

Рассмотрены особенности структурных изменений при термообработке (ТО) вторичных силуминов. Установлено, что в диффузионных процессах, происходящих при закалке и старении, принимают участие атомы железа, что отражается на количестве, размерах и морфологии интерметаллидных фаз на его основе.

Ключевые слова

Структура, диффузия, морфология, интерметаллидная фаза, закалка, старение.

АННОТАЦИЯ

SUMMARY

Peculiarities of structural changes during heat treatment are considered. It is established, that atoms of iron take part in diffuse processes of quenching and aging, which influence on the amount, size and morphology of iron-based intermetallic phases.

Keywords

Structure, diffusion, morphology, intermetallic phase, quenching, aging.

УДК 669.715: 621.785

- Е.Л. Скуйбеда (Запорожский национальный технический университет)
- O.L. Skuibida

О формировании структуры и изменении свойств вторичных силуминов при термообработке

Regularities of structure forming and change of mechanical properties of secondary silumins under the influence of heat treatment

ТО силуминов заключается, как правило, в закалке и старении, варьирование температуры и времени выдержки при которых позволяет изменять фазовый состав, морфологию структурных элементов и свойства сплавов в заданном направлении. Известно, что процессы фрагментации, коагуляции и сфероидизации избыточных фаз под воздействием ТО происходят быстрее и интенсивнее при увеличении растворимости и диффузионной подвижности атомов элементов, входящих в их состав. Поскольку силумины, полученные на основе вторичного сырья, характеризуются повышенным содержанием интерметаллидных фаз, в первую очередь, Fe-содержащих [1, 2], при проведении ТО важно учитывать коэффициенты диффузии атомов легирующих элементов (ЛЭ) в твёрдом растворе Al. Так, при 500°C коэффициент диффузии Mg в алюминии составляет $2 \cdot 10^{-9}$, Cu – $2,8 \cdot 10^{-10}$, Mn – 10^{-11} и Fe – 10^{-17} см²/с [3]. Несмотря на низкий коэффициент диффузии Fe, характерный диффузионный путь атомов Fe в алюминии за 1 ч при 500°C составляет, в среднем, 0,7, при 550°C – 1,6, а при 600°C – 3,3 мкм.

Таким образом, можно предположить возможность влияния на размеры и форму Fe-фаз путём корректного термовоздействия, тогда как стандартные режимы ТО для вторичных силуминов, видимо, не оптимальны. В литературе [4] приводятся единичные и противоречивые данные о влиянии ТО на содержание и морфологию Fe-содержащих интерметаллидов, что вызывает необходимость дальнейших исследований.

Цель работы – исследовать влияние времени выдержки при закалке и старении на структурные параметры и меха-

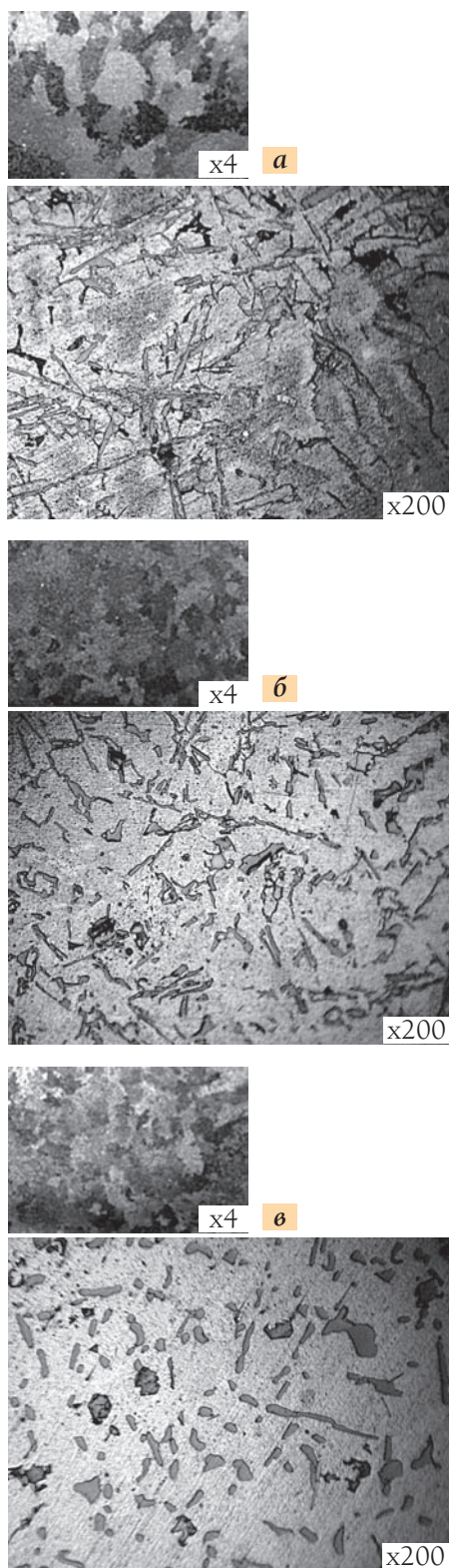


Рис. 1. Влияние времени выдержки под закалку (0, 6 и 11 ч) на макро- и микро-структуру сплава АК8МЗ: а...в, соответственно

нические свойства вторичных силуминов с повышенным содержанием интерметаллидных фаз на основе Fe.

Использовали вторичный сплав АК8МЗ химсостава, %: 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; ост. – Al. Закалку проводили при $500 \pm 10^\circ\text{C}$, старение – при $180 \pm 10^\circ\text{C}$. Жидкий металл обрабатывали флюсом [5] и модификатором [6], что позволило уменьшить газонасыщенность расплава и получить благоприятную исходную (литую) структуру.

В рамках исследований реализовывали однофакторный эксперимент с варьированием времени выдержки под закалку (без дальнейшего искусственного старения $\tau_{\text{ст}} = 0$) и времени выдержки при старении (после закалки $\tau_3 = 6$ ч). Видим (**рис. 1**), что наибольший размер зерна наблюдали до ТО, а увеличение времени выдержки под закалку привело к существенному измельчению макроструктуры. Положительное влияние закалки на структуру вторичных силуминов также показал анализ микроструктуры.

В образце до ТО (см. **рис. 1, а**) наблюдали пёструю, грубую и неравномерную структуру. Кристаллы эвтектического Si присутствовали в виде вытянутых пластин, визуально пересекающих поверхность шлифа. В состав эвтектики входила фаза Al_2Cu , а в структурно свободном состоянии находился интерметаллид $\text{Al}_6(\text{CuFe})$. Железистая фаза $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ имела разную морфологию – от компактной многогранной до разветвлённой плёночковой.

В целом, закалка привела к увеличению равномерности распределения структурных составляющих и их дисперсности (см. **рис. 1, б**). При увеличении времени выдержки при закалке с 0 до 11 ч уменьшились: количество эвтектического Si, в среднем, с 9,5 до 6,9 об. % и параметр формы включений – с 4,8 до 2,3, а расстояние между частицами увеличилось с 5,1 до 8,7 мкм. Интенсивное растворение Cu-содержащих фаз сопровождалось уменьшением: их количества с 3,1 до 1,2 об. %, параметра формы с 4,2 до 1,9 и увеличением среднего расстояния между частицами с 19 до 23,5 мкм.

Закалка несколько изменила облик выделений фазы $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, приведя их к разветвлению, фрагментации и частичному растворению (см. **рис. 1, в**). Количество частиц уменьшилось, в среднем, с 4 до 3,2 об. %, расстояние между ними увеличилось с 13,8 до 19,3 мкм, а параметр формы включений уменьшился с 3,1 для исходного (до ТО) состояния до 1,2 для сплава после ТО за 11 ч. Таким образом, атомы не только Si и Cu участвуют в диффузионных процессах, происходящих при закалке, но и Fe, хотя и в меньшей мере, всё же принимают в них участие.

Результаты измерения микротвёрдости Al-матрицы $\text{HV}_{(\text{Al})}$ (см. **ниже**) подтвердили переход ЛЭ в твёрдый раствор при закалке (без старения). Закалённые образцы обладали большей твёрдостью, прочностью и пластично-

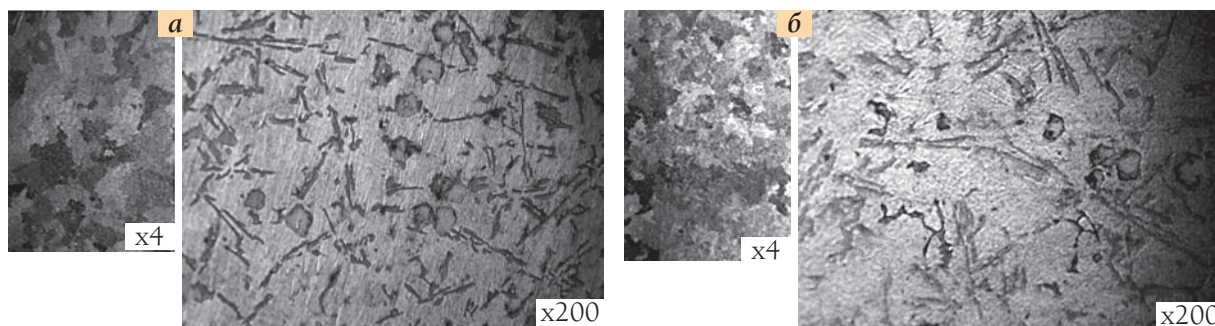


Рис. 2. Влияние времени старения (7 и 14 ч) на макро- и микроструктуру сплава АК8МЗ: **а** и **б**, соответственно (после 6-ч закалки)

стью, по сравнению с образцами до ТО, однако наибольший уровень механических свойств получен при 6-ч закалке.

торое снижение пластичности при длительных выдержках под закалку, вероятно, связано с коагуляцией эвтектики и зна-

процессе старения Cu выделилась из твёрдого раствора в составе интерметаллида $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$. Количество Cu -частиц при увеличении времени выдержки при старении с 0 до 14 ч увеличилось, в среднем, с 2 до 3 об. %, а их параметр формы уменьшился с 2,6 до 1,6, что сопровождалось уменьшением расстояния между частицами с 23 до 19 мкм.

Плёнкообразные выделения Fe -интерметаллидов, наблюдаемые до ТО, после закалки и длительного старения в структуре практически отсутствовали. После ТО при 6 и 14 ч фаза $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ была представлена частицами в форме компактных иероглифов и правильных многогранников, формировавших скопления в определённых микрообъёмах шлифа. Разветвлённые Fe -интерметаллиды при увеличении времени выдержки при старении становились более компактными, что свидетельствует о возможности влияния на морфологию Fe -фаз посредством ТО. При увеличении времени выдержки при старении с 0 до 14 ч параметр формы частиц фазы $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ уменьшился, в среднем, с 1,7 до 1,2, а расстояние между частицами сократилось с 17 до 13,5 мкм,

τ_3 , ч	$\text{HV}_{(\text{Al})} / \text{HВ}$	σ_b , МПа	δ , %
0.....	920 / 96	143	1,2
1.....	1017 / 111	163	1,5
3.....	1087 / 124	191	1,6
6.....	1120 / 131	209	1,7
9.....	1176 / 116	197	1,5
11.....	1205 / 107	181	1,4

Рост твёрдости и прочности при увеличении времени выдержки под закалку связан с увеличением роли твёрдорастворного упрочнения, при наличии эффективного дисперсионного упрочнения. Дальнейшее уменьшение твёрдости и прочности можно объяснить тем, что дисперсионное упрочнение значительно ослабило свой вклад вследствие растворения избыточных фаз, а твёрдорастворное, которое, при этом, возникает как более слабый механизм, не в состоянии компенсировать потерю дисперсионного упрочнения.

Пластичность повышается при закалке вследствие измельчения и дифференцирования таких структурных составляющих, как эвтектический Si , Cu и Fe -содержащие фазы. Неко-

чительным упрочнением твёрдого раствора.

В связи с полученными результатами рассматривали влияние времени выдержки при старении на структуру и свойства вторичных силуминов после ТО при 6 ч. Микро- и макроструктура исследуемых образцов приведены на **рис. 2**.

С увеличением времени выдержки при старении с 0 до 14 ч частицы эвтектического Si укрупнились, при этом, увеличилась как их длина, так и ширина (параметр формы увеличился, в среднем, с 3 до 4). Среднее расстояние между эвтектическими выделениями увеличилось с 5,8 до 7,5 мкм, а их количество – с 7,2 до 9 об. %.

Эвтектические кристаллы фазы Al_2Cu интенсивно диффундировали при закалке, а в

при увеличении их количества, в среднем, с 3,3 до 4 об. %.

Выделение фаз из твёрдого раствора при старении подтверждается уменьшением значений микротвёрдости Al-матрицы (см. **ниже**, время выдержки под закалку 6 ч).

$\tau_{ст}, \text{ч}$	$HV_{(Al)} / HB$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\delta, \%$
2,8.....	1068 / 137	250	1,7
7.....	1016 / 140	271	1,6
11,2.....	985 / 139	265	1,4
14.....	957 / 137	261	1,2

Прочность увеличилась при старении вследствие выделения мелкодисперсных, когерентных к матрице (либо частично когерентных) упрочняющих интерметаллидов. Потеря когерентности на границе раздела матрицы – интерметаллид, с одной стороны, и уменьшение влияния твёрдорастворного упрочнения, с другой, вызывали ухудшение свойств сплава АК8МЗ. Затруднение пластической деформации при увеличении количества интерметаллидных фаз в структуру – причина снижения пластичности материала.

Выводы

- Установлено частичное растворение плёнообразных эвтектических фаз на основе Fe при закалке. Так, при 11-ч выдержке под закалку количество Fe-содержащих интерметаллидов сократилось, в среднем, на 20%, их параметр формы уменьшился на 61%, а расстояние между частицами увеличилось на 40%, по сравнению с состоянием до ТО.

- При увеличении времени выдержки при старении с 0 до 14 ч количество Fe-содержащих интерметаллидных фаз увеличилось, в среднем, на 21%,

параметр формы уменьшился на 29%, а расстояние между частицами сократилось на 21%. Кроме того, происходило растворение эвтектического Si и Cu-содержащих фаз при закалке, а также их выделение из

твёрдого раствора при дальнейшем старении.

- В целом, установлено, что наилучшее сочетание механических свойств вторичного сплава АК8МЗ с 0,85% Fe соответствует 6-ч закалке и 7-ч старению.

- Результаты исследований показали, что в процессах, происходящих при закалке и старении вторичных силуминов, в определённой степени, участвуют атомы Fe, а свойства сплавов, во многом, зависят от полноты этих процессов, поэтому при проведении ТО необходимо учитывать наличие Fe в составе.

СПИСОК

ЛИТЕРАТУРЫ

1. Садыха М.А., Краев Б.А., Гутко В.И. и др. Вторичные алюминиевые сплавы из струж-

ки и мелких отходов алюминиевых сплавов // Литейное производство. – 2002. – №1. – С. 10–11.

2. Ищенко А.А., Андреев С.И., Андреев Д.С. Об использовании отходов алюминиевой тары // Металлургия машиностроения. – 2012. – №5. – С. 18–19.

3. Золотаревский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 376 с.

4. Амосов Е.А., Никитин К.В., Криволапов Д.С. и др. Влияние литой структуры на свойства и термообрабатываемость силуминов // Литейное производство. – 2012. – №9. – С. 12–14.

5. Пат. 31862 Україна, МПК (2006) C22B21/00 C22B9/00. Флюс для оброблення алюмінієвих сплавів / Волчок І.П., Мітяєв О.А., Лютова О.В. [та інш.]; заявник та патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т – № 200713840; заявл. 10.12.2007; опубл. 25.04.2008, Бюл. № 8.

6. Пат. 42653, Україна, 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.

Сведения об авторе

Скуйбеда Елена Леонидовна – канд. техн. наук, доцент кафедры «Охрана труда и окружающей среды» Запорожского национального технического университета. Тел.: +380 050 9724073. E-mail: Eskuymbeda@gmail.com