

УДК 669.017.12/15:621.745.56:537.84

**Е. В. Середенко, В. И. Дубоделов, В. Я. Хоружий**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## **МОДИФИЦИРОВАНИЕ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Al-Cu-Ce ПРИ ЗАЛИВКЕ, ОХЛАЖДЕНИИ И ЗАТВЕРДЕВАНИИ**

*Установлено, что в сплаве алюминия, легированного РЗМ и медью, под воздействием постоянного магнитного поля ( $Al = 0,2$ ) в условиях турбулентного течения расплава при заполнении формы ( $Re = 8000$ ), выраженного температурного градиента при его охлаждении ( $Bi = 28$ ) и затвердевании ( $Bi = 0,75$ ), а также интенсивного теплоотвода ( $Fo = 236$ ) происходит компактирование и уменьшение размеров призматических интерметаллидов на основе соединения алюминия с РЗМ от 200 до 5-25 мкм. Данный эффект связан с разрушением включений в результате действия электромагнитной силы, возникающей вследствие взаимодействия электротока, вызванного термоэлектрическим эффектом, с внешним магнитным полем. Локальные течения расплава, создаваемые этой силой вблизи интерметаллидов, приводят к перераспределению элементов между фазами сплава.*

**Ключевые слова:** многокомпонентный сплав алюминия, включения интерметаллидов, постоянное магнитное поле, заливка, охлаждение, затвердевание, перераспределение элементов.

*Встановлено, що в сплаві алюмінію, легованого РЗМ і міддю, під впливом постійного магнітного поля ( $Al = 0,2$ ) в умовах турбулентної течії розплаву при заповненні форми ( $Re = 8000$ ), вираженого температурного градієнту при його охолодженні ( $Bi = 28$ ) і твердненні ( $Bi = 0,75$ ), а також інтенсивного відводу тепла ( $Fo = 236$ ) відбувається компактування і подрібнення призматичних інтерметалідів на базі сполучення алюмінію з РЗМ від 200 до 5-25 мкм. Даний ефект пов'язаний з руйнацією включень в результаті дії електромагнітної сили, що виникла внаслідок взаємодії електричного струму, викликаного термоелектричним ефектом, із зовнішнім магнітним полем. Локальні течії розплаву, що створювались електромагнітною силою поблизу інтерметалідів, призвели до перерозподілу елементів між фазами сплаву.*

**Ключові слова:** багатокомпонентний сплав алюмінію, включення інтерметалідів, постійне магнітне поле, заливка, охолодження, тверднення, перерозподіл елементів.

*It was established, that in an alloy, alloying by rare earth metals and copper, acted constant magnetic field in casting, cooling and solidification dispersing and compacting of prismatic intermetallic inclusion based on aluminum and rare earth metals system from 200 to 5 – 25  $\mu$ m took place.*

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

*Conditions of the alloy production had following characteristics: magnetic field action ( $Al = 0,2$ ), turbulent metal's flow during form's filling ( $Re = 8000$ ), high temperature gradient in alloy's cooling ( $Bi = 28$ ), solidification ( $Bi = 0,75$ ) and intensive heat transfer ( $Fo = 236$ ). Inclusion's destruction was resulted by electromagnetic force, which appeared in interaction between electric current, produced by thermoelectric effect, and external magnetic field. Local melt's flows near inclusions, created by electromagnetic force, leads to elements redistribution between phases.*

**Key words:** *multicomponent aluminum alloy, intermetallic inclusions, constant magnetic field, casting, cooling, solidification, elements redistribution.*

С целью повышения свойств многокомпонентных сплавов на базе системы Al-Cu (прочности, пластичности, коррозионной стойкости и другие), применяемых в электротехнической промышленности, машиностроении, в том числе в нагруженных конструкциях, вместо сталей средней прочности в них добавляют редкоземельные металлы (РЗМ), наиболее часто церий, в частности, в виде мишметалла [1-4]. Содержание церия в сплавах алюминия не превышает 0,2-0,3 %мас. [1], поскольку при большем его количестве в присутствии кремния > 0,1 % в сплавах возникает грубая игольчатая фаза, что ухудшает свойства металла [2]. В данных сплавах железо также образует игольчатые включения, связывающие часть меди и исключаящие ее из процесса упрочнения сплава. Поэтому содержание железа в сплавах на основе системы Al-Cu ограничивается 0,25 % [5]. Однако в присутствии церия существуют соотношения компонентов, при которых железо растворяется в эвтектических составляющих без изменения их морфологии [2]. Повышение свойств алюминиевых сплавов происходит с ростом содержания в них РЗМ. Но в сплавах алюминия с 10-15 % РЗМ при обычных способах литья возникают грубые остроугольные кристаллы первичных интерметаллидов (длиной до 400 мкм) [6]. Устранение формирования неблагоприятных фаз решается путем применения чистых шихтовых материалов или многостадийного процесса получения изделий из гранул [3, 4, 6]. Поэтому актуальной является разработка способов модифицирования и измельчения интерметаллидов при обычных способах литья.

Имеется ряд данных, указывающих на то, что под влиянием постоянного магнитного поля происходит модифицирование литой структуры сплавов, в том числе алюминиевых, охлажденных со скоростями, соответствующими обычным способам литья. При этом изменяются размер, форма зерен и эвтектических составляющих, количество  $\alpha$ -твердого раствора алюминия и эвтектики  $Al+CuAl_2$  [7-9]. При непосредственном наблюдении за процессом формирования зерен  $\alpha$ -твердого раствора алюминия в условиях направленной кристаллизации сплава Al-Cu до эвтектического состава на специальном аппарате, передававшем изображение с помощью рентгеновских лучей, было обнаружено, что в присутствии магнитного поля происходит слом концов дендритов и перенос образовавшихся фрагментов в противоположную сторону от фронта кристаллизации [10]. Данный эффект объяснялся возникновением электротока вследствие наличия градиента температуры между жидкой и твердой фазами (эффект Зеебека). Ток, взаимодействуя с внешним магнитным полем, вызывал электромагнитную силу, воздействующую на слои жидкого сплава и твердой фазы, примыкавших к фронту кристаллизации. В результате усиливалась конвекция расплава и возникало напряженное состояние в поверхностном слое твердой фазы [10-11]. О воздействии магнитного поля на первичные интерметаллиды имеются только отдельные сведения. Так, в непрерывнолитом слитке из сплава АЛ4, обработанного магнитным полем, произошло подавление формирования фазы  $AlMnFeSi$  [12].

Целью представленной работы было изучение влияния постоянного магнитного поля на литую структуру многокомпонентного сплава алюминия следующего состава, %мас.: Cu – 3,7; РЗМ – 13,0 (Ce – 7,5; La – 3,2; Nd – 1,6; Pr – 0,70); Mn – 0,35; Fe – 0,31; Ti – 0,13; Si – 0,11; Pb – 0,10; Zr < 0,10; Sn < 0,10; Al – остальное. Сплав готовился в печи электросопротивления. Температура расплава была 820 °С, время

его выдержки составляло 10 мин. Расплав разливали в чугунные формы с разными размерами полостей, что обеспечивало различные скорости заливки и охлаждения расплава. Во время заливки, охлаждения и затвердевания на металл воздействовало постоянное магнитное поле, а контрольные отливки изготавливали без наложения поля. Скорость заливки расплава определяли по формуле, приведенной в работе [13], скорость охлаждения расплава рассчитывали по формуле источника [14]. Условия получения отливок определялись с помощью критериев подобия на этапах заливки, охлаждения и затвердевания металла.

Процесс заливки описывался критериями Рейнольдса ( $Re$ ) [15], Альфвена ( $Al$ ) [16], Гартмана ( $Ha$ ) и отношением  $Ha/Re$  [15]. Число  $Re$ , обозначающее соотношение сил инерции и вязкости, использовалось для характеристики режима движения расплава в форме при заливке:  $Re = vl/\nu$ , где  $v$  – скорость течения расплава, м/с;  $l$  – характерный размер, м;  $\nu$  – кинематическая вязкость расплава, м<sup>2</sup>/с. Отношение энергии магнитного поля, действующего на металл, к его кинетической энергии оценивалось числом  $Al = B^2/(\mu\rho v^2)$ , где  $B$  – индукция магнитного поля, наложенного на расплав, Тл;  $\mu$  – магнитная проницаемость металла, Гн/м;  $\rho$  – плотность расплава, кг/м<sup>3</sup>. Порядок соотношения электромагнитной и вязкой сил выражался числом  $Ha = Bl/(\rho\rho^a v)^{1/2}$ , где  $\rho^a$  – удельное электросопротивление расплава, Ом·м. Для оценки степени влияния магнитного поля на режим движения расплава использовали комплекс, показывающий соотношение электромагнитной силы и силы инерции –  $Ha/Re$ .

Этап охлаждения расплава характеризовался числами Нуссельта ( $Nu$ ), Био ( $Bi$ ) и Фурье ( $Fo$ ) [17]. Согласно [15], влияние магнитного поля на теплообмен между движущимся расплавом и внешней средой зависит от соотношения  $Re/Re_{кр}$ , где  $Re_{кр}$  – величина числа Рейнольдса, при котором ламинарный режим течения жидкости переходит в турбулентный, определяющий изменение числа  $Nu$ . Число  $Nu$  – безразмерный коэффициент теплоотдачи, характеризующий связь между интенсивностью теплоотдачи и температурным полем в пограничном слое расплава.  $Nu = \alpha l/\lambda_\phi$ , где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи от расплава к форме, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $\lambda_\phi$  – коэффициент теплопроводности формы, Вт/(м·К). Для случая течения нерафинированного расплава  $Nu = 3,4 + 0,014 (RePr)^{0,8}$  [18], где  $Pr = \nu/a$  – число Прандтля, обозначающее соотношение вклада в процесс теплопередачи конвекции расплава и молекулярного переноса [17];  $a$  – температуропроводность расплава, м<sup>2</sup>/с. Характер перепада температуры внутри литого тела при затвердевании описывался числом Био:  $Bi = \alpha l/\lambda = l/h_t$ , где  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности расплава, Вт/(м·К),  $h_t$  – пограничный слой в теле, в которое передается тепло (толщина объема формы, нагревающегося от охлаждающейся отливки, в котором температура изменяется от максимального значения на поверхности, примыкающей к отливке, до начальной температуры формы на границе этого объема, м). Теплообмен между отливкой и формой определялся числом Фурье, отображающем темп изменения теплосодержания отливки в зависимости от условий ее охлаждения:  $Fo = a\tau/l^2$ , где  $\tau$  – время процесса охлаждения, с.

Скорость течения расплава ( $u$ ), возникающая вследствие действия электромагнитной силы, обусловленной термоэлектрическим эффектом, оценивалась по выражению, приведенному в работе [10]

$$u = [(S G B l) / \rho\rho^a]^{1/2}, \quad (1)$$

где  $S$  – соотношение градиентов электрического поля (В/м) и теплового поля (К/м) в жидкой фазе (для сплавов алюминия  $S = 2 \cdot 10^{-6}$  [10]), В/К;  $G$  – температурный градиент, К/м.

Масштаб величины электромагнитной силы, действующей на слой твердой фазы ( $F_s$ , Н/м<sup>3</sup>), возникающей в результате взаимодействия электротока и внешнего магнитного поля, определялся из выражения источника [10]

$$F_s = V\sigma_s(S - S_s)GB[\sigma/(\sigma_s + 2\sigma)], \quad (2)$$

где  $V$  – объем, м<sup>3</sup>;  $\sigma_s$  и  $\sigma$  – соответственно удельные электропроводности твердой и жидкой фаз, (Ом·м)<sup>-1</sup>;  $S_s$  – соотношение градиентов электрического поля (В/м) и теплового поля (К/м) в твердой фазе, В/К. Согласно [10], для сплавов алюминия с медью  $(S - S_s) \sim 1 \cdot 10^{-6}$ , В/К. Теплофизические характеристики материалов сплава и литейной формы для расчетов были взяты из источников [11, 17, 19, 20], данные о температурах фазовых переходов в сплаве при охлаждении – из работы [2].

В экспериментах были реализованы условия заливки и охлаждения расплава, характерные для обычных способов литья. В первой и второй сериях экспериментов были обеспечены близкие условия движения расплава в форме (значения чисел Re отличались несущественно – на 14 %) и его охлаждения (скорости охлаждения соответственно 10 и 11 °С/с), но уровни электромагнитного воздействия были весьма различными – величины числа Al отличались в 3 раза. В третьей серии экспериментов реализован более интенсивный теплоотвод (скорость охлаждения сплава 30 °С/с) в сочетании с электромагнитным воздействием, характеризуемым значением числа Al, при котором в литой структуре сплавов первой и второй серий экспериментов произошли наиболее позитивные изменения, заключающиеся в изменении формы и измельчении включений интерметаллидов. Структуру образцов сплава изучали на микроскопе METAM-P1. Количество элементов в фазах сплава второй серии экспериментов (контрольного и обработанного постоянным магнитным полем) определяли микрорентгеноспектральным анализом на микроанализаторе REMMA-102. В зернах сплава исследовались центральная зона и периферия (на расстоянии ~ 3 мкм от границы). Твердость образцов измерялась согласно ГОСТу 9012-59.

Характеристики условий получения отливок представлены в табл. 1, из которой видно, что заполнение форм происходило в турбулентном режиме ( $Re > 2300$ ). Магнитное поле не вызывало изменения профиля скорости течения расплава ( $Ha < 25$ ) и не приводило к возможной ламинаризации потока ( $Ha/Re < 4 \cdot 10^{-3}$ ). При охлаждении расплава, заливаемого в форму в магнитном поле, вследствие эффекта гашения турбулентности происходит некоторое снижение интенсивности теплоотвода, что выражалось в уменьшении значений чисел Nu, Bi и Fo [15]. При  $Bi \geq 50$  перепад температуры в основном сосредоточен внутри отливки и величиной  $h_t$  можно пренебречь. При охлаждении расплава в магнитном поле величина числа Био снижалась и лежала в пределах  $10 < Bi < 50$ , что обозначало увеличение значения  $h_t$  [17]. Данное обстоятельство было учтено при расчете критерия Fo. При затвердевании сплава его перемешивание отсутствовало, при этом резко уменьшались значения критериев Nu и Bi. Однако, при данной величине Bi сохранялся существенный температурный

**Таблица 1. Условия формирования литой структуры отливок из сплава на базе системы Al-Cu-Ge**

Серия	Магнитное поле	Заливка				Охлаждение			Затвердевание		
		Re	Ha	Ha / Re	Al	Nu	Bi	Fo	Nu*	Bi	Fo
1	без поля	12000	0	0	0	67	50	14,8	1	0,75	32
	в поле		5,7	$0,5 \cdot 10^{-3}$	0,07	55	41	14,1			
2	без поля	14000	0	0	0	75	56	13,3	1	0,75	29
	в поле		11,3	$0,8 \cdot 10^{-3}$	0,22	62	46	12,8			
3	без поля	8000	0	0	0	49	37	235,8	1	0,75	536
	в поле		3,1	$0,4 \cdot 10^{-3}$	0,20	37	28	235,7			

\*Значение Nu при теплообмене между твердым телом и неподвижной жидкой средой [21]

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

градиент внутри отливки, а величина  $h_t$  была соизмерима с характерным размером литого тела [17]. В третьей серии экспериментов значение критерия  $F_0$  значительно возросло вследствие повышения скорости охлаждения и уменьшения характерного размера отливки.

Анализ структуры отливок, полученных без воздействия поля, показал, что она состояла из зерен  $\alpha$ -твердого раствора алюминия и включений интерметаллидов: 1 – призматической формы с острыми углами с размерами до 200 мкм; 2 – компактных с размерами до 15 мкм. Так же присутствовали эвтектические составляющие с пластинчатыми включениями длиной до 30 и толщиной до 2 мкм (1 тип), длиной до 2 и толщиной до 1 мкм (2 тип), рис. 1, а-в. Доля эвтектики 2 типа в общем количестве эвтектических фаз составляла ~ 2 %.

Интерметаллические фазы в зависимости от преобладающих в их составе элементов были следующих видов: на базе систем Al-PЗМ (длиной до 200 мкм, более 50 % которых содержали полости, заполненные  $\alpha$ -твердым раствором алюминия); Al-PЗМ-Cu (протяженностью до 15 мкм); Al-PЗМ-Ti (призматической формы с размерами до 5 мкм), а также Al-PЗМ-Cu-Fe (до 15 мкм). В табл. 2 приведены составы указанных интерметаллидов, в табл. 3 – эвтектических составляющих.

**Таблица 2. Среднее содержание элементов в центральных зонах включений интерметаллидов**

Элементы	Al-PЗМ		Al-PЗМ-Cu		Al-PЗМ-Ti		Al-PЗМ-Cu-Fe	
	условия получения сплава							
	без поля	с полем	без поля	с полем	без поля	с полем	без поля	с полем
Al	37,5	36,6	66,0	53,8	66,4	66,5	73,4	86,9
ΣPЗМ	59,1	60,0	20,5	28,1	20,3	19,9	15,6	0
Cu	2,3	2,2	11,0	15,7	0,6	0,8	6,6	4,1
Ti	0,14	0	0	0,14	12,5	12,0	0	0
Fe	0,05	0,16	0,4	0,7	0,15	0,18	2,8	8,0

**Таблица 3. Среднее содержание элементов в эвтектических составляющих сплава**

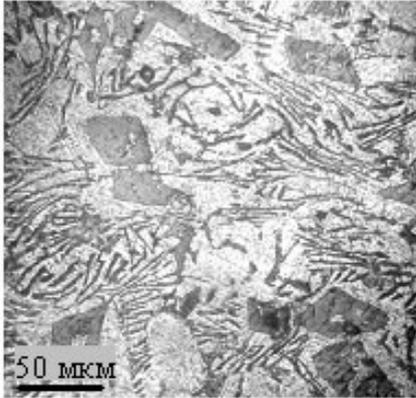
Элементы	Эвтектика 1 типа		Эвтектика 2 типа	
	условия получения сплава			
	без поля	с полем	без поля	с полем
Al	72,4	52,6	84,3	71,6
ΣPЗМ	17,7	35,8	11,7	10,2
Cu	8,9	9,9	3,5	13,0
Ti	0	0,01	0	0
Fe	0,37	0,41	0,09	3,0

Наложение магнитного поля на сплав первой серии экспериментов привело к изменению в литой структуре сплава. Возросли на 10 % площади  $\alpha$ -твердого раствора алюминия, наблюдаемые на поверхности шлифа за счет сокращения площади эвтектических составляющих и исчезновения полостей внутри включений Al-PЗМ (рис. 1, а, г). Под воздействием поля максимальная длина включений типа Al-PЗМ не изменилась. Основное количество этих включений (~ 90 %) изменило форму с призматической на сложную. Проявилась тенденция разрушения включений с поверхности на мелкие фрагменты с размерами до 5 мкм (рис. 1, г). Дисперсные

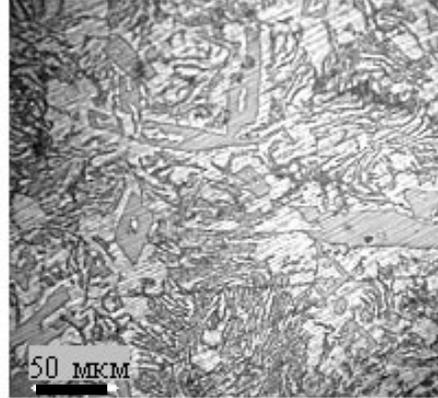
## Кристаллизация и структурообразование сплавов

включения составляли ~ 10 % от общего количества частиц фазы на основе Al-PЗМ и в основном образовывали скопления.

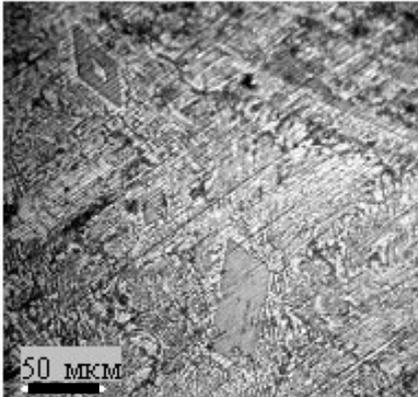
Во второй серии экспериментов литая структура контрольного сплава не имела существенных отличий от аналогичного металла первой серии (рис. 1, а, б). При наложении магнитного поля произошло увеличение (на 20 %) площади  $\alpha$ -твердого раствора алюминия по сравнению с контрольным сплавом. Усилился процесс компактирования и разрушения включений Al-PЗМ, который затрагивал не только



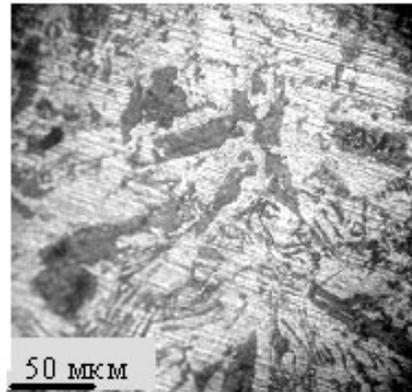
а



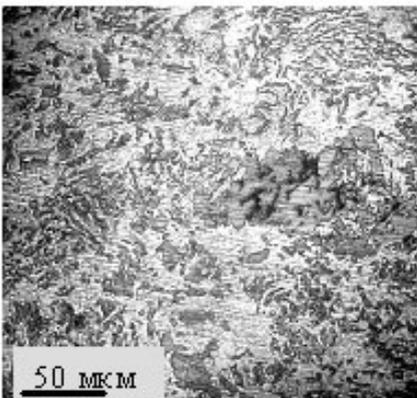
б



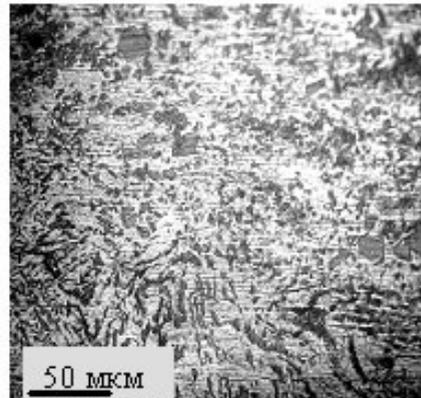
в



г



д



е

Рис. 1. Структура сплава Al-Cu-Se, полученного без применения магнитного поля (а-в) и под воздействием постоянного магнитного поля (г-е): а, г – Re = 12000;  $\nu = 10$  °C/с; б, д – Re = 14000,  $\nu = 11$  °C/с; в, е – Re = 8000,  $\nu = 30$  °C/с

поверхность включений (как в металле предыдущей серии экспериментов), но и часть их объема. Количество дисперсных фрагментов возросло до 10 раз (рис. 1, г, д). Призматическую форму сохранили только включения с размерами  $< 15$  мкм, и таких было  $\sim 5$  % от общего числа. Наибольшие образования имели протяженность до 100 мкм, но представляли собой не призматические кристаллы, а сложные конгломераты из частиц с размерами 5-15 мкм. Доля таких конгломератов составляла не более 50 % от суммарного количества вещества фазы на основе Al-PЗМ. Дисперсные включения до 5 мкм образовывали скопления или были рассеяны по участкам протяженностью  $\sim 200$  мкм на поверхности шлифа. Таким образом, при идентичных условиях движения расплава, его охлаждении и затвердевании в литейной форме более эффективным было воздействие магнитного поля, характеризовавшееся  $Al = 0,22$ , по сравнению с  $Al = 0,07$ .

В третьей серии экспериментов увеличение интенсивности теплоотвода контрольного сплава привело к резкому снижению доли  $\alpha$ -твердого раствора алюминия, которая составляла 10 % площади на поверхности шлифа, и соответствующему возрастанию эвтектических составляющих. Размер включений типа Al-PЗМ сократился вдвое (рис. 1, а-в). Электромагнитное воздействие, характеризуемое числом  $Al = 0,20$ , в комплексе с интенсификацией теплоотвода привело к увеличению доли  $\alpha$ -твердого раствора алюминия с 10 ( $Al = 0$ ) до 50 % и усилению разрушения включений типа Al-PЗМ по сравнению с предыдущими экспериментами. Число дисперсных включений составило до 90 % от общего количества данной фазы. Максимальные размеры интерметаллидов Al-PЗМ достигали 25 мкм и имели компактную форму (рис. 1, е).

Разрушение включений на основе Al-PЗМ, вероятно, связано с действием электромагнитной силы, возникающей вследствие эффекта Зеебека. Кристаллы фазы Al-PЗМ при их возникновении оказываются окруженными жидкой фазой и подвергаются силовому воздействию вследствие существенного температурного градиента при охлаждении расплава, на что указывают значения чисел  $Vi$  (см. табл. 1). Температурные градиенты ( $^{\circ}C/mm$ ) в первой и второй сериях экспериментов составляют  $\sim 1,1 \cdot 10^5$ , в третьей –  $\sim 7,8 \cdot 10^5$ . При таких условиях даже без наложения магнитного поля, а под воздействием только магнитного поля Земли в некоторых включениях наблюдаются поперечные трещины (рис. 2, а). На рис. 2, б-ж представлен процесс разрушения включений типа Al-PЗМ под воздействием постоянного магнитного поля. Позиция рис. 2, б демонстрирует возникновение возмущений (с длиной волны 1-6 мкм) на поверхности включения. Развитие возмущений и образование трещин и каналов, пронизывающих объем фазы, с образованием дисперсных фрагментов представлено на рис. 2, в, г. Рассеяние фрагментов включений в объеме расплава показано на позициях рис. 2, д, е. Существование электромагнитной силы, действующей на включения, подтверждается тем, что подавляющее большинство трещин во включениях имеют характерное направление, одинаковое во всех экспериментах, в том числе и в контрольном сплаве (рис. 1 и 2). Такое направление трещин, вероятно, определено направлением температурного градиента, которое было одинаково во всех сериях экспериментов.

Масштаб скорости движения расплава вблизи поверхности включения, определенный по выражению (1), в контрольных экспериментах составил в первой и второй серии  $\sim 0,22$  мм/с, в третьей –  $0,42$  мм/с. При наложении постоянного магнитного поля процесс разрушения включений резко усилился. В первой, второй и третьей сериях экспериментов скорости движения расплава вблизи включений Al-PЗМ возросли соответственно до 2,8; 3,9 и 7,8 мм/с. Различие в силовом воздействии на твердую фазу при наложении магнитного поля по сравнению с контрольным сплавом, согласно формуле (2), составило в первой серии экспериментов  $\sim 150$  раз, во второй –  $\sim 300$  и в третьей –  $\sim 350$ .

В сплаве при охлаждении образовалось большое число включений фазы Al-PЗМ – в контрольном сплаве  $1,8 \cdot 10^2$  мм<sup>-2</sup>, а в обработанном полем –  $2,6 \cdot 10^2$  мм<sup>-2</sup> без учета дисперсных фрагментов. Во время воздействия магнитного поля возникло

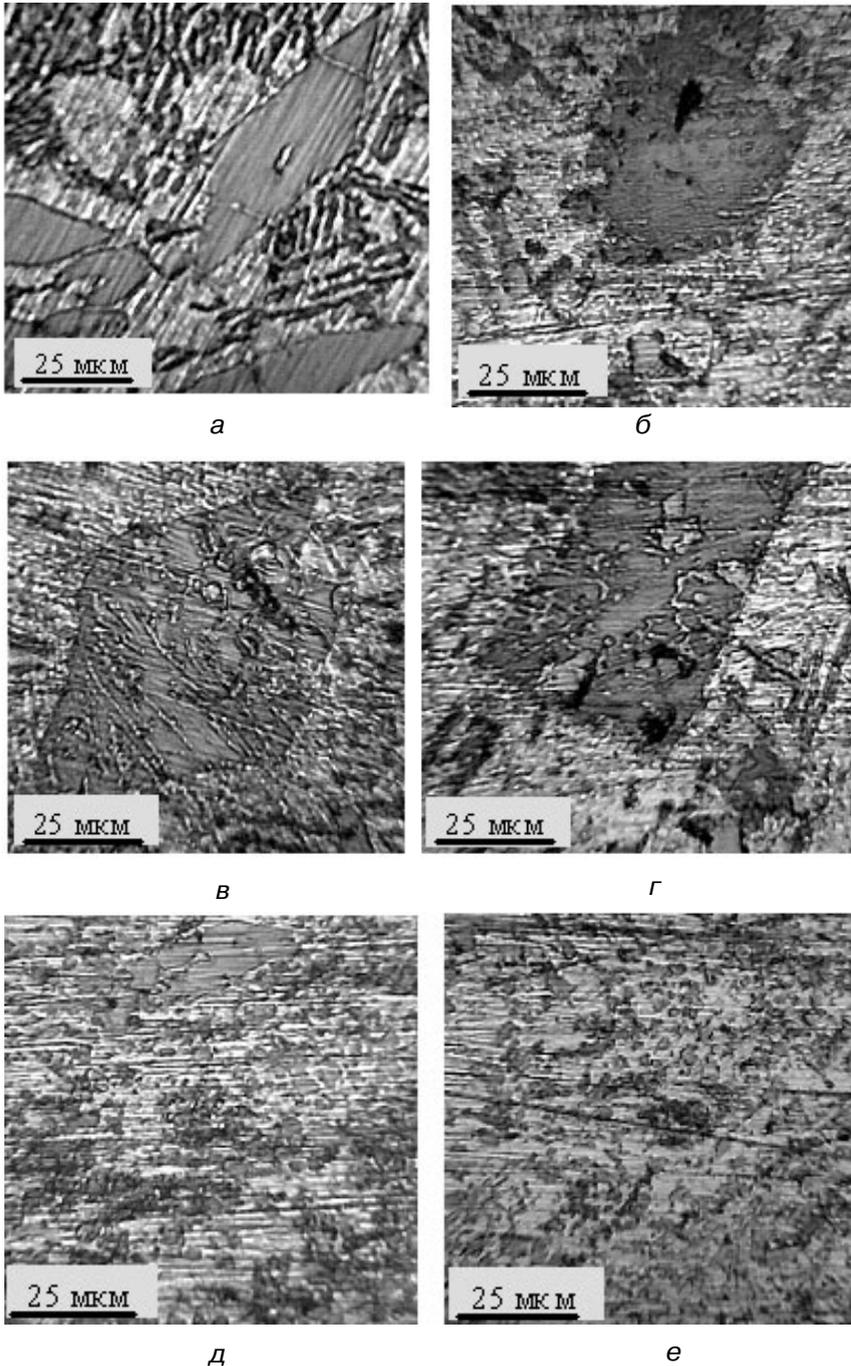


Рис. 2. Характер разрушения включений интерметаллида на основе Al-P3M в сплаве Al-Cu-Se: а – без воздействия магнитного поля; б-е – этапы разрушения включений под воздействием поля (б – формирование возмущений на поверхности включения; в, г – развитие возмущений с образованием трещин в объеме включений; д – разрушение включения на фрагменты, е – рассеяние фрагментов включения в объеме расплава)

множество участков с усиленной локальной циркуляцией расплава вблизи этих образований, что, вероятно, привело к перераспределению компонентов в сплаве между его фазами и изменению их формы, размера и количества (табл. 2 и 3).

Под воздействием магнитного поля во включениях на основе Al-P3M количество

примеси титана упало до 0. Число включений фазы Al-PЗМ-Ti возросло в 10 раз, ее размер увеличился с 5 до 15 мкм. Форма этих включений изменилась с призматической на компактную сложной конфигурации, вероятно также вследствие локального движения расплава под действием электромагнитной силы, возникшей из-за эффекта Зеебека. Количество титана выросло во включениях Al-PЗМ-Cu, но их число резко сократилось (в 10 раз), а размер – втрое (до 5 мкм). При этом в них возросла концентрация PЗМ и меди в 1,4 раза. Под воздействием поля вместо фазы Al-PЗМ-Cu-Fe с размерами до 15 мкм образовалась фаза Al-Cu-Fe при меньшем количестве меди (в 1,6 раза) и размерами до 5 мкм. Уменьшение содержания меди в данной фазе произошло наряду с повышением ее концентрации в 1,5 раза на периферии зерен  $\alpha$ -твердого раствора алюминия. Выявили тенденцию увеличения количества железа во всех видах включений интерметаллидов, особенно в фазах Al-PЗМ (в 3,2 раза) и Al-Cu-Fe (в 2,9 раза).

В эвтектических составляющих 1 типа под влиянием магнитного поля вдвое возросло количество PЗМ. В эвтектике 2 типа увеличилось содержание меди в 3,7 раза. Количество эвтектики 2 типа возросло с 2 до 10 % в результате обработки сплава магнитным полем. Так же отмечен рост содержания железа в эвтектических фазах, особенно 2 типа (в 33 раза), табл. 3. Повышение количества железа во включениях интерметаллидов и эвтектических фазах сопровождалось его уменьшением в 1,3 раза в центральной зоне зерен  $\alpha$ -твердого раствора алюминия. Увеличение концентрации элементов в эвтектиках вследствие действия магнитного поля аналогично модифицированию сплавов химическими элементами (в частности, Na сплавов Al-Si [22]).

Таким образом, под воздействием магнитного поля в периоды заливки, охлаждения и затвердевания на сплав алюминия, легированного медью и PЗМ, произошло модифицирование его структуры за счет возникновения локальных течений расплава, сосредоточенных в объеме сплава вблизи включений Al-PЗМ, рассредоточенных в объеме сплава. Это привело к перераспределению компонентов между фазами, изменению количества, формы и размеров включений интерметаллидов. Наиболее сильно магнитное поле подействовало на поведение ферромагнитного компонента – железа. Наибольшим образом в магнитном поле изменилась форма включений на основе Al-PЗМ, и Al-PЗМ-Ti соответственно на 96,6 и 99,2 %, состоявших из парамагнитных элементов. Твердость сплава, полученного в условиях, характеризующихся при заливке  $Al = 0,22$ ,  $Re = 14000$ , охлаждении  $Vi = 46$ ,  $Fo = 12,8$  и затвердевании  $Vi = 0,75$ ,  $Fo = 29$  возросла на  $\sim 10$  НВ по сравнению со сплавом, полученным в аналогичных гидродинамических и тепловых условиях, но при  $Al = 0$ . В условиях турбулентного режима заполнения формы ( $Re = 8000$ ), высокого температурного градиента при охлаждении сплава ( $Vi = 28$ ), интенсивного теплоотвода ( $Fo = 235,7$ ) и воздействия магнитного поля ( $Al = 0,20$ ) включения интерметаллической фазы Al-PЗМ измельчились в 8 раз по сравнению со сплавом, полученном при  $Re = 12000 - 14000$  и  $Fo = 13,3 - 14,8$  без воздействия поля.

Перспектива дальнейших исследований заключается в исследовании состава дисперсных включений, образовавшихся в результате разрушения фазы на основе Al-PЗМ, микрорентгеноспектральным методом, а также прочности и коррозионной стойкости данного многокомпонентного сплава, полученного при заливке, охлаждении и затвердевании в магнитном поле.



### Список литературы

1. Аристова Н. А., Колобнев И. Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 144 с.
  2. Хван А. В. Оптимизация фазового состава высокотехнологичных алюминиевых сплавов
- ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2014 № 6 (108)

- с композитной структурой на основе Се- и Са-содержащих эвтектик // Автореф. дис. канд. техн. наук. – М.: МИСиС, 2008. – 20 с.
3. Mechanical properties, microstructure and crystal structures of Al-3xCu2xFexCexZr ( $\chi = 1-3$  at.%) alloys extruded from their atomized powders / J. Q. Guo, K. Kita, N. S. Kazama // Mater. Sci. Eng. A – Struct. Mater. – 1995. – Vol. 203, № 1. – P. 420-426.
  4. Юнусов И. Диаграммы состояния и физико-химические свойства сплавов систем Al-Cu-Sc (Y, La, Ce, Pr, Nd) // Автореф. дис. канд. техн. наук. – Душанбе: Ин-т химии респ. Таджикистан, 1994. – 21 с.
  5. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 372 с.
  6. Федоров В. М., Пономаренко Ю. М., Дискин А. М., Макарова З. М. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства сплавов Al-PЗМ // Технология легких сплавов. – 1983. – № 9. – С. 14-19.
  7. Ren Z. Progress in research of Solidification of metal under a strong magnetic field // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. 19, suppl. 1 – 1. – P. 18-24.
  8. Ren Z., Li X., Fautrelle Y. Investigation on solidification of metals under a strong magnetic field // Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials. – Dresden: Germany, 2009. – P. 741.
  9. He J., Wang Q., Wang C. Crystal growth and microstructure evolution processes of metallic materials under high magnetic field conditions // Proc. 5 th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials. – Sendai: Japan, ISIJ, 2006. – P. 15-20.
  10. Thermo-electric motions and structures generated by static magnetic fields during the solidification of metallic alloys / Li Xi, Z. Ren, A.Gagnoud, O.Budenkova et.al. // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. – 19, suppl. 1 – 1. – P. 9-18.
  11. Direct observation of thermoelectric magnetic convection in unidirectionally solidified Al-Cu alloys / Y. Hideyuki, I. Keisuke, M. Yudai et.el. // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. 19, suppl. 1 – 1. – P. 34-39.
  12. Живодеров В. М., Ананченко Т. О. Повышение структурной и химической однородности сплава АЛ 4 // Литейн. пр-во. – 1986. – № 5. – С. 7-8.
  13. Ветишка А., Брадик Й., Мацашек И., Словак С. Теоретические основы литейной технологии: Пер. с чешск.. – Киев.: Вища школа, 1981. – 320 с.
  14. Сосненко М. Н. Современные литейные формы. – М.: Машиностроение, 1967. – 234 с.
  15. Гельфгат Ю. М., Лиелаусис О. А., Щербинин Э. В. Жидкий металл под действием электромагнитных сил. – Рига: Зинатне, 1975. – 248 с.
  16. Альфвен Г., Фельтхаммер К. Г. Космическая электродинамика. – М.: Мир, 1967. – 260 с.
  17. Пехович А. И., Жидких В. М. Расчеты теплового режима твердых тел. – М.: Энергия, 1976. – 352 с.
  18. Кутателадзе С. С. Основы теории теплообмена. – М.: Атомиздат, 1979. – 416 с.
  19. Смитлз К. Дж. Металлы: Пер. с нем – М.: Металлургиздат, 1980. – 446 с.
  20. Киселев А. И., Кононенко В. И. О поверхности ликвидуса в системах алюминия с легкими РЗМ // Расплавы. – 2002. – № 4. – С. 77-94.
  21. Ефимов В. А. Влияние внешних воздействий на процессы формирования отливок // Специальные способы литья: Справочник / Под ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – С.10-52.
  22. Сидорин И. И. Алюминий и его сплавы. – М.: Машпром, 1959. – 71 с.

Поступила 29.07.2014