 170 °С в течение 16 ч без предварительной закалки) после горячей обработки давлением. Закалка прессованных и штампованных полуфабрикатов из сплава МА14 с нерекристаллизованной структурой не дает положительных результатов, так как эффект разупрочнения при рекристаллизации в результате нагрева под закалку не компенсируется в достаточной степени упрочнением при последующем искусственном старении.

В горячедеформированных и состаренных полуфабрикатах из сплава МА14 основными структурными составляющими являются рекристаллизованные зерна раствора цинка и циркония в магнии и не растворившиеся при нагреве под горячую деформацию частицы фазы Mg_2Zn_3 .

Из сплава МА14 изготавливают прессованные и кованые полуфабрикаты. Детали из этого сплава могут работать длительно при температурах до 120 °С, кратковременно – до 200 °С.

Недостатком сплава является его неудовлетворительная свариваемость и склонность к образованию трещин в процессе горячей деформации.

Сплав МА20 относится к сплавам средней прочности, кроме цинка и циркония он содержит церий. Из-за высокой пластичности хорошо прокатывается методом рулонной прокатки. Из него получают любые полуфабрикаты, в том числе штамповкой детали сложной формы; хорошо сваривается; обладает хорошей коррозионной стойкостью.

Сплав МА15 содержит кадмий, а также лантан, который повышает прочностные свойства и свариваемость. Из него получают все виды полуфабрикатов.

Сплав МА19 самый прочный сплав. Дополнительно содержит кадмий и неодим. Из него изготавливают прессованные полуфабрикаты, поковки и штамповки. Сплав отличается плохой свариваемостью при аргонно-дуговой сварке и хорошей при контактной роликовой и точечной сварке.

Литейный **сплав МЛ12** (4,5 % Zn и 0,8 % Zr) относится к групп высокопрочных литейных сплавов. Как уже отмечалось, структура этого сплава в литом состоянии аналогична сплаву МА14 и содержит две основные структурные составляющие (Mg) и Mg_2Zn_3 . Кроме того в структуре могут присутствовать ограненные кристаллы фазы Zn_2Zr_3 .

Отливки из сплава МЛ12 используют в состоянии Т1 (старение после литья при 300 °С в течение 6 ч). Фазовый состав сплава в процессе старения не изменяется, происходит лишь дополнительное выделение фазы Mg_2Zn_3 в виде дисперсных частиц. Причем процесс распада (Mg) твердого раствора начинается, прежде всего, у границ зерен, а также на дислокациях в зонах, обогащенных цинком и цирконием.

При повышении температуры старения до 350...400 °С происходит огрубление продуктов распада твердого раствора. В результате прочность сплава при комнатной температуре значительно снижается.

Сплав МЛ12 обладает удовлетворительными литейными свойствами, позволяющими применять его для литья крупных сложных отливок в песчаные формы и кокиль. Сплав имеет высокие механические свойства как в литом ($\sigma_b = 220$, $\sigma_{0,2} = 120$ МПа), так и состаренном состоянии ($\sigma_b = 250$, $\sigma_{0,2} = 150$ МПа). Благодаря легированию цирконием отличается повышенной жаропрочностью.

Сплав применяют для получения отливок прочных и герметичных деталей, работающих в условиях динамических нагрузок.

К недостаткам сплава МЛ12 можно отнести плохую свариваемость и склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения.

Сплав МЛ8 относится к системе Mg–Zn–Zr–Cd (6 % Zn, 0,9 % Zr, 0,5 % Cd). Высокое содержание цинка и дополнительное легирование кадмием позволяет значительно повысить механические ($\sigma_{0,2} = 290$ МПа) и улучшить технологические свойства сплава. Введение кадмия, растворяющегося в магниевом твердом растворе, не изменяет фазового состава сплава, и его структура аналогична структуре сплава МЛ12.

Сплав МЛ8 подвергают термообработке по режиму Т6 (закалка с 190 °С, охлаждение сжатым воздухом и старение при 165 °С, 24 ч) или по режиму Т61 (закалка с 490 °С, охлаждение в горячей воде 90 °С, старение 165 °С, 24 ч).

При нагреве под закалку избыточные фазы переходят в (Mg) – раствор, и после закалки сплав МЛ8 содержит одну фазу – пересыщенный твердый раствор всех легирующих элементов в магнии.

В процессе закалки на воздухе в отливках сплава происходит частичный распад (Mg) – раствора с выделением дисперсных частиц фазы Mg_2Zn_3 около границ зерен. В результате такие границы зерен выявляются на шлифе лучше, чем после закалки в воде. Прочностные характеристики сплава после старения в значительной степени зависят от скорости охлаждения при предшествующей закалке. Максимальные свойства у сплава достигаются в результате старения после закалки в воде.

Сплав МЛ8 в состоянии Т61 обладает высокими механическими свойствами, особенно пределом текучести ($\sigma_{0,2} = 205$ МПа). Он превосходит сплав МЛ5 по временному сопротивлению на 25 % и по пределу текучести в 2 раза.

Высокие механические свойства сплава МЛ8 позволяют получать из него отливки сложной формы ответственного назначения: кронштейны, фермы, детали приборов и аппаратов, требующих высокой усталостной прочности. Рабочие температуры – до 150 °С, при кратковременной эксплуатации – до 200 °С. Предел ползучести сплава МЛ8 составляет $\sigma_{0,2}^{150/100} = 45$ МПа, предел выносливости $\sigma_{-1} = 75$ МПа.

Сплав МЛ15 (4,5 % Zn, 0,8 % Zr и 1 % La). Лантан способствует повышению литейных свойств за счет увеличения количества эвтектики, повышает жаропрочность, улучшает свариваемость, уменьшает склонность к образованию микрорыхлот и горячих трещин.

В литом состоянии структура сплава МЛ15 состоит из твердого раствора цинка, циркония и лантана в (Mg) и промежуточной фазы на основе соединения Mg_3La , выделяющейся по границам зерен и

дендритных ячеек. Кроме того, сплав может содержать промежуточные фазы, образованные цинком и цирконием (Zn_2Zr_3 , $ZnZr$).

Сплав термически упрочняется по режиму T1 (старение при 300 °С в течение 6 ч.). Структура сплава в термообработанном состоянии аналогична структуре сплава после литья.

Сплав МЛ15 обладает хорошими литейными свойствами. Он пригоден для получения сложных крупногабаритных и каркасных отливок, детали из которых могут работать под высоким внутренним давлением. Отличается повышенной герметичностью и хорошей свариваемостью. Обладает наиболее высокими жаропрочными свойствами среди всех высокопрочных сплавов. Рабочие температуры – до 200 °С (кратковременно до 300...350 °С).

Сплав МЛ18 (7,5 % Zn; 0,9 % Zr; 0,7 % Cd; 1,3 % Ag) отличается хорошими литейными и высокими прочностными свойствами.

Жаропрочные магниевые сплавы, легированные РЗМ

Чаще всего основным легирующим элементом в этих сплавах является неодим. Для легирования сплавов применяют также иттрий, цинк, индий и другие металлы. Кроме того, все жаропрочные сплавы содержат в своем составе цирконий, благодаря которому отливки имеют однородную мелкозернистую структуру, обеспечивающую высокие и однородные механические свойства. Цирконий оказывает также рафинирующее действие, очищая сплавы от вредных примесей.

Дополнительно редкоземельные металлы снижают окисляемость магниевых сплавов в жидком и твердом состояниях.

Согласно теоретическим положениям, разработанным А.А. Бочваром, высокую жаропрочность магниевых сплавов, содержащих РЗМ обеспечивают:

- 1) создание сложнолегированного термически стабильного твердого раствора; именно введение трехвалентных РЗМ элементов и иттрия приводит к повышению сил межатомной связи в (Mg);
- 2) создание гетерогенной дисперсной структуры в процессе старения за счет выделения фазы Mg_9Nd ;
- 3) повышение термической стабильности и температуры коагуляции упрочняющих фаз;
- 4) укрепление границ зерен, что достигается образованием тонкого каркаса частиц фаз, блокирующих границы зерен.

К сплавам настоящей системы могут быть отнесены:

деформируемые МА11 и МА12;

литейные МЛ9, МЛ10 и МЛ19. Составы этих промышленных магниевых сплавов представлены в Приложении 3.

Сплав МА11 (3 % Nd) дополнительно легирован марганцем и никелем и при этом не содержит цирконий. Из-за присутствия никеля коррозионная стойкость сплава МА11 крайне низка и поэтому он не нашел широкого применения.

Сплав МА12 (3 % Nd и 0,5 % Zr) в литом состоянии состоит из зерен (Mg) и включений соединения $Mg_{12}Nd$ (рис. 3.6), в виде сетки по границам зерен. Эта сетка из тугоплавкого соединения $Mg_{12}Nd$ образует жесткий каркас, затрудняющий прохождение пластической деформации в сплаве при повышенных температурах. Именно благодаря этому обеспечивается высокая жаропрочность сплава в литом состоянии.

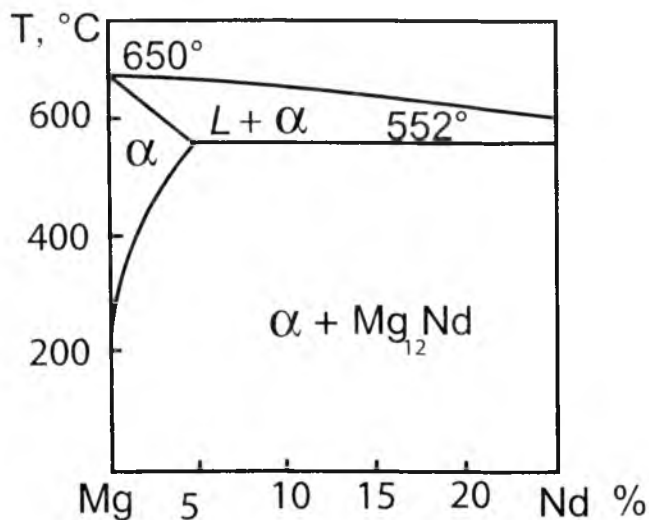


Рис. 3.6. Диаграмма состояния системы Mg–Nd

При обработке давлением сетка из соединения $Mg_{12}Nd$ дробится, и включения этой фазы выстраиваются вдоль направления деформации, в результате чего образуется строчечная структура.

Сплав МА12 относится к термически упрочняемым сплавам. Его подвергают закалке с последующим старением по режиму Т6 (закалка с 530 °С, охлаждение в горячей воде и старение при 200 °С в течение 16 ч).

При нагреве под закалку избыточные фазы переходят в твердый раствор, поэтому строчечная структура после термообработки или полностью исчезает, или остается слабо выраженной. В процессе старения происходит выделение дисперсных частиц тугоплавкой фазы Mg_9Nd . Благодаря этому затрудняется пластическая деформация сплава как при комнатной, так и при более высоких температурах, повышаются механические свойства, в том числе пределы длительной прочности и ползучести.

Дополнительное упрочнение сплава в результате резкого измельчения зерна объясняется образованием гидридов циркония, которые из-за большой дисперсности не видны при обычном металлографическом анализе.

Из сплава МА12 изготавливают листы, прессованные полуфабрикаты, поковки и штамповки для сварных конструкций, долгое время работающих при температурах до 200 °С.

Литейный *сплав МЛ10* (2,4 % Nd, 0,4 % Zn, 0,5 % Zr). Добавка цинка (до 0,7 %) введена для повышения эффективности термической обработки, в результате существенно увеличиваются предел текучести и сопротивление ползучести сплава. В соответствии с диаграммой состояния системы Mg–Nd–Zr, цинк растворяется в твердом растворе на основе магния и в промежуточной фазе $(Mg,Zn)_9Nd$ или $(Mg,Zn)_{12}Nd$. Имеются также данные о возможности образования небольшого количества тройной промежуточной фазы X ($MgNd_4Zn_5$) эвтектического происхождения.

В литом состоянии структура сплава МЛ10 состоит из зерен твердого раствора неодима, цинка и циркония в магнии и вырожденной эвтектики по границам зерен в виде частиц фазы $(Mg,Zn)_{12}Nd$. Внутри зерен твердого раствора располагаются зоны, обогащенные цирконием. В них выделяются частицы гидроксида циркония, цирконидов цинка и соединений циркония с примесями, содержащимися в сплаве, такими как алюминий, железо и кремний.

Сплав МЛ10 применяют в состоянии Т6 (закалка с 540 °С на воздухе и старение при 200 °С, 12...18 ч).

В результате гомогенизации сплава, проходящей при нагреве под закалку фаза $(Mg,Zn)_{12}Nd$ почти полностью растворяется, неодим и цинк переходят в твердый раствор. В закаленном состоянии сплав состоит только из пересыщенного твердого раствора на основе магния. Для предотвращения распада твердого раствора во время закалки сплав МЛ10 закаливают путем охлаждения отливок сжатым воздухом. Структура состаренного сплава МЛ10 в световом микроскопе

из-за высокой дисперсности продуктов распада (Mg) практически неотличима от структуры сплава в закаленном состоянии.

Сплав МЛ10 обладает хорошими литейными свойствами, высокими механическими свойствами при комнатной и повышенной температурах, высокой термической стабильностью, а также хорошей коррозионной стойкостью. Из него получают отливки деталей нагруженных двигателей, самолетов, различных корпусных деталей. Рабочие температуры – до 250 °С, при кратковременной эксплуатации – до 350 °С.

Сплав МЛ9 (2,2 % Nd, 0,7 % Zr и 0,5 % In). По фазовому составу он близок к сплаву МЛ10. Индий самостоятельной фазы не образует и находится в твердом растворе на основе магния, способствуя его дополнительной стабилизации при длительных выдержках до 300 °С.

В литом состоянии сплав МЛ9 содержит: твердый раствор неодима, циркония и индия в магнии и вырожденную эвтектику, проявляющуюся в виде выделений фазы Mg_9Nd по границам дендритных ячеек. Кроме того, возможно наличие в структуре частиц цирконий содержащих фаз. После термической обработки Т6 (закалка с 540 °С, обдувка сжатым воздухом и старение при 200 °С, 6...12 ч) структура сплава состоит из (Mg) дисперсных выделений упрочняющей фазы Mg_9Nd .

Сплав МЛ9, так же как и сплав МЛ10, имеет хорошие литейные и механические свойства. Он обладает наибольшей жаропрочностью среди сплавов этой группы и пригоден для длительной эксплуатации при температурах до 300 °С.

Ультралегкие деформируемые магниевые сплавы на базе системы Mg–Li

Магний – литиевые сплавы являются одними из самых легких конструкционных металлических материалов. В зависимости от содержания лития и структуры эти сплавы подразделяют на три группы:

1. Сплавы ($\leq 5,7$ % Li) на основе α -твердого раствора лития в магнии с ГП решеткой. Имеют прочностные свойства на уровне стандартных деформируемых сплавов (плотность на 5...10 % ниже).

2. Сплавы (5,7...10,3 % Li) имеющие двухфазную ($\alpha+\beta$)-структуру. С ростом концентрации лития возрастает пластичность, но падает прочность.

3. Сплавы ($> 10,3$ % Li) на основе β -твердого раствора магния в литии с ОЦК решеткой. Самые легкие конструкционные сплавы.

К сплавам настоящей системы могут быть отнесены сплавы ИВМ1 (α -сплав), МА21 ($\alpha+\beta$ -сплав) и МА18(β -сплав). Составы этих магниевых сплавов приведены в Приложении 3.

Наиболее легкими и перспективными считаются сплавы МА21 и МА18.

Сплав МА21 (8,5 % Li, 5 % Al, 4 % Cd, 1,5 % Zn, 0,5 % Mn). Основными фазами в сплаве являются: α -твердый раствор на основе магния и β -твердый раствор на основе лития. Добавка кадмия самостоятельной фазы не образует, он полностью входит в (Mg). Небольшая добавка цинка входит в (Mg), а также растворяется в соединении AlLi. Марганец частично входит в (Mg) и частично расходуется на образование фазы MnAl.

В литом состоянии сплав МА21 содержит чередующиеся светлые области α -твердого раствора лития в магнии и темные – β -твердого раствора магния в литии (рис. 3.7). Присутствуют также два типа выделений соединения (Al,Zn)Li. Пластинчатая форма (Al,Zn)Li наблюдается в зернах α -фазы, а округлые мелкие частицы этого же соединения равномерно распределены в β -фазе. Кроме того, в структуре присутствуют включения фазы MnAl.

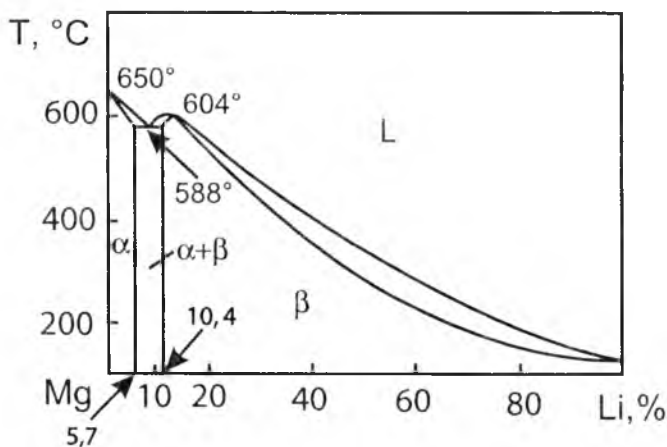


Рис. 3.7. Диаграмма состояния системы Mg-Li

Сплав МА21 подвергают холодной и горячей деформации. После обработки давлением структура сплава МА21 состоит из вытянутых зерен α и β твердых растворов и дисперсных выделений фазы (Al,Zn)Li.

Сплав МА21 подвергают термической обработке по режиму Т1 (старение при температуре 150...170 °С в течение 6...16 ч). При этом

в α -фазе, содержащей алюминий, могут встречаться два типа распада с выделением стабильной фазы $(Al,Zn)Li$ – непрерывный и прерывистый распад.

Сплав МА21 отличается высокими прочностными характеристиками ($\sigma_b = 200 \dots 280$ МПа) и высокой коррозионной стойкостью. Он предназначен для средненагруженных конструкций, работающих при температурах до $100^\circ C$.

Сплав МА18 (11 % Li, 2,5 % Zn, 0,5 % Al, 0,25 % Ce, 0,25 % Mn).

Алюминий в этом сплаве, в виду малого его количества, входит в раствор на основе лития (β -фаза) и раствор на основе магния (Mg), а также образует с литием соединение $AlLi$. Цинк в сплаве МА18 самостоятельной фазы не образует. Он частично входит в твердый α -раствор и в твердый β -раствор, и частично растворен в соединении $(Al,Zn)Li$.

Небольшие добавки церия и марганца образуют тройную промежуточную фазу $Al_{10}Ce_2Mn_7$ эвтектического происхождения, а также входят в твердый раствор на базе магния. Кроме того, марганец в сплаве МА18 образует фазу $MnAl$, в которой растворена вся примесь железа.

В литом состоянии сплав МА18 содержит следующие структурные составляющие: первичные кристаллы β -растворы магния, цинка и алюминия в литии и небольшое количество α -фазы, выделяющейся в основном по границам зерен β -фазы. По границам и внутри зерен β -фазы выделяются округлые дисперсные частицы соединения $(Al,Zn)Li$. Кроме этого, возможно наличие небольшого количества включений $MnAl$ в виде четко очерченных сероватых включений, неравномерно распределенных по телу и границам β -зерен и включений $Al_{10}Ce_2Mn_7$ также по границам зерен β -раствора.

Сплав МА18, так же как и сплав МА21 подвергается горячей и холодной деформации. Температура горячей деформации сплава МА18 значительно ниже ($150 \dots 300^\circ C$), чем для других деформируемых магниевых сплавов.

В деформированном состоянии сплав обладает частично или полностью рекристаллизованной структурой со строчечными выделениями избыточных фаз. После горячего прессования структура полностью рекристаллизована.

Сплав МА18 применяют в состоянии Т1 (старение при $150^\circ C$ в течение 16 ч без предварительной закалки). В процессе старения наблюдается интенсивный распад пересыщенного твердого β -раствора

с выделением частиц стабильной фазы (Al,Zn)Li. Сплав МА18 является сверхлегким конструкционным сплавом, обладающим высокой пластичностью, технологичностью при обработке давлением, достаточной прочностью ($\sigma_b = 150 \dots 220$ МПа), коррозионной стойкостью. Он может применяться для малонагруженных конструкций, работающих при нормальных и криогенных температурах.

3.3. Порядок проведения работы

3.3.1. Проанализировать шлифы магниевых сплавов в различных состояниях после травления (табл. 3.3).

3.3.2. Определить структурные составляющие и схематично зарисовать микроструктуру.

3.3.3. Проанализировать структуру металлографических шлифов и объяснить причины формирования той или иной структуры.

Таблица 3.3

Состав травителей для выявления микроструктуры магниевых сплавов

Сплав	Полуфабрикат	Состояние	Состав реактива ^{††}
МА2-1	Слиток	Литое, гомогенизированное	10 %-нос HNO_3 в спирте, промывка в воде
МА5	Слиток	Литое, гомогенизированное	То же
МА5	Прутки	Закалка + старение	1–2 %-ное HNO_3 в спирте, промывка в воде
МА14	Слиток	Литое, гомогенизированное	1–2 %-ное HNO_3 в спирте, промывка в воде
	Прутки, плита	Все виды термообработки	Пересыщенный раствор пикриновой кислоты в 10 %-ном растворе уксусной кислоты в спирте, промывка в воде
МА8	Слиток, профиль	Литое, гомогенизированное, после термообработки	2 %-ная HNO_3 в бутиловом или гидролизном спирте, промывка в воде
МА18 ^{***)}	Слиток, профиль	Литое, гомогенизированное, все виды термообработки	2–5 %-ная HNO_3 в этиловом спирте
МА21 ^{***)}	Слиток, профиль	Литое, гомогенизированное, все виды термообработки	0,5–1 %-ная HNO_3 в этиловом спирте, 25 %-ная H_3PO_4 в этиловом спирте

Сплав	Полуфабрикат	Состояние	Состав реактива ^{*)}
МЛ 9 и МЛ10	Отливка	Литое и после Т6	0,5 1 %-ная HNO_3 в этиловом спирте
МЛ5 и МЛ8	Отливка	Литое и после Т6	75 % этиленгликоль + 1 %-ная HNO_3 + 24 % дистиллирован- ная вода
МЛ5, МЛ5пч и МЛ10	Отливка	Состояние Т4 и Т61	6 % этиленгликоль + 20 %-ная уксусная кислота + 1 %-ная HNO_3 + 19 % дистиллирован- ная вода

^{*)} Травитель наносить на поверхность шлифа в течение 3...60 с, промывать в спирте или горячей воде, высушивать на воздухе.

^{**)} Для сплавов МА18 и МА21 структура может быть выявлена без травления из-за окисления межфазных границ и зерен свежеприготовленного шлифа на воздухе, однако для получения более четкой структуры необходимо пользоваться травителями.

3.4. Требования к отчету по работе

Отчет должен содержать:

- зарисовки структур литейных и деформируемых магниевых сплавов.
- указание под каждой микроструктурой марки сплава, среднего химического состава, состояния сплава, увеличение микроскопа; показанные стрелками структурные составляющие.
- зарисовки соответствующих микроструктурам диаграмм состояния, необходимых для анализа структурных составляющих.

Литература

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1999. Гл. 2.

Контрольные вопросы

1. Каковы основные группы магниевых сплавов?
2. К какой системе относится высокопрочные литейные сплавы?
3. Почему полуфабрикаты из магниевых сплавов получают горячей деформацией?
4. Для какой цели вводят в магниевые сплавы цирконий?

5. К какой системе относят высокопрочные деформируемые Mg-сплавы? Приведите пример высокопрочного сплава.
6. К какой системе относятся жаропрочные деформируемые магниевые сплавы? Приведите пример жаропрочного сплава.
7. Какую структуру имеет сплав МЛ12 в литом состоянии?
8. Каков средний состав сплавов МЛ12, МЛ8, МЛ15?
9. Какова основная фаза – упрочнитель в сплаве МА14?
10. Какому виду термической обработки подвергают сплавы МА12 и МЛ8?
11. Какова структура сплава МЛ8 в литом состоянии?
12. Где применяются отливки из сплава МЛ8?
13. Какой сплав на базе системы Mg–Li имеет структуру β -твердого раствора?
14. Какую структуру имеет сплав МА21 в литом состоянии?
15. По какому режиму проводят термическую обработку сплава МЛ12?
16. С какой целью в сплав МЛ15 вводят лантан?
17. Какова основная фаза – упрочнитель в сплаве МЛ15?
18. К какой системе относятся жаропрочные литейные магниевые сплавы?
19. Какой высокопрочный литейный магниевый сплав обладает наиболее высокими жаропрочными свойствами?
20. Какую структуру имеет сплав МЛ10 в литом состоянии?
21. С какой целью в деформируемые магниевые сплавы вводят неодим?

Лабораторная работа 4

МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

(4 часа)

4.1. Цель работы

Анализ структуры промышленных титановых сплавов.

4.2. Теоретическое введение

Титан – четырехвалентный элемент, полиморфный металл, атомный номер 22. Температура плавления 1668 °С, плотность 4,505 г/см³. При температурах до 882,5 °С устойчива низкотемпературная α -модификация титана с ГП решеткой, при более высоких температурах вплоть до плавления существует высокотемпературная β -модификация с ОЦК решеткой.

Титановые сплавы (ГОСТ 19807–91) отличаются низкой плотностью, высокой абсолютной и удельной прочностью и коррозионной стойкостью в морской воде и многих других агрессивных средах. Рабочие температуры титановых сплавов находятся в интервале температур от криогенных (–196 °С и ниже) до 450...500 °С, а у отдельных сплавов достигают 600...650 °С. Титановые сплавы нашли широкое применение в авиационной и ракетной технике, судостроении, химической, медицинской и других областях промышленности.

Классификация легирующих элементов и примесей

В зависимости от влияния на температуру полиморфного превращения легирующие элементы и примеси в титановых сплавах разделяются на три группы (рис. 4.1):

1. **α -стабилизаторы**, т.е. элементы, повышающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения. К ним относятся Al, Ga, In, C, O, N (см. рис. 4.1,а). Углерод, кислород и азот образуют в титане твердые растворы внедрения и являются вредными примесями.

2. **β -стабилизаторы**, т.е. элементы, понижающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения (см. рис. 4.1,б–г). Эти элементы можно подразделить на три подгруппы:

– **эвтектоидообразующие β -стабилизаторы**. К их числу относятся Si, Cr, Mn, Fe, Cu, Ni, Co, а также водород – наиболее вредная примесь внедрения в титановых сплавах: в сплавах титана с этими элементами при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад β -фазы по реакции $\beta \Rightarrow \alpha + \gamma$ (см. рис. 4.1,а); в результате такой реакции возможно образование промежуточных фаз Ti_5Si_3 , $NiCr_2$, $TiMn$, $TiFe$ и др.;

– **изоморфные β -стабилизаторы**. К ним относятся V, Nb, Ta и Mo; в сплавах титана с этими элементами β -твердый раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада (см. рис. 4.1,б); к числу изоморфных β -стабилизаторов следует также отнести вольфрам (см. рис. 4.1,г). Хотя в системе Ti–W и наблюдается монотектоидное равновесие $\beta_1 \Rightarrow \alpha + \beta_2$, но при всех температурах ниже 882,5 °С и до комнатной в равновесии находятся α - и β -растворы, к тому же вольфрам с β -титаном также образуют непрерывный ряд твердых β -растворов;

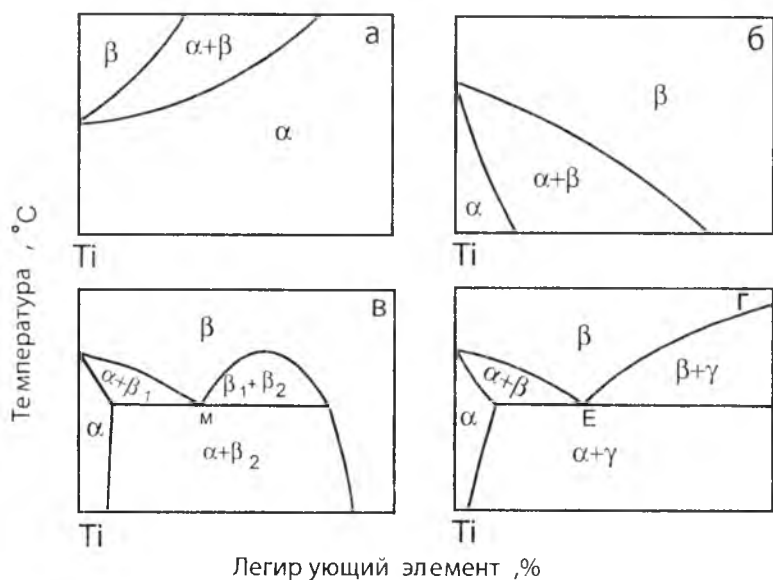


Рис. 4.1. Влияние легирующих элементов и примесей на температуру полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ в титане

– **казиизоморфные β -стабилизаторы**. К ним относятся Re, Ru, Rh, Os и Ir; в сплавах титана с этими элементами β -твердый раствор

также сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада, но непрерывных рядов твердых растворов в верхней части соответствующих диаграмм состояния эти элементы не образуют.

3. **Нейтральные упрочнители**, т.е. элементы, мало влияющие на температуру полиморфного превращения в титане, но заметно его упрочняющие. К ним относится Sn, Zr, Ge, Hf и Th.

Алюминий важнейший легирующий элемент в титановых сплавах, стабилизирует α -фазу и присутствует в подавляющем 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 (Ti₃Al), которая их охрупчивает (рис. 4.2). Алюминий эффективно упрочняет α -титан при комнатной и повышенной температурах, снижает плотность титановых сплавов и повышает их сопротивление окислению.

Примеси С, N, O₂ и Н снижают пластичность и вязкость титана и титановых сплавов, поэтому их содержание ограничивают (до 0,15...0,2 % О, 0,1 % С, 0,05 % N и 0,015 % Н).

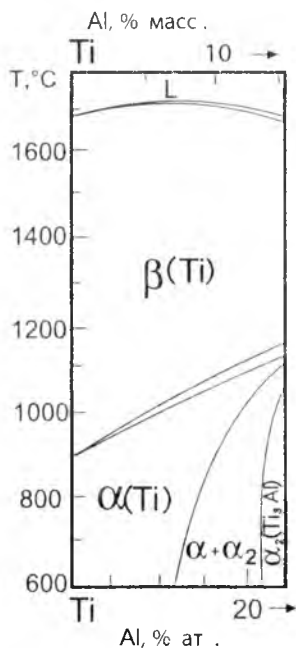


Рис. 4.2. Диаграмма состояния системы Ti - Al

Мартенситное превращение и метастабильные фазы в титановых сплавах

При медленном охлаждении из β -области полиморфное превращение $\beta \Rightarrow \alpha$ в титане и титановых сплавах происходит путем образования и роста зародышей α -фазы, т.е. диффузионным путем.

При быстром охлаждении, в процессе закалки превращение $\beta \Rightarrow \alpha$ протекает по *мартенситному механизму*.

В чистом титане, даже при высоких скоростях охлаждения, превращение $\beta \Rightarrow \alpha$ подавить не удастся, и оно всегда доходит до конца. В отличие от титана превращение $\beta \Rightarrow \alpha$ в титановых сплавах протекает в интервале температур. При скоростях охлаждения, превышающих некоторую критическую скорость, высокотемпературная β -фаза претерпевает мартенситное превращение, которое протекает в интервале температур $M_n - M_k$.

Процессы, проходящие в промышленных титановых сплавах, легированных эвтектоидообразующими β -стабилизаторами можно анализировать на базе гипотетических диаграмм состояния системы Ti-Me, где Me – изоморфные (рис. 4.3,а) и эвтектоидообразующие β -стабилизаторы (рис. 4.3,б).

На эти диаграммы сплошными линиями нанесены кривые равновесия твердых β - и α -растворов, а также эвтектоидного равновесия $\beta \Rightarrow \alpha + \gamma$. По аналогии со сталями температура перехода от $(\alpha + \beta)$ к β области обозначают A_{c3} при нагреве и A_{r3} при охлаждении. Температуру эвтектоидного превращения обозначают A_{c1} при нагреве и A_{r1} при охлаждении.

Пунктиром на рис. 4.3 обозначены линии начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения, а также линия начала превращения $\beta \Rightarrow \omega$ (T_ω), где ω – мартенситная фаза особого типа.

С увеличением количества β -стабилизаторов температуры начала (M_n и T_ω) и конца (M_k) мартенситного превращения снижаются и достигают комнатной температуры при третьей и первой критических концентрациях $C_{кр}^{III}$ и $C_{кр}^I$. Точка пересечения кривых M_n и T_ω соответствует второй критической концентрации $C_{кр}^{II}$. В сплавах с содержанием β -стабилизаторов выше $C_{кр}^{II}$ обычное мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \alpha$ не реализуется, а протекает превращение $\beta \Rightarrow \omega$.

Из рис. 4.3,б видно, что при закалке из β -области сплавов с содержанием β -стабилизаторов меньше $C_{кр}^I$ протекает мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \alpha'$, которое доходит до конца, так как температура

M_s оказывается выше комнатной температуры. Мартенситная фаза α' является твердым раствором замещения β -стабилизаторов в α -титане с искаженной ГП решеткой.

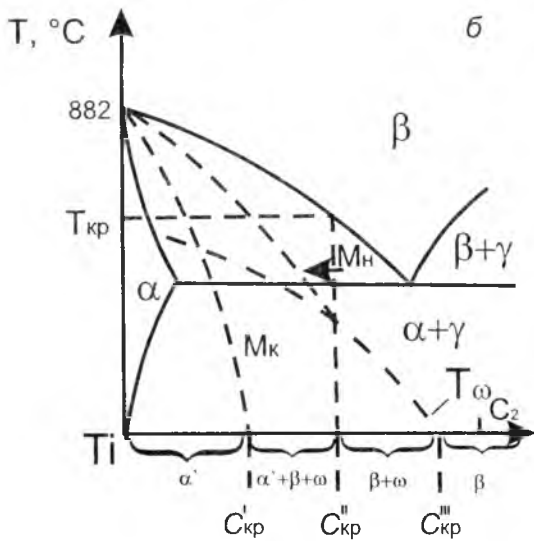
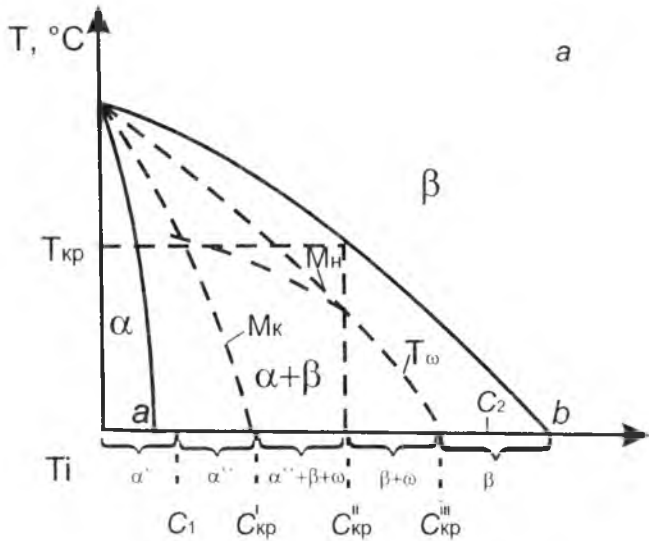


Рис. 4.3. Фазовый состав титановых сплавов с эвтектоидообразующими (а) и изоморфными β -стабилизаторами (б) после закалки из β -области

Механические свойства пересыщенного α' -раствора зависят от степени пересыщения. Сильно пересыщенный α' -раствор имеет высокие твердость и прочность, а также низкую пластичность.

На поверхности металлографического шлифа α' -фаза, как и мартенсит в углеродистых сталях, образует характерный рельеф и выявляется под микроскопом как игольчатая фаза.

При закалке сплавов в интервале $C_{кр}^I - C_{кр}^{II}$ мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \alpha'$ не доходит до конца, так как ординаты этих сплавов при комнатной температуре не пересекают кривую M_k . В результате в структуре этих сплавов сохраняется остаточная β -фаза, а при температурах ниже T_ω в β -фазе образуется еще одна мартенситная ω -фаза, когерентная по отношению к β -фазе. Фаза ω является мартенситной фазой особого типа. Она имеет ГП решетку с периодами $a = 0,460$, $c = 0,280$ нм, $c/a = 0,613$. В литературе приводится следующее ориентационное соотношение двух фаз: $[1120]\omega \parallel [110]\beta$; $(0001)\omega \parallel (111)\beta$.

Образование ω -фазы не приводит к появлению рельефа на поверхности металлографического шлифа. Это связано с тем, что микро- и макродеформация, возникающие при небольшом смещении атомов при превращении $\beta \Rightarrow \omega$, компенсируется в пределах каждой элементарной ячейки.

При образовании ω -фазы растет прочность и твердость титановых сплавов, сопровождающиеся резким снижением пластичности, поэтому присутствие ω -фазы в их структуре нежелательно.

Мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \omega$ никогда не доходит до конца, поэтому титановые сплавы в интервале концентраций $C_{кр}^I - C_{кр}^{II}$ после закалки из β -области содержат фазы α' , β и ω .

В интервале концентраций $C_{кр}^{II} - C_{кр}^{III}$ после закалки из β -области мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \alpha'$ уже не протекает, и структура этих сплавов в закаленном состоянии представлена остаточной β - и ω -фазами.

Наконец, в сплавах правее $C_{кр}^{III}$ при закалке фиксируется высокотемпературная метастабильная β -фаза с ОЦК решеткой. От стабильной β -фазы (существующей в сплавах правее точки $C_{кр}^{III}$) метастабильная β -фаза отличается только химическим составом. Как было показано выше, метастабильная β -фаза присутствует также в структуре сплавов с меньшим содержанием β -стабилизаторов (в интервале концентраций $C_{кр}^I - C_{кр}^{III}$).

Титановые сплавы с изоморфными (и квазиизоморфными) β -стабилизаторами отличается тем, что в них мартенсит α' при закалке из β -области образуется лишь до концентрации C_1 (см. рис. 4.3,а). В интервале концентраций $C_1 - C_{кр}^I$ высокотемпературная β -фаза претерпевает мартенситное превращение $\beta \Rightarrow \alpha''$. Важно отметить, что вблизи точки C_1 мартенсит α'' мало отличается от мартенсита α' . По мере добавления β -стабилизаторов, в ГП решетке мартенсита нарастают ромбические искажения, и при $C_{кр}^I$ фаза α'' имеет ромбическую решетку.

Мартенсит α'' представляет собой пересыщенный твердый раствор изоморфных (и квазиизоморфных) β -стабилизаторов в α -титане.

Мартенсит α'' имеет более низкую прочность, твердость и более высокую пластичность, чем пересыщенный раствор α' .

На поверхности металлографического шлифа превращение $\beta \Rightarrow \alpha''$ также проявляется в образовании характерного рельефа, и под микроскопом мартенсит α'' имеет игольчатое строение.

В зависимости от того, в каком концентрационном интервале $C_1 - C_{кр}^I$ или $C_{кр}^I - C_{кр}^{II}$ находится сплав, превращение $\beta \Rightarrow \alpha''$ доходит или не доходит до конца. В итоге, в сплавах с изоморфным β -стабилизаторами, закаленных из β -области, по мере увеличения концентрации β -стабилизаторов фазовый состав изменяется в следующей последовательности: $\alpha'; \alpha''; \alpha'' + \beta + \omega; \beta + \omega; \beta$.

Важно отметить, что образование ω -фазы можно полностью или частично подавить введением в титановые сплавы алюминия и нейтральных упрочнителей, таких как олово и цирконий.

Стабильность β -фазы, зафиксированной закалкой из β -области, зависит от содержания в титановых сплавах β -стабилизаторов. В том случае, если она не превышает C_2 , то метастабильная β -фаза под действием деформации распадается с образованием различных мартенситных фаз (α' , α'' или ω) и поэтому ее называют механически нестабильной. Правее концентраций C_2 закаленная β -фаза не распадается под действием деформации и считается механически стабильной. Однако механически стабильная β -фаза термически нестабильна и может распадаться при нагреве.

В титановых сплавах с изоморфными и квазиизоморфными β -стабилизаторами при их содержании более точки b (см. рис. 4.3) β -фаза термодинамически стабильна и не распадается ни под действием напряжений, ни при нагреве.

Дисперсные выделения α -фазы из термически нестабильной β -фазы позволяют упрочнять титановые сплавы термической обработкой.

Типичные структуры титановых сплавов

В зависимости от формы структурных составляющих все наблюдаемые разновидности структур в титановых сплавах можно отнести к одному из четырех типов:

- так называемая превращенная β -структура, которая получается при малых скоростях охлаждения из β -области; в структуре присутствует бывшее β -зерно, в котором расположены α -колонии (рис. 4.4,*а*);
- смешанная или дуплексная структура, которая получается при нагреве в $\alpha+\beta$ область и последующем медленном охлаждении; структура состоит из первичной α -фазы и β -превращенной матрицы (рис. 4.4,*б*);
- равноосная или глобулярная структура, которая формируется при деформации в $\alpha+\beta$ -области с последующим рекристаллизационным отжигом при температурах ниже β -области (рис. 4.4,*в*);
- так называемая структура корзиночного плетения, которая образуется при деформации вблизи температуры A_{c3} или при комбинированной деформации, когда она начинается в β -, а заканчивается в $\alpha+\beta$ -области (рис. 4.4,*г*).

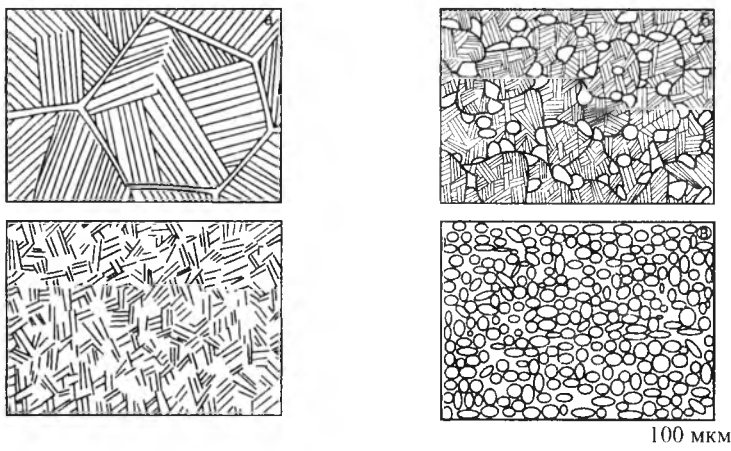


Рис. 4.4. Типичные структуры титановых сплавов.
а – пластинчатая (β - превращенная); *б* – смешанная (дуплексная);
в – равноосная (глобулярная); *г* – корзиночного плетения

Промышленные титановые сплавы и их классификация

Промышленные титановые сплавы классифицируют по разным признакам (фазовому составу в отожженном и других состояниях, уровню прочности, способности воспринимать упрочняющую термическую обработку и т.д.). Составы российских и зарубежных титановых сплавов приведены в Приложении 4.

Наиболее распространена классификация титановых сплавов по степени соответствия их химического состава второй критической концентрации $C_{кр}^{II}$ (см. рис. 4.3, а и б).

В связи с этой классификацией вводится так называемый коэффициент β -стабилизации (K_β):

$$K_\beta^* = C_1/C_{1кр} + C_2/C_{2кр} + C_3/C_{3кр} + \dots + C_i/C_{икр},$$

где $C_1, C_2, C_3 \dots C_i$ – содержание β -стабилизаторов; $C_{1кр}, C_{2кр}, C_{3кр} \dots C_{икр}$ – критические концентрации ($C_{кр}^{II}$), выше которых в соответствующих двойных системах закалкой фиксируется только β -фаза (β ω), а мартенситное превращение подавляется.

В табл. 4.1 приведены значения критических концентраций для соответствующих двойных систем на основе титана. K_β показывает, насколько данный сплав близок по составу к $C_{кр}^{II}$ и не учитывает влияние α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей.

Таблица 4.1

Значения критических концентраций (%) в двойных системах титана

β -стабилизаторы		$C_{кр}^{II}$	$C_{кр}^{III}$
Эвтектоидообразующие:	Fe	6,0	9,2
	Mn	6,5	10,8
	Cr	6,5	10,0
Изоморфные:	V	15,0	18,0
	Nb	28,5	30,0
	Mo	11,0	16,5
	W	22,0	26,0

По величине коэффициента K_β промышленные титановые сплавы разделяют на шесть групп:

- 1) α -сплавы (не содержат β -стабилизаторов, $K_\beta = 0$);
- 2) псевдо- α -сплавы ($0,09 \leq K_\beta \leq 0,25$);
- 3) $\alpha+\beta$ -сплавы мартенситного типа ($0,27 \leq K_\beta \leq 0,83$);
- 4) $\alpha+\beta$ -сплавы переходного типа ($K_\beta = 1 \dots 1,1$);
- 5) псевдо- β -сплавы ($1,7 \leq K_\beta \leq 2,5$);

6) β -сплавы ($K_\beta \geq 3$).

Марки российских промышленных титановых сплавов обозначаются двумя буквами: ВТ, ОТ, АТ или СТ, после которых стоит одна или две цифры, указывающие на порядковый номер сплава или его модификации. Если сплав используется не только как деформируемый, но и как литейный, то обозначение его марки заканчивается буквой Л (например, ВТ5Л, ВТ31Л, ВТ9Л и др.).

Отдельные титановые сплавы обозначают только цифрами. Марка таких сплавов состоит из четырех цифр (две первые – 42), из которых последние две цифры также обозначают порядковый номер сплава. Химический состав промышленных титановых сплавов разных групп, применяемых в РФ, приведены в Приложении 4. Для сравнения в приложении приведены также составы промышленных титановых сплавов по стандартам разных стран.

α -сплавы ($K_\beta = 0$). К их числу относятся технический титан, а также сплавы, легированные алюминием и нейтральными упрочнителями – оловом и цирконием.

Структура нелегированного титана (ВТ1-00 и ВТ1-0) зависит от температуры горячей деформации и последующего отжига. После деформации в β -области структура носит пластинчатый характер, и границы зерен бывшей β -фазы имеют зубчатое строение. Последующий отжиг в α -области не изменяет характера структуры – зубчатость границ сохраняется.

После отжига в β -области в структуре нелегированного титана наблюдаются крупные полиэдрические зерна превращенной β -фазы, имеющие внутреннее пластинчатое строение. Отжиг в β -области ведет к значительному росту зерен β -фазы и изменению их формы. В зависимости от скорости охлаждения из β -области можно получать структуру двух типов:

- с зернами неправильной формы, имеющими зубчатые границы;
- мартенситную.

Структура первого типа образуется при охлаждении с небольшими скоростями (с печью), мартенситная структура – при ускоренном охлаждении (на воздухе или в воде).

Если нелегированный титан содержит примесь водорода в количествах более 0,008...0,01 %, то в его структуре обнаруживается гидрид TiH_2 , вызывающий снижение пластичности и ударной вязкости.

α -сплавы не содержат β -стабилизаторов; по своей структуре – это однофазные сплавы, содержащие только α -фазу. Однако в зависимо-

сти от режимов их деформации и последующего отжига выделяют три основных типа микроструктуры α -сплавов (табл. 4.2): полиэдрическая равноосная; с зубчатыми зернами неправильной формы; крупнозернистая пластинчатая с четко выраженными границами бывшей β -фазы.

Таблица 4.2

Возможные типы микроструктур α -сплавов

Тип микроструктуры	Условия образования
Полиэдрическая равноосная	Горячая деформация и рекристаллизационный отжиг сплавов в α -области
С зубчатыми зернами неправильной формы	Горячая деформация в β - и отжиг сплавов в α -области
Крупнозернистая пластинчатая с четко выраженными границами бывшей β -фазы	Горячая деформация и отжиг сплавов в β -области

Отличительные особенности α -сплавов: высокая термическая стабильность (т.е. способность сохранять пластичность после длительного воздействия высоких температур и напряжений), нечувствительность к упрочняющей термической обработке и к типу структуры, образующейся при отжиге, средняя прочность при удовлетворительной пластичности и хорошая свариваемость.

К отечественным α -сплавом может быть отнесен сплав ВТ5-1 (5 % Al; 2,5 % Sn) он термически не упрочняется, хорошо сваривается, отличается достаточно высокими механическими свойствами ($\sigma_b = 800 \dots 1000$ МПа; $\delta = 8$ %; КСЧУ = 40 Дж/см²), нашел широкое применение в различных отраслях, включая криогенную технику. Сплав жаропрочен до температур, не превышающих 450 °С. Единственный вид термической обработки α -сплавов – отжиг.

Псевдо- α -сплавы ($0,09 \leq K_\beta \leq 0,25$). Эти сплавы содержат до 1...2,5 % β -стабилизаторов, а также алюминий и нейтральные упрочнители. Поэтому в их структуре в отожженном состоянии присутствует 2...6 % β -фазы. Образующаяся при закалке мартенситная α' -фаза в этих сплавах по своим механическим свойствам мало отличается от равновесной α -фазы, поэтому псевдо- α -сплавы упрочняющей термической обработке не подвергают.

Небольшое количество β -фазы оказывает положительное влияние на пластичность псевдо- α -сплавов и при комнатной, и особенно, при повышенных температурах, поэтому псевдо- α -сплавы более техноло-

гичны при обработке давлением по сравнению с α -сплавами, содержащими повышенное количество алюминия (ВТ5 и ВТ5-1). При одинаковой пластичности псевдо- α -сплавы на 10...20 % прочнее α -сплавов, что объясняется их более мелкозернистой и гетерогенной структурой. Псевдо- α -сплавы с повышенным содержанием алюминия (6...7 %) отличаются высокой жаропрочностью и используются при максимально высоких рабочих температурах (550...600 °С).

Наиболее широкое применение в промышленности среди псевдо- α -сплавов получили сплавы ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4 и ВТ20.

При комнатной температуре псевдо- α -сплавы имеют структуру, состоящую в основном из α -фазы. В свою очередь β -фаза металлографически при средних увеличениях не обнаруживается, что связано с ее малым количеством.

Полуфабрикаты крупного сечения из псевдо- α -сплавов (прутки, поковка и шгамповка), как правило, имеют разнообразную структуру (табл. 4.3).

Таблица 4.3

Промышленная шкала микроструктур псевдо- α -сплавов

Тип микроструктуры	Характерные признаки	Условия образования
Мелкозернистая	Равноосное зерно	Горячая деформация сплавов в верхней части α - β -области с большими обжатиями и отжиг при более низких температурах
Переходная от мелко- к крупнозернистой	Смесь мелких и крупных зерен	Начало горячей деформации в β -области, конец в α - β -области и отжиг в α - β -области
Перегретая	Крупное зерно с грубым пластинчатым внутризерненным строением	Деформация в β -области и отжиг в верхней части α - β -или в β -области
Крупнозернистая	Очень крупное зерно с тонкопластинчатым внутризерненным строением	

Из табл. 4.3 видно, что разнообразие микроструктур псевдо- α -сплавов связано с различными условиями горячей деформации и последующего отжига при изготовлении того или иного полуфабриката.

Тип микроструктуры оказывает существенное влияние на механические свойства псевдо- α -сплавов.

Для псевдо- α -сплавов с перегретой (пластинчатой) и крупнозернистой структурой характерны пониженные значения прочности и пластичности, но сравнительно высокая ударная вязкость. Псевдо- α -сплавы с мелкозернистой структурой имеют высокую прочность и пластичность, но сравнительно невысокую вязкость разрушения. По сравнению с другими типами мелкозернистая структура имеет преимущества по кратковременной прочности при повышенных температурах, однако при понижении температуры (ниже комнатной) у псевдо- α -сплавов с мелкозернистой структурой характеристики пластичности снижаются более интенсивно. При криогенных температурах (-196°C) псевдо- α -сплавов с перегретой (крупнопластинчатой) структурой имеют более высокие значения показателей пластичности и ударной вязкости по сравнению со сплавами с мелкозернистой структурой.

$\alpha+\beta$ -сплавы мартенситного типа ($0,27 \leq K_\beta \leq 0,83$). В отожженном состоянии эти сплавы имеют двухфазную структуру с содержанием β -фазы в количестве от 5 до 25 %. После закалки с температур выше $t_{\text{кр}}$, но ниже A_{c3} в этих сплавах, в зависимости от природы β -стабилизаторов, образуются мартенситные фазы α' или α'' . Последующее старение закаленных сплавов позволяет существенно повысить их прочность. Эффект термической обработки возрастает по мере увеличения коэффициента K_β , поэтому большинство двухфазных титановых сплавов мартенситного типа используют в промышленности как в отожженном, так и термически упрочненном состояниях.

Двухфазные $\alpha+\beta$ -сплавы мартенситного типа можно условно разделить на две группы:

- сплавы средней (BT6) и высокой прочности (BT14, BT16 и BT23), используемые при комнатной и невысоких температурах;
- жаропрочные сплавы (BT3-1, BT8, BT9 и BT25), используемые при температурах до $450 \dots 550^\circ\text{C}$. Типичные структуры этих сплавов и условия их формирования указаны в табл. 4.4.

Основные виды микроструктур двухфазных $\alpha+\beta$ -сплавов мартенситного типа

Тип структуры	Разновидности	Характерные признаки	Условия образования
Глобулярная	Равноосная	Равноосные зерна α -фазы, границ зерен β -фазы не видно	Деформация в $\alpha+\beta$ -области
	Ориентированная	Вытянутые в направлении деформации зерна α -фазы; границ зерен β -фазы не видно	
Глобулярно-пластинчатая		Смесь равноосных зерен и пластин α -фазы	Деформация в $\alpha+\beta$ -области вблизи температуры A_{c1}
Пластинчатая	Корзиночного плетения	Пластинчатые колонии α -фазы разной ориентации внутри бывших зерен β -фазы	Начало деформации в β -, конец в $\alpha+\beta$ -области
	Крупнозернистая	Крупное зерно бывшей β -фазы с пластинами α -фазы	Деформация в β -области

Сплавы средней и высокой прочности в зависимости от назначения используют в отожженном, или термически упрочненном состояниях.

На микроструктуру отожженных сплавов сильное влияние оказывает температура отжига и скорость охлаждения с этой температуры, а в случае упрочняющей термической обработки – температура нагрева под закалку и последующего старения.

Отжиг сплава ВТ6 в двухфазной $\alpha+\beta$ -области (при 600...800 °С) не изменяет структуры, характер которой определяется режимом горячей деформации и сечением полуфабрикатов. Рекристаллизационный отжиг вблизи температуры A_{c1} вызывает коагуляцию α -фазы, и структура приобретает глобулярный характер. Для повышения вязкости разрушения можно применять отжиг в β -области, в результате которого происходит рекристаллизация β -фазы и образование пластинчатой $\alpha+\beta$ -структуры. При медленном охлаждении из β -области (с печью) образуются более широкие пластины α -фазы внутри равноосных зерен превращенной β -фазы, обеспечивает высокую вязкость разрушения, так как трещина продвигается вдоль границ бывших β - зерен и поперек колоний α -пластин.

Отжиг сплавов ВТ14 и ВТ16 так же проводят при температурах $\alpha+\beta$ -области, при которых еще не наблюдается заметного роста зерна. После медленного охлаждения структура этих сплавов представляет собой дисперсную смесь α - и β -фаз глобулярной формы. С повышением температуры отжига в пределах $\alpha+\beta$ -области происходит незначительное огрубление глобулярной структуры и увеличение размера зерна α -фазы. Отжиг в β -области ведет к резкому росту зерна β -фазы и образованию крупнозернистой структуры пластинчатого типа, для которой характерна пониженная прочность и пластичность. Крупное зерно распавшейся β -фазы не удается измельчить путем последующей термической обработки.

При медленном охлаждении (с печью) после отжига в $\alpha+\beta$ -области образующаяся глобулярная структура с мелкими частицами α - и β -фаз обеспечивает низкую прочность и повышенную пластичность. При ускоренном охлаждении (на воздухе) с температур выше $t_{кр}$ возможно образование мартенсита α' (в сплавах ВТ6 и ВТ14) или α'' (в сплаве ВТ16), и структура отличается большей дисперсностью α - и β -фаз. Ускоренное охлаждение после отжига в β -области формирует крупнозернистую пластинчатую структуру с тонкими пластинами, при этом с повышением температуры отжига длина и толщина пластин увеличивается.

При закалке высокопрочных сплавов образуется мартенсит α' (или α'') и фиксируется метастабильная β -фаза. Повышение температуры нагрева под закалку в пределах $\alpha+\beta$ -области не оказывает существенного влияния на размер частиц α - и β -фаз, несмотря на заметное изменение фазового состава сплавов (сначала увеличивается количество β -фазы, а после закалки с температур выше $t_{кр}$ метастабильная β -фаза превращается в мартенсит).

После закалки из $\alpha+\beta$ -области с температур, близких к $A_{с2}$, образуется так называемая предмартенситная или смешанная структура, состоящая из мартенситной матрицы с пластинчатым (игольчатым) строением и глобулярных частиц α -фазы. После закалки из β -области высокопрочные сплавы имеют крупнозернистую пластинчатую (игольчатую) структуру, характерную для мартенсита α' (или α'').

Последующее старение не оказывает существенного влияния на микроструктуру закаленных сплавов. Происходит изменение фазового состава закаленных сплавов, так как мартенситные фазы α' или α'' и метастабильная β -фаза распадаются с образованием смеси фаз α и

β. Дисперсные продукты распада (частицы α- и β-фаз) можно увидеть только под электронным микроскопом. Металлографически структура состаренных сплавов от структуры закаленных сплавов отличается повышенной травимостью.

Структура жаропрочных α+β-сплавов формируется в основном во время горячей деформации полуфабрикатов (см. табл. 4.4).

Глобулярная структура равноосного типа обеспечивает высокие показатели прочности, пластичности и предела выносливости, но наиболее низкие значения ударной вязкости, жаропрочности и особенно вязкости разрушения. Для жаропрочных титановых сплавов наиболее желательная микроструктура корзиночного плетения, обеспечивающая оптимальное сочетание всего комплекса механических свойств. Для зернистой структуры с пластинчатым внутризерненным строением характерны более низкие пластические свойства, но более высокие значения ударной вязкости, сопротивления ползучести и вязкости разрушения.

В зависимости от назначения жаропрочные α+β-сплавов мартенситного типа подвергают двойному или изотермическому отжигу, закалке и последующему старению, а также ВТМО, которая состоит из закалки с температуры конца горячей деформации и последующего старения.

Отжиг жаропрочных α+β-сплавов производится только в α+β-области, так как нагрев в β-области ведет к резкому росту зерна β-фазы.

После двойного отжига в структуре жаропрочных α+β-сплавов видны светлые зерна α-фазы и темные поля превращенной β-фазы связаны с дисперсным характером продуктов ее распада на второй ступени отжига.

Изотермический отжиг в α+β-области приводит к образованию смешанной глобулярно-пластинчатой или пластинчатой структуры корзиночного плетения.

Закалка из верхней части α+β-области не вызывает существенных изменений микроструктуры по сравнению с отожженным состоянием. В закаленном состоянии структура жаропрочных α+β-сплавов состоит из разноосных зерен или пластин α-фазы, мартенсита α' (или α'') с игольчатым строением и остаточной метастабильной β-фазы.

После старения структура состоит из мелких равноосных зерен α-фазы на фоне дисперсных продуктов распада мартенсита α' (или α'') и метастабильной β-фазы, отличающихся повышенной травимостью.

α + β -сплавы переходного типа ($K_\beta = 1 \dots 1,1$) и **псевдо- β -сплавы** ($1,7 \leq K_\beta \leq 2,5$).

Сплавы переходного типа по своему химическому составу располагаются между $C_{кр}^{II}$ и $C_{кр}^{III}$ (см. рис. 4.3). После отжига в α + β -области и медленного охлаждения (с печью) структура этих сплавов представлена 20...30 % α -фазы и 80 % β -фазы. Если предшествующая деформация проводилась в α + β -области, то отожженный полуфабрикат имеет мелкое зерно бывшей β -фазы. После деформации в β -области β -зерно оказывается более крупным. Типичными представителями сплавов переходного класса являются российские сплавы ВТ22 и ВТ30.

Структура полуфабрикатов после отжига в β -области и медленного охлаждения (с печью) представлена крупными зернами β -фазы, внутри которых располагаются тонкие пластины α -фазы. Размер зерна β -фазы и длина пластин α -фазы увеличивается с уменьшением скорости охлаждения, а также с увеличением температуры и продолжительности отжига.

В зависимости от формы β -зерна различают неравноосную структуру, в которой зерна ориентированы в направлении деформации, и равноосную структуру (табл. 4.5). Неравноосная структура характерна для горячекатаных и отожженных прутков, тонкостенных штамповок и плит, в которых также наблюдается полосчатая структура. Крупногабаритные поковки и штамповки обычно имеют равноосную структуру.

Структура сплавов переходного типа после закалки из α + β -области представлена мелкими частицами α -фазы на фоне мелких или крупных зерен β -фазы. В структуре состаренных (после закалки) сплавов внутри зерен бывшей β -фазы видны игольчатые продукты распада (короткие и тонкие пластинки α -фазы).

Таблица 4.5

Основные типы микроструктур **α + β -сплавов переходного типа**

Тип структуры	Характерные признаки	Условия обозначения
Неравноосная	Преимущественная ориентация зерен β -фазы в направлении деформации	Горячая деформация и отжиг в α + β -области
Равноосная	Отсутствие преимущественной ориентации β -зерен в направлении деформации	Горячая деформация и отжиг в β -области

Псевдо- β -сплавы относятся к наиболее легированным. Содержание только β -стабилизаторов в них достигает 15...20 %. После закалки из β -области в этих сплавах фиксируется метастабильная β -фаза, которая существенно упрочняется при последующем старении. Поскольку с увеличением содержания β -стабилизаторов температура A_{c3} заметно снижается, то опасаться резкого укрупнения зерна β -фазы при закалке из β -области не приходится. В закаленном состоянии псевдо- β -сплавы имеют высокую пластичность.

После отжига при температурах ниже A_{c3} помимо β -фазы в структуре присутствует небольшое количество α -фазы, расположенной по ее границам. К сплавам этого класса относятся сплавы VT32, VT35, VT19.

β -сплавы ($K_{\beta} \geq 3$). Сплавы на основе термодинамически стабильной β -фазы не нашли широкого применения, так как не имеют значительных преимуществ, которые бы оправдывали их производство, по сравнению с другими титановыми сплавами. Эти сплавы не упрочняются при термической обработке.

4.3. Порядок проведения работы

4.3.1. Просмотреть металлографические шлифы титановых сплавов разных групп.

4.3.2. Определить структурные и фазовые составляющие сплавов.

4.3.3. Схематично зарисовать структуру изученных сплавов, указав их средний химический состав, значение коэффициента K_{β} , состояние, структурные и фазовые составляющие и увеличение.

4.4. Требования к отчету по работе

Отчет должен содержать:

- зарисовки соответствующих гипотетических диаграмм состояния систем Ti- β -стабилизатор с указанием на них положения изученных сплавов;

- зарисовки структуры изученных сплавов, (структуры расположить в соответствии с принятой классификацией титановых сплавов, сделав в отчете соответствующие подзаголовки);

- зарисовки соответствующих микроструктур с указанием марки сплава, его среднего химического состава, значения коэффициента K_{β} , вида термической обработки, увеличения микроскопа и структурных и фазовых составляющих (стрелками).

Литература

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 1999. Гл. 4.

Контрольные вопросы

1. По какому признаку и на какие группы подразделяют легирующие элементы в титановых сплавах?
2. Каковы условия образования, кристаллическая структура и механические свойства метастабильных фаз α' , α'' , β и ω в титановых сплавах?
3. По какому признаку и на какие группы подразделяют промышленные титановые сплавы?
4. Как маркируют промышленные деформируемые и литейные титановые сплавы?
5. Как рассчитывают коэффициент β -стабилизации (K_β) титановых сплавов?
6. Каковы разновидности структур титановых сплавов разных групп?
7. Каково назначение, преимущества и ограничения введения алюминия в титановые сплавы?
8. Какие элементы и почему следует отнести к β -стабилизаторам?
9. Какие элементы и почему следует отнести к α -стабилизаторам и нейтральным упрочнителям?
10. Что такое водородная хрупкость и какие титановые сплавы отличаются наивысшей склонностью к ней?
11. Каково влияние основных примесей на структуру и свойства титана и его сплавов?
12. Какие α -титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?
13. Какие псевдо- α -титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?
14. Какие $\alpha+\beta$ -титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?
15. Какие β -титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?
16. Какова система легирования сплава ОТ4-1, к какой группе он относится?

Приложения

В таблицах П 1.1 – П 1.3 и П 2.1 – П 2.8 приведены составы литейных и деформируемых алюминиевых сплавов РФ и США согласно спецификации Алюминиевой Ассоциации (Aluminum Association).

Цифры указывают концентрации в % масс. для каждого из отмеченных химических элементов.

Две цифры указывают нижний (верхняя цифра) и верхний (нижняя цифра) пределы для легирующих элементов.

Одна цифра указывает предельно допустимое значение значение для примеси.

В ячейках для концентраций буквами обозначены: З – литье в землю, Д – литье под давлением.

Сплавы алюминиевые легкие

Таблица П.1.1

Сплавы алюминиевые легкие на основе системы Al-Si

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
1	США	435.2	3,3 3,9	0,05	0,05	0,4	0,05	0,1	-	-	-
2	США	305.2	4,5 5,5	1,0 1,5		0,14 0,25	0,05	0,05	-	0,2	-
3	США	A305.1	4,5 5,5	1,0 1,5	0,1	0,15	0,1	0,1	-	0,2	-
4	США	A305.2	4,5 5,5	1,0 1,5	0,1	0,15	0,1	0,1	-	0,3	-
5	США	A305.0	4,5 5,5	1,0 1,5	0,1	0,2	0,1	0,1	-	0,2	-
6	США	305.0	4,5 5,5	1,0 1,5	0,1	0,6	0,5	0,35	-	0,25	Cr ¹⁰
7	РФ	AK5Mч	4,5 5,5	1,0 1,5	0,4 0,55	0,3	0,1	0,3	-	0,13	-
8	РФ	AK5M	4,5 5,5	1,0 1,5	0,35 0,6	3-0,6 Д-1,5	0,5	0,3	-	-	-
9	США	C355.0	4,5 5,5	1,0 1,5	0,4 0,6	0,2	0,1	0,1	-	0,2	-
10	США	355.0	4,5 5,5	1,0 1,5	0,4 0,6	0,6	0,5	0,35	-	0,25	Cr ¹⁰
11	США	A355.0	4,5 5,5	1,0 1,5	0,45 0,6	0,09	0,05	0,05	-	0,04 0,2	-
12	США	C355.1	4,5 5,5	1,0 1,5	0,45 0,6	0,15	0,1	0,1	-	0,2	-

Продолжение табл. П 1.1

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие Cr ^{II}
13	США	355.1	4,5 5,5	1,0 1,5	0,45 0,6	0,5	0,5	0,35	—	0,25	Cr ^{II}
14	США	A355.2	4,5 5,5	1,0 1,5	0,5 0,6	0,06	0,03	0,03	—	0,04 0,2	—
15	США	C355.2	4,5 5,5	1,0 1,5	0,5 0,6	0,13	0,05	0,05	—	0,2	—
16	США	355.2	4,5 5,5	1,0 1,5	0,5 0,6	0,14 0,25	0,05	0,05	—	0,2	—
17	РФ	AK5M4	3,5 6,0	3,0 5,0	0,2 0,5	3-1 Д-1,4	0,2 0,6	0,6	0,5	0,13	—
18	РФ	AK5M2	4,0 6,0	1,5 3,5	0,2 8,0	3-1 Д-1,3	0,2 0,8	0,5	0,5	0,13	—
19	США	443.2	4,5 6,0	0,1	0,05	0,6	0,1	0,1	—	0,2	—
20	США	C443.2	4,5 6,0	0,1	0,05	0,7 1,1	0,1	0,1	—	—	—
21	США	B443.1	4,5 6,0	0,15	0,05	0,6	0,35	0,35	—	0,25	—
22	США	B443.0	4,5 6,0	0,15	0,05	0,8	0,35	0,35	—	0,25	—
23	США	A443.1	4,5 6,0	0,3	0,05	0,6	0,5	0,5	—	0,25	Cr ^{II}
24	США	A443.0	4,5 6,0	0,3	0,05	0,8	0,5	0,5	—	0,25	Cr ^{II}
25	США	443.1	4,5 6,0	0,6	0,05	0,6	0,5	0,5	—	0,25	Cr ^{II}
26	США	443.0	4,5 6,0	0,6	0,05	0,8	0,5	0,5	—	0,25	Cr ^{II}

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
27	США	C443.1	4,5 6,0	0,6	0,1	1,1	0,35	0,4	0,5	—	Sn ³⁾
28	США	C443.0	4,5 6,0	0,6	0,1	2,0	0,35	0,5	0,5	—	Sn ³⁾
29	США	363.0	4,5 6,0	2,5 3,5	0,15 0,4	1,1		3,0 4,5	0,25	0,2	Sn ³⁾
30	США	363.1	4,5 6,0	2,5 3,5	0,2 0,4	0,8	0,1	3 4,5	0,25	0,2	Sn ³⁾
31	США	308.2	5,0 6,0	4,0 5,0	0,1	0,8	0,3	0,5	—	0,2	—
32	США	308.1	5,0 6,0	4,0 5,0	0,1	0,8	0,5	1,0	—	0,25	—
33	США	308.0	5,0 6,0	4,0 5,0	0,1	1,0	0,5	1,0	—	0,25	—
34	РФ	AK5M7	4,5 6,5	6,0 8,0	0,2 0,5	3-1,2 K-1,2	0,5	0,6	0,5	—	Sn, Sb, Pb ⁴⁾
35	РФ	AK6M2	5,5 6,5	1,8 2,3	0,3 0,45	0,6	0,1	0,6	0,05	0,15	—
36	США	319.2	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1	0,6	0,1	0,1	0,1	0,2	—
37	США	319.1	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1	0,8	0,5	1,0	0,35	0,25	—
38	США	A319.1	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1	0,8	0,5	3,0	0,35	0,25	—
39	США	319.0	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1	1,0	0,5	1,0	0,35	0,25	—
40	США	A319.0	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1	1,0	0,5	3,0	0,35	—	Sn ³⁾

Продолжение табл. П 1.1

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	P	Другие
41	США	B319.0	5,5 6,5	3,0 4,0	0,1 0,5	1,2	0,8	1,0	0,5	0,25	—
42	США	B319.1	5,5 6,5	3,0 4,0	0,15 0,5	0,9	0,8	1,0	0,5	0,25	—
43	США	D357.0	6,5 7,5	—	0,55 0,6	0,2	0,1	—	—	0,1 0,2	—
44	США	C356.2	6,5 7,5	0,03	0,3 0,45	0,04	0,03	0,03	—	0,04 0,2	—
45	США	B356.2	6,5 7,5	0,03	0,3 0,45	0,06	0,03	0,03	—	0,04 0,2	—
46	США	B357.2	6,5 7,5	0,03	0,45 0,6	0,06	0,03	0,03	—	0,04 0,2	—
47	США	C357.2	6,5 7,5	0,03	0,5 0,7	0,06	0,03	0,03	—	0,04 0,2	—
48	США	A444.2	6,5 7,5	0,05	0,05	0,12	0,05	0,05	—	0,2	—
49	США	C356.0	6,5 7,5	0,05	0,25 0,45	0,07	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—
50	США	B356.0	6,5 7,5	0,05	0,25 0,45	0,09	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—
51	США	B357.0	6,5 7,5	0,05	0,4 0,6	0,09	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—
52	США	357.1	6,5 7,5	0,05	0,45 0,6	0,12	0,03	0,05	—	0,2	—
53	США	357.0	6,5 7,5	0,05	0,45 0,6	0,15	0,03	0,05	—	0,2	—
54	США	C357.0	6,5 7,5	0,05	0,45 0,7	0,09	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—

Доп/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
55	США	445.2	6,5 7,5	0,1		0,6 1,3	0,1	0,1	—	—	—
56	США	A444.1	6,5 7,5	0,1	0,05	0,15	0,1	0,1	—	0,2	—
57	США	A444.0	6,5 7,5	0,1	0,05	0,2	0,1	0,1	—	0,2	—
58	США	444.2	6,5 7,5	0,1	0,05	0,13 0,25	0,05	0,05	—	0,2	—
59	США	F356.2	6,5 7,5	0,1	0,17 0,25	0,12	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—
60	США	A356.2	6,5 7,5	0,1	0,3 0,45	0,12	0,05	0,05	—	0,2	—
61	США	356.2	6,5 7,5	0,1	0,3 0,45	0,13 0,25	0,05	0,05	—	0,2	—
62	США	A357.2	6,5 7,5	0,1	0,45 0,7	0,12	0,05	0,05	—	0,04 0,2	—
63	США	F356.0	6,5 7,5	0,2	0,17 0,25	0,2	0,1	0,1	—	0,04 0,2	—
64	США	A356.0	6,5 7,5	0,2	0,25 0,45	0,2	0,1	0,1	—	0,2	—
65	США	A356.1	6,5 7,5	0,2	0,3 0,45	0,15	0,1	0,1	—	0,2	—
66	США	A357.0	6,5 7,5	0,2	0,4 0,7	0,2	0,1	0,1	—	0,04 0,2	—
67	США	444.0	6,5 7,5	0,25	0,1	0,6	0,35	0,35	—	0,25	—
68	США	356.0	6,5 7,5	0,25	0,2 0,45	0,6	0,35	0,35	—	0,25	—

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
69	США	356.1	6,5 7,5	0,25	0,25 0,45	0,5	0,35	0,35	—	0,25	—
70	США	343.1	6,7 7,7	0,5 0,9	0,1	0,9	0,5	1,2 1,9	—	—	Cr, Sn ⁵⁾
71	США	343.0	6,7 7,7	0,5 0,9	0,1	1,2	0,5	1,2 2,0	—	—	Cr, Sn ⁵⁾
72	США	320.0	5,0 8,0	2,0 4,0	0,05 0,6	1,2	0,8	3,0	0,35	0,25	—
73	США	320.1	5,0 8,0	2,0 4,0	0,1 0,6	0,9	0,8	3,0	0,35	0,25	—
74	РФ	АК7	6,0 8,0	—	0,2 5	1,1	0,2 0,6	0,5	0,3	—	—
75	РФ	АК7ч	6,0 8,0	0,2	0,2 0,4	0,6	0,5	0,3	—	—	—
76	РФ	АК7Ц9	6,0 8,0	0,6	0,1 0,3	0,7	0,5	7,0 12,0	—	—	—
77	РФ	АК7пч	7,0 8,0	0,1	0,2 0,4	0,3	0,1	0,2	—	0,13	—
78	США	324.0	7,0 8,0	0,4 0,6	0,4 0,7	1,2	0,5	1,0	0,3	0,2	—
79	США	324.2	7,0 8,0	0,4 0,6	0,45 0,7	0,6	0,1	0,1	0,1	0,2	—
80	США	324.1	7,0 8,0	0,4 0,6	0,45 0,7	0,9	0,5	1,0	0,3	0,2	—
81	РФ	АК8л	6,5 8,5	0,3	0,35 0,55	0,6	0,1	0,3	—	0,2	—
82	США	АК8М3ч	7,0 8,5	2,5 3,5	0,2 0,45	0,4	—	0,5 1,0	—	0,13	Be ⁶⁾

Продолжение табл. П 1.1

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
83	США	328.0	7,5	1,0	0,2	1,0	0,2	1,5	0,25	0,25	Cr ⁽⁷⁾
			8,5	2,0	0,6		0,6				
84	США	328.1	7,5	1,0	0,25	0,8	0,2	1,5	0,25	0,25	Cr ⁽⁷⁾
			8,5	2,0	0,6		0,6				
85	США	358.2	7,6	0,1	0,45	0,2	0,1	0,1	—	0,12	Cr ⁽⁸⁾
			8,6		0,6					0,2	
86	США	358.0	7,6	0,2	0,4	0,3	0,2	0,2	—	0,1	Be ⁽⁹⁾
			8,6		0,6					0,2	
87	РФ	АК8М	7,5	1,0	0,3	3-0,7	0,3	0,3	—	0,2	—
			9,0	1,5	0,5	K-0,9	0,5				
88	США	354.0	8,6	1,6	0,4	0,2	0,1	0,1	—	0,2	—
			9,4	2,0	0,6						
89	США	354.1	8,6	1,6	0,45	0,15	0,1	0,1	—	0,2	—
			9,4	2,0	0,6						
90	США	364.0	7,5	0,2	0,2	1,5	0,1	0,15	0,15	—	Cr, Sn ⁽¹⁰⁾
			9,5		0,4						
91	США	364.2	7,5	0,2	0,25	0,7	0,1	0,15	0,15	—	Cr, Sn ⁽¹⁰⁾
			9,5		0,4	1,1					
92	США	380.2	7,5	3,0	0,1	0,7	0,1	0,1	0,1	—	Sn ⁽¹¹⁾
			9,5	4,0		1,1					
93	США	B380.1	7,5	3,0	0,1	1,0	0,5	0,9	0,5	—	Sn ⁽¹²⁾
			9,5	4,0							
94	США	A380.1	7,5	3,0	0,1	1,0	0,5	2,9	0,5	—	Sn ⁽¹²⁾
			9,5	4,0							
95	США	380.2	7,5	3,0	0,1	0,7	0,1	0,1	0,1	—	Sn ⁽¹¹⁾
			9,5	4,0		1,1					
96	США	380.0	7,5	3,0	0,1	2,0	0,5	3,0	0,5	—	Sn ⁽¹²⁾
			9,5	4,0							

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
97	США	A380.0	7,5 9,5	3,0 4,0	0,1	1,3	0,5	3,0	0,5	—	Sn ⁽¹²⁾
98	США	B380.0	7,5 9,5	3,0 4,0	0,1	1,3	0,5	1,0	0,5	—	Sn ⁽¹²⁾
99	США	408.2	8,5 9,5	0,1	—	0,6 1,3	0,1	0,1	—	—	—
100	США	359.2	8,5 9,5	0,1	0,55 0,7	0,12	0,1	0,1	—	0,2	—
101	США	359.0	8,5 9,5	0,2	0,5 0,7	0,2	0,1	0,1	—	0,2	—
102	США	A305.3	8,5 9,5	3,0 3,5	0,1	0,15	0,1	0,1	—	0,4	—
103	РФ	AK9M2	7,5 10	0,5 2,0	0,2 0,8	1,0	0,1 0,4	—	0,5	0,13	—
104	РФ	AK8M3	7,5 10	2,0 4,5	0,45	1,3	0,5	—	0,5	—	—
105	РФ	AK9Ц6	8,0 10,0	0,3 1,5	0,3 0,5	0,3 1,0	0,1 0,6	5,0 7,0	0,3	—	Sn,Pb ⁽¹⁵⁾
106	США	333.0	8,0 10,0	3,0 4,0	0,05 0,5	1,0	0,5	1,0	0,5	0,25	—
107	США	A333.0	8,0 10,0	3,0 4,0	0,05 0,5	1,0	0,5	3,0	0,5	0,25	—
108	США	333.1	8,0 10,0	3,0 4,0	0,1 0,5	0,8	0,5	1,0	0,5	0,25	—
109	США	A333.1	8,0 10,0	3,0 4,0	0,1 0,5	0,8	0,5	3,0	0,5	0,25	—
110	США	409.2	9,0 10,0	0,1	—	0,6 1,3	0,1	0,1	—	—	—

№п/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
111	США	A360.2	9,0 10,0	0,1	0,45 0,6	0,6	0,05	0,05	—	—	—
112	США	360.2	9,0 10,0	0,1	0,45 0,6	0,7 1,1	0,1	0,1	0,1	—	Sn ⁽¹⁾
113	США	A360.0	9,0 10,0	0,6	0,4 0,6	1,3	0,35	0,5	0,5	—	Ni, Sn ⁽¹⁾
114	США	360.0	9,0 10,0	0,6	0,4 0,6	2,0	0,35	0,5	0,5	—	Sn ⁽²⁾
115	США	A360.1	9,0 10,0	0,6	0,45 0,6	1,0	0,35	0,4	0,5	—	Sn ⁽³⁾
116	РФ	AK9ч	8,0 10,5	0,3	0,17 0,3	3-0,6 Д-1	0,2 0,5	0,3	0,1	—	—
117	США	332.2	8,5 10,5	2,0 4,0	0,9 1,3	0,6	0,1	0,1	0,1	0,2	—
118	США	332.0	8,5 10,5	2,0 4,0	0,5 1,5	1,2	0,5	1,0	0,5	0,25	—
119	США	332.1	8,5 10,5	2,0 4,0	0,6 1,5	0,9	0,5	1,0	0,5	0,25	—
120	РФ	AK9пч	9,0 10,5	0,1	0,23 0,3	0,3	0,2 0,35	0,3	—	0,12	—
121	США	361.0	9,5 10,5	0,5	0,4 0,6	1,1	0,25	0,5	0,2 0,3	0,2	Cr, Sn ⁽⁵⁾
122	США	361.1	9,5 10,5	0,5	0,45 0,6	0,8	0,25	0,4	0,2 0,3	0,2	Cr, Sn ⁽⁵⁾
123	РФ	AK9	8,0 11,0	1,0	0,2 0,4	Д-1,3 3-0,9	0,2 0,5	0,5	0,3	—	—
124	РФ	AK10Cy	9,0 11,0	—	0,1 0,5	Д-1,2	0,3 0,6	—	0,5	—	—

Доп/п	Страна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ni	Ti	Другие
153	США	390.2	16,0 18,0	4,0 5,0	0,5 0,65	0,6 1,0	0,1	0,1	—	0,2	—
154	США	B390.1	16,0 18,0	4,0 5,0	0,5 0,65	1,0	0,5	1,4	0,1	0,2	—
155	США	392.0	18,0 20,0	0,4 0,8	0,8 1,2	1,5	0,2 0,6	0,5	0,5	0,2	Sn ⁽¹⁸⁾
156	США	392.1	18,0 20,0	0,4 0,8	0,9 1,2	1,1	0,2 0,6	0,4	0,5	0,2	Sn ⁽¹⁸⁾
157	РФ	AK21M2,5 H2,5	20,0 22,0	2,2 3,0	0,2 0,5	0,9	0,2 0,4	0,2	0,8 1,3	0,2	Cr ⁽¹⁹⁾
158	США	393.0	21,0 23,0	0,7 1,1	0,7 1,3	1,3	0,1	0,1	2,0 2,5	0,1 0,2	V ⁽²⁰⁾
159	США	393.2	21,0 23,0	0,7 1,1	0,8 1,3	0,8	0,1	0,1	2,0 2,5	0,1 0,2	—
160	США	393.1	21,0 23,0	0,7 1,1	0,8 1,3	1,0	0,1	0,1	2,0 2,5	0,1 0,2	—

- ¹⁾Cr0,25
²⁾Sn0,15
³⁾Sn0,25
⁴⁾(Sn+Sb+Pb)=0,3
⁵⁾Cr0,1;Sn0,5
⁶⁾Be0,12
⁷⁾Cr0,35
⁸⁾Cr0,05
⁹⁾Be0,2
¹⁰⁾Cr0,25...0,5;
 Sn0,15
¹¹⁾Sn0,1
¹²⁾Sn0,35
¹³⁾(Sn+Pb)=0,3
¹⁴⁾Ni0,5;Sn0,15
¹⁵⁾Cr0,2...0,3;Sn0,1
¹⁶⁾Cr0,3...0,4;Sn0,1
¹⁷⁾Sn0,05
¹⁸⁾Sn0,3
¹⁹⁾Cr0,3
²⁰⁾V0,08...0,15

Сплавы алюминиевые литейные на основе системы Al-Si

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	Другие
1	США	242.2	3,5 4,5	0,1	1,3 1,8	0,6	0,6	1,7 2,3	0,1	0,2	—
2	США	208.2	3,5 4,5	0,3	0,03	2,5 3,5	0,8	—	0,2	0,2	—
3	США	242.0	3,5 4,5	0,35	1,2 1,8	0,7	1,0	1,7 2,3	0,35	0,25	Cr ⁴⁾
4	США	242.1	3,5 4,5	0,35	1,3 1,8	0,7	0,8	1,7 2,3	0,35	0,25	Cr ⁴⁾
5	США	243.1	3,5 4,5	0,15 0,45	1,9 2,3	0,35	0,3	1,9 2,3	0,05	0,06 0,2	Cr ⁴⁾
6	США	243.0	3,5 4,5	0,15 0,45	1,9 2,3	0,35	16,0	1,9 2,3	—	0,06 0,2	V ³⁾
7	США	208.1	3,5 4,5	0,5	0,1	2,5 3,5	0,9	0,35	1,0	0,25	—
8	США	208.0	3,5 4,5	0,5	0,1	2,5 3,5	1,2	0,35	1,0	0,25	—
9	США	A242.2	3,7 4,5	0,1	1,3 1,7	0,35	0,6	1,8 2,3	0,1	0,07 0,2	Cr ⁴⁾
10	США	A242.1	3,7 4,5	0,1	1,3 1,7	0,6	0,6	1,8 2,3	0,1	0,07 0,2	Cr ⁴⁾
11	США	249.0	4,2 4,5	0,4	0,4	0,05	0,1	—	3,0	—	—
12	США	204.2	4,2 4,9	0,05	0,2 0,35	0,15	0,1 0,2	0,03	0,05	0,15 0,25	Sn ¹⁾
13	США	A242.0	3,7 4,5	0,1	1,2 1,7	0,6	0,8	1,8 2,3	—	0,07 0,2	Cr ⁴⁾

Продолжение табл. П 1.2

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	Другие
14	США	295.2	4,0 5,0	0,3	0,03	0,7 1,2	0,8	—	0,3	0,2	—
15	США	296.2	4,0 5,0	0,3	0,35	2,0 3,0	0,8	—	0,3	0,2	—
16	США	295.1	4,0 5,0	0,35	0,03	0,7 1,5	0,8	—	0,35	0,25	—
17	США	295.0	4,0 5,0	0,35	0,03	0,7 1,5	1,0	—	0,35	0,25	—
18	США	296.1	4,0 5,0	0,35	0,05	2,0 3,0	0,9	0,35	0,5	0,25	—
19	США	296.0	4,0 5,0	0,35	0,05	2,0 3,0	1,2	0,35	0,5	0,25	—
20	США	A201.0	4,0 5,0	0,2 0,4	0,15 0,35	0,05	0,1	—	—	0,15 0,35	Ag ⁶⁾
21	США	A201.1	4,0 5,0	0,2 0,4	0,2 0,35	0,05	0,07	—	—	0,15 0,35	Ag ⁶⁾
22	США	A201.2	4,0 5,0	0,2 0,4	0,2 0,35	0,05	0,07	—	—	0,15 0,35	Ag ⁶⁾
23	США	B201.0	4,5 5,0	0,2 0,5	0,25 0,35	0,05	0,05	—	—	0,15 0,35	Ag ⁷⁾
24	США	204.0	4,2 5,0	0,1	0,15 0,35	0,2	0,35	0,05	—	0,15 0,3	Sn ⁵⁾
25	США	A206.0	4,2 5,0	0,2 0,5	0,15 0,35	0,05	0,07	0,03	0,05	0,15 0,3	—
26	США	206.0	4,2 5,0	0,2 0,5	0,15 0,35	0,1	0,15	0,05	0,1	0,15 0,3	Sn ⁵⁾
27	США	A206.2	4,2 5,0	0,2 0,5	0,2 0,35	0,05	0,07	0,03	0,05	0,15 0,25	Sn ⁵⁾

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	Другие
28	США	206.2	4,2 5,0	0,2 0,5	0,2 0,35	0,1	0,1	0,03	0,05	0,15 0,25	Sn ⁵⁾
29	РФ	AM4,5Кл	4,5 5,1	0,35 0,8	0,05	0,2	0,15	0,1	—	0,25	Zr ⁸⁾
30	США	201.0	4,0 5,2	0,2 0,5	0,15 0,55	0,1	0,15	—	—	0,15 0,35	Ag ⁶⁾
31	США	201.2	4,0 5,2	0,2 0,5	0,2 0,55	0,1	0,1	—	—	0,15 0,35	Ag ⁶⁾
32	США	203.2	4,8 5,2	0,2 0,3	0,1	0,2	0,35	1,3 1,7	—	0,15 0,25	Sb ₂ Co ₂ Zr ¹⁾
33	РФ	AM5	4,5 5,3	0,6 1,0	0,05	0,3	0,2(3) 0,3(K)	0,1	—	0,15 0,35	Zr ¹⁰⁾
34	США	203.0	4,5 5,5	0,2 0,3	0,1	0,3	0,5	1,3 1,7	—	0,15 0,25	Sb ₂ Co ₂ Zr ¹⁾
35	США	224.2	4,5 5,5	0,2 0,5	—	0,02	0,04	—	—	0,25	V ₂ Zr ¹¹⁾
36	США	224.0	4,5 5,5	0,2 0,5	—	0,06	0,1	—	—	0,35	V ₂ Zr ¹²⁾
37	США	213.0	6,0 8,0	0,6	0,1	1,0 3,0	1,2	0,35	2,5	0,25	—
38	США	213.1	6,0 8,0	0,6	0,1	1,0 3,0	0,9	0,35	2,5	0,25	—
39	США	240.1	7,0 9,0	0,3 0,7	5,6 6,5	0,5	0,4	0,3 0,7	0,1	0,2	—
40	США	240.0	7,0 9,0	0,3 0,7	5,5 6,5	0,5	0,5	0,3 0,7	0,1	0,2	—
41	США	222.0	9,2 10,7	0,15 0,35	0,15 0,35	2,0	1,5	0,5	0,8	0,25	—

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	Другие
42	США	222.1	9,2 10,7	0,5	0,2 0,35	2,0	12	0,5	0,8	0,25	—
43	США	238.0	10,0 11,0	—	0,25	4,0	1,5	—	—	—	—

¹¹Cr0,25²Cr0,2...0,4³V0,06...0,2⁴Cr0,15...0,25⁵Sn0,05⁶Ag0,4...1⁷Ag0,5...1⁸Zr0,15⁹Sb0,2...0,3; Co0,2...0,3; Zr0,1...0,3¹⁰Zr0,2¹¹V0,05...0,15; Zr0,1...0,25¹²V0,1; Zr0,2.

№п/п	Страна	Марка	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Be	Другие
28	США	518.0	7,5 8,5	0,35	0,35	1,8	0,25	0,15	—	—	—
29	США	518.2	7,6 8,5	0,1	0,25	0,7	0,1	—	—	—	Ni, Sn ³⁾
30	США	518.1	7,6 8,5	0,35	0,35	1,1	0,25	0,15	—	—	Ni, Sn ⁴⁾
31	США	585.0	10,0	0,15	0,25	0,3	0,25	0,15	0,25	—	—
32	РФ	АМГ-10	9,5 10,5	0,1	0,2	0,2	0,15	0,1	0,05 0,15	—	Zr ⁴⁾
33	США	520.2	9,6 10,6	0,1	0,15	0,2	0,2	0,1	0,2	—	—
34	США	520.0	9,5 10,6	0,18	0,25	0,3	0,25	—	—	0,005	—
35	РФ	АМГ-11	10,5 13,0	—	0,8 1,2	0,9	—	0,1	0,05 0,15	—	—
36	РФ	АЦ4МГ	1,5 2,0	0,2 0,5	—	0,5	—	3,5 4,5	0,1 0,2	—	—

¹⁾Ni0,25...0,4; Sn0,1; Pb0,1 max²⁾Zr0,12³⁾Cr0,005⁴⁾Be0,003...0,007⁵⁾Ni0,05; Sn0,05⁶⁾Ni0,15; Sn0,15.

№п/п	Страна	Марка	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Be	Другие
28	США	518.0	7,5 8,5	0,35	0,35	1,8	0,25	0,15	—	—	—
29	США	518.2	7,6 8,5	0,1	0,25	0,7	0,1	—	—	—	Ni, Sn ⁵⁾
30	США	518.1	7,6 8,5	0,35	0,35	1,1	0,25	0,15	—	—	Ni, Sn ⁴⁾
31	США	585.0	10,0	0,15	0,25	0,3	0,25	0,15	0,25	—	—
32	РФ	АМГ10	9,5 10,5	0,1	0,2	0,2	0,15	0,1	0,05 0,15	—	Zr ¹⁾
33	США	520.2	9,6 10,6	0,1	0,15	0,2	0,2	0,1	0,2	—	—
34	США	520.0	9,5 10,6	0,18	0,25	0,3	0,25	—	—	0,005	—
35	РФ	АМГ11	10,5 13,0	—	0,8 1,2	0,9	—	0,1	0,05 0,15	—	—
36	РФ	АП4МГ	1,5 2,0	0,2 0,5	—	0,5	—	3,5 4,5	0,1 0,2	—	—

¹⁾Ni0,25...0,4; Sn0,1; Pb0,1 max²⁾Zr0,12³⁾Cr0,005⁴⁾Be0,003...0,007⁵⁾Ni0,05; Sn0,05⁶⁾Ni0,15; Sn0,15.

Сплавы алюминия деформируемые

Таблица П 2.1

Нелегированный деформируемый алюминий

№ п/п	Страна	Марка	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ti	V	Ga	Другие
1	РФ	АДюч	0,005	0,005	0,003	0,003	—	—	0,002	—	—	—
2	США	АА1199	0,006	0,006	0,006	0,006	0,006	0,002	0,002	0,005	0,005	—
3	РФ	АДч	0,03	0,03	0,015	0,005	—	—	0,002	—	—	—
4	США	АА1065	0,03	0,25	0,05	0,05	0,03	0,03	0,03	0,05	—	—
5	США	АА1095	0,04	0,03	0,01	0,01	0,01	0,01	0,005	—	—	—
6	США	АА1040	0,05	0,3	0,1	0,1	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
7	США	АА1188	0,06	0,06	0,005	0,03	0,01	0,01	0,01	0,05	—	—
8	США	АА1090	0,07	0,07	0,02	0,03	0,01	0,01	0,01	0,05	0,03	—
9	США	АА1285	0,08	0,08	0,02	0,03	0,01	0,01	0,02	0,05	0,03	—
10	США	АА1180	0,09	0,09	0,01	0,03	0,02	0,02	0,02	0,05	0,03	—
11	США	АА1200	Fe, Si ⁽¹⁾	—	0,05	1,0	—	0,05	0,1	—	0,03	—
12	США	АА1085	0,1	0,12	0,03	0,03	0,02	0,02	0,02	0,05	0,03	—
13	США	АА1185	Fe, Si ⁽²⁾	—	0,01	0,03	0,02	0,02	0,02	0,05	0,03	—
14	США	АА1175	Fe, Si ⁽³⁾	—	0,1	0,04	0,02	0,02	0,02	0,05	0,03	—
15	РФ	АД000	0,15	0,15	0,02	0,05	—	—	0,03	—	—	—
16	США	АА1080	0,15	0,15	0,03	0,03	0,02	0,02	0,03	0,05	0,03	—
17	РФ	АД00 (1010)	0,16	0,16	0,015	0,02	0,07	0,02	0,05	—	—	—
18	США	АА1075	0,2	0,2	0,04	0,04	0,03	0,03	0,03	0,05	—	—
19	США	АА1070	0,25	0,2	0,04	0,04	0,03	0,03	0,03	0,05	—	—
20	США	АА1170	0,3 ⁽³⁾	—	0,3	0,04	0,02	0,03	0,03	0,05	0,03	—
21	РФ	АД0 (1011)	0,3	0,3	0,02	0,07	0,03	0,025	0,05	—	—	—

№ п/п	Страна	Марка	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ti	V	Ga	Другие
22	РФ	АД1 (1013)	0,3	0,3	0,05	0,1	0,05	0,025	0,15	—	—	—
23	США	AA1060	0,35	0,25	0,05	0,05	0,03	0,03	0,03	0,05	—	—
24	США	AA1350	0,4	0,1	0,05	0,05	—	0,01	V, Ti ⁹⁾	—	0,03	B, Cr ⁵⁾
25	США	AA1250	0,4	0,2	0,1	0,05	0,01	0,01	V, Ti ⁴⁾	—	—	Cr ⁶⁾
26	США	AA1055	0,4	0,25	0,05	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
27	РФ	АЛОЕ	0,4	0,3	0,05	0,07	—	—	0,05	—	—	—
28	США	AA1345	0,4	0,3	0,1	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
29	США	AA1045	0,45	0,3	0,1	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
30	США	AA1435	0,3	0,15	0,02	0,1	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
31	РФ	АД1 (1015)	0,5	0,5	0,1	0,1	0,1	0,1	0,15	—	—	—
32	США	AA1145	Fe, Si ⁷⁾	—	0,05	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
33	США	AA1135	Fe, Si ⁸⁾	—	0,05	0,1	0,05	0,04	0,03	0,05	—	—
34	США	AA1030	0,6	0,35	0,1	0,1	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
35	США	AA1035	0,6	0,35	0,1	0,1	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
36	РФ	АЛС	0,6	0,5	0,1	0,1	—	—	0,15	—	—	—
37	США	AA1235	0,65 ⁹⁾	—	0,05	0,01	0,05	0,05	0,06	0,05	—	—
38	США	AA1230	0,7 ¹⁰⁾	—	0,1	0,1	0,05	0,05	0,03	0,05	—	—
39	США	AA1100	0,95 ¹¹⁾	—	0,05	0,1	—	0,05	—	—	—	—

¹⁾(Fe+Si)0,1⁵⁾B0,05; Cr0,01⁹⁾(Fe+Si)0,65²⁾(Fe+Si)0,15⁶⁾Cr0,001¹⁰⁾(Fe+Si)0,7³⁾(Fe+Si)0,3⁷⁾(Fe+Si)0,56¹¹⁾(Fe+Si)0,95.⁴⁾(V+Ti)0,02⁸⁾(Fe+Si)0,6

Сплавы алюминиевые деформируемые на основе системы Al-Mg-Mn

№ пп	Страна	Марка	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
1	США	АА3102		0,05 0,4	0,1	0,7	0,4	0,3	0,1	—	—	—	
2	США	АА3010	—	0,2 0,9	0,03	0,2	0,1	0,05	0,05	0,05 0,4	—	—	V ¹⁾
3	США	АА3107	—	0,4 0,9	0,05 0,15	0,7	0,6	0,2	0,1	—	—	—	
4	США	АА3011	—	0,8 1,2	0,05 0,2	0,7	0,4	0,1	0,1	0,1 0,4	0,1 0,3	—	
5	США	АА3203	—	1,0 1,5	0,05	0,7	0,6	0,1	—	—	—	—	Be ²⁾
6	США	АА3003	—	1,00 1,6	0,05 0,2	0,7	0,6	0,1	—	—	—	—	
7	США	АА3303	—	1,0 1,5	0,05 0,2	0,7	0,6	0,3	—	—	—	—	
8	США	АА3008	0,01	1,2 1,8	0,1	0,7	0,4	0,05	0,1	0,05	0,1 0,5	—	
9	РФ	АМnС (1401)	0,05	1,0 1,4	0,1	0,25 0,45	0,15 0,35	0,1	0,1	—	—	—	
10	РФ	АМnР	0,05	1,0 1,5	0,08 0,13	0,48	0,17	—	—	—	—	—	Na ³⁾
11	США	АА3207	0,1	0,4 0,8	0,1	0,45	0,3	0,1	—	—	—	—	
12	США	АА3012	0,1	0,5 1,1	0,1	0,7	0,6	0,1	0,1	0,2	—	—	
13	США	АА3014	0,1	1,00 1,50	0,5	1,00	0,1	0,50 1,00	0,1	—	—	—	

№п/п	Страна	Марка	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
42	США	AA5050	1,1 1,8	0,1	0,2	0,7	0,4	0,25	-	0,1	-	-	-
43	США	AA5250	1,3 1,8	0,05 0,15	0,1	0,1	0,08	0,05	-	-	-	-	V, Ga ¹⁾
44	США	AA5016	1,4 1,9	0,4 0,7	0,2	0,6	0,25	0,15 0,05	-	-	-	-	-
45	США	AA5151	1,5 2,1	0,1 0,1	0,15	0,35	0,2	0,15	0,1	0,1	-	-	-
46	США	AA5351	1,6 2,2	0,1	0,1	0,1	0,08	0,05	-	-	-	-	V ¹⁾
47	США	AA5051	1,7 2,2	0,2	0,25	0,7	0,4	0,25	0,1	0,1	-	-	-
48	США	AA5017	1,9 2,2	0,6 0,8	0,18 0,28	0,7	0,4	-	0,09	-	-	-	-
49	США	AA5251	1,70 2,40	0,10 0,50	0,15	0,50	0,40	0,15	0,15	0,15	-	-	-
50	США	5451	1,8 2,4	0,1	0,1	0,4	0,25	0,1	0,05	0,15 0,35	-	0,05	-
51	США	AA5049	1,6 2,5	0,5 1,1	0,1	0,5	0,4	0,2	0,1	0,3	-	-	-
52	РФ	AMr-2 (1520)	1,80 2,60	0,20 0,60	0,10	0,40	0,40	0,20	0,10	0,05	-	-	-
53	США	AA5652	2,20 2,80	0,01	0,04	(Fe-Si) ¹⁾	0,04	0,10	-	0,15 0,35	-	-	-
54	США	AA5552	2,20 2,80	0,10	0,10	0,05		0,05	-	-	-	-	V ¹⁾
55	США	AA5252	2,20 2,80	0,10	0,10	0,10	0,08	0,05	-	-	-	-	V ¹⁾

№ п	Страна	Марка	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
28	США	AA5557	0,4 0,8	0,1 0,4	0,15	0,12	0,1	—	—	—	—	—	V ⁽¹⁾
29	США	AA3016	0,5 0,8	0,5 0,9	0,3	0,8	0,6	0,25	0,1	—	—	—	—
30	США	AA5457	0,8	0,15	0,2	0,1	0,08	0,05	—	—	—	—	V ⁽¹⁾
31	США	AA5205	0,6 1,0	0,1	0,03 0,1	0,7	0,15	0,5	—	0,1	—	—	—
32	США	AA5005 (1530)	0,5 1,1	0,2	0,2	0,7	0,3	0,25	—	0,1	—	—	—
33	США	AA5357	0,8 1,2	0,15 0,45	0,2	0,17	0,12	0,05	—	—	—	—	—
34	США	AA5043	0,7 1,3	0,7 1,2	0,05 0,35	0,7	0,4	0,25	0,1	0,05	—	—	V, Ga ⁽⁶⁾
35	США	AA5006	1,3 1,3	0,4 0,8	0,1	0,8	0,4	0,25	0,1	0,1	—	—	—
36	США	AA3104	0,8 1,3	0,8 1,4	0,05 0,25	0,8	0,6	0,25	0,1	—	—	—	V, Ga ⁽⁶⁾
37	РФ	Д12 (1521)	0,8 1,3	1,0 1,5	0,1	0,7	0,7	0,1	0,1	—	—	—	—
38	США	AA3004	0,8	1,3	1,0 1,5	0,25	0,7	0,3	0,25	—	—	—	—
39	США	AA5040	1,0 1,5	0,9 1,4	0,25	0,7	0,3	0,25	—	0,1 0,3	—	—	—
40	РФ	AMг (1510)	0,7 1,6	0,2	0,1	0,1	0,1	—	—	—	—	—	—
41	США	AA5150	1,3 1,7	0,03	0,1	0,1	0,08	0,1	0,06	—	—	—	—

№п/п	Страна	Марка	Mg	Mn	Cu	Fe (Fe+Si) ⁽¹³⁾	Si	Zn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие Be ⁽¹⁴⁾
70	США	AA5280	3,50 4,50	0,20 0,70	0,10	0,35	—	1,50 2,80	—	0,05 0,25	—	—	Be ⁽¹⁴⁾
71	США	AA5056	3,50 4,50	0,20 0,70	0,10	0,50	0,40	0,25	0,15	0,05 0,25	—	—	—
72	РФ	AMr4 (1540)	3,80 4,50	0,50 0,80	0,10	0,40	0,40	0,20	0,02 0,10	0,05 0,25	—	—	Be ⁽¹⁵⁾
73	РФ	15410ч	3,70 4,70	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,02 0,06	—	—	—
74	РФ	1541	3,80 4,80	0,20 0,50	0,05	0,10 0,30	0,20	—	0,02 0,10	—	—	—	—
75	США	AA5083	4,00 4,90	0,40 1,00	0,10	0,40	0,40	0,25	0,15	0,05 0,25	—	—	Be ⁽¹⁵⁾
76	РФ	1543	3,80 5,00	0,20 0,50	0,10	0,50	0,50	0,10	0,02 0,10	—	—	—	—
77	США	AA5082	4,00 5,00	0,15	0,15	0,35	0,20	0,25	0,10	0,15	—	—	—
78	США	AA5182	4,0 5,0	0,2 0,5	0,15	0,35	0,2	0,25	0,10	0,1	—	—	—
79	США	AA5283	4,5 5,1	0,5 1,0	0,03	0,3	0,3	0,1	0,03	0,05	0,05	0,03	—
80	США	AA5183	4,3 5,2	0,5 1,0	0,1	0,4	0,4 0,7	0,25	0,15	0,05 0,25	—	—	Be ⁽¹⁴⁾
81	США	AA5014	4,0 5,5	0,2 0,9	0,2	0,4	0,4	0,7 1,5	0,20	0,2	—	—	—
82	США	AA5356	4,5 5,5	0,05 0,2	0,1	0,4	0,25	0,1	0,06 0,2	0,05 0,2	—	—	—
83	США	AA5556	4,7 5,5	0,5 1,0	0,1	0,4	0,25	0,25	0,05 0,2	0,05 0,2	—	—	—

№п/п	Страна	Марка	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
56	США	АА5052	2,20 2,80	0,10	0,10	0,40	0,25	0,10	—	0,15 0,35	—	—	—
57	США	АА5352	2,20 2,80	0,10	0,10	(Fe-Si) ⁹⁾	—	0,10	0,10	0,10	—	—	—
58	США	АА5554	2,40 3,00	0,50 1,00	0,10	0,40	0,25	0,25	0,05 0,20	0,05 0,20	—	—	Be ²⁾
59	США	АА5454	2,40 3,00	0,50 1,00	0,10	0,40	0,25	0,25	0,20	—	—	—	—
60	США	АА5754	2,60 3,60	0,50	0,10	0,40	0,40	0,20	0,15	0,30	—	—	(Mn+Cr) ¹⁰⁾
61	РФ	АМг3С	2,70 3,60	0,00 0,60	0,10	0,50	0,50	0,20	0,20	0,25	—	—	—
62	США	АА5013	3,20 3,80	0,30 0,50	0,03	0,25	0,20	0,10	0,10	0,03	0,05	0,03	Pb ¹¹⁾
63	РФ	1531	2,80 3,80	0,40 0,70	0,10	0,40	0,40	0,20	0,02 0,10	0,05 0,25	—	—	(Cr+Mn) ¹²⁾
64	РФ	АМг3 (1530)	3,20 3,80	0,30 0,60	0,10	0,50	0,50 0,80	0,20	0,10	0,05	—	—	—
65	США	АА5254	3,10 3,90	0,01	0,05	(Fe-Si) ⁹⁾	—	0,20	0,05	0,15 0,35	—	—	—
66	США	АА5654	3,10 3,90	0,01	0,05	(Fe-Si) ⁹⁾	—	0,20	0,05 0,15	0,15 0,35	—	—	—
67	США	АА5154	3,1 3,9	0,1	0,1	0,4	0,25	0,2	0,2	0,15 0,35	—	—	—
68	США	АА5854	3,10 3,90	0,10 0,50	0,10	(Fe-Si) ⁹⁾	0,45	0,20	0,20	0,15 0,35	—	—	—
69	РФ	1541пч	3,50 4,50	0,02	0,02	0,07	0,07	0,02	0,05	0,03 0,06	—	—	—

Сплавы алюминия деформируемые на основе системы Al-Cu

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Ti	Zr	Cr	Zn	Другие V ¹⁾
1	США	AA2008	0,7 1,1	0,25 0,5	0,3	0,5 0,8	0,4	—	0,1	—	0,1	0,25	V ¹⁾
2	США	AA2038	0,8 1,2	0,4 1	0,1 0,4	0,5 1,3	0,6	—	0,15	—	0,2	0,5	Ga; V ²⁾
3	США	AA2006	1,0 2,0	0,5 1,4	0,6 1,0	0,8 1,3	0,7	0,2	0,3	—	—	0,2	—
4	США	AA2037	1,4 2,2	0,3 0,8	0,1 0,4	0,5 0,4	0,5	—	0,15	—	0,1	0,25	V ¹⁾
5	США	AA2002	1,5 2,5	0,5 1,0	0,2	0,35 0,8	0,3	—	0,2	—	0,2	0,2	—
6	РФ	AK4 (1140)	1,9 2,5	1,4 1,8	0,2	0,5 1,2	0,8 1,3	0,8 1,3	0,1	—	—	0,3	—
7	РФ	AK6ч	1,8 2,6	0,4 0,8	0,4 0,8	0,7 1,2	0,4	0,1	0,1	—	—	0,3	—
8	РФ	AK6 (1360)	1,8 2,6	0,4 0,8	0,4 0,8	0,7 1,2	0,7	0,1	0,1	—	—	0,3	—
9	РФ	AK6-1	1,8 2,6	0,4 0,8	0,4 0,8	0,7 1,2	0,7	0,1	0,02 0,1	—	0,01 0,2	0,3	—
10	РФ	AK4-2ч (1143)	2 2,6	1,2 1,8	0,1	0,1 0,25	0,4 0,7	0,4 0,7	0,05 0,1	—	0,1	0,1	—
11	РФ	AK4-1ч	2 2,6	1,2 1,8	0,1	0,1 0,25	0,9 1,4	0,9 1,4	0,05 0,1	—	0,1	0,1	—
12	РФ	AK4-1 (1141)	1,9 2,7	1,2 1,8	0,2	0,35	0,8 1,4	0,8 1,4	0,02 0,1	—	0,1	0,3	—
13	США	AA2618	1,9 2,7	1,3 1,8	—	0,1 0,25	0,9 1,3	0,9 1,2	0,04 0,1	—	—	—	—

№ п	Страна	Марка	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Ti	Zr	Cr	Zn	Примеч
14	США	AA2031	1,8 2,8	0,6 1,2	0,5	0,5 1,3	0,6 1,2	0,6 1,4	0,2	—	—	0,2	—
15	РФ	Д18 (1187)	2,2 3	0,2 0,5	0,2	0,5	0,5	—	0,1	—	—	0,1	—
16	США	AA2117	2,2 3	0,2 0,5	0,2	0,8	0,7	—	—	—	0,1	0,25	—
17	США	AA2036	2,2 3	0,3 0,6	0,1 0,4	0,5	0,5	—	0,15	—	0,1	0,25	—
18	РФ	ВД17 (1170)	2,6 3,2	2 2,4	0,45 0,7	0,3	0,3	—	0,1	—	—	0,1	—
19	РФ	Д19 (1197)	3,2 3,7	2,1 2,6	0,5 0,8	0,3	0,3	—	0,1	—	—	0,1	Be ³⁾
20	США	AA2048	2,8 3,8	1,2 1,8	0,2 0,6	0,15	0,2	—	0,1	—	—	0,25	—
21	РФ	1161	3,35 3,85	1,4 1,8	0,4 0,7	0,05	0,15	—	0,03 0,07	0,08	0,04	0,05	Be ⁴⁾
22	РФ	Д19ч	3,8 4,3	1,7 2,3	0,4 0,9	0,2	0,3	—	0,1	—	—	0,1	Be ³⁾
23	РФ	Д19 (1190)	3,8 4,3	1,7 2,3	0,5 1	0,5	0,5	—	0,1	—	—	0,1	Be ³⁾
24	США	AA2324	3,8 4,4	1,2 1,8	0,3 0,9	0,1	0,12	—	0,15	—	0,1	0,25	—
25	США	AA2224	3,8 4,4	1,2 1,8	0,3 0,9	0,12	0,15	—	0,15	—	0,1	0,25	—
26	США	AA2030	3,3 4,5	0,5 1,3	0,2 1	0,8	0,7	—	0,2	—	0,1	0,5	Bi, Pb, Sn ⁵⁾
27	США	AA2017	2,5 4,5	0,4 0,8	0,4 1	0,2 0,8	0,7	—	0,15	—	0,1	0,25	—

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Ti	Zr	Cr	Zn	Другие
28	США	AA2018	3,5 4,5	0,45 0,9	0,2	0,9	0,1	1,7 2,3	—	—	0,1	0,25	—
29	США	AA2218	3,5 4,5	1,2 1,8	0,2	0,9	0,1	1,7 2,3	—	—	0,1	0,25	—
30	РФ	1663	3,8 4,5	1,2 1,6	0,4 0,8	0,1	0,15	0,05	0,01 0,07	—	—	0,1	—
31	РФ	Д24(ВАД1) (1191)	3,8 4,5	2,3 2,7	0,35 0,8	0,2	0,3	—	0,03 0,1	0,07 0,2	—	0,1	Be ³⁾
32	РФ	(ВАД-1Ф)	3,8 4,5	2,3 2,7	0,35 0,8	0,2	0,3	—	0,03 0,1	0,07 0,2	—	0,1	Be ³⁾
33	РФ	ВАД-1П	3,8 4,5	2,3 2,9	0,4 0,8	0,2	0,3	—	0,03-0,1 0,08-0,15	0,07-0,2 0,1-0,2	—	0,1	—
34	РФ	В65 (1157)	3,9 4,5	0,15 0,3	0,3 0,5	0,25	0,2	—	0,1	—	—	0,1	—
35	США	AA2007	3,3 4,6	0,4 1,8	0,5 1,0	0,8	0,8	0,2	0,2	—	0,1	0,8	Bi,Sn,Pb ³⁾
36	РФ	Д14ч	3,8 4,8	0,4 0,8	0,4 0,8	0,5 0,7	(Fe+Si) ⁶⁾	0,01	0,1	—	—	0,3	—
37	РФ	Д1 (1100)	3,8 4,8	0,4 0,8	0,4 0,8	0,7	0,7	0,01	0,1	—	—	0,3	—
38	РФ	AK8 (1380)	3,9 4,8	0,4 0,8	0,4 1,0	0,6 1,2	0,7	0,1	0,1	—	—	0,3	—
39	США	AA2034	4,2 4,8	1,3 1,9	0,8 1,3	0,1	0,12	—	0,15	0,08 0,15	0,05	0,2	—
40	РФ	Д16ч	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 0,9	0,2	0,3	0,05	0,1	—	—	0,1	—
41	США	AA2124	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 0,9	0,2	0,3	—	0,15	—	0,1	0,25	—

Продолжение табл. П 2.3

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Ti	Zr	Cr	Zn	Другие
42	США	AA2024	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 0,9	0,5	0,5	—	0,15	—	0,1	0,25	—
43	РФ	Д16 (1160)	3,8 4,9	1,2 1,8	0,3 0,9	0,5	0,5	0,1	0,1	—	—	0,3	—
44	США	AA2005	3,5 5	0,2 1,0	1,0	0,8	0,7	0,2	0,2	—	0,1	0,5	Bi ¹⁾
45	США	AA2025	3,9 5	0,05	0,4 1,2	0,5 1,2	1	—	0,15	—	0,1	0,25	—
46	США	AA2214	3,9 5	0,2 0,8	0,4 1,2	0,5 1,2	0,3	—	0,15	—	0,1	0,25	—
47	США	AA2014	3,9 5	0,2 0,8	0,4 1,2	0,5 1,2	0,7	—	0,15	—	0,1	0,25	—
48	США	AA2003	4,00 5,00	0,02	0,30 0,80	0,30 0,10	0,30	—	0,15	0,10 0,20	—	0,10	V; Cd ⁸⁾
49	РФ	1177	4,70 5,60	3,20 4,10	0,32 0,50	0,07	0,16 0,28	—	0,05 0,15	—	—	0,10	Be ⁹⁾
50	РФ	1151	5,00 5,80	1,80 2,20	0,40 0,55	0,07	0,15 0,25	—	0,08 0,14	—	—	0,05	V; Be; Cd ¹⁰⁾
51	США	AA2011	5,00 6,00	—	—	0,40	0,70	—	—	—	—	0,30	Bi; Pb ¹¹⁾
52	США	AA2001	5,20 6,00	0,20 0,45	0,15 0,50	0,20	0,20	0,05	0,20	0,05	0,10	0,10	Pb ¹²⁾
53	США	AA2004	5,5 6,5	0,5	0,1	0,2	0,2	—	0,05	0,3 0,5	—	0,1	—
54	США	AA2021	5,60 6,80	0,02	0,20 0,40	0,20	0,30	—	0,02 0,10	—	—	0,10	V ¹³⁾
55	США	AA2519	5,30 6,40	0,05 0,40	0,1 0,50	0,25	0,30	—	0,02 0,10	0,10 0,25	—	0,10	V ¹³⁾

№п/п	Страна	Марка	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Ti	Zr	Cr	Zn	Другие Sn;Cd ⁴⁾
56	РФ	1205	5,80 6,80	0,02	0,30 0,80	0,30	0,30	—	0,02 0,10	0,08 0,15	—	0,10	—
57	США	AA2419	5,80 6,80	0,02	0,20 0,40	0,15	0,18	—	0,02 0,10	0,10 0,25	—	0,10	V ¹³⁾
58	РФ	1201	5,8 6,8	0,02	0,2 0,4	0,2	0,3	—	0,02 0,1	0,1 0,25	—	0,1	V ¹³⁾
59	США	AA2219	5,8 6,8	0,02	0,2 0,4	0,2	0,3	—	0,02 0,1	0,1 0,25	—	0,1	V ¹³⁾
60	США	AA2319	5,8 6,8	0,02	0,2 0,4	0,2	0,3	—	0,1 0,2	0,10 0,25	—	0,10	V ¹³⁾
61	РФ	Д20 (1200)	6,0 7,0	0,05	0,4 0,8	0,3	0,5	—	0,1 0,2	0,2	—	0,1	—
62	РФ	Д21 (1210)	6,0 7,0	0,25 0,45	0,4 0,8	0,3	0,3	—	0,1 0,2	—	—	0,1	—

¹⁾V0,05²⁾Ga0,05; V0,05³⁾Be0,0002...0,005⁴⁾Be0,0003...0,0008⁵⁾Bi0,2; Sn0,2; Pb0,8...1,5⁶⁾(Fe+Si)0,4⁷⁾Bi0,2⁸⁾V0,005...0,2; Cd0,005...0,2⁹⁾Be0,0008...0,003¹⁰⁾V0,07...0,14; Be0,002...0,004; Cu0,05...0,09¹¹⁾Bi0,2...0,6; Pb0,2...0,6¹²⁾Pb0,003max¹³⁾V0,05...0,15¹⁴⁾Sn0,03; Cd0,1...0,2

Сплавы алюминийевые деформируемые на основе системы Al—Mg—Si

№г/п	Страна	Марка	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Ti	Cr	Zn	Zr	Ni	Другие
1	США	AA6015	0,2 0,4	0,8 1,1	0,1 0,3	0,1	0,1 0,25	0,1	0,1	0,1	—	—	—
2	США	AA6951	0,2 0,5	0,4 0,8	0,8	0,1	0,15 0,4	—	—	0,2	—	—	—
3	РФ	ABч	0,35 0,55	0,6 1,0	0,12	0,05	0,05	—	—	0,05	—	—	—
4	США	AA6763	0,2 0,6	0,45 0,9	0,08	0,03	0,04 0,16	—	—	0,03	—	—	V ¹⁾
5	США	AA6463	0,2 0,6	0,45 0,9	0,15	0,05	0,2	—	—	0,05	—	—	—
6	США	AA6063	0,2 0,6	0,45 0,9	0,35	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	—	—	—
7	США	AA6060	0,3 0,6	0,35 0,6	0,1 0,3	0,1	0,1	0,1	0,05	0,15	—	—	—
8	США	AA6004	0,3 0,6	0,4 0,7	0,1 0,3	0,2 0,6	0,1	—	—	0,05	—	—	—
9	США	AA6106	0,3 0,6	0,4 0,8	0,35	0,05	0,25	—	0,2	0,1	—	—	—
10	США	AA6863	0,4 0,6	0,5 0,8	0,15	0,05	0,05 0,2	0,1	0,05	0,1	—	—	—
11	США	AA6014	0,3 0,6	0,4 1,2	0,35	0,05	0,25	0,1	0,2	0,1	—	—	V ²⁾
12	РФ	1320	0,4 0,65	0,45 0,75	0,15	0,05	0,05 0,15	0,01 0,05	0,03	0,05	0,03	0,03	Be ³⁾
13	США	AA6101	0,3 0,7	0,35 0,8	0,5	0,03	0,1	—	0,03	0,1	—	—	B ⁴⁾

№п/п	Страна	Марка	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Ti	Cr	Zn	Zr	Ni	Другие
42	США	AA6011	0,60 1,20	0,6 1,2	1,0	0,8	0,4 0,9	0,2	0,3	1,5	-	-	-
43	США	AA6010	0,80 1,20	0,6 1,0	0,5	0,2 0,8	0,15 0,6	0,1	0,1	0,25	-	-	-
44	США	AA6081	0,8 1,2	0,6 1,0	0,45	0,15	0,1	0,1	0,1	0,2	-	-	-
45	РФ	АД35 (1350)	0,8 1,2	0,8 1,4	0,5	0,5 0,9	0,1	0,15	-	0,2	-	-	-
46	США	AA6351	0,7 1,3	0,4 0,8	0,5	0,4 0,8	0,1	0,2	-	0,2	-	-	-
47	США	AA6082	0,7 1,3	0,6 1,2	0,5	0,4 1,0	0,1	0,1	0,25	0,2	-	-	-
48	США	AA6012	0,6 1,4	0,6 1,2	0,5	0,4 1,0	0,1	0,2	0,3	0,3	-	-	В ³¹
49	США	AA6007	0,9 1,4	0,6 0,9	0,7	0,05 0,25	0,2	0,15	0,05 0,25	0,25	0,05 0,2	-	-
50	США	AA6016	1,0 1,5	0,25 0,6	0,5	0,2	0,2	0,15	0,1	0,2	-	-	-
51	США	AA6110	0,7 1,5	0,5 1,1	0,8	0,2 0,7	0,2	0,15	0,04 0,25	0,3	-	-	-
52	США	AA6070	1,0 1,7	0,5 1,2	0,5	0,4 1,0	0,15 0,4	0,15	0,1	0,25	-	-	-
53	США	AA6066	0,9 1,8	0,8 1,4	0,5	0,6 1,1	0,7 1,2	0,2	0,4	0,25	-	-	-

⁴¹В0,06⁵¹(Mn+Mo+Cr)0,03⁶¹(Mn+Cr)0,12-0,5⁷¹Si45...65%от концентрации Mg⁸¹Bi0,7.¹¹У0,05²¹У0,05...0,2³¹Be0,001...0,005

Сплавы алюминийевые деформируемые на основе системы Al-Zn

№п/п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti (Ti+Zr)	Fe	Si	Ni	Другие
1	РФ	1905	0,8 0,4	0,6 3,0	1,0 3,0	0,2 1,0	—	0,25	0,2	1,5	1,5	0,2	—
2	США	AA7072	0,8 1,3	0,1	0,1	0,1	—	—	—	Fe-Si	0,7	—	—
3	США	AA7472	1,3 1,9	0,9 1,5	0,05	0,05	—	—	—	0,6	0,25	—	—
4	США	AA7013	1,5 2,0	—	0,1	1,0 1,5	—	—	—	0,7	0,6	—	—
5	РФ	B92 (1920)	2,9 3,6	3,9 4,6	0,05	0,6 1,0	—	—	0,2	0,3	0,2	—	Be ¹⁾
6	РФ	B92Ц	2,9 3,6	3,9 4,6	0,05	0,6 1,0	0,1 0,2	—	0,2	0,3	0,2	—	Be ¹⁾
7	РФ	B92св	3,3 3,9	4,4 4,9	0,05	0,45 0,75	0,2 0,4	—	0,15	0,3	0,2	—	Be ¹⁾
8	США	AA7051	3,0 4,0	1,7 2,5	0,15	0,1 0,45	—	0,05 0,25	0,15	0,45	0,35	—	—
9	РФ	1915	3,4 4,0	1,3 1,8	0,1	0,2 0,6	0,15 0,22	0,08 0,2	0,1	0,4	0,3	—	—
10	РФ	1925	3,4 4,0	1,3 1,8	0,8	0,2 0,7	0,1 0,2	0,2	0,1	0,7	0,7	—	—
11	РФ	1935	3,6 4,1	0,6 1,1	0,2	0,2 0,5	0,15 0,22	0,2	—	0,4	0,3	—	Ce ²⁾
12	РФ	AA7277	3,7 4,3	1,7 2,3	0,8 1,7	—	—	0,18 0,35	0,1	0,7	0,5	—	—
13	США	AA7104	3,6 4,4	0,5 0,9	0,03	—	—	—	0,1	0,4	0,25	—	—

Продолжение табл. П 2.5

№ п/п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие
14	РФ	1911	3,8 4,4	1,6 2,1	0,1 0,20	0,2 0,5	0,13 0,22	0,07 0,25	—	0,3	0,2	—	—
15	США	AA7027	3,5 4,5	0,7 1,1	0,1 0,3	0,1 0,4	0,05 0,3	—	0,1	0,4	0,25	—	—
16	США	AA7019	3,5 4,5	1,5 2,5	0,2 0,2	0,15 0,5	0,1 0,25	0,2	0,15	0,45	0,35	0,1	—
17	США	AA7039	3,5 4,5	2,3 3,3	0,1 0,1	0,1 0,4	—	0,15 0,25	0,1	0,4	0,3	—	—
18	РФ	B91 (1913)	3,7 4,5	1,6 2	0,3 1,0	0,2 0,5	—	0,1 0,25	—	0,5	0,3	—	—
19	США	AA7004	3,8 4,6	1,0 2,0	—	0,2 0,7	0,1 0,2	0,05	0,05	0,35	0,25	—	—
20	США	AA7179	3,8 4,8	2,9 3,7	0,4 0,8	0,1 0,3	—	0,1 0,25	0,1	0,2	0,15	—	—
21	США	AA7079	3,8 4,8	2,9 3,7	0,4 0,8	0,1 0,3	—	0,1 0,25	0,1	0,4	0,3	—	—
22	США	AA7024	3,0 5,0	0,5 1,0	0,1 0,1	0,1 0,6	—	0,05 0,35	0,1	0,4	0,3	—	—
23	США	AA7025	3,0 5,0	0,8 1,5	0,1 0,1	0,1 0,6	—	0,05 0,35	0,1	0,4	0,3	—	—
24	США	AA7016	4,0 5,0	0,8 1,4	0,45 1,0	0,03	—	—	0,03	0,12	0,1	—	V ³⁾
25	РФ	AlZnMg1	4,0 5,0	1,0 1,4	0,1	0,1 0,5	—	0,1 0,25	0,01 0,2	0,5	0,5	—	—
26	США	AA7020	4,0 5,0	1,0 1,4	0,2	0,05 0,5	0,08 0,2	0,1 0,35	—	0,4	0,35	—	—
27	США	AA7005	4,0 5,0	1,0 1,8	0,1	0,2 0,7	0,08 0,2	0,06 0,2	0,01 0,06	0,4	0,35	—	—

№п/п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие (Mn+Cr)
28	США	AA7017	4,0	2,0	0,2	0,05	0,1	0,35	0,15	0,45	0,35	0,1	Другие (Mn+Cr) ⁽¹⁾
29	США	AA7116	5,2	3,0	0,5	0,2	0,25	—	0,05	0,3	0,15	—	V, Ga ⁽³⁾
30	США	AA7229	4,2	1,3	0,5	0,03	—	—	0,05	0,08	0,06	—	V ⁽¹⁾
31	США	AA7129	5,2	2,0	0,9	0,1	—	0,1	0,05	0,5	0,15	—	V, Ga ⁽³⁾
32	США	AA7029	4,2	1,3	0,5	0,03	—	—	0,05	0,12	0,1	—	V, Ga ⁽³⁾
33	США	AA7022	5,2	2,0	0,9	0,1	—	—	0,05	0,5	0,5	—	—
34	США	AA7028	4,5	1,5	0,1	0,15	(Ti+Zr) ⁽¹⁾	0,1	0,05	0,5	0,35	—	—
35	США	AA7026	5,2	2,3	0,3	0,6	(Zr+Ti) ⁽¹⁾	0,2	0,05	0,5	0,35	—	—
36	США	AA7015	4,6	1,3	0,6	0,05	0,09	—	0,05	0,12	0,08	—	—
37	РФ	1903	5,2	2,1	0,15	0,1	0,14	0,15	0,1	0,3	0,2	—	—
38	РФ	1955	4,6	0,7	0,2	0,05	0,07	0,12	0,03	0,35	0,25	—	Be ⁽⁸⁾
39	РФ	1925y	5,4	1,2	0,6	0,15	0,12	0,25	0,01	0,7	0,3	—	Ce ⁽⁹⁾
40	США	AA7011	4,7	1,0	0,2	0,2	0,1	0,2	0,1	0,7	0,6	—	Ce ⁽¹⁰⁾
41	США	AA7008	5,5	1,6	0,8	0,7	0,21	0,15	0,05	0,2	0,15	—	—
			4,5	0,7	0,05	0,1	—	0,05	0,05	0,1	0,1	—	—
			5,5	1,4	0,05	0,05	—	0,12	0,05	0,1	0,1	—	—

№ п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие
42	США	AA7108	4,5 5,5	0,7 1,4	0,05	0,05	0,12 0,25	—	0,05	0,1	0,1	—	—
43	США	AA7018	4,5 5,5	0,7 1,5	0,2	0,15 0,5	0,1 0,25	0,2	0,15	0,45	0,35	0,1	—
44	США	AA7030	4,8 5,9	1,0 1,5	0,2 0,4	0,05	0,03	0,04	0,03	0,3	0,2	—	Ga ¹⁰
45	США	AA7023	4,0 6,0	2,0 3,0	0,5 1,0	0,1 0,6	—	0,05 0,35	0,1	0,5	0,5	—	—
46	США	AA7021	5,0 6,0	1,2 1,8	0,25 0,2	0,1	0,08 0,18	0,05	0,1	0,4	0,25	—	—
47	США	AA7175	5,1 6,1	2,1 2,9	1,2 2,0	0,1	—	0,18 0,28	0,1	0,2	0,15	—	—
48	США	AA7075	5,1 6,1	2,1 2,9	1,2 2,0	0,3	—	0,18 0,28	0,20	0,50	0,4	—	—
49	США	AA7475	5,2 6,2	1,9 2,6	1,2 1,9	0,06	—	0,18 0,25	0,06	0,12	0,1	—	—
50	США	AA7014	5,2 6,2	2,2 3,2	0,3 0,7	0,3	(Ti+Zr) ⁶⁰	—	—	0,50	0,5	—	—
51	РФ	1901	5,4 6,2	2,4 3,0	0,2	0,1	0,07 0,12	0,12 0,25	0,03 0,1	0,3	0,2	—	Be ⁸
52	РФ	1953	5,6 6,2	2,4 3,0	0,4 0,8	0,1 0,3	0,1	0,15 0,25	0,02 0,1	0,25	0,2	—	—
53	РФ	1973	5,5 6,3	2,0 2,6	1,4 2,0	0,1	0,08 0,16	0,05	0,02 0,07	0,15	0,1	—	—
54	США	AA7003	5,0 6,5	0,5 1,0	0,2 0,2	0,3	0,05 0,25	0,20	0,2	0,35	0,3	—	—
55	РФ	B950n	5,0 6,5	1,0 2,8	1,4 2,0	0,2 0,6	—	0,05	0,15	0,15	0,1	0,1	—

Доп	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие
56	РФ	В95пч	5,0 6,5	1,8 2,8	1,4 2,0	0,2 0,6	—	0,10 0,25	0,05	0,05 0,25	0,1	0,1	—
57	США	AA7009	5,5 6,5	2,1 2,9	0,6 1,3	0,1	—	0,10 0,25	0,20	0,2	0,2	—	Ag ^[2]
58	США	AA7012	5,8 6,5	1,8 2,2	0,8 1,2	0,08 0,15	0,02 0,08	0,04	0,02 0,08	0,25	0,15	—	—
59	США	AA7109	5,8 6,5	2,2 2,7	0,8 1,3	0,1	0,1 0,2	0,04 0,08	0,1	0,15	0,1	—	—
60	США	AA7010	5,7 6,7	2,1 2,6	1,5 2,0	0,1	0,1 0,16	0,05	0,06	0,15	0,12	0,05	—
61	США	AA7050	5,7 6,7	1,9 2,6	2,0 2,6	0,1	0,08 0,15	0,04	0,06	0,15	0,12	—	—
62	США	AA7022	5,9 6,8	1,2 1,6	1,8 2,4	0,1	—	0,05	0,02 0,08	0,2	0,2	—	—
63	США	AA7150	5,9 6,9	2,0 2,7	1,9 2,5	0,1	0,08 0,15	0,04	0,06	0,15	0,12	—	—
64	РФ	В95 (1950)	5,0 7,0	1,8 2,8	1,4 2,0	0,2 0,6	—	0,1 0,25	0,05	0,5	0,5	0,1	—
65	США	AA7091	5,8 7,1	2,0 3,0	1,1 1,8	—	—	—	—	0,15	0,12	—	CoO ^[3]
66	РФ	В93пч (1933)	6,35 7,2	1,6 2,2	0,8 1,2	0,1	0,10 0,18	0,05	0,03 0,06	0,0	0,1	—	Be ^[4]
68	РФ	В93 (1930)	6,3 7,3	1,6 2,2	0,8 1,2	0,1	—	—	0,10	0,2 0,45	0,3	—	—
69	США	AA7178	6,3 7,3	2,4 3,1	1,6 2,4	0,3	—	0,18 0,28	0,20	0,5	0,4	—	—
70	РФ	В93пч	6,5 7,3	1,6 2,2	0,8 1,2	0,10	—	—	0,1	0,2 0,4	0,1	—	—

№ п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие
71	США	AA7278	6,6 7,4	2,5 3,2	1,6 2,2	0,02	—	0,17 0,25	0,03	0,2	0,15	—	—
72	США	AA7060	6,1 7,5	1,3 2,1	1,8 2,6	0,20	(Zr+Ti) ⁽¹⁾	0,15 0,35	0,1	0,2	0,15	—	Pb ⁽⁶⁾
73	РФ	В93кц	6,5 7,6	1,6 2,2	0,8 1,2	0,05	—	0,05	—	0,3	0,3	—	Co ^(1/3)
74	США	AA7146	6,6 7,6	1,0 1,6	—	—	0,1 0,18	—	0,06	0,4	0,2	—	—
75	США	AA7046	6,6 7,6	1,0 1,6	0,25	0,3	0,1 0,18	0,2	0,06	0,4	0,2	—	—
76	США	AA7064	6,8 8,0	1,9 2,9	1,8 2,4	—	0,1 0,5	0,06 0,25	—	0,15	0,15	—	—
77	США	AA7001	6,8 8,0	2,6 3,4	1,6 2,6	0,20	—	0,18 0,35	0,2	0,4	0,35	—	—
78	США	AA7076	7,0 8,0	1,2 2,0	0,3 1,0	0,3 0,8	—	—	0,2	0,6	0,4	—	—
79	РФ	1975	7,5 8,0	2,4 3,0	2,0 2,6	2,4 3,0	0,10 0,20	0,05	0,03	0,1 0,4	0,1	—	Co; Be ⁽¹⁸⁾
80	США	AA7149	7,2 8,2	2,0 2,9	1,2 1,9	0,2	—	0,1 0,22	0,1	0,2	0,15	—	—
81	США	AA7049	7,2 8,2	2,0 2,9	1,2 1,9	0,2	—	0,1 0,22	0,1	0,35	0,25	—	—
82	США	AA7049	7,2 8,2	2,0 2,9	1,2 1,9	0,2	—	0,1 0,22	0,1	0,35	0,25	—	—
83	США	AA7055	7,6 8,4	1,8 2,3	2,0 2,6	0,05	0,08 0,25	0,04	0,05	0,15	0,1	—	—
84	РФ	В96п-3 -1965	7,6 8,6	1,7 2,3	1,4 2	0,05	0,1 0,2	0,05	0,05	0,20	0,1	—	—

№п/п	Страна	Марка	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Ni	Другие Co;O ¹⁹⁾
85	США	АА7090	7,3 8,7	2 3	0,6 1,3	—	—	—	—	0,15	0,12	—	—
86	РФ	В96Ц-1	8 8,8	2,3 2,8	2,3 2,6	0,3 0,6	0,1 0,16	0,05	0,05	0,3	0,2	—	—
87	РФ	В96Ц110ч	8 8,8	2,3 3	2 2,6	0,2 0,5	0,1 0,16	0,1	0,05	0,15	0,1	—	Be ²⁰⁾
88	РФ	В96п пч (1960пч)	8 9	2,3 3	2 2,6	0,1	0,1 0,2	0,05	—	0,15	0,1	—	—
89	РФ	В96п -1960	8 9	2,3 3	2 2,6	0,1	0,1 0,2	0,05	0,03	0,4	0,3	—	—

¹⁾Be0,0001...0,0005²⁾Ce0,0001...0,005³⁾V0,05⁴⁾(Mn+Cr)0,15⁵⁾V0,05;Ga0,03⁶⁾(Ti+Zr)0,2⁷⁾(Ti+Zr)0,08...0,25⁸⁾Be0,0002...0,005⁹⁾Ce0,001...0,1¹⁰⁾Ce0,005...0,1¹¹⁾Ga0,03¹²⁾Ag0,25...0,4¹³⁾Co0,2...0,6; O0,2...0,5¹⁴⁾Be0,0001...0,02¹⁵⁾(Ti+Zr)0,2max¹⁶⁾Pb0,003¹⁷⁾Co0,05...0,1¹⁸⁾Co0,4...0,8; Be0,0001¹⁹⁾Co1...1,9; O0,2...0,5²⁰⁾Be0,002...

Сплавы алюминийевые деформируемые на основе системы Al-Si

№ п/п	Страна	Марка	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Mn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
1	США	AA4006	0,8 1,2	0,01	0,05	0,5 0,8	0,05	0,03	—	0,2	—	—	—
2	США	AA4007	1,0 1,7	0,2	0,2	0,4 1,0	0,1	0,8 1,5	0,1	0,05 0,2	—	0,15 0,7	Co ¹⁾
3	США	AA4013	3,5 4,5	0,05 0,2	0,05 0,2	0,35	0,05	0,03	0,02	—	—	—	Bi ²⁾
4	США	AA4643	3,6 4,6	0,1 0,3	0,1	0,8	0,1	0,05	0,15	—	—	—	—
5	США	AA4009	4,5 5,5	0,45 0,6	1,0 1,5	0,2	0,1	0,1	0,2	—	—	—	Be ³⁾
6	США	AA4043	4,5 6,0	0,05	0,3	0,8	0,1	0,05	0,2	—	—	—	—
7	США	AA4543	5,0 7,0	0,1 0,4	0,1	0,5	0,1	0,05	0,1	0,05	—	—	—
8	США	AA4008	6,5 7,5	0,3 0,45	0,05	0,09	0,05	0,05	0,04 0,15	—	—	—	Be ³⁾
9	США	AA4010	6,5 7,5	0,3 0,45	0,2	0,2	0,1	0,1	0,2	—	—	—	Be ³⁾
10	США	AA4011	6,5 7,5	0,45 0,7	0,2	0,2	0,1	0,1	0,04 0,2	—	—	—	Be ⁴⁾
11	США	AA4343	6,8 8,2	—	0,25	0,8	0,2	0,1	—	—	—	—	—
12	США	AA4044	4,8 9,2	—	0,25	0,8	0,2	0,1	—	—	—	—	—
13	США	AA4004	9,0 10,5	1,0 2,0	0,25	0,8	0,2	0,1	—	—	—	—	—

№п.п	Страна	Марка	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Mn	Ti	Cr	Zr	Ni	Другие
14	США	AA4104	9,0 10,5	1,0 2,0	0,25	0,8	0,2	0,1	—	—	—	—	Bi ³⁾
15	США	AA4145	9,3 10,7	0,15	3,3 4,7	0,8	0,2	0,15	—	0,15	—	—	—
16	США	AA4045	9,0 11,0	0,05	0,3	0,8	0,1	0,05	0,2	—	—	—	—
17	США	AA4047	11,0 13,0	0,1	0,3	0,8	0,2	0,15	—	—	—	—	—
18	РФ	AK12Д	11,0 13,0	0,8 1,3	1,5 3	0,7	0,5	0,3 0,6	0,05 0,2	0,2	—	0,8 1,3	Bi, Sn, Pb ⁶⁾
19	США	AA4032	11,0 13,5	0,8 1,3	0,5 1,3	1,0	0,25	—	0,04 0,15	0,1	—	0,5 1,3	—

¹⁾Co0,05²⁾Bi0,6...1,5³⁾Be0,0008 max⁴⁾Be0,004...0,07⁵⁾Bi0,02...0,2⁶⁾B0,005; Sn0,02; Pb0,1...

Сплавы алюминиевые деформируемые (прочие)

№ п/п	Страна	Марка	Fe	Si	Mn	Ni	Cu	Mg	Ti	Cr	Zr	Zn	Другие V, Sn, Bi ⁽¹⁾
1	США	AA8020	0,1	0,1	0,005	—	0,005	—	—	—	—	0,005	V, Sn, Bi ⁽¹⁾
2	США	AA8004	0,15	0,15	0,02	—	0,03	0,02	0,3 0,7	—	—	0,03	—
3	США	AA8077	0,1 0,4	0,1	—	—	0,05	0,1 0,3	—	—	—	0,05	B ⁽³⁾
4	США	AA8177	0,25 0,45	0,1	—	—	0,04	0,04 0,12	—	—	—	0,05	B ⁽³⁾
5	США	AA8010	0,35 0,7	0,4	0,1 0,8	—	0,1 0,3	0,1 0,5	0,1	0,2	—	0,4	—
6	США	AA8001	0,45 0,7	0,17	—	0,9 1,0	0,15	—	—	—	—	0,05	—
7	США	AA8030	0,3 0,8	0,1	—	—	0,15 0,3	0,005	—	—	—	0,05	B ⁽³⁾
8	США	AA8005	0,4 0,8	0,2 0,5	—	—	0,05	—	—	—	—	0,05	—
9	США	AA8276	0,5 0,8	0,25	0,01	—	0,035	0,02	—	0,01	—	0,05	(Ti+V); B ⁽³⁾
10	США	AA8017	0,55 0,8	0,1	—	—	0,1 0,2	0,01 0,05	—	—	—	0,05	B, Li ⁽⁹⁾
11	США	AA8076	0,6 0,9	0,1	—	—	0,04	0,08 0,22	—	—	—	0,05	B ⁽³⁾
12	США	AA8040	(Fe+Sn) ⁽¹⁾	—	0,05	—	0,2	—	—	—	0,1 0,3	0,2	—
13	США	AA8176	0,4 1,0	0,03 0,15	—	—	—	—	—	—	—	0,1	Ga ⁽³⁾

№п/п	Страна	Марка	Fe	Si	Mn	Ni	Cu	Mg	Ti	Cr	Zr	Zn	Другие
14	США	AA8130	0,4 1,0	0,15	—	—	0,05 0,15	—	—	—	—	0,1	—
15	США	AA8111	0,4 1,0	0,3 1,1	0,1	—	0,1	0,05	0,08	0,05	—	0,1	—
16	США	AA8011	0,6 1,0	0,5	0,2	—	0,1	0,05	0,08	0,05	—	0,1	—
17	США	AA8112	1,0	1,0	0,6	—	0,4	0,7	0,2	0,2	—	1,0	—
18	США	AA8079	0,7 1,3	0,05 0,3	—	—	0,05	—	—	—	—	0,1	—
19	США	AA8008	0,9 1,6	0,6	0,5 1,0	—	0,2	—	0,1	—	—	0,1	—
20	США	AA8014	1,2 1,6	0,3	0,2 0,6	—	0,2	0,1	0,1	—	—	0,1	—
21	США	AA8007	1,2 2,0	0,4	0,3 1,0	—	0,1	0,1	—	—	—	0,8 1,8	—
22	США	AA8006	1,2 2,0	0,4	0,3 1,0	—	0,3	0,1	—	—	—	0,1	—

¹⁾ V0,05; Sn0,1...0,25; Bi0,1...0,5²⁾ B0,05³⁾ B0,04⁴⁾ B0,001-0,04⁵⁾ (Ti+V)0,03; B0,02max⁶⁾ B0,04; Li0,003⁷⁾ (Fe+Si)1⁸⁾ Ga.

Сплав алюминия деформируемые с литием

№ п	Страна	Марка	Li	Cu	Mg	Zr	Mn	Ti	Fe	Si	Zn	Cr	Другие Sc, Na ¹⁾
1	РФ	1421	1,9 2,2	0,04	4,8 5,2	0,06 0,1	—	0,1	0,15	0,1	—	—	—
2	США	AA2091	1,7 2,3	1,8 2,5	1,1 1,9	0,04 0,16	0,1	0,1	0,30	0,2	0,25	0,10	—
3	РФ	1450	1,8 2,3	2,6 3,3	0,1	0,008 0,14	0,1	0,01 0,06	0,15	0,1	—	0,05	Ce, Be, Na ²⁾
4	РФ	1420	1,9 2,3	0,05	4,5 6,0	0,08 0,15	—	0,1	0,20	0,15	—	—	Na ³⁾
5	США	AA2090	1,9 2,6	2,4 3	0,25	0,08 0,15	0,05	0,15	0,12	0,1	0,1	0,05	—
6	РФ	1440	2,1 2,6	1,2 1,9	0,6 1,1	0,1 0,2	0,05	0,02 0,1	0,03	0,02 0,1	0,1	0,05	Na, Be ⁴⁾
7	США	AA8092	2,1 2,7	0,5 0,8	0,9 1,4	0,08 0,15	0,05	0,15	0,15	0,1	0,10	0,05	—
8	США	AA8090	2,2 2,7	1,0 1,6	0,6 1,3	0,04 0,16	0,1	0,1	0,3	0,2	0,25	0,1	—
9	США	AA8091	2,4 2,8	1,6 2,2	0,5 1,2	0,08 0,16	0,1	0,1	0,5	0,3	0,25	0,1	—
10	США	AA8192	2,3 2,9	0,4 0,7	0,9 1,4	0,08 0,15	0,05	0,15	0,15	0,1	0,1	0,05	—

¹⁾Sc0,16...0,2; Na0,0015²⁾Ce0,0005...0,05; Be0,008...0,1; Na0,02³⁾Na0,0006⁴⁾Na0,003; Be0,005...0,2

Приложение 3

Таблица П 3.1

Промышленные литейные магниевые сплавы РФ

<i>Высокопрочные сплавы</i>						
Марка	Al	Mn	Zn	Zr	Cd	прочие
МЛ4	5,0...7,0	0,15...0,5	2,0...3,0	—	—	—
МЛ5	7,5...9,0	0,15...0,5	0,2...0,8	—	—	—
МЛ6	9,0...10,2	0,1...0,5	0,6...1,2	—	—	—
МЛ8	—	—	5,5...6,6	0,7...1,1	0,2...0,8	—
МЛ12	—	—	4,0...5,0	0,6...1,1	—	—
МЛ15	—	—	4,0...5,0	0,7...1,1	—	La (0,6...1,2)
МЛ18	—	—	7,0...8,0	0,7...1,0	—	Ag (1,2...1,6)
<i>Жаропрочные сплавы</i>						
Марка	Nd	Y	Zr	Zn	In	примеси
МЛ9	1,9...2,6	—	0,4...1,0	—	0,2...0,8	0,35
МЛ10	2,2...2,8	—	0,4...1,0	0,1...0,7	—	0,2
МЛ19 ВМЛ7	1,6...2,3	1,4...2,2	0,4...1,0	0,1...0,6	—	0,25

Таблица П 3.2

Промышленные деформируемые магниевые сплавы РФ

Высокопрочные сплавы системы Mg-Al-Zn							
Марка	Al	Mn	Zn	примеси			
МА2	3,0...4,0	0,15...0,5	0,2...0,8	0,005 % Ni, 0,05 % Fe, 0,1 % Si			
М2-1	3,8...5,0	0,3...0,7	0,8...1,5	0,004 % Ni, 0,04 % Fe, 0,1 % Si			
МА2-1пч	3,8...5,0	0,2...0,6	0,8...1,5	0,001 % Ni, 0,005 % Fe, 0,01 % Si			
МА3	5,5...7,0	0,15...0,5	0,5...1,0	0,005 % Ni, 0,05 % Fe, 0,1 % Si			
МА5	7,8...9,2	0,15...0,5	0,2...0,8	0,005 % Ni, 0,05 % Fe, 0,1 % Si			
Высокопрочные сплавы системы Mg-Zn-Zr							
Марка	Zn	Cd	Nd	La	Ce	Zr	
МА14	5,0...6,0					0,3...0,90	
МА15	2,5...3,5	1,2...2,0		0,7...1,1		0,45...0,9	
МА19	5,5...7,0	0,2...1,0	1,4...2,0			0,5...0,9	
МА20	1,0...1,5				0,12...0,25	0,005...0,12	
Жаропрочные сплавы							
Марка	Nd	Mn	Zr	Ni	примеси		
МА11	2,5...3,5	1,5...3,5		0,1...0,22	0,1 % Al; 0,03 % Fe; 0,2 % Zn		
МА12	2,5...3,5		0,3...0,8		0,05 % Al; 0,05 % Fe; 0,1 % Zn; 0,005 Ni		
Сверхлегкие деформируемые сплавы системы Mg-Li							
Марка	Li	Al	Zn	Mn	Sn	Cd	Ce
ПМВ1 (α)	4,5...6,0	5,0...6,0	0,6...1,2	0,2...0,8	0,6...1,2	—	—
МА21 (α+β)	7,0...10,0	4,0...6,0	0,8...2,0	0,1...0,5	—	3,0...5,0	—
МА18 (β)	10,0...11,5	0,5...1,0	2,0...2,5	0,1...0,4			0,15... 0,35

Таблица П 3.3

**Составы промышленных магниевых сплавов
по стандартам разных стран (% масс.)**

Сплав	Al	Mn*	Th	Zn	Zr	Другие
Sand and permanent mold castings						
AM100A	10,0	0,1	—	—	—	—
AZ63A	6,0	0,15	—	3,0	—	—
AZ81A	7,6	0,13	—	0,7	—	—
AZ91C	8,7	0,13	—	0,7	—	—
AZ92A	9,0	0,10	—	2,0	—	—
EQ21A	—	—	—	—	0,7	1,5 Ag, 2,1 Di
EZ33A	—	—	—	2,7	0,6	3,3 Re
HK31A	—	—	3,3	—	0,7	—
HZ32A	—	—	3,3	2,1	0,7	—
K1A-F	—	—	—	—	0,7	—
QE22A	—	—	—	—	0,7	2,5 Ag, 2,1 Di
QH21A	—	—	1,0	—	0,7	2,5 Ag, 1,0 Di
WE43A	—	—	—	—	0,7	4,0 Y, 3,4 Re
WE54A	—	—	—	—	0,7	5,2 Y, 3,0 Re
ZC63A	—	0,25...0,75	—	6,0	—	2,7 Cu
ZE41A	—	—	—	4,2	0,7	1,2 Re
ZE63A	—	—	—	5,8	0,7	2,6 Re
ZH62A	—	—	1,8	5,7	0,7	—
ZK51A	—	—	—	4,6	0,7	—
ZK61A	—	—	—	6,0	0,7	—
ZK61A	—	—	—	6,0	0,7	—
Die castings						
AM60	6,0	0,13	—	—	—	—
AS21X1	1,7	0,4	—	—	—	1,1 Si
AS41A	4,3	0,35	—	—	—	1,0 Si
AZ91	9,0	0,13	—	0,7	—	—
Extruded bars and shapes						
AZ10A-F	1,2	0,2	—	0,4	—	—
AZ21	1,8	0,02	—	1,2	—	—
AZ31	3,0	—	—	1,0	—	—
AZ61A-F	6,5	—	—	1,0	—	—
AZ80A	8,5	—	—	0,5	—	—
HM31A-F	—	1,2	3,0	—	—	—
M1A-F	—	1,2	—	—	—	—
ZC71-F	—	0,5-1,0	—	6,5	—	1,2 Cu
ZK21A-F	—	—	—	2,3	0,45*	—

Продолжение табл. П 3.3

ZK40A	—	—	—	4,0	0,45*	—
ZK60A	—	—	—	5,5	0,45*	—
Sheet and plate-						
AZ31B	3,0	—	—	1,0	—	—
HK31A	—	—	3,0	—	0,6	—
NM21A	—	0,6	2,0	—	—	—
PE	3,3	—	—	0,7	—	—
* — не более.						

Химический состав промышленных деформируемых титановых сплавов РФ

№ п/п	Сплав	K _β	Содержание легирующих элементов, % масс.				
			Al	Zr	V	Mo	Cr
α-сплавы							
1	BT1-00	—	—	—	—	—	—
2	BT1-0	—	—	—	—	—	—
3	BT5-1	—	4,0...6,0	—	—	—	(2,0...3,0) % Sn
4	BT7M	—	1,8...2,5	2,0...3,0	—	—	—
Псевдо-α-сплавы							
5	OT4-0	0,15	0,4...1,4	—	—	—	(0,5...1,3) % Mn
6	OT4-1	0,23	1,5...2,5	—	—	—	(0,7...2,0) % Mn
7	OT4	0,23	3,5...5,0	—	—	—	(0,8...2,0) % Mn
8	PT3B	0,13	3,5...5,5	—	1,2...2,5	—	—
9	OT4-1B	0,17	2,5...3,5	—	2,0...3,0	—	—
10	OT4B	0,17	4,0...5,5	—	2,0...3,0	—	—
11	AT3	0,16	2,5...3,5	—	—	—	0,4 % Fe; 0,4 % Si
12	AT6	0,16	5,0...7,0	—	—	—	0,4 % Fe; 0,4 % Si
13	BT18Y	0,09	6,2...7,3	3,5...4,5	—	0,4...1,0	2,5 % Sn; 1 % Nb; 0,2 Si
14	BT20	0,18	5,5...7,0	1,5...2,5	0,8...2,5	0,5...2,0	—
(α+β)-сплавы							
15	BT6	0,27	5,5...6,8	—	3,5...4,5	—	—
16	BT6K	0,27	5,5...6,8	—	3,5...5,3	—	—
17	BT6KT	0,27	5,5...6,5	—	3,5...4,5	—	—
18	BT14	0,33	3,5...6,3	—	0,9...1,9	2,5...3,8	—
19	BT16	0,75	1,8...3,8	—	4,0...5,0	4,5...5,5	—

№ пп	Сплав	K _В	Содержание легирующих элементов, % масс.					
			Al	Zr	V	Mo	Cr	Другие
20	BT3-1	0,60	5,5...7,0	-	-	2,0...3,0	0,8...2,3	0,3 % Si; 0,5 % Fe
21	BT8	0,30	5,8...7,0	-	-	2,5...3,8	-	(0,2...0,4) % Si
22	BT8M	0,36	5,2...5,8	-	-	3,5...4,5	-	0,2 % Si; 1 % Sn
23	BT9	0,30	5,8...7,0	1,0...2,0	-	2,8...3,8	-	(0,2...0,35) % Si
24	BT25Y	0,39	6,0...7,0	3,0...4,5	-	3,5...4,5	-	1 % Sn; 1 % W; 0,2 % Si
25	BT23	0,75	4,0...6,3	-	4,0...5,0	1,5...2,5	0,8...1,4	(0,4...0,1) % Fe
Сплавы переходного класса								
26	BT22	1,1	4,0...5,9	-	4,0...5,5	4,0...5,5	0,5...2,0	(0,5...1,5) % Fe
27	BT30	1,0	-	5,5	-	11	-	4,5 % Sn
Псевдо-β-сплавы								
28	BT19	1,45	2,5...3,5	0,5...1,5	3,0...4,0	5,0...6,0	5,0...6,0	-
29	BT35	1,5	3	1	15	1	3	3 % Sn
30	BT32	2,0	3	-	8	8	1,3	1,3 % Fe
β-сплавы								
31	4201	3	-	-	33	-	-	-
32	42014	3	-	0,1...0,7	29...35	-	-	0,15 % Si

Составы промышленных титановых сплавов по стандартам разных стран

№ п/п	Класс титано- вых сплавов	Состав сплава, % масс.	Марка сплава	Страна ^{*)}	[Mo] _{кв}
1	α-и псевдо- α-сплавы	Ti-2,5 % Cu	IMI 230	В, Г, Ф, Я	0,0
2		Ti-2 % Al-2,5 % Zr	ПТ-7М	Р	0,0
3		Ti-3 % Al	ТА 4	К	0,0
4		Ti-4 % Al-0,005 % В	ТА5	К	0,0
5		Ti-5 % Al	ВТ5	К, Р	0,0
6		Ti-5 % Al-2,5 % Sn	IMI317	В, Г, К, Ф, Р, Я	0,0
7		Ti-5 % Al-2,5 % Sn-3 % Cu-1,5 % Zr	ТА8	К	0,0
8		Ti-0,8 % Ni-0,3 % Mo	W13,7105	А, Г	1,3
9		Ti-2,5 % Zr-2,5 % Ni	4207	Р	3,1
10		Ti-1 % Al-1 % Mn	ОТ4-0	Р	1,7
11		Ti-2 % Al-1 % Mn	ТС1	К	1,7
12		Ti-2 % Al-1,5 % Mn	ОТ4-1	Р, Я	2,5
13		Ti-3 % Al-2,5 % V	ОТ4-1В	А, В, Р, К, Ф, Я	1,8
14		Ti-3 % Al-1,5 % Mn	ТС2	К	2,5
15		Ti-3 % Al-0,3 % Si-0,6 % Cr-0,4 % Fe	АТ3	Р	1,8
16		Ti-4 % Al-2 % V	ПТ-3В	Р	1,4
17		Ti-4 % Al-1,5 % Mn	ОТ4	Р	2,5
18		Ti-5 % Al-2,5 % V	ОТ4-3В	Р	1,8
19	α-и псевдо- α-сплавы	Ti-6 % Al-2 % Nb-1 % Ta-0,8 % Mo	Ti-621 0,8	А	1,7
20		Ti-6 % Al-0,6 % Cr-0,4 % Fe-0,4 % Si-0,01 % В	ТС7	К	1,8
21		Ti-6 % Al-0,3 % Si-0,6 % Cr-0,4 % Fe	АТ6	Р	1,8
22		Ti-6 % Al-7 % Nb	IMI367	В	2,1

№ п/п	Класс титановых сплавов	Состав сплава, % масс.	Марка сплава	Страна ^{*)}	[Mo] _{нв}
23	α и псевдо- α-сплавы	Ti-6 % Al-5 % Zr-0,5 % Mo-0,25 % Si	IMI685	В, Г, Ф	0,5
24		Ti-11 % Sn-5 % Zr-2,3 % Al-1 % Mo-0,2 % Si	IMI679	В, К	1,0
25		Ti-6,5 % Al-1 % Mo-1 % V-2 % Zr-0,15 % Si	BT20	Р	1,7
26		Ti-5 % Al-5 % Sn-2 % Zr-2 % Mo-0,25 % Si	Ti-5522S	А	2,0
27		Ti-5,5 % Al-3,5 % Sn-3 % Zr-1 % Nb-0,25 % Mo-0,3 % Si	IMI 829	В	0,6
28		Ti-5 % Al-6 % Sn-2 % Zr-1 % Mo-0,25 % Si	Ti-5261S	А, К	1,0
29		Ti-6 % Al-2 % Sn-4 % Zr-2 % Mo-0,25 % Si	Ti-4242S	А, Г, Я	2,0
30		Ti-6 % Al-2 % Sn-4 % Zr-2 % Mo	IMI6242	В, Г, Ф	2,0
31		Ti-6 % Al-2,75 % Sn-4 % Zr-0,4 % Mo-0,45 % Si	Ti-1100	А	0,4
32		Ti-5,8 % Al-4 % Sn-3,5 % Zr-0,7 % Nb-0,5 % Mo-0,35 % Si	IMI 834	В	0,7
33	α+β сплавы	Ti-6,5 % Al-2,5 % Sn-4 % Zr-1 % Nb-0,7 % Mo-0,15 % Si	BT18v	Р	1,0
34		Ti-8 % Al-1 % Mo-1 % V	Ti-811	А, В, Г, К, Ф, Я	1,7
35		Ti-6,4 % Al-1,2 % Fe	RMI Low cost	А	2,4
36		Ti-6,5 % Al-1,5 % Sn-4 % Zr-2 % Mo-1 % W-0,15 % Si	BT25y	Р	2,5
37	α+β сплавы	Ti-3 % Al-4 % V	LT31	Г	2,9
38		Ti-5 % Al-4 % V	BT6C	К, Р	2,9
39		Ti-6 % Al-4 % V	Ti-64	В, Г, К, Ф, Р, Я, А	2,6
40		Ti-6 % Al-4,5 % V	BT6k	Р	3,2
41	α+β сплавы	Ti-6,5 % Al-3 % Mo-1,5 % Zr-0,25 % Si	BT9	Р	3,0
42		Ti-6,5 % Al-3,3 % Mo-0,3 % Si	BT8	Р	3,3
43		Ti-6,3 % Al-1 % Sn-1 % Zr-3,3 % Mo-0,18 % Si	BT8-1	Р	3,3
44		Ti-5 % Al-1,7 % Fe-0,1 % Si	Ti-62S	А	3,4
45		Ti-6 % Al-1,5 % Zr-3,5 % Mo-0,3 % Si	TC11	К	3,5

№ п/п	Класс титановых сплавов	Состав сплава, % масс.	Марка сплава	Страна *	[Mo] _{эв}
92	Псевдо- β-сплавы	Ti-8 % V-6 % Cr-4 % Mo-4 % Zr-3 % Al	Beta C	A	19,7
93		Ti-8 % Cr-5 % Mo-5 % V-3 % Al	TB 2	K	21,9
94		Ti-6 % V-6,2 % Mo-5,7 % Fe-3 % Al	Ti-125	A	21,9
95		Ti-13 % V-11 % Cr-3 % Al	Ti-13-11-3	A, Ф, Я	27,6
*) В – Великобритания, Ф – Франция, К – Китай, Г – Германия, Я – Япония, Р – Россия, А – США.					

№ п/п	Класс титановых сплавов	Состав сплава, % масс.	Марка сплава	Страна [*]	[Mo] _{max}
68		Ti-11,5 % V-2 % Al-2 % Sn-11 % Zr	Transage 129	A	8,2
69		Ti-12 % V-2,5 % Al-2 % Sn-6 % Zr	Transage 134	A	8,6
70		Ti-13 % V-2,7 % Al-7 % Sn-2 % Zr	Transage 175	A	9,3
71		Ti-5 % Al-5 % Mo-1 % V-1 % Cr-1 % Fe-1,5 % Sn-2 % Zr	BT22M	P	9,4
72		Ti-4 % Mo-2 % Cr-1,2 % Fe-5 % Al-2 % Sn-4 % Zr	Beta CEZ	Ф	9,7
73		Ti-5 % Al-2 % Sn-2 % Zr-4 % Mo-4 % Cr	IMI 617	A, K	10,7
74		Ti-10 % V-2 % Fe-3 % Al	Ti-10-2-3	A, B, Ф, Я	11,1
75		Ti-16 % V-2,5 % Al		A	11,4
76		Ti-11,5 % Mo-6 % Zr-4,5 % Sn	Beta III	A, P, Ф	11,5
77		Ti-5 % Al-4,75 % Mo-4,75 % V-1 % Cr-1 % Fe	BT22	P	11,8
78	Псевдо- β-сплавы	Ti-3 % Al-5 % V-5 % Mo-1,2 % Cr-1,2 % Fe	BT22ч	P	13,0
79		Ti-20 % V-4 % Al-1 % Sn		Я	14,3
80		Ti-15 % Mo		K	15,0
81		Ti-15 % Mo-5 % Zr	Ti-15-5	Я	15,0
82		Ti-15 % Mo-5 % Zr-3 % Al	Ti-15-5-3	Я	15,0
83		Ti-8 % V-5 % Fe-1 % Al		A	15,7
84		Ti-15 % V-3 % Cr-3 % Al-3 % Sn	Ti-15-3	A, B, Я	15,7
85		Ti-15 % Mo-3 % Al-2,7 % Nb-0,25 % Si	Beta 21S	A	15,8
86		Ti-15 % V-3 % Cr-3 % Al-3 % Sn-1 % Zn-1 % Mo	BT35	P	16,7
87		Ti-5,5 % Mo-3,5 % V-5,5 % Cr-3 % Al-1 % Zr	BT19	P	17,2
88	Псевдо- β-сплавы	Ti-10 % Mo-8 % V-1 % Fe-3,5 % Al	TB3	K	17,7
89		Ti-8 % Mo-8 % V-2 % Fe-3 % Al	Ti-8823	A	17,7
90		Ti-10 % V-7 % Mo-2 % Fe-4 % Al	Ti-4721	K	18,1
91		Ti-8 % V-8 % Mo-1,5 % Cr-1,5 % Fe-3 % Al	BT32	P	19,2

БЕЛОВ Николай Александрович
АКСЕНОВ Андрей Анатольевич

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Алюминиевые, магниевые и титановые сплавы

Лабораторный практикум

Редактор *Г.Б. Преображенская*

Компьютерная верстка *А.В. Калинкиной*

Подписано в печать 01.07.05	Бумага офсетная	
Формат 60 × 90 ¹ / ₁₆	Печать офсетная	Уч.-изд. л. 9,31
Рег. № 758	Тираж 300 экз.	Заказ 821

Московский государственный институт стали и сплавов,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Издательство «Учеба» МИСиС,
117419, Москва, ул. Орджоникидзе, 8/9
Тел.: 954-73-94, 954-19-22

Отпечатано в типографии издательства «Учеба» МИСиС,
117419, Москва, ул. Орджоникидзе, 8/9
ЛР №01151 от 11.07.01