

М.В. Григорьев¹, В.В. Антипов¹, Р.О. Вахромов¹, О.Г. Сенаторова¹, Б.В. Овсянников²

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg С МИКРОДОБАВКАМИ СЕРЕБРА

Исследованы макро- и микроструктура, химический и фазовый состав, режимы гомогенизации и механические свойства крупногабаритного плоского слитка толщиной 300 мм из сплава системы Al–Cu–Mg с микродобавками переходных металлов и серебра. Установлены режимы гомогенизации слитка, а также определены температурные режимы деформации. Показано, что серебро входит в состав частиц фазы S (Al₂CuMg).

Ключевые слова: структура, фазовый состав, ликвация, МРСА анализ.

M.V. Grigoryev¹, V.V. Antipov¹, R.O. Vakhromov¹, O.G. Senatorova¹, B.V. Ovsyannikov²

STRUCTURE AND PROPERTIES OF INGOTS MADE OF Al–Cu–Mg ALLOY WITH Ag MICROADDITIONS

Macro- and microstructure, chemical and phase composition, conditions of homogenization and mechanical properties of a large-sized flat ingot made of Al–Cu–Mg alloy with microadditions of Ag and transition metals were investigated. The conditions of homogenization of ingots and temperature conditions of deformation were determined. It was shown that Ag is a part of composition of S-phase particles (Al₂CuMg).

Keywords: structure, phase composition, liquation, MRSA.

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

² ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод» [Kamensk-Uralsky metallurgical works] E-mail: dir_kumz.ru

Введение серебра в сплавы системы Al–Cu–Mg не только повышает прочностные свойства полуфабрикатов, но и способствует увеличению жаропрочности и вязкости разрушения, а также снижению скорости развития трещины усталости деформированных полуфабрикатов. Влияние добавок серебра на структуру, фазовый состав, характер распада пересыщенного твердого раствора алюминия и механические свойства сплавов системы Al–Cu–Mg обсуждается в отечественной и зарубежной литературе [1–10].

Цель данного исследования – оценка влияния микродобавок серебра на изменение структуры, фазового состава и механических свойств опытно-промышленных слитков из сплава на основе системы Al–Cu–Mg (типа дуралюмин).

В условиях опытно-промышленного производства отлиты крупногабаритные слитки сечением 300×1100 мм при температуре 710–720°C, которые кроме основных легирующих элементов (Cu, Mg) содержали также малые добавки Mn, Zr, Ti, Sc, Cr, – с добавками Ag и без. Содержание водорода в слитках по твердой пробе составило 0,14–0,16 см³ на 100 г металла.

Плавку проводили на плавильно-литейном агрегате, который включает в себя электрическую вакуумную печь с фильтрацией расплава через стеклоткань и керамические фильтры. Расплав в печи подвергали двойному вакуумированию и выстаиванию в миксере. Для снятия литейных напряжений проведен предварительный отжиг слитков при температуре 400°C с выдержкой 4 ч.

Методом спектрального анализа исследовано изменение химического состава слитков по сечению вдоль узкой грани для оценки зональной ликвации. По результатам анализа установлено, что в центральной зоне слитка наблюдается узкая (шириной 50–60 мм) область с пониженной до 10% концентрацией меди и серебра относительно среднего содержания этих элементов в плавке. Содержание Mn, Mg, Zr, Ti, Sc, Cr практически постоянно и находится в допустимых пределах концентраций этих элементов для сплава.

Слитки имели однородную мелкозернистую макроструктуру, пористость и неметаллические включения отсутствуют. По краям слитка наблюдается ликвационная зона, характерная для слитков, выплавленных методом полунепрерывного литья. Средний размер макрзерна (дендритов) составляет 150 мкм, а дендритных ячеек: 40 мкм. Микроструктура слитков состоит из дендритов твердого раствора, по границам которых наблюдаются частицы эвтектического происхождения. Структура эвтектик, расположенных по границам дендритных ячеек, отличается по морфологии: одни частицы (1) имеют однородное строение, другие (2) – сложное, ветвистое (рис. 1, а).

Отжиг при температуре 400°C не устраняет внутрикristаллитную ликвацию, но, вследствие снижения растворимости меди и магния, при замедленном охлаждении из твердого раствора алюминия выделяются вторичные частицы иглообразной (пластинчатой) формы (рис. 1, б). Поскольку коэффициент распределения меди и серебра в алюминии <1, то в исследуемых сплавах эти элементы должны обогащать периферийные области дендритных ячеек. Это проявляется в неоднородном распределении продуктов вторичного распада по сечению ячеек дендритов: в центре дендритных ячеек наблюдаются укрупненные частицы, тогда как на периферии их размер значительно меньше.

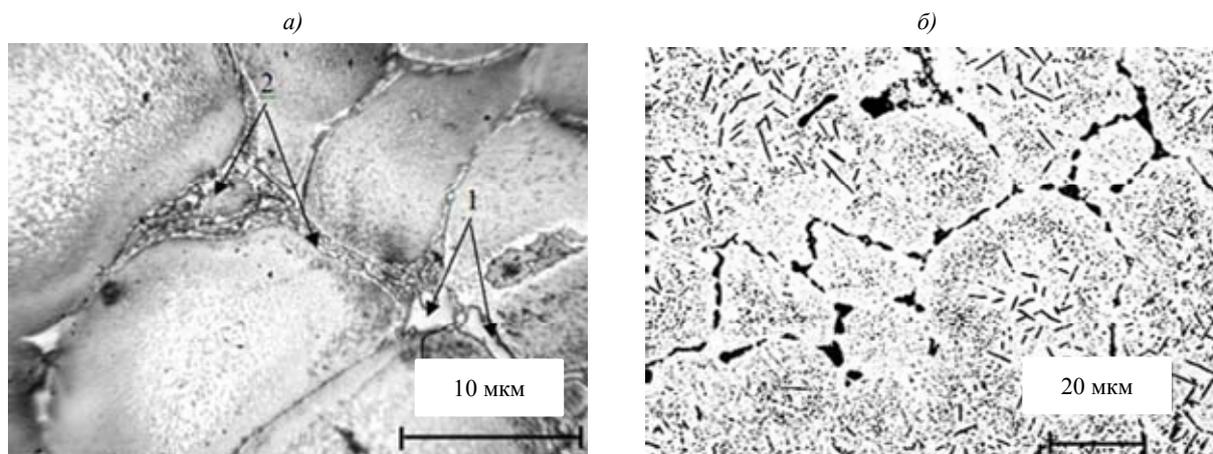


Рис. 1. Микроструктура слитков из сплава на основе системы Al–Cu–Mg без Ag (а) и с добавками серебра (б):

1 – $Al_7Cu_2(Mn, Fe)$; 2 – $Al+S (Al_2CuMg)+\theta (Al_2Cu)$

Для выбора режима гомогенизации, обеспечивающего устранение дендритной ликвации (максимальное растворение неравновесных избыточных фаз и однородное распределение основных легирующих элементов в твердом растворе), необходимо определить температуру и продолжительность гомогенизационного отжига слитков. С этой целью определена температура неравновесного солидуса для двух сплавов методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Проведен анализ количества избыточных частиц методом количественной металлографии, определен химический состав эвтектик и твердого раствора алюминия методом локального рентгеноспектрального анализа (МРСА) на энергодисперсионном анализаторе «Superprobe-733» в зависимости от температуры и продолжительности отжига. Согласно ДСК, температу-

ра неравновесного солидуса слитков составила 504–507°C, что в пределах ошибки прибора ($\pm 5^\circ\text{C}$) соответствует температуре плавления тройной эвтектики Al+S (Al_2CuMg)+ θ (Al_2Cu) в системе Al–Cu–Mg [11].

Изменение количества эвтектических составляющих при температуре гомогенизационного отжига в зависимости от продолжительности выдержки при отжиге представлено на рис. 2. С увеличением продолжительности отжига общее количество избыточных частиц непрерывно сокращается. Объемная доля частиц после 8 ч выдержки снижается с 3,5 до 1,5%, а после 24 ч – не превышает 1%. Из этого следует, что наибольшая скорость растворения частиц наблюдается до 12 ч отжига, после чего она замедляется.



Рис. 2. Зависимость объемной доли эвтектических фаз в сплаве с добавкой Ag при температуре гомогенизации от продолжительности отжига

Снижение объемной доли эвтектических частиц одновременно сопровождается повышением содержания легирующих элементов в центре дендритной ячейки и выравниванием их состава по сечению дендритных ячеек.

По результатам МРСА состава твердого раствора алюминия установлено, что в исходном состоянии (предварительный отжиг при температуре 400°C) концентрация меди и серебра на периферии дендритных ячеек в 2 раза превышает их содержание в центре ячеек, тогда как распределение магния и марганца по сечению ячеек практически равномерно. Обогащение хромом и титаном центральных зон дендритных ячеек соответствует их коэффициентам распределения в алюминии согласно двойным перитектическим диаграммам состояния. В таблице представлены результаты анализа состава частиц на границах дендритных ячеек.

Химический состав фаз в слитке с добавкой серебра по результатам МРСА*

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)									
	Mg	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Cu	Ag	Σ
Эвтектика Al+S (Al_2CuMg)+ θ (Al_2Cu)	6,5	54,2	0,2	–	Н/о**	0,2	0,2	28,2	0,5–0,9	90,2
Растворимая фаза θ (Al_2Cu)	1,2	49,6	–	–	–	0,1	–	49,1	–	100,0
Нерастворимая фаза $\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{Mn, Fe})$	–	46,4	0,3	0,1	0,2	5,5	7,1	26,7	–	86,4

* Работа проводилась совместно с Е.В. Филоновой (начальник сектора ФГУП «ВИАМ»).

** Н/о – не обнаружено.

Согласно результатам МРСА (см. таблицу), в состав эвтектик входят частицы растворимых при температуре гомогенизационного отжига фаз S (Al_2CuMg) и θ (Al_2Cu) (рис. 1, а). Необходимо отметить, что в сплаве с добавкой серебра тройная эвтектика Al+S (Al_2CuMg)+ θ (Al_2Cu), в отличие от частиц θ (Al_2Cu) (см. таблицу), обогащена серебром, так как локальная концентрация серебра в тройной эвтектике превышает его

содержание в матрице – твердом растворе алюминия. Для определения содержания серебра в фазе S (Al_2CuMg) необходимо провести дополнительные исследования. Но этот результат заслуживает внимания, так как частицы фазы S (Al_2CuMg) и ее метастабильные формы (S') являются фазами-упрочнителями в сплавах системы Al–Cu–Mg, поэтому растворение серебра в фазе S (Al_2CuMg) может оказывать влияние на кинетику выделений при старении. Как отмечено выше, расположенные на периферии ячеек дендритов в отожженных слитках вторичные частицы имеют меньшие размеры, чем в центре ячеек (см. рис. 1). В связи с этим можно предположить, что образование в периферийных зонах слитков более дисперсных выделений частиц фазы S (Al_2CuMg) при распаде пересыщенного твердого раствора алюминия в этом случае связано с присутствием в них серебра.

Таким образом, в процессе гомогенизации слитков (с добавками Ag и без него) происходят два процесса: растворение неравновесных эвтектик, содержащих частицы θ (Al_2Cu) и S (Al_2CuMg) (Ag входит в состав фазы S), и выравнивание концентрации легирующих элементов (Cu, Mg, Ag) в твердом растворе алюминия. Кроме того, известно [12], что в центре дендритных ячеек, обогащенных марганцем, цирконием, хромом, скандием, при отжиге происходит распад твердого раствора с образованием дисперсоидов, содержащих эти элементы. Распределение основных легирующих элементов (меди, магния и серебра) по сечениям дендритных ячеек после 12 ч отжига при температуре $490^\circ C$ практически равномерное. Относительная разница значений концентрации меди на периферии и в центре ячеек, указывающая на степень ликвации, незначительна. Объемная доля неравновесных частиц фазы $Al_7Cu_2(Fe, Mn)$ составляет $\sim 1\%$, при этом соотношение в сплаве $Mn/Fe=5$, а соотношение в частицах $Al_7Cu_2(Fe, Mn) - Mn/Fe=0,8$ (см. таблицу).

Рекомендованный режим гомогенизации обеспечил практически полное растворение фаз S (Al_2CuMg)+ θ (Al_2Cu), однородность состава твердого раствора Al по сечению дендритных ячеек в промышленных слитках.

Для выбора режимов горячей прокатки проведены исследования механических свойств (характеристик прочности и пластичности) гомогенизированных слитков в интервале температур от 250 до $500^\circ C$ (образцы для испытаний были вырезаны из центральных зон слитков). Результаты испытаний представлены в виде графиков (рис. 3).

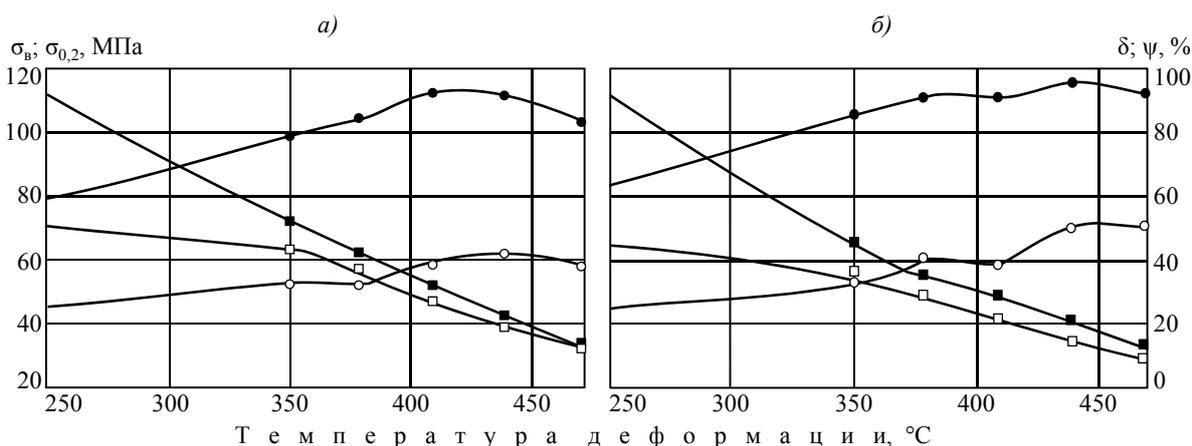


Рис. 3. Зависимость механических свойств слитков от температуры горячей прокатки без Ag (а) и с добавками Ag (б):

■ – предел прочности; □ – предел текучести; ○ – относительное удлинение; ● – относительное сужение

По результатам испытаний механических свойств видно, что независимо от введения серебра наиболее высокие характеристики пластичности слитков достигаются в интервале температур от 410 до 450°C: $\delta=39\text{--}42\%$; $\psi=84\text{--}93\%$.

Таким образом, из вышесказанного можно сделать следующие выводы:

- Методами МРСА и количественной металлографии установлены параметры внутривулканизационной ликвации легирующих элементов в твердом растворе алюминия.
- Исследованы макро- и микроструктура, фазовый состав и механические свойства опытно-промышленных слитков с микродобавками переходных металлов и серебра.
- Выбран режим гомогенизации, обеспечивающий минимальную гетерофазность и максимальную пластичность слитка, рекомендованы температурные режимы деформации.
- Показано, что серебро может растворяться в фазе S (Al_2CuMg), тогда как в фазе θ (Al_2Cu) оно нерастворимо.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
3. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 167–182.
4. Корнышева И.С., Волкова Е.Ф., Е.С. Гончаренко, Мухина И.Ю. Перспективы применения магниевых и литейных алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 212–222.
5. De Geuser F., Bley F., Deschamps A. Proc. of the 12th ICAA (Japan). 2010. P. 475–480.
6. Cho A., Bes B. Materials Science Forum Vols. 519–521. 2006. P. 603–608.
7. Ringer S.P., Polmearb I.J., Sakurai T. Effect of additions of Si and Ag to ternary Al–Cu–Mg alloys in the α +S phase field //Materials Science and Engineering A217/218. 1996. P. 273–276.
8. Polmer I.J. Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening /In.: ICAA-9. Australia. 2004. P. 1–14.
9. Телешов В.В., Головлева А.П. Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–(Cu), легированные серебром //Технология легких сплавов. 2004. №6. С. 49–60.
10. Телешов В.В., Гоголева А.П. Влияние малых добавок серебра на структуру и свойства полуфабрикатов из сплавов системы Al–Cu–Mg–X //Технология легких сплавов. 2006. №1–2. С. 99–119.
11. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия. 1979. 251 с.
12. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М.: Металлургия. 1975. 248 с.

REFERENS LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 g [The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
2. Antipov V.V. Strategija razvitija titanovyh, magnievyh, berillievyh i aljuminievyh splavov [Strategy of development of titanic, magnesium, beryllium and aluminum alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 157–167.
3. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko E.A., Vahromov R.O. Aljuminievye deformiruemye splavy [Aluminum deformable alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 167–182.
4. Kornysheva I.S., Volkova E.F., E.S. Goncharenko, Muhina I.Ju. Perspektivy primenenija magnievyh i litejnyh aljuminievyh splavov [Prospects of application of magnesium and foundry aluminum alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 212–222.
5. De Geuser F., Bley F., Deschamps A. Proc. of the 12th ICAA (Japan). 2010. R. 475–480.
6. Cho A., Bes B. Materials Science Forum Vols. 519–521. 2006. R. 603–608.

7. Ringer S.P., Polmearb I.J., Sakurai T. Effect of additions of Si and Ag to ternary Al–Cu–Mg alloys in the α +S phase field //Materials Science and Engineering A217/218. 1996. P. 273–276.
8. Polmer I.J. Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening /In.: ICAA-9. Australia. 2004. P. 1–14.
9. Teleshov V.V., Golovleva A.P. Aljuminievye splavy sistemy Al–Mg–(Cu), legirovannye serebrom [Aluminum alloys of Al–Mg system – (Cu) alloyed by silver]//Tehnologija legkih splavov. 2004. №6. S. 49–60.
10. Teleshov V.V., Gogoleva A.P. Vlijanie malyh dobavok serebra na strukturu i svojstva polufabrikatov iz splavov sistemy Al–Cu–Mg–X[Influence of small additives of silver on structure and property of semi-finished products from alloys of system of Al–Cu–Mg–X] //Tehnologija legkih splavov. 2006. №1–2. S. 99–119.
11. Mondol'fo L.F. Struktura i svojstva aljuminievych splavov[Strukture and properties of aluminum alloys]. M.: Metallurgija. 1979. 251 s.
12. Elagin V.I. Legirovanie deformiruemyh aljuminievych splavov perehodnymi metallami[Doping deformable aluminum alloys with transition metals]. M.: Metallurgija. 1975. 248 s.