

УДК 669.715

РАСЧЕТ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ СИСТЕМ Al-Cu-Zn-Mg и Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si

© 2013 г. Т.К. Акопян, В.С. Золоторевский, А.В. Хван

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

По результатам термодинамических расчетов с использованием пакета программ «Thermo-Calc» построены фрагменты фазовых диаграмм Al-Cu-Zn-Mg и Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) в интервале концентраций (%) 4–6 Cu, 2–4 Zn, 0,5–2,0 Mg, 1,5–2,0 Fe, 1,5–5,0 Si, а также рассчитан состав твердого раствора для ряда сплавов системы Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) при температурах вблизи солидуса. Методом микрорентгеноспектрального анализа проведена экспериментальная проверка термодинамических расчетов, которая показала удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных данных. Выявлено, что при соотношении концентраций железа и кремния Fe/Si = 0,5 для сплавов системы Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) возможно получение максимально легированного алюминиевого твердого раствора.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, фазовые диаграммы, термодинамические расчеты.

Using the results of thermodynamic calculations with «Thermo-Calc» software package, the fragments of the Al-Cu-Zn-Mg and Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) phase diagrams in the range of densities, (%): 4–6 Cu, 2–4 Zn, 0,5–2,0 Mg, 1,5–2,0 Fe, 1,5–5,0 Si have been built as well as the composition of the solid solution for a number of alloys of the Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) system has been calculated at temperatures near to the solidus line. The X-ray microspectral analysis was used for experimental proof of the thermodynamic calculations, which show the satisfactory precision of the calculated and experimental data. It is found that maximally alloyed aluminum solid solution can be produced at an iron and silicon density ratio of Fe/Si = 0,5 for the alloys of the Al-Cu-Zn-Mg-Fe-Si-(Mn) system.

Keywords: aluminum alloys, phase diagrams, thermodynamic calculations.

ВВЕДЕНИЕ

Система Al-Cu-Zn-Mg является основой самых прочных алюминиевых сплавов – как литейных, так и деформируемых. При старении после закалки алюминиевый твердый раствор (Al) распадается с образованием частиц метастабильных фаз, содержащих Cu, Mg и Zn, обеспечивая эффект дисперсионного твердения. В промышленности используют в основном сплавы с высокой концентрацией цинка (до 9 %) и магния (до 3 %) при относительно низкой концентрации меди (до 2 %) [1], хотя есть сведения и об интересных высокопрочных сплавах с большим содержанием меди (4–6 %) при меньших количествах цинка (3–5 %) и магния (0,5–2,0 %). Однако практически все матричные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu имеют низкие литейные свойства, невысокие жаропрочность и износостойкость.

Для повышения этих характеристик было пред-

ложено легировать матричные сплавы относительно мало растворимыми в (Al) добавками, образующими двух- и трехфазные эвтектики [2]. Это обеспечивает формирование при термической обработке структур, типичных для композиционных материалов с дискретными частицами.

Для разработки многокомпонентных сплавов необходимо знание соответствующих фазовых диаграмм. Целью настоящей работы являлось построение фрагментов фазовой диаграммы Al-Cu-Zn-Mg без добавок и с добавками Fe, Si и Mn в интервалах концентраций, %: 4–6 Cu, 2–4 Zn, 0,5–2,0 Mg, 1,5–2,0 Fe, 1,5–5,0 Si, 0,5 Mn. Выбор такого их диапазона обусловлен возможностями поиска внутри него новых высокопрочных сплавов, отличающихся от ранее разработанных соотношением концентраций Zn/Cu (у ранее разработанных сплавов Zn/Cu > 4 [1, 2]).

Акопян Т.К. – аспирант кафедры металловедения цветных металлов МИСиС (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). E-mail: aktorgom@gmail.com; nemiroffandtor@yandex.ru.

Золоторевский В.С. – докт. техн. наук, профессор той же кафедры. Тел.: (495) 955-01-34. E-mail: zolotor@misis.ru.

Хван А.В. – канд. техн. наук, директор Исследовательского центра термохимии материалов МИСиС. E-mail: avkhvan@gmail.com.

МЕТОДИКА РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

По результатам термодинамических расчетов с использованием пакета программ «Thermo-Calc» (базы данных TTAL5 и COST 507) строили поли-термические и изотермические сечения фазовых диаграмм для матричной системы Al–Cu–Zn–Mg и всей системы Al–Cu–Zn–Mg–Fe–Si в вышеуказанных интервалах концентраций, а также рассчитывали состав твердого раствора для ряда сплавов системы Al–Cu–Zn–Mg–Fe–Si.

Экспериментальную проверку соответствия результатов вышеперечисленных расчетов с реальными данными по фазовому составу, а также по химическому составу алюминиевого твердого раствора (Al) проводили методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на электронном сканирующем микроскопе JSM-35С с двухкристальным спектрометром. Измерения по каждому элементу велись не менее чем для 5 микроучастков изучаемого сплава. Доверительный интервал определенных средних значений концентраций каждого элемента составил ~5 % (с доверительной вероятностью 0,95).

Объектами экспериментальных исследований были сплавы системы Al–Cu–Zn–Mg–Mn–Fe–Si, для приготовления которых использовали следующие материалы: алюминий А99 (99,99 %), цинк Ц0 (99,9 %), магний Mg90 (99,9 %), кремний Кр00 (99,0 %), медь М0 (99,9 %) и лигатуры: Al–10%Fe и Al–10%Mn. Сплавы выплавляли в лабораторной электрической печи сопротивления в графитошамотных тиглях. В результате литья в графитовую изложницу получали прямоугольные отливки толщиной, шириной и длиной соответственно 15, 30 и 200 мм.

Слитки подвергали двухступенчатому гомогенизационному отжигу при температурах, °С: $t_1 = (t_n - 10)$ и $t_2 = (t_c - 10)$, где t_n и t_c – температуры неравновесного и равновесного солидусов соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Матричная система Al–Cu–Zn–Mg

Несмотря на то, что данная система является основой самых прочных алюминиевых сплавов, она к настоящему времени изучена явно недостаточно даже в области промышленных сплавов.

Следует отметить, что неинвариантные реакции протекают при концентрациях, достаточно далеких от состава промышленных сплавов. Поэтому для практи-

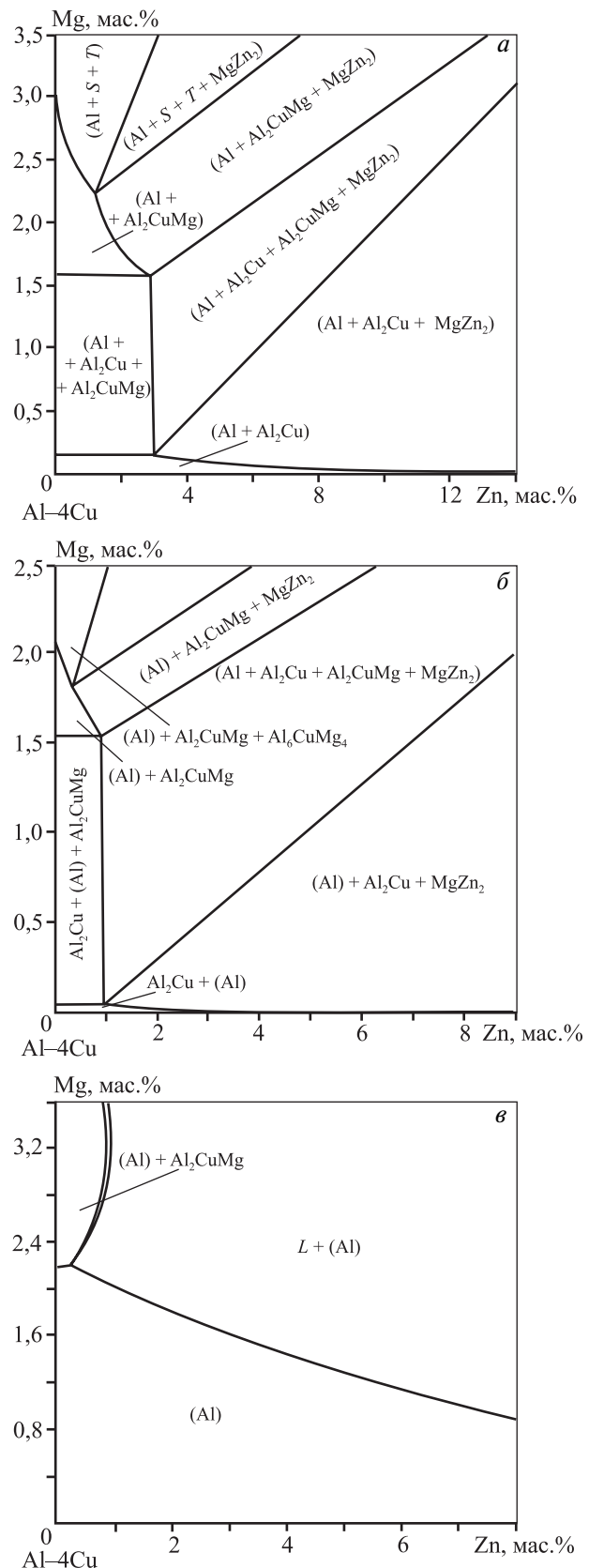


Рис. 1. Изотермические разрезы матричной системы Al–4Cu–Zn–Mg при температурах 250 (а), 160 (б) и 515 (в) °С

ческого применения наибольшую ценность представляют изотермические сечения, некоторые из которых приведены в [3], но только для повышенных концентраций цинка (4–8 %). Что касается сведений для областей с повышенным содержанием меди (4–6 %) и меньшим количеством цинка (2–4 %), то таковых мало.

На рис. 1 показаны практически важные изотермические разрезы системы Al–4Cu–Zn–Mg при возможных температурах старения 160 °C (а), 250 °C (б) и температуре закалки 515 °C (в). Видно, что в исследуемых интервалах концентраций отсутствуют 4-компонентные фазы, а в равновесии с алюминиевым твердым раствором могут находиться фазы Al₂Cu (θ), Al₂CuMg (S), MgZn₂ (η) и Al₆CuMg₄ (T).

Как следует из рис. 1, а и б, с изменением температуры разрезов в диапазоне 160–250 °C фазовые области в рассматриваемых интервалах концентраций остаются одними и теми же. Изменяются лишь концентрационные области их существования. В частности, 4-фазная область (Al) + Al₂Cu (θ) + Al₂CuMg (S) + MgZn₂ (η) с повышением температуры значительно сужается и сдвигается в область меньших концентраций цинка и магния, что связано с изменением растворимости этих элементов в алюминиевом твердом растворе. Видно, что при $t = 160 \div 250$ °C растворимость цинка изменяется в пределах 2 %, в то время как для магния она изменяется незначительно (в пределах десятых долей процента).

По данным [2], в фазе Al₂Cu магний практически не растворяется, а Zn растворяется в количестве не более 2 %. В фазе Al₂CuMg растворимость Zn не превышает 1 %.

Что касается политермических разрезов (рис. 2), то они показывают, что с изменением концентраций цинка, магния и меди в исследуемых диапазонах концентраций кристаллизация сплавов протекает практически идентично. Вначале из жидкости в сплавах с содержанием меди до 5 % выделяются первичные кристаллы алюминиевого твердого раствора (Al), кристаллизация на этом и заканчивается, а температура солидуса составляет ~ 500–530 °C. Из рис. 1, в можно видеть, что в широком диапазоне концентраций цинка и магния при подсолидусном нагреве структура сплавов с 4 % Cu представляет собой однофазный твердый раствор. Как известно, подобная структура наиболее предпочтительна для деформируемых алюминиевых сплавов, в том числе и высокопрочных, для которых возможно получение значительного эффекта дисперсионного твердения после распада (Al).

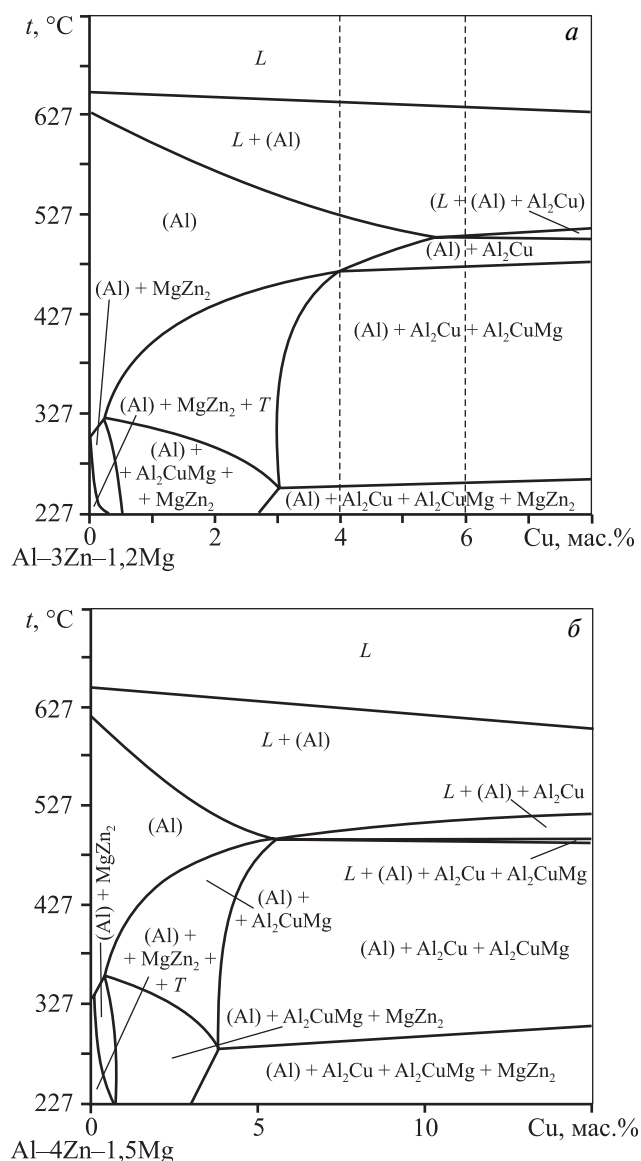


Рис. 2. Политермические разрезы матричных систем Al–3%Zn–1,2%Mg–Cu (а) и Al–4%Zn–1,5%Mg–Cu (б)

При содержаниях меди выше предела растворимости происходит выделение двойной эвтектики $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu$, что приводит к некоторому снижению температуры солидуса сплавов, которая при дальнейшем увеличении количества меди практически не меняется. С ростом концентрации цинка температура солидуса сплавов также уменьшается (см. рис. 1, в и 2, б).

Система Al–Cu–Mg–Zn–Fe–Si–Mn

Добавки железа и кремния существенно усложняют фазовую диаграмму, поскольку помимо (Al) образуется множество новых фаз, в том числе и с ле-

гирующими элементами матричной системы. В настоящей работе были рассчитаны лучевые политермические сечения для систем Al–4Cu–2Zn–1Mg–0,5Mn–Fe–Si и Al–6Cu–4Zn–2Mg–0,5Mn–Fe–Si при соотношении концентраций Fe/Si = 0,5. Были также определены составы алюминиевого твердого раствора в сплавах Al–Si–Cu–Mg–Zn–Fe–Mn для исследуемого интервала концентраций (табл. 1).

С учетом литературных данных [2] и по результатам проведенных расчетов можно выделить следующие структурные составляющие исследованных сплавов.

1. Алюминиевый твердый раствор

В табл. 1 представлены расчетные концентрации легирующих элементов в (Al) для некоторых сплавов системы Al–Cu–Mg–Zn–Fe–Si–Mn.

Таблица 1
Химический состав алюминиевого твердого раствора при температуре закалки 500 °С

Сплав	Концентрация легирующих элементов в (Al), %			
	Cu	Zn	Mg	Si
Al–4Cu–2Zn–1Mg–1Fe–2Si–0,5Mn	3,5	2,0	0,4	0,85
Al–4Cu–2Zn–1Mg–1,5Fe–1,5Si–0,5Mn	2,7	2,0	0,5	0,6
Al–4Cu–2Zn–1Mg–1,8Fe–1,2Si–0,5Mn	2,4	2,0	0,6	0,5
Al–4Cu–2Zn–1Mg–2Fe–1Si–0,5Mn	2,2	2,0	0,65	0,4
Al–4Cu–2Zn–1Mg–1,33Fe–2,67Si–0,5Mn	3,5	2,0	0,4	0,85
Al–4Cu–2Zn–1Mg–2Fe–2Si–0,5Mn	3,0	2,0	0,4	0,7
Al–4Cu–2Zn–1Mg–2,4Fe–1,6Si–0,5Mn	2,4	2,0	0,6	0,45
Al–4Cu–2Zn–1Mg–2,67Fe–1,33Si–0,5Mn	2,2	2,0	0,6	0,4
Al–4Cu–2Zn–1Mg–1,5Fe–3Si–0,5Mn	3,4	2,0	0,4	0,85
Al–4Cu–2Zn–1Mg–2,25Fe–2,25Si–0,5Mn	2,7	2,0	0,5	0,6
Al–6Cu–4Zn–2Mg–1Fe–2Si–0,5Mn	3,0	4,5	0,4	0,65
Al–6Cu–4Zn–2Mg–1,5Fe–1,5Si–0,5Mn	2,5	4,5	0,6	0,45
Al–6Cu–4Zn–2Mg–1,8Fe–1,2Si–0,5Mn	2,3	4,5	0,65	0,4
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2Fe–1Si–0,5Mn	2,0	4,7	0,8	0,24
Al–6Cu–4Zn–2Mg–1,33Fe–2,67Si–0,5Mn	3,75	4,5	0,4	0,8
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2Fe–2Si–0,5Mn	2,5	4,5	0,6	0,45
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2,4Fe–1,6Si–0,5Mn	2,5	4,5	0,6	0,45
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2,67Fe–1,33Si–0,5Mn	2,2	4,7	0,7	0,33
Al–6Cu–4Zn–2Mg–1,5Fe–3Si–0,5Mn	3,75	4,5	0,4	0,8
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2,25Fe–2,25Si–0,5Mn	2,6	4,5	0,6	0,5
Al–6Cu–4Zn–2Mg–2,7Fe–1,8Si–0,5Mn	2,5	4,5	0,6	0,45
Al–6Cu–4Zn–2Mg–3Fe–1,5Si–0,5Mn	2,2	4,7	0,7	0,33

Из полученных данных следует, что в (Al) растворяется относительно небольшое количество кремния (до 0,85 %), который при температурах старения способен образовывать с магнием фазу Mg₂Si. Что касается матричных элементов, то видно, что цинк полностью входит в твердый раствор, так как в процессе кристаллизации он не связывается в избыточные фазы.

Добавки железа и кремния резко снижают растворимость магния в (Al) по сравнению с двойной системой Al–Mg при аналогичной температуре и связывают его в фазы кристаллизационного происхождения Mg₂Si, Al₅Cu₂Mg₈Si₆ и Al₈FeMg₃Si₆. Однако, по аналогии с силуминами, даже при столь невысоких концентрациях магний в процессе старения должен образовывать фазы Mg₂Si и MgZn₂, которые могут вносить дополнительный вклад в эффект дисперсионного твердения сплавов.

Аналогичная ситуация обстоит и с растворимостью меди (до 3,8 %), которая в присутствии железа и кремния значительно ниже, чем в двойной системе Al–Cu при той же температуре. В процессе кристаллизации медь может связываться в фазы Al₂Cu, Al₇Cu₂Fe и Al₅Cu₂Mg₈Si₆.

На рис. 3 представлены зависимости суммарной концентрации Cu, Mg и Zn в (Al) от суммарного содержания железа и кремния в сплавах систем Al–4Cu–2Zn–1Mg–Fe–Si и Al–6Cu–4Zn–2Mg–Fe–Si при соотношениях концентраций Fe/Si = 0,5, 1,0, 1,5 и 2,0.

Как видно из рис. 3, для обеих систем получены качественно одинаковые зависимости. Суммарная концентрация меди, магния и цинка в (Al), независимо от суммарного содержания железа и кремния, максимальна в том случае, когда отношение концентраций Fe/Si = 0,5.

На рис. 4 и 5 представлены лучевые политермические разрезы для минимально и максимально легированных матричных сплавов Al–4Cu–2Zn–1Mg, Al–6Cu–4Zn–2Mg с добавками железа и

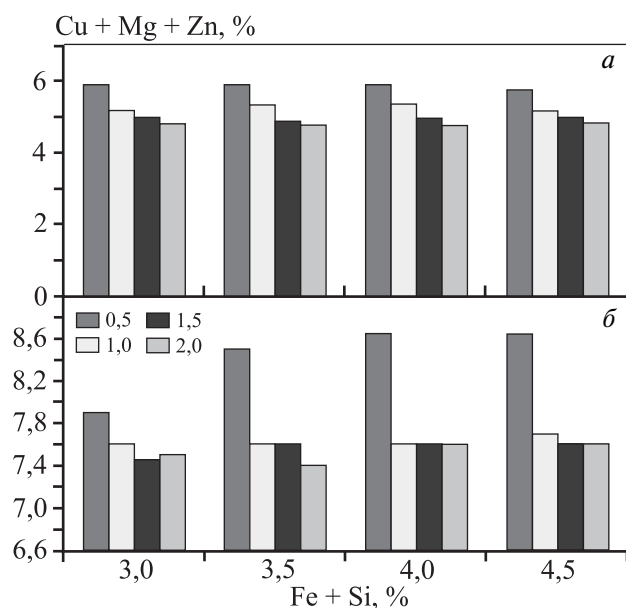


Рис. 3. Зависимость суммарной концентрации Cu, Mg и Zn в (Al) от суммарного содержания железа и кремния в сплавах систем Al–4Cu–2Zn–1Mg–Fe–Si–0,5Mn (а) и Al–6Cu–4Zn–2Mg–Fe–Si–0,5Mn (б) при соотношениях концентраций Fe/Si = 0,5; 1,0; 1,5 и 2,0

кремния в соотношении 0,5. Они позволяют проследить эволюцию фазового состава сплавов при кристаллизации как при изменении концентраций по основным легирующим элементам (Cu, Mg, Zn), так и по железу и кремнию во всем диапазоне исследуемых концентраций.

2. Интерметаллидные фазы кристаллизационного происхождения

Как видно из рис. 4 и 5, эти фазы образуются либо сразу из жидкости (при высоких концентрациях железа и кремния), либо после кристаллизации (Al) по эвтектическим и перитектическим реакциям.

а) Железо- и кремнийсодержащие фазы – Al_5FeSi (β), Al_8Fe_2Si (α), Al_3Fe

В равновесных условиях, согласно представленному разрезу для системы Al–6Cu–4Zn–2Mg–Fe–Si, в выбранном диапазоне концентраций в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_8Fe_2Si (α), Al_3Fe и Al_5FeSi (β).

Известно [2], что фаза Al_8Fe_2Si (α) имеет более благоприятную морфологию по сравнению с иглами фазы Al_5FeSi (β), что в меньшей степени снижает уровень пластичности сплавов. Добавка марганца способствует выделению в составе эвтектик фазы

$Al_{15}(FeMn)_3Si_2$, которая обладает благоприятной скелетообразной морфологией.

Все эти фазы обычно практически не растворяются при гомогенизационном отжиге даже литых, неравновесно закристаллизовавшихся сплавов и сохраняются в их конечной структуре при любой технологии последующей обработки.

б) Фазы, содержащие основные легирующие элементы – Al_2Cu , Mg_2Si , Al_7Cu_2Fe , $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, $Al_8FeMg_3Si_6$, Al_5Cu_2Mg

Эти фазы, по крайней мере частично, растворяются при деформационной обработке слитков и отливок, которые затвердевали в условиях неравновесной кристаллизации.

в) Эвтектические кристаллы кремниевого твердого раствора (Si)

Выделения кремния в свободном виде можно предотвратить, дополнительно увеличив количество железа и магния и связав их в фазы Al_8Fe_2Si (α), $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, Mg_2Si , что и проиллюстрировано на представленных разрезах. Для системы с минимальной легированностью (см. рис. 5) выделения кремниевого твердого раствора имеются практически во всем рассмотренном диапазоне концентраций кремния в сплавах. В то же время в максимально легированной системе (см. рис. 4) кремниевая фаза начинает выделяться при концентрации Si в сплавах > 2%.

Как можно видеть из рис. 4 и 5, для обеих систем кристаллизация на начальных этапах протекает без существенных отличий вплоть до температур 530–540 °С. Для минимально легированной системы область кристаллизации пластин первичной фазы Al_3Fe сдвигается в сторону увеличения количества кремния. Для обоих разрезов имеется ярко выраженный минимум на кривой ликвидуса, который отделяет области кристаллизации первичного алюминиевого твердого раствора и фазы Al_3Fe .

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

Были проведены эксперименты, направленные на проверку результатов термодинамических расчетов для оценки возможностей их практического использования. В табл. 2 приведены результаты расчета и экспериментального определения методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) концентраций легирующих элементов в матричном

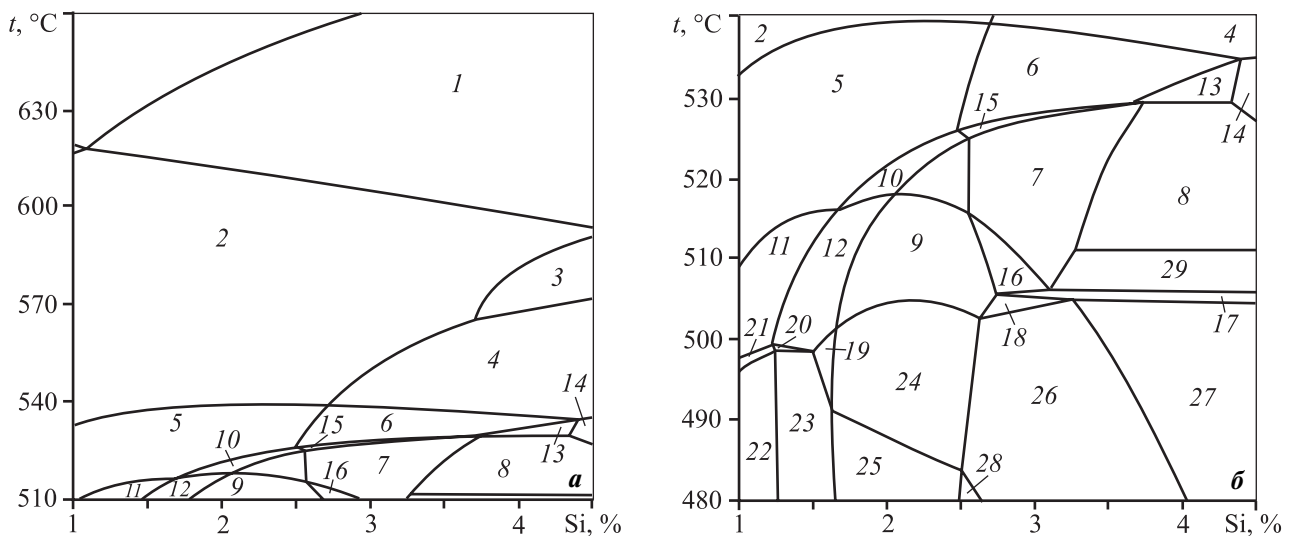


Рис. 4. Лучевой политермический разрез системы Al–6Cu–4Zn–2Mg–Fe–Si при соотношении Fe/Si = 0,5

a – $t = 510\text{--}700$ °C; *б* – $480\text{--}550$ °C

- | | |
|--|---|
| 1 $\alpha + L$ | 16 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \beta + \alpha + L + (\text{Al})$ |
| 2 $\alpha + L + (\text{Al})$ | 17 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \beta + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Si}$ |
| 3 $\alpha_1(\text{AlFeSi}) + \alpha(\text{AlFeSiMn}) + L + (\text{Al})$ | 18 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Si}$ |
| 4 $\beta + \alpha + L + (\text{Al})$ | 19 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ |
| 5 $\alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 20 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ |
| 6 $\beta + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 21 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ |
| 7 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al})$ | 22 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ |
| 8 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al})$ | 23 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ |
| 9 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \beta + \alpha + L + (\text{Al})$ | 24 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al})$ |
| 10 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 25 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al})$ |
| 11 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 26 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Si}$ |
| 12 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 27 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \beta + \alpha + (\text{Al})$ |
| 13 $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | 28 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe} + \alpha + (\text{Al}) + \text{Si}$ |
| 14 $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al})$ | 29 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Si}$ |
| 15 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{MgSi}_6 + \beta + \alpha + L + (\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ | |

Таблица 2

Состав алюминиевого твердого раствора, мас.%, при температуре закалки (495 °C)

Сплав	Расчет				Эксперимент			
	Cu	Mg	Si	Zn	Cu	Mg	Si	Zn
1	2,9	0,45	0,55	3,5	3,6	0,45	0,3	3,6
2	3,1	0,5	0,5	5,0	3,9	0,5	0,35	5,3
3	3,2	0,5	0,45	6,6	3,7	0,5	0,3	5,6

Примечание. Сплавы: 1 – Al–4Cu–3Zn–1Mg–1,5Fe–1,5Si–0,5Mn; 2 – Al–5,5Cu–4Zn–1,8Mg–2,25Fe–2,25Si–0,75Mn; 3 – Al–6,5Cu–5Zn–2,5Mg–3Fe–3Si–1Mn.

алюминиевом твердом растворе нескольких сплавов при температуре закалки, которую рассчитывали как разность ($t_c - 10$) °C (где t_c – температура равновесного солидуса) или в интервале между равновесным и неравновесным солидусом сплава. Из табл. 2 следует, что хотя и не всегда, но в большинстве случаев сходимость расчета и эксперимента вполне удовлетворительная.

В табл. 3 представлены фазовый состав и химический состав фаз одного из исследованных сплавов при температуре закалки (495 °C) по расчету и по результатам экспериментального определения методом МРСА.

Из данных табл. 3 следует, что на основании проведенных расчетов возможна лишь качественная оценка фазового состава сплавов по представлен-

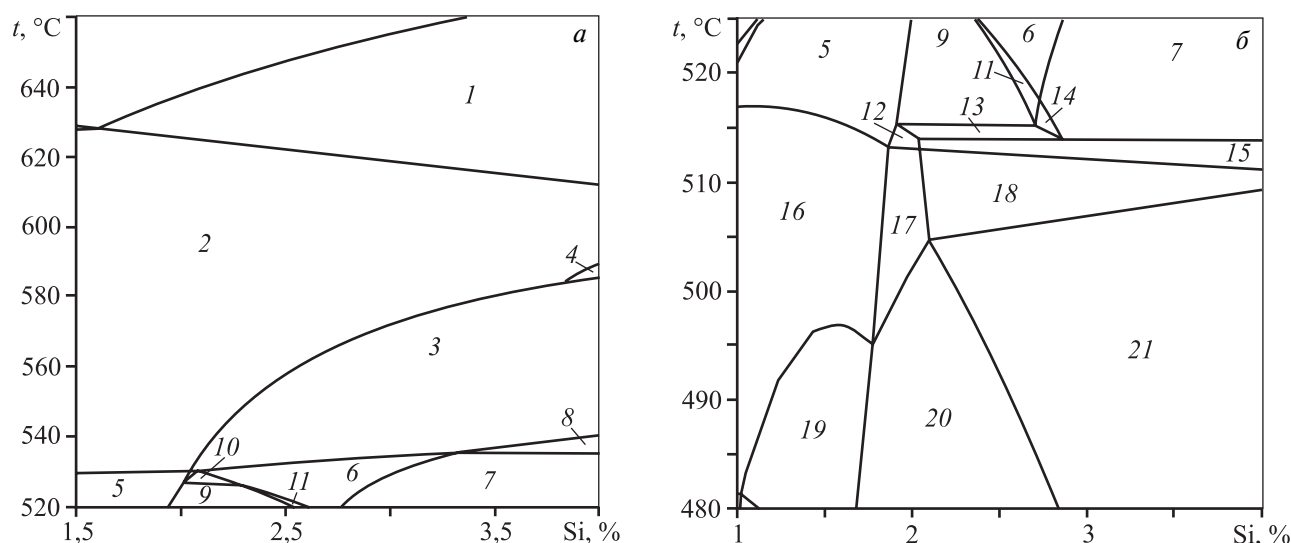


Рис. 5. Лучевой политермический разрез системы Al–4Cu–2Zn–1Mg–Fe–Si при соотношении Fe/Si = 0,5
a – $t = 520\div660$ °C; *б* – $480\div525$ °C

- | | |
|--|---|
| 1 $\alpha + L$ | 12 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \alpha + L + (Al) + Si$ |
| 2 $\alpha + L + (Al)$ | 13 $Al_8FeMg_3Si_6 + Al_5Cu_2MgSi_6 + \alpha + L + (Al) + Si$ |
| 3 $\beta + \alpha + L + (Al)$ | 14 $Al_8FeMg_3Si_6 + \alpha + L + (Al) + Si$ |
| 4 $\alpha_1(AlFeSi) + \alpha(AlFeSiMn) + L + (Al)$ | 15 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \beta + \alpha + L + (Al) + Si$ |
| 5 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \alpha + L + (Al)$ | 16 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \alpha + (Al)$ |
| 6 $Al_8FeMg_3Si_6 + \beta + \alpha + L + (Al)$ | 17 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \alpha + (Al) + Si$ |
| 7 $Al_8FeMg_3Si_6 + \beta + \alpha + L + (Al) + Si$ | 18 $Al_5Cu_2MgSi_6 + \beta + \alpha + (Al) + Si$ |
| 8 $\beta + \alpha + L + (Al) + Si$ | 19 $Al_5Cu_2MgSi_6 + Al_7Cu_2Fe + \alpha + (Al)$ |
| 9 $Al_5Cu_2MgSi_6 + Al_8FeMg_3Si_6 + \alpha + L + (Al)$ | 20 $Al_5Cu_2MgSi_6 + Al_7Cu_2Fe + \alpha + (Al) + Si$ |
| 10 $Al_5Cu_2MgSi_6 + Al_8FeMg_3Si_6 + \beta + \alpha + L + (Al)$ | 21 $Al_5Cu_2MgSi_6 + Al_7Cu_2Fe + \alpha + \beta + (Al) + Si$ |
| 11 $Al_8FeMg_3Si_6 + \alpha + L + (Al)$ | |

Таблица 3

Фазовый состав интерметаллидных частиц в сплаве Al–5,5Cu–4Zn–1,8Mg–2,25Fe–2,25Si–0,75Mn согласно расчету и эксперименту

Фаза	Концентрация, мас. %											
	Расчет						Результаты МРСА					
	Cu	Mg	Fe	Si	Mn	Zn	Cu	Mg	Fe	Si	Mn	Zn
$\alpha(AlFeSi(Mn))$ первичные кристаллы	2,4	–	18	8,0	1,0	–	4,6	0,06	17,7	3,3	7,4	1,2
$\alpha(AlFeSi(Mn))$ в эвтектике	2,4	–	18	8,0	1,0	–	7,2	0,15	15,9	2,6	2,8	1,5
$CuAl_2$	–	–	–	–	–	–	50,9	0,09	0,2	0,2	–	1,2
$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	20,0	31,0	–	27,0	–	–	15,5	16,8	0,1	15,1	0	1,3

ным разрезам. Различия расчета и эксперимента по химическому составу фаз связаны с тем, что экспериментальные образцы не могли быть приведены в равновесное состояние. В них сохранились некоторые неравновесные фазы, например $CuAl_2$, что, естественно, привело к недостаточной сходимости расчета и эксперимента по составу избыточных фаз.

ВЫВОДЫ

1. С использованием пакета программ «Thermo-Calc» рассчитаны политермические и изотермические разрезы фазовых диаграмм Al–Cu–Zn–Mg и Al–Cu–Zn–Mg–Fe–Si–(Mn) в диапазоне концентраций (%) 4–6 Cu, 2–4 Zn, 0,5–2,0 Mg, 1,5–2,0 Fe,

1,5–5,0 Si, фазовый состав, химический состав алюминиевого твердого раствора и интерметаллидных фаз.

2. Экспериментальная проверка термодинамических расчетов показала удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных значений концентраций легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе, а также возможность качественной оценки фазового состава сплавов исследованных систем.

3. Установлено, что максимально легированный алюминиевый твердый раствор при температурах вблизи солидуса сплавов системы Al–Cu–Zn–Mg–

Fe–Si–(Mn) можно получить при соотношении концентраций железа и кремния $Fe/Si = 0,5$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1984.
2. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2005.
3. Металловедение алюминия и его сплавов: Справ. рук-во / Под ред. И.Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1971.

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИГАТУРЫ AlSi20 НА МИКРОСТРУКТУРУ И ВЯЗКОСТЬ МОДЕЛЬНОГО СИЛУМИНА Al–6%Si В ТВЕРДОМ И ЖИДКОМ СОСТОЯНИЯХ

© 2013 г. К.В. Никитин, А.Б. Финкельштейн, О.А. Чикова, И.Ю. Тимошкин

Самарский государственный технический университет (СамГТУ), г. Самара
Уральский федеральный университет (УрФУ)
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Исследовано влияние структуры исходных шихтовых сплавов Al–20мас.%Si на их структуру после однократного переплава и кристаллизации с одинаковой скоростью охлаждения 20 °С/с. Установлено, что структурная информация от исходных шихтовых сплавов устойчиво сохраняется и транслируется в системе «твердое–жидкое–твердое». Вискозиметрическое изучение расплавов, полученных из крупно- и мелкокристаллических шихтовых сплавов в режиме нагрева до 1350 °С и последующего охлаждения, подтвердило вывод о том, что расплавы являются трансляторами структурной информации. Установлено, что температура ветвления (гистерезис) политерма вязкости (t_p) в режимах нагрева и охлаждения для расплава из крупнокристаллического шихтового сплава составляет 1100 °С, а из мелкокристаллического шихтового сплава – 1000 °С. Отмечено, что во втором случае вязкость в режиме охлаждения ниже t_p характеризуется повышенными значениями, а ветвь политермы имеет более крутое восхождение. Полученные результаты свидетельствуют в пользу использования специальных способов обработки шихтовых металлов с целью закладки в них положительной структурной информации. Применение данного подхода наиболее целесообразно при получении лигатур на основе алюминия.

Ключевые слова: исходный шихтовый сплав Al–20мас.%Si, микроструктура, кристаллы первичного кремния, расплав, вязкость, структурная информация, гетерогенность, полидисперсность, монодисперсность, лигатуры.

Никитин К.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 333-61-01. E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Финкельштейн А.Б. – докт. техн. наук, доцент кафедры литейного производства и упрочняющих технологий УрФУ (620002, г. Екатеринбург, пр. Мира, 19). E-mail: avinkel@mail.ru.

Чикова О.А. – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физики УрФУ. Тел.: (343) 375-44-56. E-mail: chik63@mail.ru.

Тимошкин И.Ю. – инженер кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ. Тел.: (846) 333-61-01.