



УДК 669.715:621.785

Поступила 23.10.2013

Е. Л. СКУЙБЕДА, Запорожский национальный технический университет

## ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МОРФОЛОГИИ ЖЕЛЕЗИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СТРУКТУРЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

*Изучены процессы изменения морфологии и стехиометрии интерметаллидов на основе железа в структуре вторичных силуминов под воздействием термической обработки.*

*The processes of change of the intermetallics morphology and stoichiometry on the basis of iron in structure of secondary silumins under heat treatment influence are studied.*

Сегодня на машиностроительных предприятиях стран СНГ вторичные алюминиевые сплавы довольно редко используют для изготовления ответственных деталей. Низкое качество вторичных силуминов связано, в первую очередь, с наличием в их составе вредной примеси железа, интерметаллиды на основе которого имеют, как правило, большие размеры, неблагоприятную морфологию и играют роль концентраторов напряжения в материале. В результате наблюдается существенное снижение как пластичности, так и прочности вторичных силуминов.

В этом контексте важное значение приобретает знание особенностей фазовых и морфологических трансформаций железистых фаз под воздействием термической обработки, являющейся в большинстве случаев неотъемлемой составляющей технологического процесса изготовления алюминиевых изделий. В литературе встречаются лишь единичные результаты исследований в данном направлении, которые к тому же зачастую противоречат друг другу [1–6].

Целью работы являлось изучение процессов изменения морфологии и стехиометрии интерметаллидов на основе железа в структуре вторичных силуминов. Исследования проводили на вторичном сплаве АК8МЗ следующего химического состава: 8,48–8,51% Si, 3,09–3,11% Cu; 0,99–1,0% Zn; 0,84–0,85% Fe; 0,4% Ni; 0,32% Mn; 0,08% Mg; 0,09% Ti; остальное – Al.


Проводили однофакторный эксперимент с варьированием времени выдержки при закалке (время выдержки при старении  $\tau_{ст} = 0$ ) и старении (время

выдержки под закалку  $\tau_3 = 6$  ч). Закалку и старение совершали согласно требованиям ГОСТ 1583–93 при температурах  $500 \pm 10$  и  $180 \pm 10$  °С соответственно. Предварительно сплав подвергали рафинированию и модифицированию с использованием мелкокристаллических порошков, а также карбонатных, хлористых и фтористых композиций [7, 8].


Фазовый состав сплава АК8МЗ до термической обработки соответствовал наличию твердого раствора на основе алюминия (Al), эвтектического кремния (Si), интерметаллидных фаз на основе железа ( $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>) и меди ( $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu). Железистая  $\alpha$ -фаза имела вид как многогранных (рис. 1, а), так и протяженных пленкообразных кристаллов эвтектического происхождения (рис. 1, б). Применение длительных выдержек под закалку ( $\tau_3 = 11$  ч,  $\tau_{ст} = 0$ ) привело к изменению облика выделений железистой фазы: наблюдались нарушение правильной многогранной формы частиц  $\alpha$ -фазы (рис. 1, в), фрагментация кристаллов на отдельные включения (рис. 1, г) и их частичное растворение.

При увеличении времени выдержки вторичного сплава АК8МЗ, содержащего 0,85 мас.% Fe, от 0 до 11 ч происходило уменьшение количества железистых интерметаллидов в среднем на 20%, увеличение их компактности на 61% и увеличение расстояния между частичками интерметаллидов на 40%. Среднее содержание железа в (Al)-твердом растворе при воздействии закалки сохранялось постоянным на уровне 0,06 мас.% на расстоянии не менее 10 мкм от частиц упрочняющих фаз.

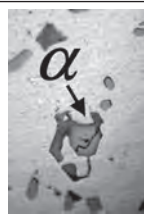
Однако в локальных микрообластях на расстоянии 3–4 мкм от частиц  $\alpha$ -фазы при  $\tau_3 = 11$  ч на-

	Al	Si	Mn	Fe
	64	13	10	14
Al: Fe: Mn: Si= 5,0:1,1:0,8:1,0				


a

	Al	Si	Mn	Fe
	64	13	10	14
Al: Fe: Mn: Si= 5,0:1,1:0,8:1,0				

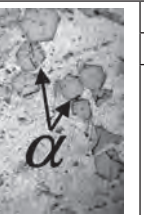
b

	Al	Si	Fe	Mn
	65	15	12	7
Al: Fe: Mn: Si= 4,2:0,8:0,5:1,0				


v

	Al	Si	Fe	Mn	Cu
	63	12	18	3	3
Al: Fe: Mn: Cu: Si= 5,2:1,5:0,3:0,3:1,0					

z

	Al	Si	Fe	Mn	Cu
	58	14	15	7	5
Al: Fe: Mn: Cu: Si= 4,0:1,1:0,5:0,35:1,0					

d

	Al	Si	Fe	Mn	Cu
	58	14	15	7	5
Al: Fe: Mn: Cu: Si= 4,0:1,1:0,5:0,35:1,0					

e

Морфологические особенности железистых интерметаллидов, средняя концентрация (ат. %) и среднее стехиометрическое соотношение между химическими элементами в фазе: a, б – до термической обработки; в, z –  $\tau_3 = 11$  ч,  $\tau_{CT} = 0$ ; д, e –  $\tau_3 = 6$  ч,  $\tau_{CT} = 14$  ч.  $\times 800$

блюдалось формирование пересыщенного твердого раствора с концентрацией около 0,14 мас.% Fe. Параметр кристаллической решетки при этом несколько уменьшился (с 0,40542 до 0,40479 Å). Это связано с переходом атомов легирующих элемен-

тов, в первую очередь кремния и меди, а также железа, радиусы которых меньше радиуса атома алюминия ( $r_{Si} = 0,117$  нм,  $r_{Cu} = 0,128$  нм,  $r_{Fe} = 0,127$  нм,  $r_{Al} = 0,143$  нм) в алюминиевую матрицу с образованием твердых растворов замещения.

Также с увеличением длительности времени выдержки под закалку происходило некоторое легирование железистой фазы медью, что свидетельствует о диффузионном перераспределении атомов химических элементов в структуре вторичного силумина.

При использовании закалки и искусственного старения пленкообразные выделения  $\alpha$ -фазы, наблюдаемые в структуре до термической обработки, практически отсутствовали. При  $\tau_3 = 6$  ч,  $\tau_{CT} = 14$  ч частицы железистой фазы присутствовали в виде скоплений многогранников в определенных микрообъемах шлифа (см. рисунок 1, д) и компактных разветвленных кристаллов, расположенных по сечению шлифа сравнительно равномерно (см. рисунок 1, e). По своему химическому составу  $\alpha$ -фаза соответствовала соединению  $Al_{15}(FeMnCu)_3Si_2$ .

При увеличении времени выдержки при старении от 0 до 14 ч параметр формы железистой фазы уменьшился в среднем на 29%, количество выделений увеличилось на 21%, а расстояние между частицами фазы сократилось на 21%. Полученные данные свидетельствуют о положительном влиянии длительных выдержек при старении на структуру вторичных силуминов с повышенным содержанием железа.

Параметр кристаллической решетки (Al)-твердого раствора сплава АК8МЗ увеличился с 0,40489 Å при  $\tau_3 = 6$  ч,  $\tau_{CT} = 0$  до 0,40529 Å при  $\tau_3 = 6$  ч,  $\tau_{CT} = 14$  ч.

Следует отметить, что коэффициент диффузии основной вредной примеси вторичных силуминов – железа, почти в 2 раза ниже коэффициентов диффузии легирующих элементов таких сплавов. Так, по данным [9], коэффициент диффузии магния в алюминии составляет  $2 \cdot 10^{-9}$  см<sup>2</sup>/с, меди –  $2,8 \cdot 10^{-10}$ , цинка –  $10^{-9}$ , марганца –  $10^{-11}$ , железа –  $10^{-17}$  см<sup>2</sup>/с.

Исходя из полученных результатов, можно предположить, что для выравнивания концентрации легирующих элементов в структуре вторичных Al–Si-сплавов и полного прохождения диффузионных процессов необходимо увеличение времени выдержки при термической обработке, что связано с повышенным содержанием железа и соответственно значительным количеством железистых интерметаллидов в структуре. Таким образом, термическая обработка по оптимизированному в соответствии с концентрацией железа режиму может рассматриваться как резерв повышения качества силуминов, изготовленных из вторичного сырья.

## Литература

1. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: справ. изд. / А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран и др. М.: МИСИС, 1996.
2. Influence of heat treatment on the precipitation of the intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy: 11<sup>th</sup> International Scientific Conference «Achievements in Mechanical & Materials Science» [Электронный ресурс] / M. Warmuzek, G. Mrowka, J. Sieniawski. – Режим доступа: [http://www.journalamme.org/papers\\_amme02/11127.pdf](http://www.journalamme.org/papers_amme02/11127.pdf).
3. Ш е п е л е в а Л. В. Модифікування порошком нітриду титану та термічна обробка багатоконпонентних доевтектичних силумінів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук. Київ, 1993.
4. Gorny Anton. Characterization of Major Intermetallic Phases in solidified Al-xSi-yFe-zSr (x = 2 to 12,5 wt. %, y = 0 to 0,5 wt. % and z = 0 and 0,02 wt. %) alloys: (Open Access Dissertations and Theses. Paper 7445) [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://digitalcommons.mcmaster.ca/opensdissertations/7445/>.
5. Cao Xinjin. Morphology of  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi Phase in Al-Si Cast Alloys [Электронный ресурс] / Xinjin Cao, John Campbell // Materials Transactions. – 2006. – Vol. 47. No 5 (2006). P. 1303–1312. – Режим доступа: <http://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/47/05/1303.pdf>.
6. К у ц о в а В. З. Структура, фазовий склад і властивості заевтектичних поршневих силумінів після комплексного модифікування / В. З. Куцова, О. А. Носко, А. С. Шерстобитова // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. Вып. 48. Ч. 2. Днепропетровск: ПГАСА, 2009. С. 80–86.
7. Пат. 44463, МПК (2009) C22B 1/00, C22B 9/00. Флюс для оброблення алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, А.Є. Островська, О. Л. Скуйбіда; заявник та патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 200902450; заявл. 19.03.2009; опубл. 12.10.2009, Бюл. № 19.
8. Пат. 42653, МПК (2009) C22C 1/00. Модифікатор алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, А.Є. Островська, О. Л. Скуйбіда; заявник та патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 200902454; заявл. 19.03.2009; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 13.
9. Б е л о в Н. А. Фазовый состав и структура силуминов: справ. изд. / Белов Н. А., Савченко С. В., Хван А. В. М.: МИСИС, 2005.