

PHASE TRANSFORMATIONS

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 68.35.Dv, 81.30.Fb, 81.40.Wx

Вплив постійного магнетного поля на перерозподіл між інтерметалідними фазами феро-, пара- і діамагнетних компонентів під час твердіння стопу на основі Al–Cu–РЗМ

О. В. Середенко, В. О. Середенко

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Додавання РЗМ (рідкісноземельних металів) у стопи Al підвищує їхні експлуатаційні та технологічні властивості. Міцність стопів зростає зі збільшенням кількості добавки і до цього ж їхня густина залишається відносно невисокою. Тому такі стопи мають перспективу для застосування як конструкційні і електротехнічні матеріали. Проблемою одержання литих стопів заевтектичних складів є утворення інтерметалідів з розмірами більше 100 мкм, зокрема з огранкою за невисоких швидкостей охолодження — до 100°C/с. Вивчали вплив слабкого постійного магнетного поля (число Гартмана $Ha = 13,6$), накладеного на розтоп, що охолоджувався і тверднув зі швидкістю охолодження 10°C/с, на перерозподіл компонентів, які відносять до класів феро-, пара- і діамагнетиків зі вмістом, характерним для домішок, модифікаторів і легувальних елементів, в інтерметалідних фазах стопу на основі Al з 3,7% мас. Cu і 13,7% мас. РЗМ у вигляді мішметалу (Pr, Nd, La і Ce). Встановлено, що в структурі стопу, одержаного в умовах звичайного способу лиття, під дією слабкого магнетного поля відбулися зміни, характерні для більш вартісних обробок стопів (високих перегрівів розтопу, швидкого охолодження, термообробки, модифікування, деформації). Мало місце подрібнення інтерметалідів в 2–3 рази, втрата ними огранки у кількості до 70–100%, руйнування на фра-

Corresponding author: Olena Volodymyrivna Seredenko
E-mail: mhdptima@gmail.com

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: O. V. Seredenko and V. O. Seredenko, Effect of a Constant Magnetic Field on Ferro-, Para-, and Diamagnetic Components Redistribution between Intermetallic Phases during Solidification of Alloy Based on Al–Cu–REM, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43, No. 12: 1611–1625 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.12.1611.

гменти включень з розмірами більше 100 мкм, зростання вмісту заліза (феромагнетика) в інтерметалідних фазах стопу за зменшення кількості включень, в основу яких входило залізо до 10 разів, підвищення концентрації більшості елементів в евтектиках (грубої і тонкої), зміни форми і зменшення довжини пластин грубої евтектики і збільшення частки тонкої евтектики у 5 разів.

Ключові слова: стоп Al–Cu–РЗМ, інтерметаліди, твердіння, феро-, пара-, діаманетики, магнетне поле.

The addition of REM (rare earth metals) to Al alloys increases their operational and technological properties. The alloys strength increases with increasing in the additive amount, while their density remains relatively low. Such alloys held promise for use as structural and electrical materials. The problem of obtaining cast aluminium alloys of hypereutectic composition at low cooling rates (v) of conventional casting methods ($v \leq 100^\circ\text{C/s}$) is the formation of intermetallic compounds with sizes of more than 100 μm with faceting of extended surfaces. The effect of a constant magnetic field applies to the cooling and solidifying melt on the redistribution of components belonging to the classes of ferro-, para- and diamagnetic with a content of impurities, modifiers (up to 0.2 at.%) and alloying elements (up to 2.0 at.%), in the intermetallic phases of the Al-based alloy with Cu 1.9 at.% (3.7% wt.) and REM 3.1 at.% (13.7% wt.). The melt processing temperature is 820°C, the melt is cooled and solidified at $v = 10^\circ\text{C/s}$, under the influence of a magnetic field characterized by Hartmann number $Ha = 13.6$. When obtaining the control alloy ($Ha = 0$), in its structure inclusions are observed. They are: primary intermetallic compounds based on Al–Ti–REM, Al–REM–Cu, Al–Cu–REM, Al–REM–Cu–Fe and eutectics: one with coarse and thick long plates of a phase based on Al–REM–Cu, and the other with thin fine inclusions based on the Al–REM–Cu phase at $Ha = 0$ and Al–Cu–REM at $Ha = 13.6$. It is found, that magnetic field contributed to decrease in the size of the largest inclusions (Al–REM–Cu) and increase in the size of the smallest intermetallic compounds (Al–Ti–REM), distorted the faces of inclusions and plates of a coarse eutectic, and contributed to increase in the content of iron (ferromagnetic) in all phases by reducing the number of inclusions based on Al–REM–Cu–Fe. It is found, that when the concentration of para- and diamagnetic components in the alloy up to 0.2 at.%, a field influence on their content in the phase is determined by the value of the elements magnetic susceptibility. When the components concentration is up to 2.0 at.%, the field action also depends on the component concentration in the alloy. It is found, that in the structure of the alloy obtained by the conventional casting method under a weak magnetic field, changes took place, which are characteristic for the more expensive alloy treatments (high overheating of the melt, rapid solidification, heat treatment, modification, deformation). There is an intermetallic compounds grinding by 2–3 times, their loss of faceting in an amount up to 70–100%, inclusions destruction with sizes of more than 100 μm into fragments, a decrease in the amount of intermetallic compounds based on Al–REM–Cu–Fe up to 10 times, increasing in the concentration of most elements in eutectics, decreasing in the length of the coarse eutectic plates by 1.5 times and increasing in the proportion of fine eutectics by 5 times.

Key words: Al–Cu–REM alloy, intermetallic compounds, solidification, ferro-, para-, diamagnetic, magnetic field.

(Отримано 31 травня 2021 р.; остаточн. варіант — 15 вересня 2021 р.)

1. ВСТУП

Інтерметаліди, що входять до складу алюмінієвих, магнієвих і титанових стопів, чинять сильний вплив на їхню міцність, спеціальні та технологічні властивості, зокрема за підвищених температур. Стопи Al–РЗМ і Al–РЗМ з перехідними металами мають досить високу міцність за відносно малої густини, що робить їх перспективними матеріалами конструкційного та електротехнічного призначення [1–5].

Встановлено [6], що приріст міцності стопу алюмінію у разі збільшення вмісту добавки РЗМ на 1% мас. становить 12 МПа. Однак підвищення кількості добавки РЗМ до концентрації заевтектичних складів стопів у разі використання ливарних технологій одержання матеріалу стикається з проблемою утворення інтерметалідів з розмірами понад 100 мкм за швидкостей охолодження (v), характерних для звичайних способів лиття — $v \leq 100^\circ\text{C}/\text{с}$. Кристали даних інтерметалідів можуть мати огранку і протяжні поверхні. Для запобігання формуванню таких структурних складових застосовують технології, що вимагають значних витрат часу та енергії, а так само спеціальні прийоми і прилади для їх здійснення. Зокрема, перегрів розтопу на основі алюмінію до температур 1000–1300°C з наступним швидким охолодженням — щонайменше 1000°C/с [7], технологія виробництва гранул, деформація, безперервне лиття заготовок діаметром не більше 15 мм [8], тривала гомогенізація [9].

Нині дослідження стопів алюмінію з РЗМ заевтектичного складу переважно проводять на бінарних системах (вміст РЗМ більше 12% мас.). У складних стопах добавки РЗМ в основному застосовують у кількості до 1% мас. Основну увагу приділяють розробці технологічних прийомів, що дозволяють подрібнити кристали первинних інтерметалідів. Меншою мірою вивчено питання трансформації форми кристалів інтерметалідів від огранованої до такої, що має плавні контури. Відомо, що для зміни форми деяких інтерметалідів у стопах алюмінію (зокрема, залізовмісних фаз) до складу стопів вводять елементи-модифікатори. Для стопів алюмінію з РЗМ недостатньо вивчено питання впливу на форму включень первинних інтерметалідів зміни їхнього хемічного складу. З метою зменшення розмірів первинних інтерметалідів і подрібнення евтектики шляхом її фрагментації у стопах Al–Cu–РЗМ застосовують тривалий відпал [9, 10]. Більшість стопів алюмінію, які використовують у сучасній техніці, є багатокомпонентними системами, що кристалізуються в

нерівноважних умовах. У структурі таких стопів формується багато фаз з різним складом, розміром і формою. Тому актуальним питанням є розробка недорогого впливу, який би чинив дію на всі фази стопу, одержаного в умовах менших перегрівів у разі витоплювання (до 850°C) і охолодженого зі швидкостями, характерними для звичайних способів лиття (до 10°C/с).

Протягом останніх 50 років активно велися дослідження спеціальних методів впливу на литу структуру стопів. Зокрема, можливість подрібнення інтерметалідів [11]. Постійне магнетне поле розглядається як потужний інструмент для управління властивостями стопів шляхом впливу на структуру — зерна та інші фази. Воно змінює морфологію, розподіл і швидкість росту фази, що формується під час твердіння розтопу [12]. Вплив постійного магнетного поля на форму фази, що росте у розтопі, який охолоджується, проявляється завдяки його взаємодії з мікрострумами, що виникають навколо виступів на поверхнях кристала, основа і вершина яких мають різні температури внаслідок переохолодження розтопу [11]. Під впливом поля відбувається значна зміна форми пластин евтектики, її фрагментація, поява розривів і тріщин на поверхні первинних інтерметалідів [13]. Виявлено, що постійне магнетне поле сприяє підвищенню або зниженню розчинності легувальних елементів у зернах α -твердого розчину Al, що пов'язують з магнетною сприйнятливістю компонентів [14]. Також є окремі відомості щодо збільшення вмісту міді у міжзеренному просторі заевтектичного стопу Al–Cu, направлено закристалізованому під впливом магнетного поля [15]. Таким чином, постійне магнетне поле впливає на фази стопу аналогічно застосуванню модифікатора, термічної обробки, пришвидшеного охолодження.

Однак його вплив є складним, неоднозначним, і залежить від багатьох факторів. Залишається недостатньо вивченим питання про вплив постійного магнетного поля на домішки у стопах, вміст яких неминуче зростає у разі одержання багатокомпонентних стопів і повторного використання металу.

Мета представленої роботи полягала у вивченні впливу слабого постійного магнетного поля, накладеного на розтоп, що охолоджувався і тверднув зі швидкістю охолодження $v = 10^\circ\text{C}/\text{с}$, на перерозподіл компонентів з різними магнетними властивостями у включеннях інтерметалідів стопу Al з 3,7% мас. Cu і 13,7% мас. РЗМ у вигляді мішметалу (Pr, Nd, La і Ce), виявленні особливостей впливу поля на форму і розмір інтерметалідів.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

До складу досліджуваного стопу системи Al–Cu–РЗМ входили легувальні компоненти, модифікатори і домішки. Вміст кожного з

основних легувальних елементів ступу був наступним, ат. %: Cu — 1,86; Ce — 1,78; La — 0,77; Nd — 0,36 (до 2,0 ат. %). Кількість кожного з решти компонентів ступу Pr, Mn, Ti, Zn, Zr і домішок Fe, Si, Pb, Sn була до 0,2 ат. %. Відповідно кількість добавок легувальних Cu і РЗМ у % мас. становила: 3,7 і 13,7. Основу ступу — система Al–Cu витоплювали у магнетодинамічній установці під впливом змінного електромагнетного поля за температури 750°C. Стоп Al–Cu–РЗМ одержували перетопом його основи з додаванням мішметалу в печі електроопору. Температура топлення складала 820°C, час витримки за даної температури — 10 хв.

Готовий розтоп заливали у чавунний кокіл, порожнина якого була пофарбована. Одержували зразки масою по 300 г без (контрольний метал) і під впливом постійного магнетного поля. Заливання розтопу відбувалося у турбулентному режимі — число Рейнольдса (Re) дорівнювало 2310. Метал тверднув зі швидкістю 10°C/с за умови рівномірного тепловідведення — число Фур'є (Fo) становило 20,5. Дія постійного магнетного поля на розтоп під час заливу і охолодження характеризувалась числом Гартмана (Ha) зі значенням 13,6. Для контрольного ступу $Ha = 0$. У випадку накладення магнетного поля на розтоп він рухався у ливарній формі у разі гравітаційного заливу і під впливом електромагнетних сил. Реалізоване у процесі заповнення порожнини форми розтопом співвідношення $Ha/Re = 6 \cdot 10^{-3} > 4 \cdot 10^{-3}$ вказувало на придушення утворення вихорів у розтопі [16].

З одержаних виливків виготовляли зразки для досліджень структури і розподілу компонентів між фазами ступу. Структуру досліджували металографічним методом на шліфах зразків ступу, підданих шавленню. Вміст компонентів у фазах ступу визначали мікрорентгеноспектральним методом.

Для аналізу впливу постійного магнетного поля на особливості поведінки компонентів під час формування фаз в розтопі, що охолоджувався і тверднув, елементи були розподілені за групами залежно від їхньої кількості у стопі: група модифікаторів і домішок — до 0,2 ат. %, група легувальних компонентів — до 2,0 ат. %. У межах зазначених груп елементи об'єднали за їхніми магнетними властивостями — феро-, пара- і діамагнетики. У роботах [17, 18] було показано, що у рідкому стані стопи алюмінію з РЗМ характеризуються парамагнетизмом. Залізо, володіючи феромагнетизмом у твердому вигляді, за підвищених температур (вище точки Кюрі) і у рідкому стані зберігає виражені парамагнетні властивості [19]. Його магнетна сприйнятливість значно перевершує цю характеристику інших елементів, що входять до складу досліджуваного ступу. Для зручності аналізу впливу магнетного поля на компоненти ступу за їхньою магнетною сприйнятливістю під час утворення твердих фаз у розтопі, що охолоджується і твердне, була використана атом-

на магнетна сприйнятливість ($\chi_{\text{ат}}$) для твердого стану елементів за даними робіт [18–20]. Для аналізу результатів дослідження залізо позначили як феромагнетик з метою виділення його в групі парамагнетиків. Значення його магнетної сприйнятливості було взято для температур, вищих точки Кюрі і близьких до температури топлення. Дане значення магнетної сприйнятливості для твердого заліза є також дуже близьким до його величини у певному діапазоні температур для його рідкого стану [19].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Аналіз литої структури зразків показав, що фазовий склад стопу, одержаного без і під впливом постійного магнетного поля був ідентичним. Під впливом поля змінився розмір, кількість і форма фаз, що утворилися. У структурі стопу спостерігалися зерна α -твердого розчину Al, включення первинних інтерметалідів і колонії евтектики (рис. 1). Згідно даним мікрорентгеноспектрального аналізу, інтерметаліди представляли собою фази на основі (наведено в порядку зменшення вмісту) Al–PЗМ–Cu, Al–Ti–PЗМ, Al–Cu–PЗМ і Al–PЗМ–Cu–Fe, в яких в меншій кількості були розчинені інші елементи. Найбільш великими і чисельними серед первинних інтерметалідів були включення фази на основі Al–PЗМ–Cu. Вони представляли собою кристали з огранюванням і включення складної форми з частинами, що мали протяжні грані і гострі кути. На рисунку 1, а їх видно як найбільші включення сірого кольору.

Під впливом магнетного поля подовжених включень з протяжними гранями не утворилося. Більшість інтерметалідів втратили ограновані частини. Їхня основна кількість складалась з компакт-

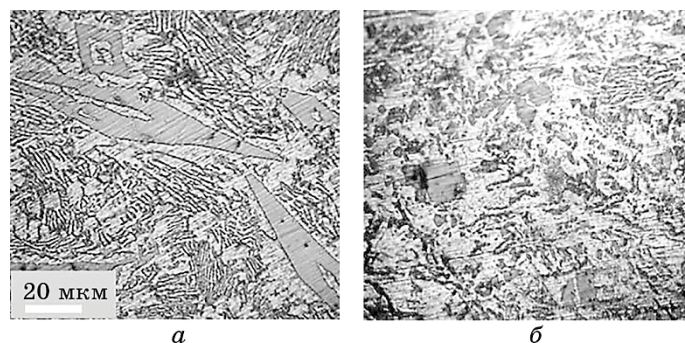


Рис. 1. Структура стопу на основі Al–Cu–PЗМ, одержаного в умовах: $H_a = 0$ (а), $H_a = 13,6$ (б).

Fig. 1. Structure of the Al–Cu–REM alloy, obtained in conditions: $H_a = 0$ (a), $H_a = 13.6$ (b).

них конгломератів складної форми з хвилястими контурами.

У стопі, не обробленому магнетним полем, фаза на основі Al–PЗМ–Cu мала монолітні частини, видимі внизу на рис. 2, *a* і ділянки, які руйнуються на великі фрагменти з розмірами 15–30 мкм (див. вгорі на рис. 2, *a*). Під впливом поля включення були пронизані тріщинами (див. рис. 2, *б*). З'явилася тенденція руйнування включень на дрібні фрагменти 5–10 мкм. На рисунку 2, *б* їх видно у верхній і нижній частинах включення. У таблиці 1 наведено характеристики включень фази на основі Al–PЗМ–Cu в зразках стопу одержаного без і під впливом магнетного поля.

У результаті дії магнетного поля включення на основі Al–Ti–PЗМ втратили огранку і збільшилися в розмірах (див. табл. 1). Інтерметаліди на основі Al–Cu–PЗМ і Al–PЗМ–Cu–Fe зменшилися в розмірах втричі в результаті дії поля (див. табл. 1). У стопі, обробленому магнетним полем, кількість включень на основі Al–Cu–PЗМ зроста майже в 10 разів, а Al–PЗМ–Cu–Fe скоротилась у стільки ж разів. У всіх зразках стопу дані фази мали складну компактну форму.

У структурі стопу були присутні два види евтектики — груба і тонка. Груба евтектика являла собою колонії з довгих, товстих пластин і містила фазу на основі Al–PЗМ–Cu. Тонка евтектика складалась з дрібних пластинчастих включень і містила фазу на основі Al–PЗМ–Cu, коли $Ha = 0$, і Al–Cu–PЗМ, коли $Ha = 13,6$. На рисунках 1 і 3 видно довгі пластини грубої евтектики, що утворює колонії, і скупчення тонкої евтектики, у вигляді окремих темніших ділянок.

Під впливом постійного магнетного поля площа, яку займала груба евтектика, видима на поверхні шліфа, зменшилася на ~10%. Пластини грубої евтектики стали переважно викривленими і вкочеченими.

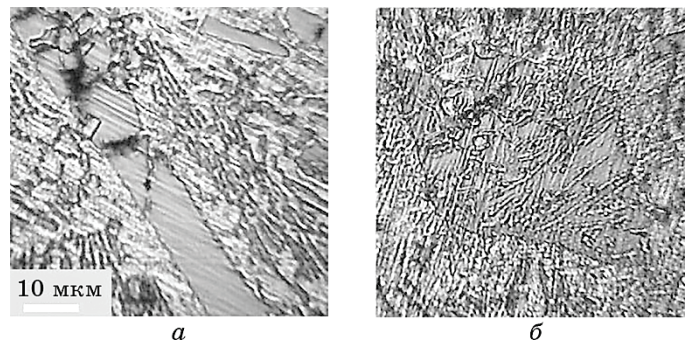


Рис. 2. Інтерметаліди на основі Al–PЗМ–Cu, що утворилися в умовах твердіння стопу: $Ha = 0$ (*a*), $Ha = 13,6$ (*б*).

Fig. 2. Intermetallides based on Al–REM–Cu, obtained in alloy solidification conditions: $Ha = 0$ (*a*), $Ha = 13.6$ (*б*).

У структури ступу залишились тільки окремі колонії, де пласти-

ТАБЛИЦЯ 1. Вплив магнетного поля на розмір і форму включень і співвідношення сумарної кількості пара- (Σ_n) і діаманетиків (Σ_d) у фазах ступу.

TABLE 1. Influence of a magnetic field on the size and shape of inclusions and the ratio of the total amount of para- (Σ_n) and diamagnetic (Σ_d) in the alloy phases.

Число H_a	Характеристика	Фази на основі					
		Al-Ti-PZM	Al-PZM-Cu	Al-Cu-PZM	Al-PZM-Cu-Fe	Al-PZM-Cu	
						Al-Cu-PZM	
						Евтектика	
		груба	тонка				
0	Розмір,	3-5	10-165	10-15	10-15	30×2	5×1
13,6	мкм	10-15	6-100	3-5	3-5	20×2	5×1
0	Форма	100% з огранкою	47% з огранкою, 53% складна, хвиляста	Складна, компактна	Складна, компактна	Колонії переважно рівних пластин	Колонії переважно рівних пластин
13,6		100% складна, компактна	22% з огранкою, 78% складна, хвиляста	Складна, компактна	Складна, компактна	Переважно розорієнтовані нерівні пластини, окремі колонії	Розорієнтовані нерівні пластини
0	Σ_n/Σ_d	45,0	9,6	1,23	1,59	1,01	1,62
13,6		7,5	10,0	0,78	2,5	1,44	0,59

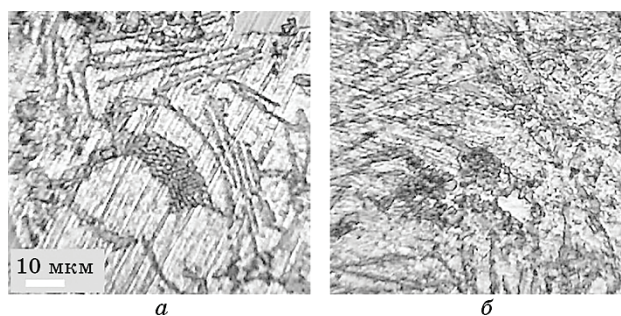


Рис. 3. Евтектики у ступі на основі Al-Cu-PZM, що утворилися в умовах твердіння: $H_a = 0$ (а), $H_a = 13,6$ (б).

Fig. 3. Eutectics in the alloy based on Al-REM-Cu, obtained in alloy solidification conditions: $H_a = 0$ (a), $H_a = 13.6$ (b).

ни евтектики мали переважне орієнтування. Вплив поля на форму включень тонкої евтектики був аналогічним. На противагу грубій евтектиці, дія магнетного поля викликала збільшення площі, що займала тонка евтектика — від 2 до 10% на поверхні шліфа. У таблиці 1 наведено характеристики евтектик, середні розміри їхніх пластин представлені як: «довжина × ширина».

Дослідження складу фаз показало, що співвідношення в них компонентів з різною магнетною сприйнятливістю змінилось у результаті дії магнетного поля (див. табл. 1). З даних таблиці витікає, що найбільш виразно поле вплинуло на це співвідношення для фаз на основі Al–Ti–PЗМ (знизилося у 6 разів) і тонкої евтектики (знизилося у 2,8 рази). Вірогідно, фаза на основі Al–Ti–PЗМ першою з усіх кристалізувалась з розтопу, а тонка евтектика останньою і дія

ТАБЛИЦЯ 2. Вплив постійного магнетного поля на перерозподіл модифікувальних і домішкових компонентів у фазах ступу.

TABLE 2. Influence of a constant magnetic field on the redistribution of modifiers and impurities in the phases of the alloy.

Характеристика	Компоненти ступу (вміст до 0,2 ат.%)								
	пара-				діа-				феро-
Елементи	Zr	Ti	Pr	Mn	Sn	Zn	Pb	Si	Fe
Інтерметаліди на основі Al–PЗМ–Cu									
C_0	0,23	0,15	1,59	0,19	0,03	0,02	0,01	0,41	0,06
C_B/C_0	0,004	0,1	1,2	0,7	0,9	0,4	3,0	1,0	4,3
Інтерметаліди на основі Al–Cu–PЗМ									
C_0	0,001	0,11	2,3	0,23	0,013	0,001	0,001	0,7	0,19
C_B/C_0	1,0	4,7	5,3	1,3	0,1	1,0	5,5	2,5	2,7
Інтерметаліди на основі Al–PЗМ–Cu–Fe									
C_0	0,001	0,001	0,24	0,48	0,001	0,001	0,12	0,084	1,69
C_B/C_0	1,0	1,0	0,004	1,0	1,0	1,0	0,01	0,02	2,5
Інтерметаліди на основі Al–Ti–PЗМ									
C_0	0,001	9,1	0,035	0,37	0,004	0,001	0,006	0,001	0,09
C_B/C_0	1,0	1,2	1,1	0,8	4,0	10	0,2	100	1,3
Груба евтектика									
C_0	0,026	0,001	0,31	0,19	0,003	0,004	0,001	0,23	0,23
C_B/C_0	0,04	12,5	3,0	1,3	2,4	1,7	10	6,5	1,3
Тонка евтектика									
C_0	0,002	0,001	0,17	0,19	0,008	0,001	0,01	0,001	0,05
C_B/C_0	0,05	1,0	1,3	1,9	1,7	1,0	6,0	95	34

постійного магнетного поля найбільшим чином проявилась на фази, які починають і завершують процес твердіння ступу.

Аналіз даних таблиці 1, рисунків 1 і 2 показав, що самий значний вплив на розмір включень з огранкою поле спричинило на найменші інтерметаліди на основі Al-Ti-PЗМ і найбільші — на основі Al-PЗМ-Cu, зокрема через розтріскування і руйнування останніх на фрагменти. Найсильніший вплив від дії магнетного поля на форму одержали включення з плоскими гранями — кристали найбільших включень на основі Al-PЗМ-Cu і пластини грубої евтектики.

Під дією постійного магнетного поля відбувся перерозподіл елементів між фазами ступу (табл. 2 і 3), де C_0 — вміст компоненту у фазі контрольного ступу, ат.%; C_B/C_0 — співвідношення вмісту компоненту у фазі ступу, одержаного під впливом поля, і відповідного показника контрольного ступу.

ТАБЛИЦЯ 3. Вплив постійного магнетного поля на перерозподіл легувальних компонентів у фазах ступу.

TABLE 3. Influence of a constant magnetic field on the redistribution of alloying components in the phases of the alloy.

Характеристика	Компоненти ступу (вміст до 2,0 ат.%)			
	пара-			діа-
Магнетики				Cu
Елементи	Nd	La	Ce	
Інтерметаліди на основі Al-PЗМ-Cu				
C_0	2,28	6,14	12,53	1,94
C_B/C_0	1,0	0,9	1,0	0,9
Інтерметаліди на основі Al-Cu-PЗМ				
C_0	0,76	1,4	3,8	5,13
C_B/C_0	1,3	0,7	1,0	2
Інтерметаліди на основі Al-PЗМ-Cu-Fe				
C_0	0,42	0,84	2,2	3,5
C_B/C_0	0,002	0,001	0,005	0,5
Інтерметаліди на основі Al-Ti-PЗМ				
C_0	0,29	1,04	3,36	0,31
C_B/C_0	1,4	2,0	1,0	6,5
Груба евтектика				
C_0	0,91	0,85	2,56	4,8
C_B/C_0	1,3	3,0	2,5	1,4
Тонка евтектика				
C_0	0,27	0,65	1,46	1,68
C_B/C_0	1,3	0,5	1,1	4,4

З таблиць 2 і 3 випливає, що магнетне поле складним чином вплинуло на вміст компонентів з різною магнетною сприйнятливістю у фазах стопу. Аналіз даних цих таблиць показав, що під впливом поля кількість Fe зросла у всіх фазах стопу. Ймовірно, це було причиною різкого скорочення кількості включень фази на основі Al-PЗМ-Cu-Fe. Виявилася група елементів, вміст яких змінюється найсильніше як в сторону збільшення, так і зменшення.

У фазах стопу під впливом магнетного поля (згідно табл. 2 і 3), кількість наступних компонентів відповідно збільшилася і зменшилася найбільшою мірою: у фазі на основі Al-PЗМ-Cu це Fe і Zr, Al-PЗМ-Cu-Fe — Fe і Ce, Al-Ti-PЗМ — Si і Pb, Al-Cu-PЗМ — Pb і Sn, у грубій евтектиці — Pb і Zr, у тонкій евтектиці — Si і Zr.

Звідси випливає, що із загального числа компонентів стопу виділилася група з 6 елементів (з них 1 легувальний елемент, 1 модифікатор, інші домішки), на які поле справило найбільший вплив. Ці елементи знаходяться в ряду значень магнетної сприйнятливості компонентів стопу, розташованих у порядку зростання величини даної характеристики, як наведено в табл. 4.

У таблиці 4 Fe позначено як феромагнетик, а за магнетною сприйнятливістю цей елемент у розтопі є сильним парамагнетиком, замикає групу парамагнетних компонентів. З таблиці 4 випливає, що

ТАБЛИЦЯ 4. Розподіл компонентів, що входять до складу інтерметалідів, на які постійне магнетне поле впливає найбільшою мірою (на основі даних табл. 2 і 3), у ряду значень їхньої магнетної сприйнятливості.

TABLE 4. The arrangement of the components that make up the intermetallic compounds, which are most affected by the constant magnetic field (based on the data in Table 2 and 3), in a series of values of their magnetic susceptibility.

Магнетики	Компоненти	$\chi_{\text{ар}} \cdot 10^6$	Максимальний вплив магнетного поля
діа-	Pb	-24,9	+
	Zn	-10,3	
	Cu	-5,4	
	Si	-3,9	
	Sn	-3,7	
	Zr	121	
пара-	Ti	161	+
	Mn	527	
	La	1418	
	Ce	2430	
	Pr	5320	
	Nd	5650	
феро-	Fe	32000	+

ТАБЛИЦЯ 5. Розташування елемента Ce, на який найбільшою мірою впливає магнетне поле, у ряду легувальних компонентів стопу.

TABLE 5. Location of the element Ce, which is most affected by the magnetic field, in the series of alloying components of the alloy.

Магнетики	Компоненти	ат. %	ат. % $\cdot \chi_{\text{ат}} \cdot 10^6$
діа-	Cu	1,86	-10,1
	Pr	0,172	915
пара-	La	0,77	1092
	Nd	0,36	2034
	Ce	1,78	4330

компоненти, чия кількість у стопі становить до 0,2 ат. %, на які поле справило найбільший вплив, розташувалися в ряду значень магнетних сприйнятливостей на границях діапазонів груп магнетиків.

Для легувальних компонентів (до 2,0 ат. %) вплив магнетного поля, ймовірно, пов'язаний не тільки з їхньою магнетною сприйнятливістю, а ще й вмістом у стопі. Так, легувальний елемент Ce, що знаходиться в середині діапазону магнетних сприйнятливостей групи парамагнетиків (див. табл. 4), у разі врахування вмісту легувальних компонентів у стопі займає місце на верхній межі ряду значень комплексу ат. % $\chi_{\text{ат}}$, розташованих у порядку його зростання (табл. 5).

4. ВИСНОВКИ

Визначено, що у структурі стопу, що охолоджувався і тверднув під дією слабкого постійного магнетного поля, відбулися зміни, характерні для більш вартісних обробок стопів (високий перегрів розтопу, швидке охолодження, термічна обробка, модифікування, деформація). Мало місце подрібнення інтерметалідів у 2–3 рази, втрата ними огранки в кількості 70–100%, зменшення числа залізовмісних інтерметалідів до 10 разів, підвищення концентрації більшості елементів в евтектиках, збільшення частки тонкої евтектики у 5 разів, розорієнтування більшості пластин грубої і тонкої евтектик. У постійному магнетному полі посилюється процес руйнування інтерметалідів на основі Al–PЗМ–Cu на фрагменти, розмір яких скоротився до 3 разів.

З'ясовано, що найбільш виражено магнетне поле впливає на форму інтерметалідів, які мають плоскі грані — первинні кристали з огранкою і пластини грубої евтектики. Знайдено, що кількість заліза під впливом постійного магнетного поля збільшилась у всіх фазах стопу, у результаті чого різко скоротилась чисельність вклю-

чень, в основу яких входило залізо. На інші компоненти поле вплинуло неоднозначно. З усіх складових стопу виділилася група елементів, на які магнетне поле вплинуло сильніше, ніж на інші.

Встановлено, що постійне магнетне поле найбільш суттєво діяло на об'єкти, розташовані на початку і кінці рядів властивостей певної характеристики, побудованих у порядку зростання її величини. Відносно розмірів фаз максимальну дію поле спричинило на найбільші і найменші включення інтерметалідів. Співвідношення сумарної кількості пара- і діаманетних речовин найбільшим чином змінилося для фаз, що кристалізувалися з розтопу першою і останньою. Елементи, на які найбільш сильно впливає магнетне поле, у разі їхнього перерозподілу між фазами в кількості до 0,2 ат.% у стопі (характерному для модифікаторів і домішок) були розташовані на початку і кінці груп діа- і парамагнетиків, у ряду атомних магнетних сприйнятливостей всіх компонентів стопу. Для легувальних елементів (вміст до 2,0%) дана тенденція проявилася на компоненті з найбільшим значенням величини комплексу, що враховує його магнетну сприйнятливість і вміст у стопі.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Каминский, С. А. Петрович, В. А. Липин, *Записки горного института*, **233**: 512 (2018).
2. Н. С. Упорова, *Магнитная восприимчивость интерметаллических соединений $Al_2PЗМ$ и сплавов $Al-Y$, $Al-Ni-PЗМ$ при высоких температурах* (Дисс. ... канд. физ.-мат. наук) (Екатеринбург: Уральский государственный педагогический университет: 2011).
3. Z. C. Sims, O. R. Rios, D. Weigs, P. E. A. Turchi, A. Perron, J. R. I. Lee, T. T. Li, J. A. Hammons, B. Hancen, T. M. Willey, Ke An, Y. Chen, A. H. King, and S. K. McCall, *Materials Horizons*, **4**: 1070 (2017).
4. E. Aghaie, *Effect of Cerium Addition on Improvement of Mechanical Properties of B319 Power Train Aluminium Alloy* (Thesis of Disser. for Master of Applied Sci.) (Okanagan: The University of British Columbia: 2019).
5. Z. Zhang, Y. Wang, and X. Bian, *J. Cryst. Growth*, **260**, No. 3-4: 557 (2004).
6. Е. А. Наумова, *Разработка научных основ легирования алюминиевых сплавов эвтектического типа кальцием* (Дисс. ... докт. техн. наук) (Москва: МИСиС: 2019).
7. I. Brodova, *J. Siberian Federal Univ., Engineering and Technology*, **4**, No. 8: 519 (2015).
8. Y. A. Gorbunov, *J. Siberian Federal Univ., Engineering and Technology*, **5**, No. 8: 636 (2015).
9. X. Yu, D. Yin, Z. Yu, Y. Zhang, and S. Li, *Rare Met. Mater. Eng.*, **45**, Iss. 7: 1687 (2016).
10. А. В. Хван, *Оптимизация фазового состава высокотехнологичных алюминиевых сплавов с композитной структурой на основе Се- и Са-содержащих эвтектик* (Дисс. ... канд. техн. наук) (Москва: МИСиС: 2008).
11. D. G. Eskin and J. Mi, *Solidification Processing of Metallic Alloys under*

- External Fields* (Cham: Springer Nature Switzerland AG: 2018).
12. Yixuan He, *Nucleation and Magnetism of Supercooled Co–B Metallic Liquid under High Magnetic Field* (Grenoble: UGA: 2019).
 13. T. Zheng, B. Zhou, Y. Zhong, J. Wang, S. Shuai, Z. Ren, F. Debray, and E. Beaunon, *Sci. Rep.*, **9**: 266 (2019).
 14. Q. Wang, X. Pang, C. Y. Wang, and J. He, *Proc. the 5th Int. Symp. on EPM* (Sendai, Japan: 2006), p. 387.
 15. S. He, C. Li, R. Guo, W. Xuan, Z. Ren, X. Li, and Y. Zhong, *ISIJ International*, **58**, No. 5: 899 (2018).
 16. Ю. М. Гельфгат, О. А. Лиелаусис, Е. В. Щербинин, *Жидкий металл под воздействием электромагнитных сил* (Рига: Зинатне: 1975).
 17. В. А. Быков, *Магнитная восприимчивость разбавленных сплавов Al–Ce, Al–Dy, Al–Yb при повышенных температурах* (Дисс. ... канд. техн. наук) (Екатеринбург: Институт металлургии Уро РАН: 2007).
 18. Н. С. Упорова, С. А. Упоров, В. Е. Сидоров, Н. И. Ильиных, Т. В. Куликова, *Материаловедение*, № 11: 22 (2011).
 19. Г. Н. Еланский, В. А. Кудрин, *Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия*, **15**, № 3: 11 (2015).
 20. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).

REFERENCES

1. V. V. Kaminskii, S. A. Petrovich, and V. A. Lipin, *J. Mining Institute*, **233**: 512 (2018).
2. N. S. Uporova, *Magnitnaya Vospriimchivost' Intermetallicheskih Soedineniy Al₂RZM i Spлавov Al–Y, Al–Ni–RZM pri Vysokikh Temperaturakh* [Magnetic Susceptibility of Intermetallic Compounds Al₂REM and Alloys Al–Y, Al–Ni–REM at high temperatures] (Dissertation for Cand. Phys.-Math. Sci) (Yekaterinburg: Ural'skiy Gosudarstvennyy Pedagogicheskiy Universitet: 2011) (in Russian).
3. Z. C. Sims, O. R. Rios, D. Weigs, P. E. A. Turchi, A. Perron, J. R. I. Lee, T. T. Li, J. A. Hammons, B. Hancan, T. M. Willey, Ke An, Y. Chen, A. H. King, and S. K. McCall, *Materials Horizons*, **4**: 1070 (2017).
4. E. Aghaie, *Effect of Cerium Addition on Improvement of Mechanical Properties of B319 Power Train Aluminium Alloy* (Thesis of Dissert. for Master of Applied Sci.) (Okanagan: The University of British Columbia: 2019).
5. Z. Zhang, Y. Wang, and X. Bian, *J. Cryst. Growth*, **260**, No. 3–4: 557 (2004).
6. E. A. Naumova, *Razrabotka Nauchnykh Osnov Legirovaniya Alyuminievykh Spлавov Evtecticheskogo Tipa Kal'tsiem* [Development of the Scientific Basis for the Alloying of Eutectic-Type Aluminium Alloys with Calcium] (Dissertation for Dr. Techn. Sci.) (Moscow: MISiS: 2019) (in Russian).
7. I. Brodova, *J. Siberian Federal Univ., Engineering and Technology*, **4**, No. 8: 519 (2015).
8. Y. A. Gorbunov, *J. Siberian Federal Univ., Engineering and Technology*, **5**, No. 8: 636 (2015).
9. Xinxiang Yu, Dengfeng Yin, Zhiming Yu, Yiran Zhang, and Shufei Li, *Rare Met. Mater. Eng.*, **45**, Iss. 7: 1687 (2016).
10. A. V. Khvan, *Optimizatsiya Fazovogo Sostava Vysokotekhnologichnykh*

- Aluminievyykh Splavov s Kompozitnoy Strukturoy na Osnove Se- i Ca-Soderzhashchikh Evtetik* [Optimization of the Phase Composition of High-Tech Aluminium Alloys with a Composite Structure Based on Ce- and Ca- Containing Eutectics] (Dissertation for Cand. Techn. Sci.) (Moscow: MISiS: 2008) (in Russian).
11. D. G. Eskin and J. Mi, *Solidification Processing of Metallic Alloys under External Fields* (Cham: Springer Nature Switzerland AG: 2018).
 12. Yixuan He, *Nucleation and Magnetism of Supercooled Co–B Metallic Liquid under High Magnetic Field* (Grenoble: UGA: 2019).
 13. T. Zheng, B. Zhou, Y. Zhong, J. Wang, S. Shuai, Z. Ren, F. Debray, and E. Beaunon, *Sci. Rep.*, **9**: 266 (2019).
 14. Q. Wang, X. Pang, C. Y. Wang, and J. He, *Proc. the 5th Int. Symp. on EPM* (Sendai, Japan: 2006), p. 387.
 15. S. He, C. Li, R. Guo, W. Xuan, Z. Ren, X. Li, and Y. Zhong, *ISIJ International*, **58**, No. 5: 899 (2018).
 16. Yu. M. Gel'fgat, O. A. Lielausis, and E. V. Shcherbinin, *Zhidkiy Metall pod Vozdeystviem Elektromagnitnykh Sil* [Liquid Metal under the Influence of Electromagnetic Forces] (Riga: Zinatne: 1975) (in Russian).
 17. V. A. Bykov, *Magnitnaya Vospriimchivost' Razbavlenykh Splavov Al–Ce, Al–Dy, Al–Yb pri Povyshennykh Temperaturakh* [Magnetic Susceptibility of Dilute Al–Ce, Al–Dy, Al–Yb Alloys at High Temperatures] (Dissertation for Cand. Techn. Sci.) (Yekaterinburg: Institut Metallurgii Uro RAN: 2007) (in Russian).
 18. N. S. Uporova, S. A. Uporov, V. E. Sidorov, N. I. Il'inykh, and T. V. Kulikova, *Materialovedenie*, No. 11: 22 (2011) (in Russian).
 19. G. N. Elanskiy and V. A. Kudrin, *Vestnik YuUrGU. Ser. Metallurgiya*, **15**, No. 3: 11 (2015) (in Russian).
 20. S. V. Vonsovskiy, *Magnetizm* [Magnetism] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).