



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 ± 10 и 180 ± 10 °C 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 ($\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$) и меди ($\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$). Железистая α -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 α -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 α -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			

б

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

в

	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				

г

	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				

д

	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				

е

Морфологические особенности железистых интерметаллидов, средняя концентрация (ат. %) и среднее стехиометрическое соотношение между химическими элементами в фазе: а, б – до термической обработки; в, г – $\tau_3 = 11$ ч, $\tau_{ст} = 0$; д, е – $\tau_3 = 6$ ч, $\tau_{ст} = 14$ 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 α -фазы, наблюдаемые в структуре до термической обработки, практически отсутствовали. При $\tau_3 = 6$ ч, $\tau_{ст} = 14$ 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, е). По своему химическому составу α -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, $\tau_{ст} = 0$ до 0,40529 Å при $\tau_3 = 6$ ч, $\tau_{ст} = 14$ 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 $2 \cdot 10^{-9}$ см²/с, меди – $2,8 \cdot 10^{-10}$, цинка – 10^{-9} , марганца – 10^{-11} , железа – 10^{-17} см²/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 фактограмм 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: 11th 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.
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 β -Al₃FeSi 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.