

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 (с 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 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 типа АК7 и АК8М3, 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 в 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,б, а их типичные микроструктуры в литом состоянии схематически изображены на рис. 1.2.

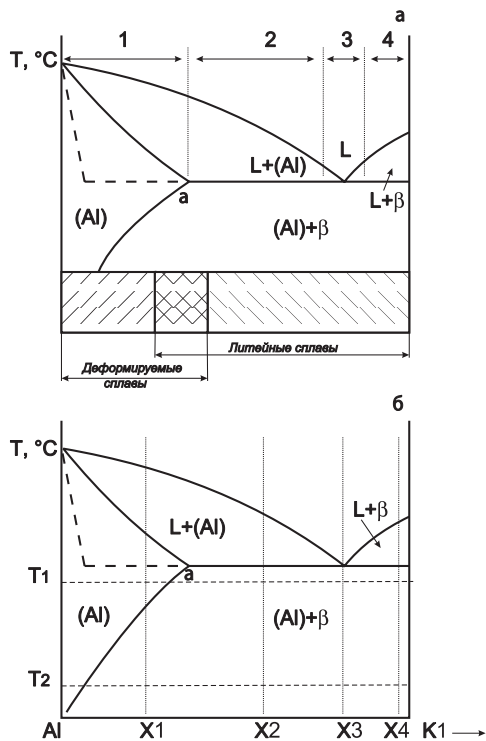


Рис. 1.1. Схема диаграммы состояния Al-K1:

a – 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 $HCIO_4$, 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.

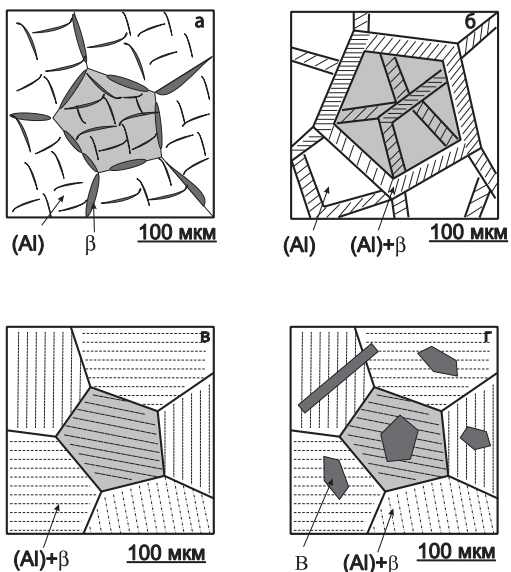


Рис. 1.2. Схемы типичных микроструктур алюминиевых сплавов с низкой ($< 0,05\%$) концентрацией железа в литом состоянии: $a - X1$; $б - X2$; $в - X3$; $г - X4$; сплавы указаны на рис. 1.1,б

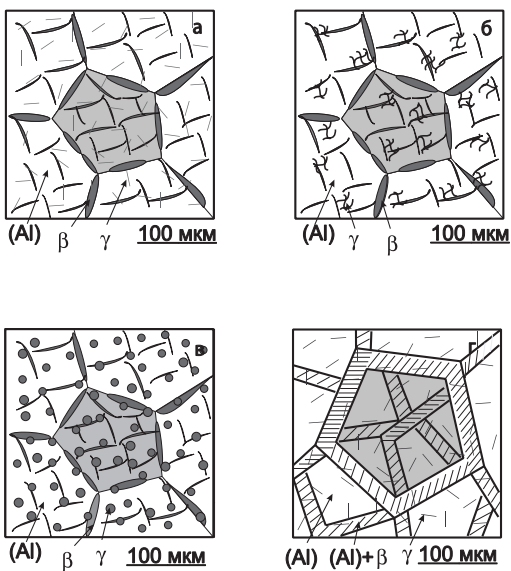


Рис. 1.3. Схемы типичных микроструктур алюминиевых сплавов с высокой (1...2%) концентрацией железа в литом состоянии: $a - в - X1$; $г - X2$; сплавы указаны на рис. 1.1,б, γ -железистые фазы

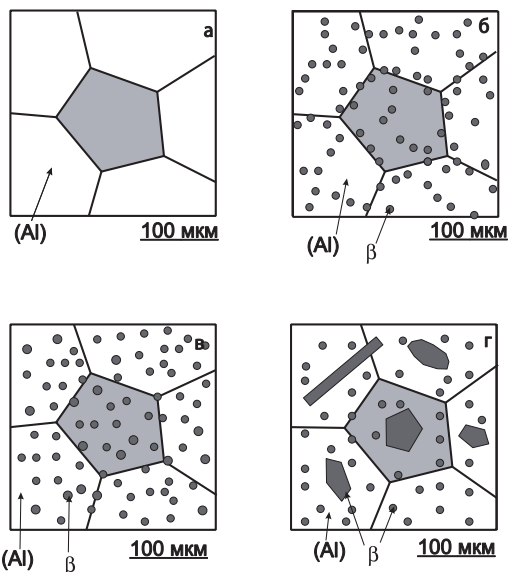


Рис. 1.4. Схемы типичных микроструктур литейных алюминиевых сплавов с низкой ($< 0,05\%$) концентрацией железа в закаленном состоянии (T4): а – X1; б – X2; в – X3; г – X4; сплавы указаны на рис. 1.1,б

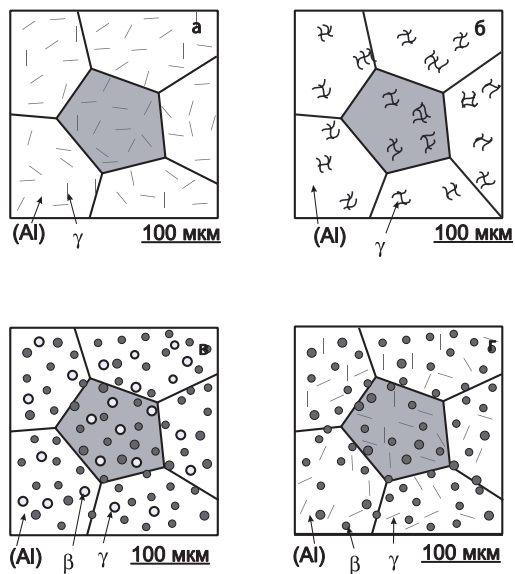


Рис. 1.5. Схемы типичных микроструктур литейных алюминиевых сплавов с высокой (1...2%) концентрацией железа в закаленном состоянии (T4): а, б – X1; в, г – X3; сплавы указаны на рис. 1.1,б, γ -железистые фазы

В литом состоянии основной структурной составляющей в сплавах 1-й группы с низкой концентрацией примесей, в частности железа, 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 окислирование, 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 для 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 окислирования 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 силикатах 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.

Обозначение видов термообработки для литейных алюминиевых сплавов

Вид термообработки	Обозначение в РФ (ГОСТ1583–93)	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)_s. Таким образом, сплавы 1-й группы с низкой концентрацией железа имеют в закаленном состоянии (на рис. 1.1,б с T_1) 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 $(Al)_s$ 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: $(Al)_s \rightarrow (Al) + GP \rightarrow (Al) + \beta'' \rightarrow (Al) + \beta' \rightarrow (Al) + \beta$. 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 °С), 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 °С) 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.

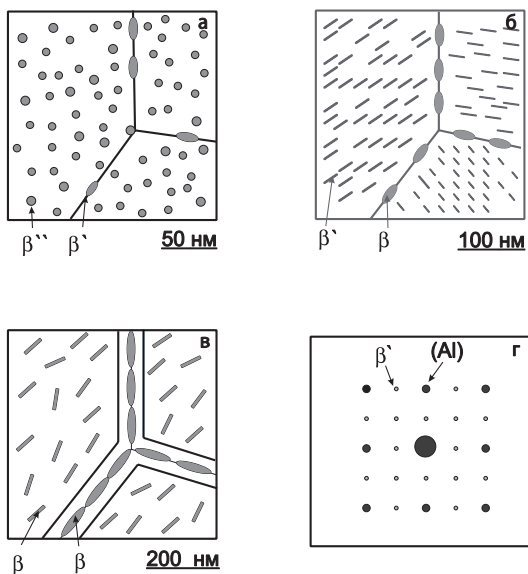


Рис. 1.6. Схемы типичных вторичных выделений в алюминиевых сплавах, образуемых при старении (ПЭМ):

a – T4, T5; *б* – T6; *в* – T7; *г* – микродифракция, плоскость (100)

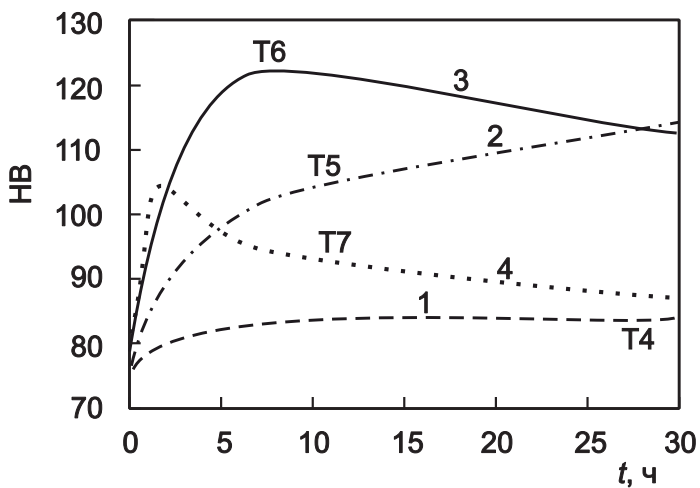


Рис. 1.7. Типичные кинетические кривые твердости для термически упрочняемых алюминиевых сплавов при разных температурах старения (1–4): $T_1 < T_2 < T_3 < T_4$, 1 – комнатная температура

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, полугогерентные – 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,з.

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.

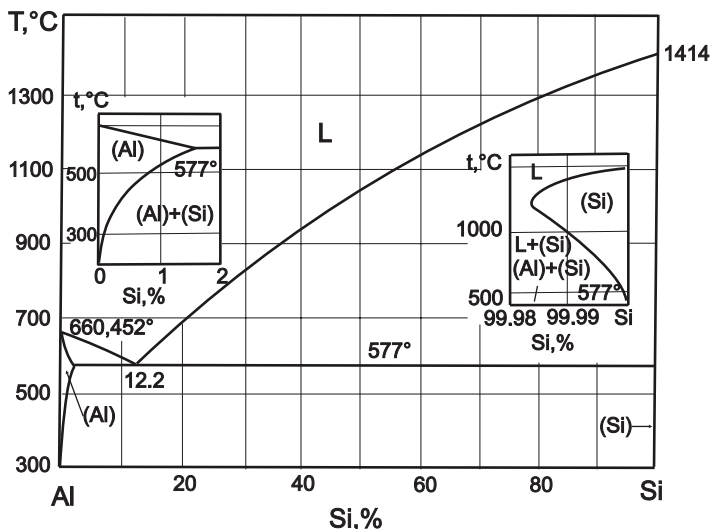


Рис. 1.8. Диаграмма состояния системы Al-Si

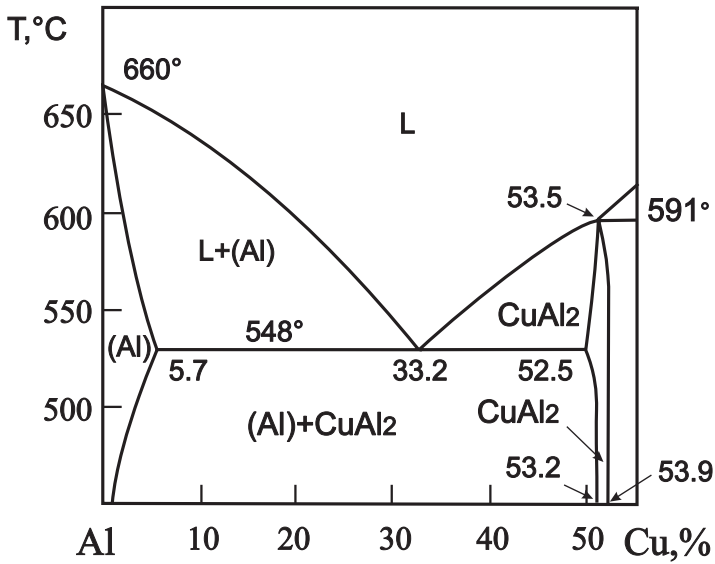


Рис. 1.9. Диаграмма состояния системы Al–Cu

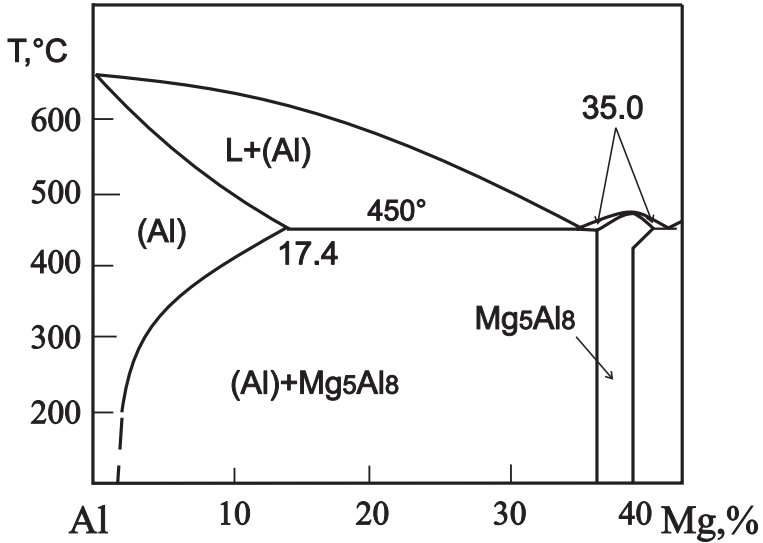


Рис. 1.10. Диаграмма состояния системы Al–Mg