ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 5, с. 528–534

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715:539.4.015.1

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВОВ AI-6.5Cu-2.3Y И AI-6Cu-4.05Er

© 2020 г. С. М. Амер^{*a*}, Р. Ю. Барков^{*a*}, *, О. А. Яковцева^{*a*}, А. В. Поздняков^{*a*}

^аНИТУ "МИСиС", Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия *e-mail: barkov@misis.ru Поступила в редакцию 05.09.2019 г. После доработки 08.10.2019 г. Принята к публикации 18.10.2019 г.

Исследована эволюция микроструктуры и механических свойств в процессе гомогенизации, деформационной и последующей термической обработки квазибинарных сплавов Al–6.5Cu–2.3Y и Al–6Cu–4.05Er. В процессе гомогенизации перед закалкой за счет растворения неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения концентрация меди в алюминиевом твердом растворе растет и составляет 1.8 и 2.3% в сплавах с Y и Er соответственно. При этом размер интерметаллидных фаз после выдержки 3 ч при 605°C составляет 1.2 и 0.75 мкм в сплавах Al–6.5Cu–2.3Y и Al–6Cu–4.05Er соответственно и существенно не увеличивается при повышении времени отжига. Сплав Al–6Cu–4.05Er демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению в процессе отжига после прокатки в сравнение со сплавов с Y, что связано с более легированным (Al) и наличием более дисперсных фаз кристаллизационного происхождения. Однако этот же факт приводит к тому, что стимул к рекристаллизации в сплаве с Er несколько выше и в результате размер рекристаллизованного зерна в нем больше. В результате сплав Al–6Cu–4.05Er демонстрирует более высокие характеристики механических свойств по результатам испытаний на одноосное растяжение, особенно после отжига при температурах выше 150°C.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, иттрий, эрбий, микроструктура, фазовый состав, механические свойства

DOI: 10.31857/S001532302003002X

введение

Единственным деформируемым сплавом системы Al-Cu является сплав 1201 [1], американский аналог 2219 [2], отличающийся достаточно высокой прочностью и жаропрочностью [2]. Основной недостаток сплавов системы Al-Cu высокая склонность к образованию трешин кристаллизационного происхождения [3-5], что также важно учитывать не только при получении отливок, но и слитков деформируемых сплавов. Один из основных путей повышения технологичности при литье – это легирование эвтектикообразуюшими элементами, такими как Si. Ni. Fe. Mn [6]. Однако значимого улучшения литейных характеристик удается добиться при достаточно высоких концентрациях добавок, когда в структуре образуются грубые первичные кристаллы [6], что для деформируемых сплавов нежелательно. В работах [7, 8] показано, что сплавы Al-4.5Cu-1.6Y и Al-4Cu-2.7Er на квазибинарных разрезах Al-Al₈Cu₄Y и Al-Al₈Cu₄Er имеют очень узкий интервал кристаллизации, а эвтектические фазы Al₈Cu₄Y и Al₈Cu₄Er отличаются высокой дисперсностью и

термической стабильностью в процессе гомогенизации перед закалкой. Несмотря на малую растворимость иттрия и эрбия в алюминиевом твердом растворе, они склонны к образованию дисперсоидов со структурой $L1_2$ в процессе отжига слитков, что приводит к дополнительному упрочнению, повышению температуры начала рекристаллизации, особенно при наличии в сплаве циркония и/или скандия [9–15].

Настоящая работа направлена на сравнительный анализ эволюции структуры в процессе гомогенизации, деформационной и термической обработки сплавов с повышенной долей эвтектики Al–6.5Cu–2.3Y и Al–6Cu–4.05Er.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Сплавы составов Al–6.5Cu–2.3Y и Al–6Cu– 4.05Er выплавлены в печи сопротивления из Al (99.99%), лигатур Al–53.5Cu, Al–8Y и Al–8Er. Разливку проводили в медную водоохлаждаемую изложницу с внутренней полостью шириной 40 мм, толщиной 20 мм и высотой 120 мм. Скорость охлаждения составила примерно 15 К/с.



Рис. 1. Литая микроструктура (СЭМ) (а, б) и рентгенограммы (в, г) сплавов Al-6.5Cu-2.3Y (а, в) и Al-6Cu-4.05Er (б, г).

Термическую обработку проводили в печах "Nabertherm" и "SNOL" с вентилятором и точностью поддержания температуры 1°С. Слитки после термической обработки прокатаны до толщины 10 мм при температуре 440°С и до 1 мм при комнатной температуре.

Подготовку шлифов для микроструктурных исследований производили на шлифовально-полировальной установке Struers Labopol-5. Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (CM) Neophot 30 и на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3LMH с использованием энергодисперсионного детектора X-Max 80 и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Субструктуру фольг исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL 2000-EX с рабочим напряжением 120 кВ. Образцы были полготовлены в стандартном электролите А2 на установке электролитического утонения Struers Tenupol-5. Дифференциальный сканирующий калориметр (ДСК) Labsys Setaram использован для определения температур ликвидуса и солидуса.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 5 2020

Твердость измеряли стандартным методом Виккерса, ошибка в определении не превышала 3 HV. Испытания на растяжение образцов из 1 мм листов проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roll Z250 серии Allround в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены литая микроструктура и рентгенограммы сплавов Al–6.5Cu–2.3Y и Al– 6Cu–4.05Er. Литая микроструктура представлена дендритами алюминиевого твердого раствора, дисперсной эвтектикой и более крупными светлыми включениями фазы кристаллизационного происхождения. Согласно точечному анализу и распределению элементов между фазами (вставки на рис. 1a, 16), светлая фаза соответствует соединению AlCu, пики которой также отмечены на рентгенограммах исследованных сплавов (рис. 1в, 1г). Диспресная эвтектика состоит из алюминиевого



Рис. 2. ДСК кривые сплавов Al-6.5Cu-2.3Y (а) и Al-6Cu-4.05Er (б).

твердого раствора и фаз Al_8Cu_4Y и Al_8Cu_4Er , что также было показано ранее на менее легированных сплавах Al-4.5Cu-1.6Y [7] и Al-4Cu-2.7Er [8]. На границах эвтектики и дендритов алюминиевого присутствуют дисперсные включения фаз более богатых Y и $Er - (Al,Cu)_{11}Y_3$ и Al_3Er соответственно, что также подтверждает ранее проведенные исследования [7, 8].

Согласно результатам калориметрического анализа, температуры ликвидуса и солидуса для сплава Al–6.5Cu–2.3Y 635 и 615°C (рис. 2а), а для сплава Al–6Cu–4.05Er – 634 и 614°C соответственно (рис. 2б). В соответствие с температурами солидуса исследуемых сплавов температура 605°C была выбрана как температура гомогенизации перед закалкой.

Сплавы Al-6.5Cu-2.3Y и Al-6Cu-4.05Er гомогенизировали в течение 1, 3 и 6 ч с последующей закалкой в воду. На рис. 3 представлена эволюция микроструктуры (СЭМ) в процессе гомогенизации, а на рис. 4 зависимости концентрации Cu в (Al) и размера избыточных фаз в процессе гомогенизации перед закалкой с 605°C от времени выдержки. После одного часа отжига происходит фрагментация и сфероидизация фаз кристаллизационного происхождения – средний размер увеличивается с 0.25 мкм (рис. 1а, 16 и 4) до 1.2 и 0.75 мкм в сплавах Al-6.5Cu-2.3Y и Al-6Cu-4.05Er соот-

Таблица 1. Размер рекристаллизованного зерна после отжига листов при 350, 450 и 550°С в течение 1 ч

Температура, °С	Размер зерна, мкм		
	Al-6.5Cu-2.3Y	Al-6Cu-4.05Er	
350	7.8 ± 0.8	8.7 ± 0.9	
450	9.8 ± 0.7	12.6 ± 0.6	
550	11 ± 1	13 ± 1.2	

ветственно (рис. 3а, 3б и 4). При этом концентрация меди в алюминиевом твердом растворе незначительно повышается (рис. 4). Увеличение времени отжига приводит к росту фаз кристаллизационного происхождения и увеличению концентрации меди в (Al). Увеличение содержания меди связано с растворением неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения. При этом концентрация меди в (Al) в сплаве Al-6Cu-4.05Er (б) несколько выше и составляет 2.3% против 1.8% в сплаве Al-6.5Cu-2.3Y (рис. 4) и не изменяется при увеличении времени гомогенизации с 3 до 6 ч. Также в сплаве Al-6Cu-4.05Er средний размер избыточных фаз меньше – 1.3 мкм против 1.9 мкм для сплава Al-6.5Cu-2.3Y после 3 ч отжига (рис. 4). В соответствие с этим для гомогенизации перед закалкой было выбрано время 3 ч. после чего слитки были прокатаны до листов толшиной 1 мм.

На рис. 5 приведены зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 часа и времени отжига для исследуемых сплавов. Рекристаллизация в исследованных сплавах проходит в интервале 250–350°С (см. вставки микроструктур (СМ) на рис. 5а, 5б). Сплав Al-6Cu-4.05Er демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению (рис. 5б) в сравнение со сплавов Al-6.5Cu-2.3Y (рис. 5а), что связано с более легированным (Al) и наличием более дисперсных фаз кристаллизационного происхождения. Однако этот же факт приводит к тому, что стимул к рекристаллизации в сплаве Al-6Cu-4.05Er несколько выше и в результате размер рекристаллизованного зерна в нем больше (табл. 1). При этом твердость после часового отжига при температурах выше 350°С находится примерно на одном уровне.

При температурах ниже 250°С разупрочнение (рис. 5в, 5г) связано с прохождением процессов полигонизации (рис. 6). При этом стоит отме-



Рис. 3. Эволюция микроструктуры (СЭМ) сплавов Al–6.5Cu–2.3Y (а, в, д) и Al–6Cu–4.05Er (б, г, е) в процессе гомогенизации перед закалкой с 605°C после 1 (а, б), 3 (в, г) и 6 (д, е) ч выдержки.

тить, что в сплаве Al–6.5Cu–2.3Y твердость снижается существеннее, особенно после отжига при 250°С. Как видно на рис. 6д размер субзерен в этом сплаве существенно больше порядка 500 нм, чем в сплаве Al–6Cu–4.05Er, где размер субзерна не превышает 250 нм (рис. 6е). При более низкой температуре в 100°С после 1 и 8 ч отжига еще наблюдается достаточно высокая плотность дислокаций, но уже формируется субзеренная структура (рис. 6а–6г). При этом также можно отметить более мелкие субзерна в сплаве Al-6Cu-4.05Er (рис. 6б, 6г) в сравнение со сплавом Al-6.5Cu-2.3Y (рис. 6а, 6в).

В результате сплав Al-6Cu-4.05Er демонстрирует более высокие характеристики механических свойств по результатам испытаний на одноосное растяжение, особенно после отжига при температурах выше 150°C (табл. 2). Но при этом оба сплава имеют достаточно низкую пластичность менее 5% (табл. 2), что, скорее всего, связано с большой до-



Рис. 4. Изменение концентрации Си в (Al) и размера избыточных фаз в процессе гомогенизации перед закалкой с 605°С от времени выдержки.



Рис. 5. Зависимости твердости от температуры отжига в течение 1 ч (а, б) и времени отжига (в, г) для сплавов Al-6.5Cu-2.3Y (а, в) и Al-6Cu-4.05Er (б, г).



Рис. 6. Эволюция субструктуры (ПЭМ) сплавов Al-6.5Cu-2.3Y (а, в, д) и Al-6Cu-4.05Er (б, г, е) после отжига при 100°С в течение 1 (а, б), 8 (в, г) ч и при 250°С в течение 0.5 ч (д, е).

(e)

лей фаз кристаллизационного происхождения в структуре, поскольку в менее легированных сплавах относительное удлинение несколько выше [7, 8]. Существенный скачок пластичности до 13-14% происходит после отжига при 250 и 300°С для сплавов Al-6.5Cu-2.3Y и Al-6Cu-4.05Er соответственно, но при этом резко падает предел текучести с 254-282 до 191-198 МПа, что как показано выше связано с ростом субзерен при 250°С.

(л`

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен сравнительный анализ эволюции микроструктуры и механических свойств в процессе гомогенизации, деформационной и последующей термической обработки квазибинарных сплавов Al-6.5Cu-2.3Y и Al-6Cu-4.05Er. За счет растворения неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения в процессе гомогенизации концентрация меди в алюминиевом твердом растворе возрастает и составляет 1.8 и 2.3% в сплавах с Ү и Ег соответственно. При этом размер интерметаллидных фаз после выдержки 3 ч при 605°С составляет 1.2 и 0.75 мкм в сплавах Al-6.5Cu-2.3Y и Al-6Cu-4.05Er соответственно. Сплав Al-6Cu-4.05Er демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению в сравнение со сплавов с Ү, что связано с более легированным (Al) и наличием более дисперсных фаз кристаллизационного происхождения. Однако этот же факт приводит к тому, что стимул к рекристаллизации в сплаве с Ег несколько выше и в результате размер рекристаллизованного зерна в нем больше. В результате сплав Al-6Cu-4.05Er демонстрирует более высокие характеристики механических свойств по результатам испытаний на од-

Состояние	σ _{0.2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %		
Al-6.5Cu-2.3Y					
Деформированное	294 ± 1	333 ± 2	3.6 ± 0.2		
Отжиг 100°С, 1 час	277 ± 1	319 ± 1	1.6 ± 0.1		
Отжиг 100°С, 3 часа	277 ± 3	313 ± 1	3.0 ± 0.8		
Отжиг 100°С, 8 часов	271 ± 2	306 ± 1	3.6 ± 0.6		
Отжиг 150°С, 1 час	257 ± 2	284 ± 1	2.1 ± 0.9		
Отжиг 150°С, 3 часа	254 ± 1	273 ± 1	2.2 ± 0.4		
Отжиг 250°С, 0.5 часа	198 ± 3	203 ± 1	13.2 ± 0.9		
Al-6Cu-4.05Er					
Деформированное	298 ± 2	335 ± 4	3.5 ± 0.3		
Отжиг 100°С, 1 час	282 ± 1	318 ± 2	3.1 ± 0.7		
Отжиг 100°С, 3 часа	278 ± 3	312 ± 1	2.8 ± 0.4		
Отжиг 100°С, 8 часов	278 ± 1	313 ± 1	4.4 ± 0.8		
Отжиг 150°С, 1 час	273 ± 2	302 ± 2	2.8 ± 0.9		
Отжиг 150°С, 3 часа	267 ± 2	289 ± 3	2.8 ± 0.7		
Отжиг 250°С, 0.5 часа	225 ± 1	234 ± 2	3.1 ± 1.2		
Отжиг 300°С, 10 мин	191 ± 1	212 ± 1	14.4 ± 0.6		

Таблица 2. Характеристики механических свойств после испытаний на растяжение в деформированном и отожженном состояниях

ноосное растяжение, особенно после отжига при температурах выше 150°С.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 19-79-10242).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные ТУ-Минск: ИПК Изд-во стандартов, 2000.
- ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. V. 2. The Materials Information Company, 2010.
- 3. *Новиков И.И.* Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966.
- Eskin D.G, Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // Prog. in Mat. Sci. 2004. V. 49. P. 629–711.
- Zolotorevskiy V.S., Pozdniakov A.V. Determining the hot cracking index of Al–Si–Cu–Mg casting alloys calculated using the effective solidification range // Int. J. Cast Met. Res. 2014. V. 27. № 4. P. 193–198.
- Zolotorevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // Phys. Met. Metal. 2012. V. 113. № 11. P. 1052–1060.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al–Cu–Y alloy // Mater. Sci. Tech. 2018. V. 34. № 12. P. 1489–1496.
- 8. Pozdnyakov A.V., Barkov R.Y., Sarsenbaev Z., Amer S.M., Prosviryakov A.S. Evolution of Microstructure and Me-

chanical Properties of a New Al–Cu–Er Wrought Alloy // Phys. Met. Metal. 2019. V. 120(6). P. 614–619.

- Zhang Y., Gao K., Wen S., Huang H., Nie Z., Zhou D. The study on the coarsening process and precipitation strengthening of Al3Er precipitate in Al–Er binary alloy // J. Alloys Compd. 2014. V. 610. P. 27–34.
- Wen S.P., Gao K.Y., Li Y., Huang H. and Nie Z.R. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al-Er-Zr alloy // Scr. Mater. 2011. V. 65. P. 592–595.
- 11. *Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R.* Precipitation evolution in Al–Er–Zr alloys during aging at elevated temperature // J. Alloys Compd. 2013. V. 574. P. 92–97.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Y., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Y., Golovin I.S., Zolotorevskiy V.S. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy // J. Alloys Compd. 2018. V. 765. P. 1–6.
- Zhang Y., Gao H., Kuai Y., Han Y., Wang J., Sun B., Gu S., You W. Effects of Y additions on the precipitation and recrystallization of Al–Zr alloys // Mater. Charact. 2013 V. 86. P. 1–8.
- Zhang Y., Gu J., Tian Y., Gao H., Wang J., Sun B. Microstructural evolution and mechanical property of Al– Zr and Al–Zr–Y alloys // Mater.Sci. Eng. A. 2014. V. 616. P. 132–140.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu., Amer S.M., Levchenko V.S., Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V. Microstructure, mechanical properties and superplasticity of the Al–Cu– Y–Zr alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 758. P. 28–35.