

ЛИТЕРАТУРА

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1972.
2. Колмогоров Г.Л. Гидродинамическая смазка при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1986.
3. Колмогоров Г.Л., Филиппов В.Б., Латышева Т.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2007. № 4. С. 41.

УДК 669.715

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ПЕРВИЧНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ФАЗ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К АЛЮМИНИЕВЫМ СПЛАВАМ РАЗНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

© 2013 г. Н.А. Белов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

С использованием программы «Thermo-Calc» проанализированы многокомпонентные системы на основе алюминия с целью определения концентрационных границ появления первичных кристаллов Fe-содержащих фаз. Рассчитаны проекции поверхностей ликвидуса применительно к промышленным литейным сплавам трех основных групп: Al-Si (силумины), Al-Cu (типа AM5) и Al-Mg (магналии). Показано, что наиболее вероятна первичная кристаллизация следующих Fe-содержащих фаз: в силуминах – Al_3FeSi и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, в магналиях и сплавах типа AM5 – Al_3Fe и $Al_6(Fe, Mn)$. На основе расчета параметров первичной кристаллизации Fe-содержащих фаз показана возможность оценки эффективности очистки алюминиевых расплавов от железа.

Ключевые слова: фазовые диаграммы, первичная кристаллизация, Fe-содержащие фазы в алюминиевых сплавах.

«Thermo-Calc» program has been used for analyzing the aluminum based multicomponent systems for the purpose of determination of concentration boundaries when primary crystals of Fe-containing phases become to appear. The melting diagrams applied to industrial cast alloys of three basic groups: Al-Si (silumins), Al-Cu (AM5 type) and Al-Mg (magnalium) are calculated. The most probable reason of crystallization of the following Fe-containing phases is shown to be Al_3FeSi and $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ in silumins and Al_3Fe and $Al_6(Fe, Mn)$ in AM5 type alloys. The opportunity of estimating the efficiency of aluminum melt treatment from iron is shown on the basis of primary crystallization parameter calculation of Fe-containing phases.

Key words: phase diagrams, primary crystallization, Fe-containing phases in aluminum alloys.

ВВЕДЕНИЕ

Увеличение доли вторичного сырья для производства марочных алюминиевых сплавов (прежде всего литейных) повышает риск загрязнения их железом, которое в большинстве случаев является нежелательной примесью [1–3]. Особенно опасны первичные кристаллы Fe-содержащих фаз (ПК ЖФ), поскольку из-за крупных размеров они приводят к резкому снижению механических свойств. Концентрация железа, при которой образуются ПК ЖФ, в значительной степени зависит от состава сплава,

что вытекает из анализа многокомпонентных диаграмм состояния [2–4]. В связи с этим становится актуальным проведение количественного анализа формирования ПК ЖФ применительно к промышленным алюминиевым сплавам разных систем легирования.

Именно такой анализ и является главной целью данной статьи. В ней обобщен многолетний опыт автора как в области количественного анализа многокомпонентных фазовых диаграмм [3], так и в об-

Белов Н.А. – докт. техн. наук, директор Инжинирингового центра «Инновационные литейные технологии и материалы» НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 951-19-28. E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

ласти разработки и исследования алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа [5]. Упор делается на 3 основных вопроса:

1) определение концентрационных границ первичной кристаллизации ЖФ применительно к алюминиевым сплавам разных систем легирования;

2) расчет параметров первичной кристаллизации ЖФ в отобранных сплавах;

3) оценка эффективности возможной очистки алюминиевых расплавов от железа.

Для количественного анализа формирования ПК ЖФ использовали компьютерную программу «Thermo-Calc» (версия TCW5, база данных TTAL5), которая показала хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных при анализе промышленных алюминиевых сплавов разных марок [3].

1. ВЫБОР БАЗОВЫХ СИСТЕМ

В табл. 1 приведены основные характеристики Fe-содержащих фаз, которые могут встречаться в промышленных алюминиевых сплавах в виде первичных кристаллов. Ниже дано их краткое описание.

Фаза Al_3Fe является единственной из приведенных в табл. 1, формирование которой может быть проанализировано по двойной диаграмме Al–Fe. Первичные кристаллы этой фазы могут образовываться в сплавах с низкой концентрацией кремния и марганца. Следует отметить, что другие элементы (в частности, магний) могут заметно снижать концентрационную границу появления ПК, которая в

Таблица 1

Fe-содержащие фазы, встречающиеся в промышленных алюминиевых сплавах в виде первичных кристаллов [2–5, 9]

Формула фазы и ее обозначение	Химический состав фазы, мас. %	Плотность фазы, г/см ³
Al_3Fe (Al_3)	37 Fe	3,90
Al_8Fe_2Si (Al_8)	25–30 Fe, 12–15 Si	3,45
Al_5FeSi (Al_5)	30–33 Fe, 6–13 Si	3,58
$Al_6(Fe, Mn)$ (Al_6)	12,6–25,3 Mn, 0–12,9 Fe	3,09–3,27
$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (Al_{15})	0–31 Fe, 1,5–29 Mn, 8–13 Si	3,55
Al_9FeNi (Al_9)	4,5–14 Fe, 18–28 Ni	3,40

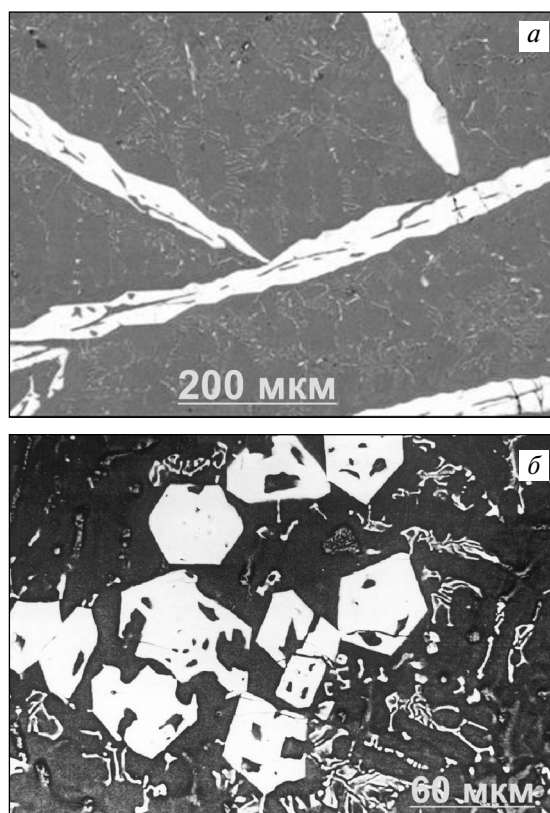


Рис. 1. Типичная морфология первичных кристаллов Fe-содержащих фаз в алюминиевых сплавах

a – Al_3Fe (сплав Al–9%Fe)

б – $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (сплав Al–3%Si–2%Fe–1%Mn)

двойной системе составляет 1,8 % [1–5]. Первичные кристаллы фазы Al_3Fe имеют иглообразную форму и могут достигать в длину более 500 мкм (рис. 1, *a*). Хотя в сплавах, получаемых по классическим технологиям, эта фаза почти всегда нежелательна, при использовании метода обработки в жидкотвердом состоянии ее наличие может привести к повышению ряда свойств. В частности, в работе [6] рассматривается возможность создания градиентных материалов, содержащих до 40 об.% ПК фазы Al_3Fe .

Для анализа формирования фазы Al_8Fe_2Si требуется тройная диаграмма Al–Si–Fe, согласно которой появление ПК этой фазы следует ожидать в малокремнистых силуминах, содержащих более 1,5–2,0 % Fe и до 5–6 % Si [3]. ПК фазы Al_8Fe_2Si обычно имеют компактную форму многогранников и сравнительно (с другими ПК ЖФ) небольшие размеры [5].

Фаза Al_5FeSi является самой распространенной в силуминах. При низком содержании марганца для анализа ее кристаллизации достаточно тройной диаграммы Al–Si–Fe. Согласно последней, появление

ПК следует ожидать в средне- и высококремнистых силуминах, содержащих более 1 % Fe [3]. Первичные кристаллы фазы Al_5FeSi имеют пластинчатую форму (иглообразную в плоскости шлифа) и могут достигать в длину более 100 мкм [5].

Фаза $Al_6(Fe, Mn)$ образуется в сплавах, содержащих железо и марганец, при низком кремнии. Для анализа ее кристаллизации требуется тройная диаграмма $Al-Mn-Fe$ [2–4]. Первичные кристаллы фазы $Al_6(Fe, Mn)$ имеют форму неправильных многогранников, часто с внутренней полостью.

Возникновение фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ наиболее вероятно в сплавах, в которых одновременно присутствуют железо, марганец и кремний. Для анализа ее формирования требуется четверная диаграмма $Al-Si-Fe-Mn$, которая имеет весьма сложное строение [2, 3] и включает пять Fe-содержащих фаз, приведенных в табл. 1. Первичные кристаллы фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ имеют форму многогранников, часто в виде скоплений (см. рис. 1, б).

Образование фазы Al_9FeNi наиболее возможно в сплавах, в которых одновременно присутствуют железо и никель. Среди них следует выделить поршневые силумины, которые отличаются настолько сложным фазовым составом, что даже рассмотрение 5-компонентных диаграмм недостаточно для полноценного анализа [7]. Для ПК фазы Al_9FeNi характерна форма грубых дендритов, длина которых превышает 100 мкм.

Поскольку загрязнение избыточным железом наиболее вероятно при производстве чушек, предназначенных для фасонного литья, то для анализа ПК ЖФ отобраны 3 основные группы марочных литейных сплавов (согласно ГОСТ 1583-93): силумины (на базе системы $Al-Si$), сплавы типа АМ5 (на базе системы $Al-Cu$) и магналии (на базе системы $Al-Mg$) [8, 9]. Следует также принять во внимание, что термообработка практически не влияет на морфологию ПК ЖФ, сформировавшуюся при кристаллизации. Деформационное воздействие (например, метод ЕСАР, позволяющий в ряде случаев измельчить Fe-содержащие фазы [10]) к отливкам, как правило, не применимо в принципе.

Силумины. Сплавы этой группы наиболее востребованы для получения алюминиевого литья. Именно их производство в значительной мере ориентировано на использование вторичного сырья [11]. Если исключить из рассмотрения Ni-содержащие поршневые сплавы, которые заслуживают отдельного анализа, то базовой системой, позволяю-

щей проанализировать ПК ЖФ большинства силуминов (АК12, АК12М2, АК9, АК8М3 и др.), следует считать систему $Al-Si-Fe-Mn$. Остальные элементы, присутствующие в силуминах (в частности, магний, медь и цинк), в состав ПК ЖФ практически не входят и мало влияют на их формирование. Поэтому этими элементами можно пренебречь.

Классические **сплавы типа АМ5** (АМ5, АМ4,5Кд, АА201, АА224 и др.) обычно имеют строгое ограничение по железу, поэтому образование в них ПК ЖФ невозможно. Однако ряд марочных алюминиево-медных сплавов допускает более 1 % Fe (например, АА295, АА296, АА213) [3, 5, 12], что требует соответствующего анализа. Поскольку сплавы этой группы обычно содержат в качестве легирующего компонента марганец, то с учетом примеси кремния (иногда он является добавкой) базовой системой следует считать $Al-Cu-Fe-Mn-Si$.

Классические **магналии** (типа АМг6л и АМг10) также имеют строгое ограничение по железу, поэтому образование в них ПК ЖФ маловероятно. Однако ряд марок этой группы (например, АМг7 и АМг11) допускает до 1 % Fe [3, 5, 12], что требует соответствующего анализа. Следует также принять во внимание, что магний заметно снижает концентрацию железа, при которой появляется ПК ЖФ. Поскольку ряд сплавов этой группы обычно содержит в качестве легирующего компонента марганец, то с учетом примеси кремния (иногда он является добавкой) базовой системой следует считать $Al-Mg-Fe-Si-Mn$.

2. РАСЧЕТ ПРОЕКЦИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЛИКВИДУСА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ

Расчет поверхностей ликвидуса (границ первичной кристаллизации разных фаз) в разных сечениях многокомпонентных систем, отобранных в предыдущем разделе, проводили при фиксации мольной доли жидкой фазы, равной 1. Это условие определяет равновесие между жидкостью и одной из твердых фаз в момент начала кристаллизации. Границы первичной кристаллизации разных фаз представляют собой политермы, которые отвечают трехфазным реакциям (в частности, эвтектическим типа $L \rightarrow (Al) + ЖФ$).

На рис. 2 приведены проекции поверхностей ликвидуса системы $Al-Si-Fe-Mn$ при постоянном содержании железа (рис. 2, а) и кремния (рис. 2, б).

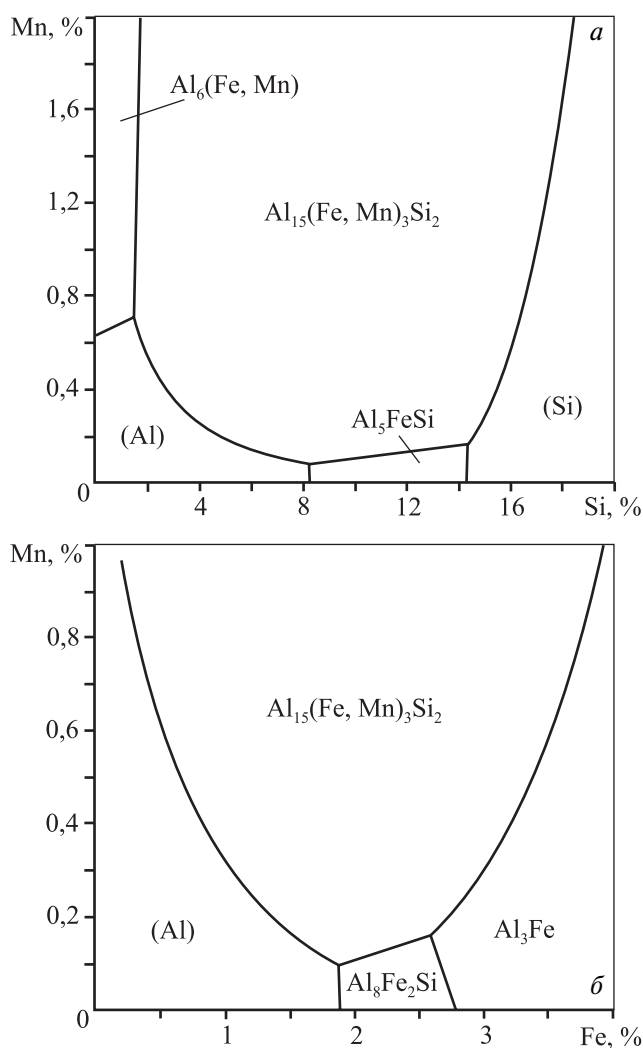


Рис. 2. Проекция поверхностей ликвидуса системы Al–Si–Fe–Mn
a – 1,4 % Fe, *б* – 5 % Si

При низком марганце единственной Fe-содержащей фазой, которая может появиться в высококремнистых силуминах в виде ПК, является Al_5FeSi . Однако с увеличением концентрации этого элемента свыше ~ 0,2 % область первичной кристаллизации фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ занимает большую часть рассматриваемого диапазона концентраций Fe и Si (см. рис. 2, *a*). Образование ПК фазы $Al_6(Fe, Mn)$ возможно, только если концентрация кремния не превышает 2 %. Из рис. 2, *б* следует, что ПК фазы Al_3Fe_2Si формируются в малокремнистых силуминах при низком марганце. Область первичной кристаллизации фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ и при 5 % Si самая обширная. Появление ПК фазы Al_3Fe допустимо только при содержании железа свыше ~ 2,5 %.

На рис. 3 представлены проекции поверхностей

ликвидуса системы Al–Cu–Fe–Mn–Si при 5 % Cu и разном содержании марганца. При 0,2 % Mn единственной Fe-содержащей фазой, которая может появиться в виде ПК, является Al_3Fe (рис. 3, *a*). Образование ПК фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ возможно только при концентрации кремния более ~ 2 %. При 1 % Mn с повышением содержания железа в первую очередь следует ожидать возникновения ПК фазы $Al_6(Fe, Mn)$ (рис. 3, *б*). Из рис. 3, *б* следует, что с увеличением содержания марганца количество кремния, необходимого для формирования ПК фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, снижается.

На рис. 4 приведены проекции поверхностей ликвидуса системы Al–Mg–Fe–Si–Mn при 10 % Mg. При 0,5 % Si возможно образование ПК только двух Fe-содержащих фаз: Al_3Fe и $Al_6(Fe, Mn)$ (рис. 4, *a*). При 1 % Mn вплоть до ~ 1,2 % Fe следует ожидать первичной кристаллизации фазы $Al_6(Fe, Mn)$ (рис. 4, *б*). При этом формирование ПК фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ возможно, только если концентрация кремния превышает ~ 1,8 %.

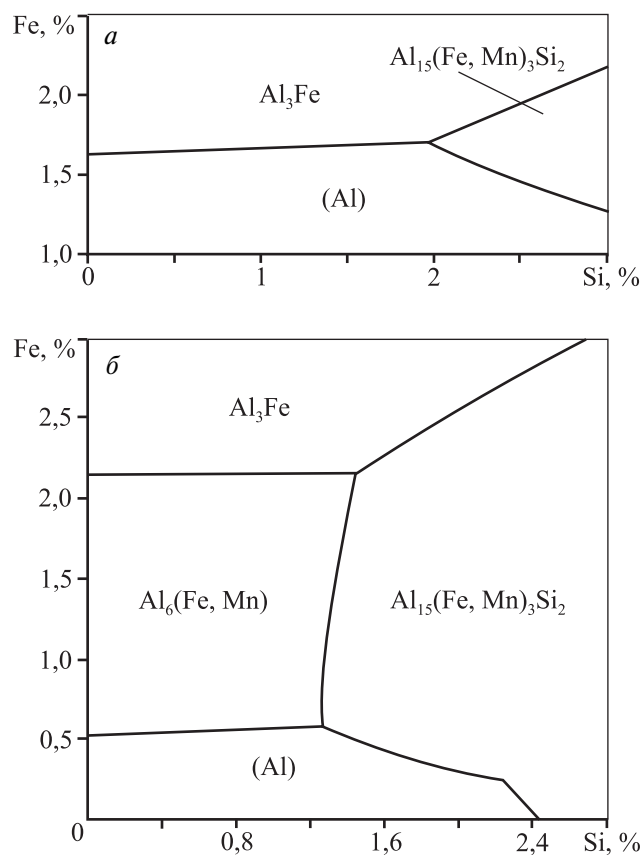


Рис. 3. Проекция поверхностей ликвидуса системы Al–Cu–Fe–Mn–Si при 5 % Cu
a – 0,2 % Mn, *б* – 1 % Mn

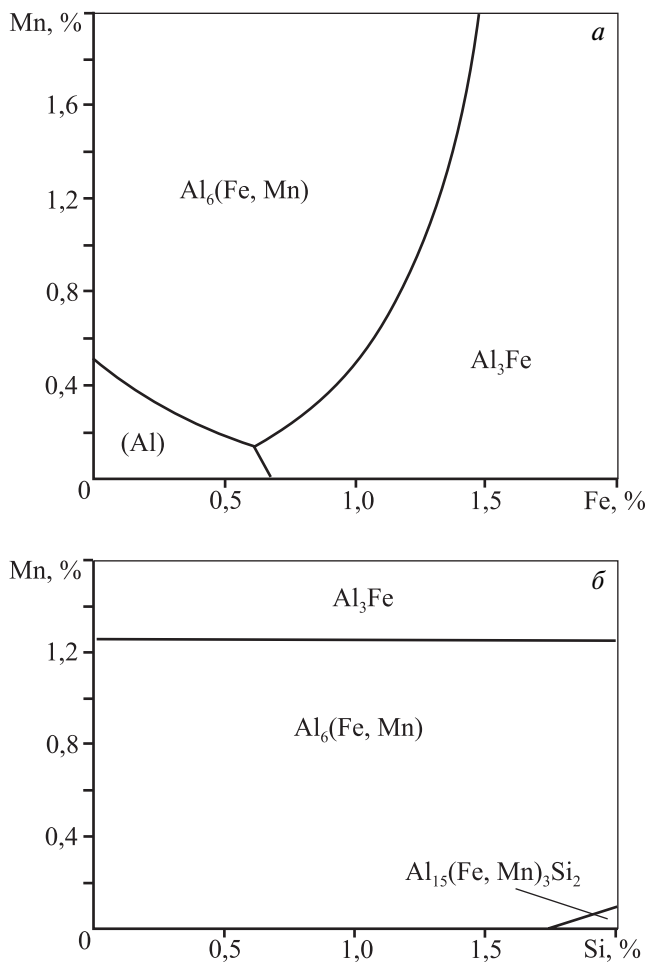


Рис. 4. Проекция поверхностей ликвидуса системы Al–Mg–Fe–Si–Mn при 10 % Mg
 а – 0,5 % Si, б – 1 % Mn

3. РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ПЕРВИЧНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ Fe-СОДЕРЖАЩИХ ФАЗ

Из предыдущего раздела следует, что в зависимости от системы легирования могут кристаллизоваться ПК разных ЖФ. Однако проекции поверхности ликвидуса дают лишь полуколичественную оценку концентрационных границ появления ПК той или иной ЖФ. Для полноценного количественного анализа требуется определение температуры начала кристаллизации ПК ЖФ (т.е. температуры ликвидуса T_L) и температуры начала кристаллизации алюминиевого твердого раствора (T_1). Значения T_L и T_1 позволяют найти интервал формирования ПК ЖФ (ΔT). Исключительно ценным является расчет массовой доли ПК ЖФ (Q_M) и концентрации железа в расплаве (C_1) в момент достижения темпера-

туры T_1 . Полуколичественную оценку величин T_L , T_1 и ΔT можно получить из политермических разрезов соответствующих систем. Два таких разреза при постоянном содержании железа приведены на рис. 5. Они показывают, что интервал кристаллизации ПК ЖФ может быть достаточно велик, а также свидетельствуют, при какой концентрации марганца происходит смена ПК ЖФ: в силумине (11 % Si, 2 % Fe) с Al_5FeSi на $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (рис. 5, а), а в магналии (10 % Mg, 1 % Fe, 0,5 % Si) с Al_3Fe на $Al_6(Fe, Mn)$ (рис. 5, б).

В качестве примера рассмотрим сплав Al–11%Si–2%Fe–2%Mn, в котором значение ΔT составляет львиную долю общего интервала кристаллизации (см. рис. 5, а). Из этого следует, что при длительной выдержке выше T_1 первичные кристаллы фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ будут оседать на дно тигля, поскольку все ЖФ имеют более высокую плотность, чем алюминий (см. табл. 1). При неконтролируемом процессе это будет приводить к дополнительному браку (по сравнению с равномерным распределением ПК ЖФ). В частности, возможно образование крупных скоплений ПК ЖФ, появление ликвации по составу и структуре. С другой стороны, если контролировать процесс осаждения ПК ЖФ, то его можно использовать для очистки расплава от железа. Эффективность возможной (теоретически достижимой) очистки определяется разницей между исходной концентрацией железа в сплаве (C_0) и его концентрацией в расплаве при достижении температуры T_1 (C_1).

Однако политермические разрезы не позволяют оценить значения Q_M и C_1 . Последние, а также величины T_L , T_1 , ΔT рассчитывали для 12 характерных сплавов, используя возможности программы «Thermo-Calc». Результаты расчета приведены в табл. 2. Первые 4 состава относятся к силуминам с 11 % Si, вторая четверка — к сплавам типа AM5 (5 % Cu), последние 4 состава — к магналиям (10 % Mg). Полученные результаты показывают существенное различие по характеру формирования ПК ЖФ в сплавах разных систем легирования.

Выбранная концентрация кремния в сплавах 1–4 (см. табл. 2) соответствует нижней границе эвтектических силуминов АК12 и АК12М2. Следует отметить, что в сплаве АК12М2 и его многочисленных зарубежных аналогах железо является не примесью, а легирующим компонентом. Сравнение сплавов без марганца (составы 1 и 2) показывает, что увеличение концентрации железа с 1,5 до 2 % приводит к повышению Q_M в 2 раза. При этом предел очистки

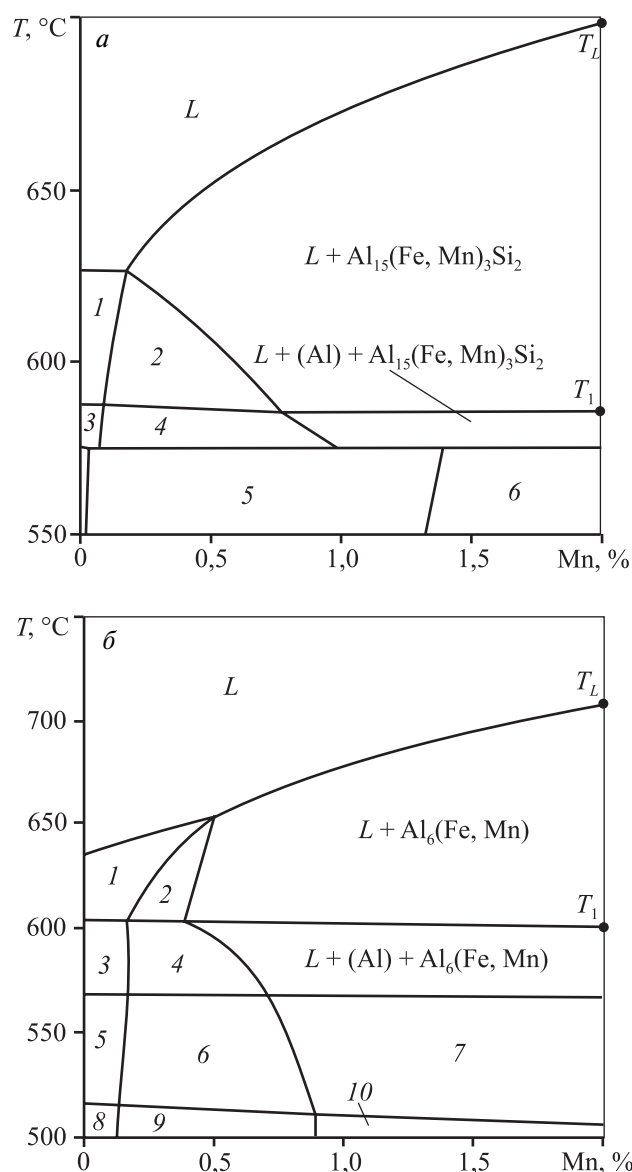


Рис. 5. Политермические разрезы систем Al–Si–Fe–Mn (а) и Al–Mg–Fe–Mn–Si (б) при постоянном содержании железа
а – 11 % Si и 2 % Fe; б – 11 % Mg, 1 % Fe и 0,5 % Si

Обозначение на рис. 5, а	Фазовая область	Обозначение на рис. 5, б	Фазовая область*
1	$L + Al_5$	1	$L + Al_3$
2	$L + Al_5 + Al_{15}$	2	$L + Al_3 + Al_6$
3	$L + (Al) + Al_5$	3	$L + (Al) + Al_3$
4	$L + (Al) + Al_5 + Al_{15}$	4	$L + (Al) + Al_3 + Al_6$
5	$(Al) + (Si) + Al_5 + Al_{15}$	5	$L + (Al) + Al_3 + Mg_2Si$
6	$(Al) + (Si) + Al_{15}$	6	$L + (Al) + Al_3 + Al_6 + Mg_2Si$
		7	$L + (Al) + Al_6 + Mg_2Si$
		8	$(Al) + Al_3 + Mg_2Si$
		9	$(Al) + Al_3 + Al_6 + Mg_2Si$
		10	$(Al) + Al_6 + Mg_2Si$

* См. табл. 1.

расплава от железа для сравниваемых сплавов почти одинаковый, что обусловлено близостью значений C_1 . Добавление марганца существенно увеличивает количество ПК ЖФ, но очистка от железа становится более эффективной, что наглядно видно из сравнения сплавов с 2 % Fe. В сплаве 4 величина C_1 составляет 0,84 % против 1,02 % в сплаве 2 (см. табл. 2).

Согласно расчету, в сплавах типа AM5 наибольшая степень очистки может быть достигнута при образовании ПК фазы $Al_6(Fe, Mn)$. В композиции б (1 % Mn) величина C_1 составляет 1,26 % против 1,64 % в сплаве 7 (0,2 % Mn), в котором первично кристаллизуется фаза Al_3Fe . Следует отметить, что содержание железа в фазе Al_3Fe существенно больше, чем в фазе $Al_6(Fe, Mn)$ (см. табл. 1), что, однако, не повышает эффект очистки. Незначителен эффект очистки в сплаве 8, в котором первично кристаллизуется фаза $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. С другой стороны, в магналиях при первичной кристаллизации фазы Al_3Fe снижение величины C_1 весьма велико. В частности, в сплаве 10 расчет показывает 3-кратное снижение: с 2 до 0,65 % (см. табл. 2).

Из приведенных примеров видно, что параметры первичной кристаллизации Fe-содержащих фаз в алюминиевых сплавах в значительной мере зависят от системы легирования. Из этого вытекает целесообразность количественного анализа многокомпонентных фазовых диаграмм с использованием специализированных компьютерных программ, поскольку выполнить такой анализ с применением традиционных графических методов [13] практически невозможно.

ВЫВОДЫ

1. С использованием программы «Thermo-Calc» проанализированы многокомпонентные системы на основе алюминия с целью определения концентрационных границ появления первичных кристаллов Fe-содержащих фаз (ПК ЖФ). Рассчитаны проекции поверхностей ликвидуса систем Al–Si–Fe–Mn, Al–Cu–Fe–Mn–Si, Al–Mg–Fe–Si–Mn применительно к промышленным литейным сплавам трех основных групп: Al–Si (силумины), Al–Cu (типа AM5) и Al–Mg (магналии).

2. Показано, что наиболее вероятно образование следующих ПК ЖФ: в силуминах — Al_5FeSi и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, в магналиях и сплавах типа AM5 — Al_3Fe и $Al_6(Fe, Mn)$.

Таблица 2

Расчетные значения параметров первичной кристаллизации Fe-содержащей фазы в алюминиевых сплавах разных систем

№ сплава	Концентрация в сплаве, мас. %						Характеристики первичной кристаллизации Fe-содержащей фазы							
	Fe	Si	Cu	Mg	Mn	Al	Фаза	Q_M	T_L	T_1	ΔT	C_1	ΔC	
1	1,5	11,0	0	0	0	Ост.	Al ₃ FeSi	1,84	609	588	21	1,12	0,38	
2	2,0	11,0	0	0	0	Ост.	Al ₃ FeSi	3,75	627	588	39	1,02	0,98	
3	1,0	11,0	0	0	0,5	Ост.	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	2,37	630	587	43	0,64	0,36	
4	2,0	11,0	0	0	1,0	Ост.	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	7,00	673	586	87	0,84	1,16	
5	1,0	0,5	5	0	1,0	Ост.	Al ₆ (Fe, Mn)	1,66	655	640	15	0,84	0,16	
6	2,0	0,5	5	0	1,0	Ост.	Al ₆ (Fe, Mn)	5,47	679	639	40	1,26	0,74	
7	2,0	0,5	5	0	0,2	Ост.	Al ₃ Fe	0,96	657	638	19	1,64	0,36	
8	1,0	2,0	5	0	1,0	Ост.	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	2,28	656	632	24	0,72	0,28	
9	1,0	0,5	0	10	0	Ост.	Al ₃ Fe	0,82	636	604	32	0,67	0,33	
10	2,0	0,5	0	10	0	Ост.	Al ₃ Fe	3,36	699	603	96	0,65	1,35	
11	1,0	0,5	0	10	0,5	Ост.	Al ₆ (Fe, Mn)	0,88	654	603	51	0,54	0,46	
12	1,0	2,0	0	10	0,5	Ост.	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	0,72	646	599	47	0,58	0,42	

Примечание. Q_M – массовая доля ПК ЖФ, мас.%; T_L – температура ликвидуса (начала формирования ПК ЖФ), °C; T_1 – температура начала кристаллизации (Al), °C; ΔT – интервал формирования ПК ЖФ, °C; C_1 – концентрация Fe в расплаве в момент достижения температуры T_1 , мас.%; ΔC – максимально возможная очистка расплава от железа, мас. %.

3. Рассчитаны параметры первичной кристаллизации Fe-содержащих фаз в алюминиевых сплавах разных систем, включая критические температуры и концентрации, а также массовые доли ПК ЖФ.

4. Результаты количественного анализа многокомпонентных систем могут быть использованы для оценки эффективности очистки алюминиевых расплавов от железа. В частности, в сплавах, содержащих 2 % Fe, возможно снижение концентраций Fe до следующих значений: в силуминах — до 0,84 %, в сплавах типа АМ5 — до 1,26 %, в магналиях — до 0,65 %.

Статья подготовлена в рамках выполнения госконтракта № 14.527.12.0015 от 13.10.2011 г. по заданию Минобрнауки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Polmear I.J. Light metals: from traditional alloys to nanocrystals. 4-th ed. Elsevier, 2006.
2. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства сплавов / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979.
3. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: Изд. дом МИСиС, 2009.

4. Дриц М.Е., Бочвар Н.Р., Каданер Э.С. и др. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния: Справ. изд. М.: Наука, 1977.
5. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element. Fransi and Tailor, 2002.
6. Kazuhisa Yamagiwa, Yoshimi Watanabe, Koichi Matsuda et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 416. P. 80.
7. Belov N.A., Eskin D.G., Avxentieva N.N. // Acta Mater. 2005. Vol. 53. P. 4709.
8. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные. М.: Изд-во стандартов, 1993.
9. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005.
10. Sha G., Wang Y.B., Liac X.Z. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527. P. 4742.
11. Белов В.Д., Белов Н.А. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2011. № 9. С. 33.
12. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. изд. / Пер. с англ. Под ред. Дж.Е. Хэтча. М.: Металлургия, 1989.
13. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. М.: Металлургия, 1980.