

CRYSTAL-LATTICE DEFECTS

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 61.72.S-, 61.72.Yx, 81.30.Fb, 81.40.Wx

Вплив міді, рідкоземельних металів і заліза на зміну форми первинних інтерметалідів в алюмінієвому стопі у разі охолодження і тверднення розтопу в постійному магнетному полі

О. В. Середенко, В. О. Середенко

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

Рідкоземельні метали (РЗМ) в стопах алюмінію покращують їх властивості. Ці стопи є перспективними для застосування у транспортній галузі, авіаційній, космічній, військовій техніці та електроніці, а також для заміни деталей з титану, чавуну, сталі та міді. Використання добавок РЗМ у литих стопах алюмінію стримується суттєвим укрупненням первинних інтерметалідів (більше ніж 100 мкм), що набувають огранку голчастої і хрестоподібної форми. Дослідження проведено на багатокомпонентному стопі Al–Cu–РЗМ–Mn–Ti–Fe–Zn–Si за середнього вмісту Cu 3,7% мас. і добавки 13% мас. стопу РЗМ. Алюмінієвий стоп охолоджували і він тверднув із швидкістю 10 К/с. У структурі стопу спостерігалися первинні інтерметаліди з огранкою і хвилястим контуром. У порівнянні з плоскими, на хвилястих поверхнях інтерметалідів відбувалося зростання діапазону концентрації всіх компонентів, окрім Mn. Найбільш суттєво змінилися концентрації Cu, РЗМ і Fe. Під дією постійного магнетного поля з індукцією 0,1 Тл на розтоп, який охолоджували і він тверднув, зміна морфології включень з огранкою, схожою на хвилясту, супроводжувалася найінтенсивнішим зростанням вмісту заліза на поверхні інтерметалідів. За до-

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, Influence of Copper, Rare Earth Metals, and Iron on Change in Shape of Primary Intermetallic Compounds in Aluminium Alloy During Cooling and Solidification of Melt in Constant Magnetic Field, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 971–984 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.07.0971](https://doi.org/10.15407/mfint.43.07.0971).

помогою математичного планування експерименту отримані рівняння регресій, які характеризували вплив концентрації Cu, РЗМ і Fe, а також індукції магнетного поля на вміст заліза на поверхні інтерметалідів. Встановлено, що самим впливовим чинником є магнетне поле, а вміст РЗМ і Cu відповідно в 4,7 і 3,8 рази слабші. В інтервалі варіювання вмісту заліза в стопі, обробленого магнетним полем, не виявлено впливу кількості цієї домішки на концентрацію Fe на поверхні інтерметаліду. Виявлено, що під дією поля поведінка домішки Fe стає аналогічною модифікатору первинних інтерметалідів і її накопичення на поверхні вкрапель супроводжується втратою кристалами огранки.

Ключові слова: сплав Al–Cu–РЗМ, первинні інтерметаліди, математичне планування експерименту, тверднення, магнетне поле.

Rare earth metals (REM) in aluminium alloys improve their properties. These alloys are promising for the transport industry, aviation, space, military technologies and electronics. At increased temperatures, thanks to their low specific weight, they are perspective of replacing parts from titanium, cast iron, steel, and copper. In such thermal operate conditions, inclusions of the primary intermetallides are the most stable in comparison with strengthened by solid solution disruption and formation of branched eutectic, and this determines tendency increasing of REM concentration in alloys. One of the main reasons for containment REM additives in aluminium alloys is a significant enlargement of primary intermetallides—more than 100 μm , which acquire a faceting, needle and cruciform shapes. Investigations is carried out on a multicomponent Al–Cu–REM–Mn–Ti–Fe–Zn–Si alloy, with an average Cu content of 3.7% wt. and addition of 13% wt. REM alloy. The aluminium alloy is cooled and solidified at a rate of 10 K/s. In the structure of the alloy, the primary intermetallides are observed with faceting, wave contours, and such, which contain cracks. In the case of flat surfaces, in comparison with the wave surfaces of the intermetallic inclusions, the rise of the concentration range of all components, except for Mn, take place. The concentrations of Cu, REM, and Fe are changed in the most significant way. Under constant magnetic field action with flux density 0.1 T on the cooled and solidified alloy, the change in morphology of the inclusions with faceting to wave contours accompanied by the most insensitive Fe content arising on the intermetallides' surfaces. In addition to the mathematical planning of the experiment (a second two-factor experiment with equal duplications of the experiments), equations of regressions, which characterized the influence of the concentration of Cu, REM, and Fe, as well as the magnetic field on the Fe concentration on the intermetallic inclusions' surface are obtained. As found, the most influential factor is the magnetic field, and the content of rare-earth metals and Cu is in 4.7 and 3.8 times weaker, respectively. In the range of variation of the iron content in the alloy treated by a magnetic field no effect of this impurity on the Fe concentration on the intermetallic surface is found. It is revealed that, under the influence of the field, the behaviour of the Fe impurity becomes similar to the modifier of primary intermetallic compounds and its accumulation on the surface of inclusions is accompanied by the loss of faceting by the crystals.

Key words: Al–Cu–REM alloy, primary intermetallides, experiment mathematical planning, solidification, magnetic field.

(Отримано 17 грудня 2020 р.)

1. ВСТУП

Стопи алюмінію з добавками рідкоземельних металів (РЗМ) є перспективними матеріалами для застосування у транспортній галузі, авіаційній, космічній, військовій техніці і електроніці [1, 2]. РЗМ добре сумісні з традиційними добавками у стопи алюмінію [3]. Зміцнення стопів алюмінію сполуками, основну долю яких складає алюміній, якими є інтерметаліди РЗМ, дозволяє одержати більш однорідний матеріал в протилежність використанню нітридів, оксидів, карбідів, тощо [4]. Також сполуки РЗМ мають більшу твердість за інтерметалідні фази, що утворюються у разі застосування традиційних легуючих компонентів (наприклад, Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$) [5]. Зміцнення литих стопів алюмінію вкрапленнями відбувається завдяки розпаду твердого розчину, формуванню розгалужених евтектик, до складу яких входять сполуки, що виникають під час охолодження і тверднення стопів заевтектичних складів [4, 6]. За підвищених температур найбільш стабільними є саме вкраплення первинних інтерметалідів [6], що обумовлює тенденцію збільшення кількості РЗМ у складі стопів. Добавки цих елементів покращують спеціальні властивості стопів такі як зносостійкість, корозійна стійкість [7], електропровідність [8]. Технологічні властивості змінюються у позитивний бік — рідкоплинність зростає, горячеламкість, окислюваність — знижуються [2, 8]. Первинні інтерметаліди запобігають рекристалізації стопів на всіх стадіях технологічного переділу заготовок [2]. Високі властивості стопів алюмінію з добавками РЗМ за підвищених температур у сполученні з їх низькою питомою вагою обумовлюють перспективу заміни ними деталей з титану, чавуну, сталі [1] і міді [2].

Сучасні напрямки наукових і технологічних розробок в галузі одержання виробів з литих заготовок спрямовані на зменшення вартості матеріалів, скорочення і спрощення технологічних операцій їх виготовлення. Зокрема, для стопів алюмінію такі розробки пов'язані з можливістю вторинного використання металу, що містить підвищену кількість домішок, перед усім заліза [9]. Залізо у стопах алюмінію є шкідливою домішкою оскільки утворює голчасті вкраплення, що є концентраторами напруження в матеріалі [10]. У металевому ломі кількість заліза збільшується і це потребує додаткових заходів по блокуванню його негативного впливу. Між тим, використання вторинної сировини для виготовлення литих деталей зі стопів алюмінію знижує виробничі витрати на 30–50% [9]. Якщо

додавати певну кількість Се у стопи системи Al–Cu, то він зв'язує залізо і утворює евтектичну фазу, що не має грубої морфології [11]. З метою здешевлення стопів на основі алюмінію з додаванням РЗМ досліджують стопи з найменш вартісним елементом Се (також у складі мішметалу) [2, 11].

У стопах алюмінію з добавками РЗМ стабільність мікроструктури може зберігатись до 773 К, що дає перспективу використання стопів, термічно оброблених за зниженої температури гомогенізації [12], або, за умови формування певної морфології і дисперсності фаз, без термічної обробки після лиття [3], а також без стадії деформації [2]. Одним з чинників, що стримують використання добавок РЗМ у стопи алюмінію, є складність технологій і обладнання для виготовлення заготовок з подрібненою структурою — порошкової металургії і деформаційної обробки [2, 5]. Найбільш простими і дешевими є ливарні технології виготовлення стопів, у тому числі, легованих РЗМ. Однак, ливарні технології стикаються з наступними труднощами — необхідністю застосування високих перегрівів розтопів до 1273–1473 К [5] і суттєвому укрупненні первинних інтерметалідів до 100 мкм і більше, що набувають несприятливої форми (голчастої, пластинчастої, хрестоподібної, з огранкою) особливо за швидкостей охолодження до 10 К/с [2, 5, 13, 14]. Як зазначено в [2] за швидкості охолодження 10^4 К/с вкраплення зменшуються достатньо, щоб забезпечити значне підвищення міцності напівфабрикатів. Первинні інтерметаліди, що утворюються у разі охолодження попередньо перегрітого до 100–450 К над температурою ліквідус розтопу зі швидкостями 10^3 – 10^4 К/с мають розміри до 5 мкм [15]. Але такі заходи потребують посиленого захисту розтопу від окислення і спеціальних кристалізаторів. Крім того, виникнення первинних інтерметалідів може пригнічуватись з утворенням евтектичної або доевтектичної структури [2, 13].

На форму кристалу, що росте в розтопі, у разі охолодження і тверднення литої заготовки, впливають товщина дифузійного пригранничного шару, напрямок конвекційного потоку і тепловідводу у взаємозв'язку з дією гравітаційних і зовнішніх сил [16]. Різноманітні типи фізичних впливів на розтоп сприяють формуванню у ньому властивостей характерних для більш високих температур, тобто температурно-часовий вплив на розтоп може бути замінений фізичним впливом за більш низькій температурі [17]. Протягом останніх 50 років багато досліджень спрямовано на розробку методик керування структурою стопів з метою підвищення їхніх властивостей за допомогою вимушеного руху розтопу в твердо-рідкому стані, зокрема, за допомогою постійного магнетного поля [18]. Дія постійного магнетного поля на кристал заснована на його взаємодії з термічним електрострумом, що виникає внаслідок різниці температур (через переохолодження) між основою і верхівкою виступу на пове-

рхні кристалу [16, 19, 20]. Така взаємодія викликає електромагнетну силу, що обумовлює локальне перемішування розтопу, впливає на перенос розчинених речовин і тепла. Згідно [20] об'ємна електромагнетна сила, що діє на кристал у разі накладання постійного магнетного поля з індукцією ($B \leq 0,5 \text{ Тл}$) на зливочок стопу алюмінію AlSi10Mg під час його напрямленого твердіння сягає 10^5 Н/м^3 , чого достатньо для руйнації стовбчастих зерен. Наявність магнетного поля призводило до зменшення частки стовбчастих зерен з 48% до 19% і відповідному зростанню рівновісних. Такі зміни в структурі, спричинені магнетним полем, покращували механічні властивості стопу. Подовжені зерна основи стопу Al-4,5\% Cu під впливом постійного магнетного поля змінювались на компактні з хвилястим контуром [21].

У випадку невисоких переохолоджень, притаманних звичайним засобам лиття, для кристалів найбільш переважною є форма з огранкою [16]. На морфологію кристалу, що росте у багатокомпонентному розтопі, який охолоджують і він твердне, впливають домішки, які утворюють на поверхні збагачений ними шар [22]. Накопичення домішок обумовлює порушення плаского фронту кристалізації, злам гілок дендритів [16, 22]. За наявності декількох домішок, серед них є одна, найбільш впливова, навіть коли її кількість значно менша за інших [23]. Досвід одержання лиття з магнієвих стопів свідчить про можливість зміни морфології інтерметалідів з пластичної на сферичну за допомогою легування перехідними металами або РЗМ [24].

Відомо, що постійне магнетне поле з індукцією, як до 1 Тл, так і більшою ніж 1 Тл, чинить дію на форму границі розділу тверда фаза–розтоп і кристалів основи стопів, у тому числі на основі алюмінію, [16, 19, 20, 25, 26]. Фронт кристалізації викривляється, кристали розгалужуються, а також набувають хвилястої форми. Первинні інтерметаліди у стопах на основі алюмінію напрямлено закристалізованих під впливом сильного магнетного поля з індукцією $\gg 1 \text{ Тл}$ також змінюють морфологію [21, 25, 27, 28]. Їхні рівні грані деформуються, на них виникають тріщини і відбувається фрагментація кристалів. Постійне магнетне поле впливає на перенос розчинених речовин в зоні твердо–рідкого стану стопу [20] і на розподіл речовин в стопі [27].

Таким чином, використання дії постійного магнетного поля на розтоп під час його охолодження і тверднення зі швидкістю характерною для звичайних засобів лиття, може сприяти розвитку локальних течій розтопу поблизу поверхні кристалу, що росте, і впливати на перенос домішок до поверхні розділу кристал–розтоп, чим викликати зміну морфології інтерметалідів з огранкою на хвилясту і розділенню таких кристалів на частини за рахунок розвитку тріщин. Вплив постійного магнетного поля з індукцією $< 1 \text{ Тл}$ на про-

цес деформації і фрагментації первинних інтерметалідів з огранкою через дію на компоненти стопів, зокрема, системи Al–Cu–РЗМ вивчено недостатньо.

Мета представленої роботи полягала у виявленні компоненту стопу, зміна вмісту якого на поверхні інтерметаліду супроводжується втратою кристалом огранки, оцінці ефективності впливів на концентрацію такого компоненту на поверхні кристалу інтерметаліду його кількості у стопі, а також легуючих компонентів стопу і постійного магнетного поля з невисокою індукцією 0,1 Тл у разі охолодження і тверднення стопу на основі системи Al–Cu з добавкою РЗМ у вигляді мішметалу зі швидкістю 10 К/с, характерною для традиційних методів лиття.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

В роботі було проведено 2 серії експериментів. У першій виконано дослідження по виявленню елемента, який найбільше впливає на форму кристалів первинних інтерметалідів. У другій серії було досліджено, як на цей елемент діє кількість компонентів стопу і постійне магнетне поле. Проведення першої серії експериментів було здійснено на стопі Al–3,7% мас. Cu з добавкою 13% мас. стопу РЗМ: Ce–7,5; La–3,2; Nd–1,6; Pr–0,70. До складу алюмінієвого стопу також входили, % мас.: Mn–0,35 і Ti–0,13; Fe–0,31; Si–0,11; Pb–0,10. Решту складав Al. Досліджувалась і порівнювалась кількість компонентів стопу в середині вкраплень інтерметалідів та на поверхнях цих кристалів, які на площині шліфів зразків стопу мали рівні і хвилясті контури.

Для другої серії досліджень було виконано повні двофакторні експерименти (які позначені як 2.1, 2.2 і 2.3) для факторів, що варіювались на двох рівнях з рівномірним дублюванням дослідів (по 3).

ТАБЛИЦЯ 1. План повного факторного експерименту 2^2 з рівномірним дублюванням дослідів.

TABLE 1. Plan of a full factorial experiment 2^2 with uniform duplication of experiments.

№ дослідів	Кодовий масштаб факторів			
	x_0	x_1	x_2	x_1x_2
1	+1	+1	+1	+1
2	+1	-1	+1	-1
3	+1	+1	-1	-1
4	+1	-1	-1	+1

План даних експериментів (2^2) представлено в таблиці 1. Факторами (незалежними змінними, x) було визначено вміст компонентів у стопі і величину індукції магнетного поля (B). Залежною змінною (y) виступала концентрація компоненту на поверхні первинного інтерметаліду, яка супроводжувала зміну його морфології.

Склад стопу був аналогічним першій серії експериментів, за варіювання кількості компонентів і індукції магнетного поля (факторів) на двох рівнях (max і min, у кодовому вигляді відповідно +1 і -1) у серіях дослідів: 2.1 — Fe-(0,26–0,36)% мас.; 2.2 — Cu-(3,47–3,65)% мас.; 2.3 — PЗМ-(12,50–13,40)% мас. і В-(0–0,10 Тл). Вміст компонентів, які не варіювались у дослідях 2.1, 2.2 і 2.3 відповідав першій серії експериментів. Після виконання дослідів було здійснено перевірку однорідності ряду порядкових дисперсій значень залежної змінної за критерієм Кохрена (G) за прийнятого рівня значимості 0,05. За умови меншої величини розрахованого G чим допустимого (табличне значення допустимої величини 0,768), визначено коефіцієнти рівнянь регресій (b_i) для кодovаних значень факторів і оцінено їхню статистичну значимість за t критерієм Ст'юдента (2,31 — за рівня значимості 0,05 і числа ступенів свободи 8). За допомогою рівнянь розраховано середнє значення залежної змінної ($y_{cp}^{роз}$) для перевірки адекватності моделі по критерію Фішера (F), що не має перевищувати величину 4,46 і порівняно вплив кожного з факторів на залежну змінну. Значення критеріїв G , t і F були взяті з таблиць, наведених в роботі [29].

Дослідний метал (маса 50 г) витоплювали в печі електроопору в алуновому тиглі. Після топлення компонентів розтоп перегрівали до температури 1093 К, перемішували і витримували 10 хвилин за даної температури. Готовий розтоп заливали у чавунні фарбовані форми. Метал охолоджували і він тверднув зі швидкістю 10 К/с без та під дією постійного горизонтального магнетного поля з індукцією 0,1 Тл. Для досліджень структури з виливків виготовлялись шліфи, які були протравлені 1% об. розчином HF у суміші 30% об. C_2H_5OH і 70% об. H_2O . Структура зразків досліджувалась на металографічному мікроскопі МЕТАМ-Р1. Кількість компонентів у структурних складових стопу визначалась за допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу на установці REMMA-102.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В структурі зразків стопу (рис. 1) на фоні основи стопу — α -твердого розчину Al (1) спостерігались первинні інтерметаліди (2) з огранкою, а також з хвилястими контурами і такими, що містили тріщини і евтектика (3). Частина включень первинних інтерметалідів мала руйнацію на фрагменти (див. рис. 1, а). Під дією магнетного поля кількість інтерметалідів, якими була втрачена огранка, зросла

вдвічі в порівнянні з контрольним металом. Процес утворення і розвитку тріщин в кристалах та розосередження фрагментів посилюється (див. рис. 1, б).

Як показали результати вимірювання кількості компонентів в середині інтерметалідів і на їхніх поверхнях — рівних і хвилястих, в контрольному стопі, в порівнянні з серединою включень на плоских поверхнях відбулось зменшення концентрації всіх компонентів, крім Mn. Діапазон концентрацій Mn на поверхні вкраплень звужився і залишився близьким до максимальних значень вмісту для середини інтерметалідів (табл. 2).

В порівнянні з плоскими поверхнями, на хвилястих поверхнях інтерметалідів спостерігалось зростання діапазону концентрації компонентів — найбільш суттєво РЗМ, Cu і Fe, в меншій мірі — Ti, Zn і Si. Діапазон вмісту Mn майже не змінився. Під впливом магнетного поля на хвилястій поверхні інтерметалідів відбулось розширення діапазону концентрацій РЗМ і Mn, звуження Cu; не зафіксовано присутності Ti, Zn і Si. На вказаній поверхні відбулось значно більш виражене зростання концентрації Fe, ніж РЗМ і Mn. Вірогідно, збільшення концентрації Fe (як мінімальних, так і максимальних значень) під дією магнетного поля обумовлена його підвищеними магнетними властивостями в порівнянні з іншими компонентами стопу (Fe відносять до феромагнетиків, РЗМ, Mn, Ti і Zr — парамагнетики, Cu, Zn і Si — діамагнетики). Таким чином, зміна морфології включень супроводжувалась найбільш інтенсивним зростанням вмісту заліза на поверхні інтерметалідів. Тому для дру-

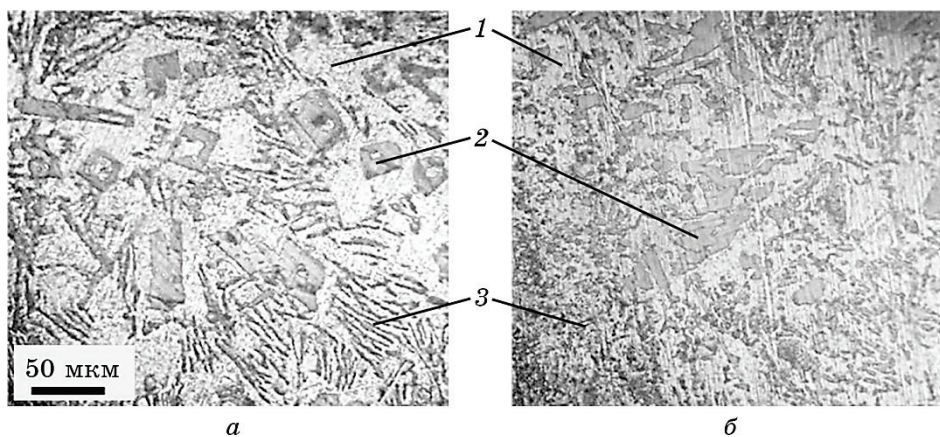


Рис. 1. Структура стопу Al–Cu з 13% РЗМ, одержаного в умовах: $B = 0$ Тл (а), $B = 0,1$ Тл (б).

Fig. 1. Structure of the Al–Cu alloy with 13% rare-earth metals, obtained in conditions: $B = 0$ T (a), $B = 0.1$ T (b).

ТАБЛИЦЯ 2. Діапазони концентрацій компонентів стопу (% мас.) в зонах первинних інтерметалідів стопу на основі Al–Cu–РЗМ, одержаного без та під дією постійного магнетного поля.

TABLE 2. Concentration range of the components (% mass.) at intermetallics zones in alloy based on Al–Cu with rare-earth elements, obtained without and under action of the constant magnetic field.

Ком- понент стопу	Стоп, одержаний для $B = 0$ Тл			Стоп, одержаний для $B = 0,1$ Тл	
	Концентрація компонентів стопу (min–max), % мас.				
	В середині інтерметалі- дів	На рівній поверхні інтермета- лідів	На хвиляс- тій поверхні інтерметалі- дів	В середині інтерметалі- дів	На хвилястій поверхні ін- терметалідів
РЗМ	57,87–59,81	26,17–35,98	28,08–56,73	50,79–59,94	27,66–59,78
Cu	2,22–2,41	1,38–1,88	1,66–2,72	2,05–2,44	1,22–1,68
Mn	0,15–0,25	0,21–0,26	0,20–0,26	0,08–0,19	0,20–0,30
Ti	0,10–0,17	0	0–0,03	0–0,05	0
Fe	0,03–0,07	0–0,05	0,05–0,10	0,03–0,20	0,08–0,24
Si	0,08–0,31	0–0,07	0–0,22	0,18–0,26	0
Zn	0	0	0–0,05	0	0

гої серії експериментів як залежну змінну визначено вміст Fe на поверхні інтерметалідів.

Результати досліджень другої серії експериментів і оцінка адекватності моделей представлені в табл. 3.

Визначений критерій F (див. табл. 3) був менший за табличну величину (див. розділ 2). Таким чином, одержані результати не мають значних відхилень відносно середньої величини. На базі даних табл. 3 було розраховано коефіцієнти в рівняннях регресій. Оцінка їхньої значимості показала, що коефіцієнти біля членів: x_1 в серії 2.1 та x_1x_2 , що враховували ефект взаємодії факторів, для всіх серій експериментів є статистично не значимими і були виключені з моделей.

Таким чином, рівняння, що відображали вплив незалежних змінних в кодованому вигляді, на величину y , відповідно для серій експериментів 2.1, 2.2 і 2.3 мали вигляд:

$$y = 0,103 + 0,056x_2, \quad (1)$$

$$y = 0,086 + 0,0175x_1 + 0,066x_2, \quad (2)$$

$$y = 0,134 + 0,0140x_1 + 0,066x_2. \quad (3)$$

ТАБЛИЦЯ 3. Результати дослідів впливу кількості компонентів в стопі Al–Cu–РЗМ і постійного магнітного поля на вміст Fe на поверхні інтерметалідів і перевірки адекватності моделі.

TABLE 3. Investigation results of action of the Al–Cu with rare-earth elements alloy components' and the constant magnetic field on Fe content at the intermetallides' surface and model adequate verification.

Серія дослідів	Фактори	№ до-сліду	y	Середнє значення y	G	$y_{\text{cp}}^{\text{роз}}$	F
2.1	Fe, % В, Тл	1	0,15; 0,17; 0,20	0,173	0,721	0,158	1,732
		2	0,06; 0,17; 0,20	0,143		0,158	
		3	0,05; 0,08; 0,10	0,077		0,047	
		4	0; 0; 0,05	0,017		0,047	
2.2	Cu, %; В, Тл	1	0,17; 0,17; 0,16	0,167	0,500	0,169	0,563
		2	0,15; 0,13; 0,13	0,137		0,134	
		3	0,05; 0,04; 0,03	0,04		0,038	
		4	0; 0; 0	0		0,003	
2.3	РЗМ, %; В, Тл	1	0,20; 0,20; 0,24	0,213	0,576	0,214	0,010
		2	0,20; 0,18; 0,18	0,187		0,186	
		3	0,10; 0,08; 0,07	0,083		0,083	
		4	0,06; 0,05; 0,05	0,054		0,055	

Перевірка адекватності моделей (1), (2) і (3) по критерію F , показала, що його значення менше за табличне (див. табл. 3 і розд. 2), тому гіпотезу про адекватність даних моделей не відкидають. Аналіз моделей показує, що найбільш впливовим фактором на кількість заліза на поверхні інтерметалідів є величина індукції постійного магнетного поля. Наступними по відносному впливу на залежну змінну є кількість РЗМ і міді в стопі, які відповідно в 4,7 і 3,8 рази слабші за дію магнетного поля. Згідно вище зазначеного, за будь-якого вмісту заліза у стопі воно буде скеровано до зосередження на поверхні інтерметалідів дією постійного магнетного поля. Через це, під впливом поля поведінка домішки Fe стає аналогічною модифікатору первинних інтерметалідів і її накопичення на поверхні вкраплень супроводжується втратою кристалами огранки.

Враховуючи те, що магнетне поле сприяло зростанню кількості заліза на поверхні первинних інтерметалідів і це супроводжувалось зміною морфології кристалів, були проведені початкові дослідження впливу магнетного поля з індукцією 0,1 Тл на первинні вкраплення у стопі на основі системи Al–Cu з добавкою РЗМ у разі підвищення в ньому концентрації заліза до (0,46–0,67)%. Стоп готували, охолоджували і він тверднув в аналогічних умовах, представлених в розділі 2. Результати досліджень показали, що кристали з огранкою не виникали, а кількість зруйнованих на фрагменти вкраплень зростає вдвічі в порівнянні з металом, обробленим полем,

структура якого представлена в даній роботі. Було відмічено посилення тенденції розосередження фрагментів вкраплень в об'ємі стопу.

4. ВИСНОВКИ

Таким чином, визначено, що зміна форми первинних інтерметалідів з огранкою на хвилясту в стопі на основі системи Al–Cu–РЗМ, супроводжувалось збільшенням концентрації заліза на поверхні інтерметалідів у разі охолодження і тверднення розтопу зі швидкістю 10 К/с. Відбувалась руйнація кристалів інтерметалідів на фрагменти за рахунок розвитку тріщин. Аналіз рівнянь регресій, одержаних в результаті дослідів виконаних згідно проведеного математичного планування експериментів, показав, що збільшення вмісту легуючих компонентів — міді і РЗМ в стопі супроводжувалось підвищенням концентрації заліза на поверхні інтерметалідів. Постійне магнетне поле з індукцією 0,1 Тл було більш впливовим фактором на зростання вмісту заліза на поверхні таких вкраплень, в порівнянні з кількістю Cu і РЗМ, відповідно у 5 і 4 рази. Вірогідно, такий вплив поля обумовлений підвищеними магнетними властивостями заліза ніж у інших компонентів стопу. Визначено, що зміна концентрації цієї домішки в стопі, який охолоджували і він тверднув під дією магнетного поля, не впливала на її вміст на поверхні первинних інтерметалідів. Постійне магнетне поле скеровувало залізо на поверхню первинного інтерметаліду, що робило поведінку цього елемента в стопі алюмінію аналогічній модифікатору. Проведені початкові дослідження впливу постійного магнетного поля з індукцією 0,1 Тл на стоп системи Al–Cu з добавкою РЗМ, який охолоджували і він тверднув в аналогічних умовах, описаних в представленій роботі, але за збільшення вмісту заліза в ~1,8 рази показали, що інтерметаліди з огранкою не утворювались, а тенденція до руйнації первинних інтерметалідів на фрагменти та їх розосередження в об'ємі стопу посилилась.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. А. Гнатуш, В. С. Дорошенко, *Металл и литьё Украины*, № 3–4: 25 (2019).
2. Y. A. Gorbunov, *J. Siberian Federal Univ., Ing. Techn.*, 5, No. 8: 636 (2015).
3. Z. C. Sims, O. R. Rios, D. Weiss, P. E. A. Turchi, A. Perron, J. R. I. Lee, T. T. Li, J. A. Hammons, M. Bagge-Hansen, T. M. Willey, K. An, Y. Chen, A. H. King, and S. K. McCall, *Mater. Horiz.*, 6: 9 (2017).
4. В. В. Каминский, С. Ю. Петрович, В. А. Липин, *Записки Горного института*, 233: 512 (2018).
5. Н. А. Терентьев, *Исследование и разработка литейных технологий при*

- получении дисперсно-упрочнённых алюминиевых сплавов (Дисс. канд. техн. наук) (Красноярск: Сибирский федеральный университет: 2017).
6. Н. А. Аристова, И. Ф. Колобнёв, *Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1977).
 7. Czerwinski, *J. Mater. Sci.*, **55**, No. 12: 24 (2020).
 8. H. C. Liao, C. Liu, C. Lu, and Q. G. Wang, *Inv. J. Cast Met. Res.*, **28**, Iss. 4: 213 (2015).
 9. И. П. Волчок, А. А. Митяев, Р. А. Фролов, К. Н. Лоза, В. В. Ключихин, В. В. Лукинов, *Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения*, **90**: 64 (2016).
 10. Е. Л. Скуйбеда, *Литьё и металлургия*, № 4: 42 (2013).
 11. А. В. Хван, *Оптимизация фазового состава высокотехнологичных алюминиевых сплавов с композитной структурой на основе Се- и Са-содержащих эвтектик* (Дисс. канд. техн. наук) (Москва: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»): 2008).
 12. Gao-ren Huang, Yi-meng Sun, Li Zhang, and Yu-lin Liu, *J. Mater. Eng.*, **46**, Iss. 3: 105 (2018) (in Chinese).
 13. В. М. Фёдоров, Ю. М. Пономаренко, А. М. Дискин и Э. В. Макарова, *Технология лёгких сплавов*, № 9: 14 (1983).
 14. Е. А. Наумова, *Разработка научных основ легирования алюминиевых сплавов эвтектического типа кальцием* (Дисс. докт. техн. наук) (Москва: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»: 2019).
 15. И. Бродова, *J. Siberian Federal Univ., Ing. Techn.*, **4**, No. 8: 519 (2015).
 16. В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабиц, *Специальные способы литья. Справочник* (Ред. В. А. Ефимова) (Москва: Машиностроение: 1991).
 17. А. В. Долматов, *Влияние обработки алюминиевых расплавов упругими низкочастотными колебаниями на структуру и свойства литого металла* (Дисс. канд. техн. наук) (Екатеринбург: ГУ Институт металлургии РАН: 2006).
 18. D. G. Eskin and J. Mi, *Solidification Processing of Metallic Alloys under External Fields* (Cham: Springer Nature Switzerland AG: 2018).
 19. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, A. Bojarevics, and Y. Fautrelle, *Journal of ISRI*, **19**, Supl. 1: 9 (2012) (in Chinese).
 20. D. Du, J. C. Haley, A. Dong, Y. Fautrelle, D. Shu, G. Zhu, X. Li, D. Sun, and E. J. Lavernia, *Mater. Des.*, **181**: (2019).
 21. X. Li, Y. Fautrelle, Z. Ren, A. Gagnoud, Y. Zhane, and C. Esling, *J. Cryst. Growth*, **318**, No. 1: 23 (2011).
 22. Д. Е. Овсиенко, *Зарождение и рост кристаллов из расплава* (Киев: Наукова думка: 1994).
 23. В. Н. Канищев, *Переходные процессы направленной кристаллизации при выращивании кристаллов из расплава* (Дисс. докт. техн. наук) (Харьков: Институт монокристаллов НАН Украины: 2014).
 24. В. А. Шаломеев, *Металургия*, **2**: 73 (2013).
 25. Y. Shen, Z. Ren, X. Li, W. Renand, and Y. Xi, *J. Cryst. Growth*, **336**, No. 1: 67 (2011).
 26. S. Shuai, X. Lin, W. Xiao, J. Yu, J. Wang, and Z. Ren, *Acta Met. Sin.*, **54**, Iss. 6: 918 (2018) (in Chinese).
 27. M. Wu, T. Liu, M. Dong, J. Sun, S. Dong, and Q. Wang, *J. Appl. Phys.*, **121**:

- 064901 (2017).
28. T. Zheng, B. Zhou, Y. Zhong, J. Wang, S. Shuai, Z. Ren, F. Debray, and E. Beaunon, *Sci. Rep.*, **9**: 266 (2019).
29. Ф. С. Новик, Я. Б. Арсов, *Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов* (Москва: Машиностроение; София: Техника: 1980).

REFERENCES

1. V. A. Gnatush and V. S. Doroshenko, *Metall i Lityo Ukrainy*, **310–311**, Nos. 3–4: 25 (2019) (in Russian).
2. Y. A. Gorbunov, *J. Siberian Federal Univ., Ing. Techn.*, **5**, No. 8: 636 (2015).
3. Z. C. Sims, O. R. Rios, D. Weiss, P. E. A. Turchi, A. Perron, J. R. I. Lee, T. T. Li, J. A. Hammons, M. Bagge-Hansen, T. M. Willey, K. An, Y. Chen, A. H. King, and S. K. McCall, *Materials Horizons*, Iss. 6: 9 (2017).
4. V. V. Kaminskii, S. A. Petrovich, and V. A. Lipin, *J. Mining Institute*, **233**: 512 (2018).
5. N. A. Terentyev, *Issledovanie i Razrabotka Liteynykh Tekhnologiy pri Poluchenii Dispersno-Uprochnyonykh Alyuminiyevykh Splavov* [Research and Development of Casting Technologies for the Production of Dispersion-Hardened Aluminium Alloys] (Thesis of Disser. for Cand. Techn. Sci.) (Krasnoyarsk: Siberian Federal University: 2017) (in Russian).
6. N. A. Aristova and I. F. Kolobnev, *Termicheskaya Obrabotka Liteynykh Alyuminiyevykh Splavov* [Heat Treatment of Foundry Aluminium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
7. F. Czerwinski, *J. Mater. Sci.*, **55**, No. 12: 24 (2020).
8. H. C. Liao, C. Liu, C. Lu, and Q. G. Wang, *Inv. J. Cast Met. Res.*, **28**, Iss. 4: 213 (2015).
9. I. P. Volchok, A. A. Mityaev, R. A. Frolov, K. N. Loza, V. V. Klochikhin, and V. V. Lukinov, *Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroenie: Starodubovskie Chteniya*, **90**: 64 (2016) (in Russian).
10. Ye. L. Skuybeda, *Lityo i Metallurgiya*, No. 4: 42 (2013) (in Russian).
11. A. V. Khvan, *Optimizatsiya Fazovogo Sostava Vysokotekhnologichnykh Alyuminiyevykh Splavov s Kompozitnoy Strukturoy na Osnove Ce- 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] (Thesis of Disser. for Cand. Techn. Sci.) (Moscow: National University of Science and Technology ‘MISIS’: 2008) (in Russian).
12. Gao-ren Huang, Yi-meng Sun, Li Zhang, and Yu-lin Liu, *J. Mater. Eng.*, **46**, Iss. 3: 105 (2018) (in Chinese).
13. V. M. Fedorov, Yu. M. Ponomarenko, A. M. Diskin, and Z. V. Makarova, *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, No. 9: 14 (1983) (in Russian).
14. E. A. Naumova, *Razrabotka Nauchnykh Osnov Legirovaniya Alyuminiyevykh Splavov Evteticheskogo Tipa Kaltsiem* [Development of the Scientific Basis for the Alloying of Eutectic-Type Aluminium Alloys with Calcium] (Thesis of Disser. for Dr. Phys.-Math. Sci.) (Moscow: National University of Science and Technology ‘MISIS’: 2019) (in Russian).

15. I. Brodova, *J. Siberian Federal Univ., Ing. Techn.*, **4**, No. 8: 519 (2015) (in Russian).
16. V. A. Efimov, G. A. Anisovich, and V. N. Babich, *Spetsialnye Sposoby Litya: Spravochnik* [Special Methods of Casting: Handbook] (Moscow: Mashinostroenie: 1991) (in Russian).
17. A. V. Dolmatov, *Vliyanie Obrabotki Alyuminiyevykh Rasplavov Uprugimi Nizkochastotnymi Kolebaniyami na Strukturu i Svoystva Litogo Metalla* [Influence of Treatment of Aluminium Melts by Elastic Low-Frequency Vibrations on the Structure and Properties of Cast Metal] (Thesis of Dissert. for Cand. Techn. Sci.) (Yekaterinburg: GU Institute of Metallurgy of RAS: 2006) (in Russian).
18. D. G. Eskin and J. Mi, *Solidification Processing of Metallic Alloys under External Fields* (Cham: Springer Nature Switzerland AG: 2018).
19. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budebkova, A. Bojarevics, and Y. Fautrelle, *Journal of ISRI*, **19**, Supl. 1: 9 (2012) (in Chinese).
20. D. Du, J. C. Haley, A. Dong, Y. Fautrelle, D. Shu, G. Zhu, X. Li, D. Sun, and E. J. Lavernia, *Mater. Des.*, **181**: 107923 (2019).
21. X. Li, Y. Fautrelle, Z. Ren, A. Gagnoud, Y. Zhane, and C. Esling, *J. Cryst. Growth*, **318**, No. 1: 23 (2011).
22. D. E. Ovsienko, *Zarozhdenye i Rost Kristallov iz Rasplava* [The Nucleation and Growth of Crystals from a Melt] (Kiev: Naukova Dumka: 1994) (in Russian).
23. V. N. Kanishchev, *Perekhodnye Protsessy Napravlennoy Kristallizatsii pri Vyrashchivanii Kristallov iz Rasplava* [Transient Processes of Directional Crystallization when Growing Crystals from a Melt] (Thesis of Dissert. for Dr. Techn. Sci.) (Kharkov: Institute for Single Crystals of the N.A.S. of Ukraine: 2014) (in Russian).
24. V. A. Shalomoev, *Metallurgiya*, **2**: 73 (2013) (in Russian).
25. Y. Shen, Z. Ren, X. Li, W. Renand, and Y. Xi, *J. Cryst. Growth*, **336**, No. 1: 67 (2011).
26. S. Shuai, X. Lin, W. Xiao, J. Yu, J. Wang, and Z. Ren, *Acta Metallurgica Sinica*, **54**, Iss. 6: 918 (2018) (in Chinese).
27. M. Wu, T. Liu, M. Dong, J. Sun, S. Dong, and Q. Wang, *J. Appl. Phys.*, **121**: 064901 (2017).
28. T. Zheng, B. Zhou, Y. Zhong, J. Wang, S. Shuai, Z. Ren, F. Debray, and E. Beaugnon, *Sci. Rep.*, **9**: 266 (2019).
29. F. S. Novik and Ya. B. Arsov, *Optimizatsiya Protsessov Tekhnologii Metallov Metodami Planirovaniya Eksperimentov* [Optimization of Metal Technology Processes by Methods of Planning Experiments] (Moscow: Mashinostroenie; Sofiya: Tekhnika: 1980) (in Russian).