

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 71.20.Lp, 81.30.Fb, 81.40.Rs

**Зміна морфології і розмірів первинних інтерметалідів  
під час тверднення стопів на основі системи Al–Cu  
з рідкоземельними металами під дією охолодження і  
постійного магнетного поля**

О. В. Середенко

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

Проблемою використання стопів алюмінію з рідкоземельними металами (РЗМ), які одержують звичайними способами лиття (швидкість охолодження  $\sim (1-10)$  К/с), є формування великих за розміром ( $\sim 100$  мкм) первинних кристалів інтерметалідів. Одержання якісних стопів алюмінію, легованих РЗМ, ґрунтується на подрібненні даних включень. Для впливу на форму і розмір первинних інтерметалідів у литому стопі на основі Al–Cu з 13% мас. РЗМ було використано постійне магнетне поле з індукцією  $\sim 0,1$  Тл. Зразки стопу одержано за швидкостей охолодження 4, 10, 11, 15 і 30 К/с. Магнетне поле накладали на стоп під час його охолодження і тверднення. Структуру литих зразків досліджено металографічним методом. Стоп містив інтерметаліди різних розмірів і з неоднаковою морфологією. На поверхні шліфів спостерігалися включення з характерними формами, які об'єднано у 3 групи: 1 — з огранкою, 2 — з хвилястими контурами, 3 — які мали тріщини, порушення суцільності та зруйновані на фрагменти включення. Встановлено, що підвищення швидкості охолодження сприяло зростанню кількості включень групи 3. Магнетне поле посилювало цю тенденцію, збільшувало кількість тріщин у кристалах і зменшувало розміри утворюваних фрагментів. Таким чином, подрібнення біль-

---

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, Change of Morphology and Sizes of Primary Intermetallides During Solidification of Alloy Based on Al–Cu System with Rare-Earth Metals under Action of Cooling and Constant Magnetic Field, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 2: 219–233 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.02.0219](https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0219).

шості інтерметалідів відбувалося за рахунок їх руйнування на компактні фрагменти з розмірами 3–15 мкм. Магнетне поле також сприяло розосередженню частин включень в об'ємі стопу.

**Ключові слова:** стоп Al–Cu–РЗМ, інтерметаліди, швидкість охолодження, тверднення, магнетне поле.

The problem of using aluminium alloys with rare-earth metals (REM) obtained by conventional casting methods (cooling rate  $\sim (1-10)$  K/s) is a formation of large-size primary intermetallides ( $\sim 100$   $\mu\text{m}$ ) of various shapes. Now, production of high-quality aluminium alloys doped by rare-earth metals is based on grinding these inclusions. Corresponding techniques are expensive. Constant magnetic field with flux density 0.1 T is used to act on the shapes and sizes of primary intermetallides in a cast alloy based on Al–Cu system with 13% mass. REM. Such action is easy to implement and it is inexpensive. Alloy samples are obtained in cooling rates 4, 10, 11, 15 and 30 K/s. Magnetic field is applied to the alloy during its cooling and solidification. The metallographic method is used to study the cast structure of samples, obtained without and under influence of a magnetic field. The alloy contains intermetallides with different sizes and morphology. On the surface sections, inclusions with characteristic forms are observed, they are combined into three groups: 1—faceted, 2—with wave contours, 3—contained cracks, integrity breakdowns and inclusions fractured on fragments. As determined, an increase of cooling rate results rising in the number of inclusions of group 3. The magnetic field intensifies this tendency, increases the cracks number in crystals and reduces the size of the formed fragments. As a result, the grinding of majority intermetallides occurs due to their destruction into compact fragments with sizes of 3–15  $\mu\text{m}$ . The magnetic field also contributes to dispersion of inclusions parts in the alloy volume.

**Key words:** Al–Cu–REM alloy, intermetallides, cooling rate, solidification, magnetic field.

*(Отримано 29 червня 2020 р.)*

## 1. ВСТУП

Легування стопів алюмінію рідкоземельними металами (РЗМ) дозволяє суттєво підвищити властивості ряду стопів алюмінію, зокрема на основі системи Al–Cu [1–8]. Стопи алюмінію з домішками РЗМ застосовують для складних відповідальних виробів, з високим рівнем властивостей як за підвищених температур (до 325°C) [9–13], так і для деталей із середніми властивостями, що працюють за кімнатної температури і не потребують термічної обробки [14]. Дані стопи активно розробляють як конструкційні, електротехнічні, поршневі матеріали для автомобільної, вантажної, аерокосмічної техніки [2, 4, 7–9]. Розробка стопів алюмінію з домішками РЗМ з використанням найдешевшого елементу — Се є перспективним також

у складі мішметалу [8, 9]. В його присутності підвищується рідкоплинність розтопу і знижується чутливість до гарячих тріщин [5]. Завдяки змінам у литій структурі стопів, що викликає Се, — подрібненню зерна [15], модифікуванню фаз [8], утворенню зміцнювальних сполук з високою температурою топлення [2], підвищуються механічні властивості стопів [1, 2]. Сегрегація Се по границям зерен запобігає рекристалізації під час термообробки [3], а також виконує функцію дифузійного бар'єра для утворення збіднених міддю зон у стопах на основі системи Al–Cu [8] і запобігає укрупненню фази  $Al_2Cu$ , що зміцнює стоп [1]. Легування стопів на основі алюмінію Се збільшує їхню зносостійкість [15], корозійну стійкість [4, 15] та електропровідність [5].

Нині досліджено стопи на основі алюмінію з домішками Се від 0,1 до 36,6% мас. [1–8, 10, 12–16]. Проблемою використання стопів алюмінію з РЗМ, які одержують звичайними способами лиття (швидкість охолодження  $\sim(1-10)$  К/с), є формування грубих первинних інтерметалідів (розмірами  $\sim 100$  мкм) [13]. Подібні включення можуть мати огранку. Така морфологія є причиною зниження міцності та пластичності матеріалу, оскільки кути створюють напруження у матриці стопу, а вздовж граней кристалів відбувається крихке руйнування [2, 14]. Присутність первинних інтерметалідів у структурі стопу суттєво залежить від співвідношення компонентів у його складі. Щодо діаграм стану багатокомпонентних систем, якими є більшість промислових стопів, зокрема, алюмінію з комплексом РЗМ та іншими легувальними компонентами і домішками, дані обмежені. У бінарній системі Al–Се евтектична точка відповідає 12% мас. Се [14]. У роботі [9] зазначено, що первинні кристали спостерігаються, коли у бінарному стопі 10% Се, а у присутності Cu евтектична точка відповідає 7% Се. У системі Al–Si–Се грубі первинні кристали утворювались, коли кількість Се  $> 0,2\%$ . Структура стопу Al–12Ce–4Si–0,4Mg також характеризувалась існуванням первинних інтерметалідів [8]. У стопі B319 домішка Се 0,3–1,0% викликала утворення довгих голкоподібних включень [2].

Аналіз литих структур стопів алюмінію з РЗМ показав, що не тільки розмір, але й форма первинних інтерметалідів залежить від швидкості охолодження стопу. Однак її впливу на морфологію цих включень приділяється недостатньо уваги. Так, у структурах стопів алюмінію з РЗМ заевтектичного складу, наданих відповідно у роботах [13, 14], зафіксовано включення первинних інтерметалідів розмірами до 200 мкм. Кристали довжиною до 100 мкм, що утворились за швидкості охолодження  $\sim 10$  К/с [13], мали огранку. Морфологія включень з більшими розмірами ускладнювалась. Це відображалось у появі хвилястого контуру, який спостерігався у перерізі зразка, виникненні розривів і відокремленні фрагментів. Зі збільшенням швидкості охолодження до  $\sim 10$  К/с зафіксовано кри-

стали з хвилястим контуром і скорочення максимального розміру включень первинної фази вдвічі [13]. Структура стопу Al–Se, одержаного литтям у графітову виливницю, характеризувалась включеннями первинної фази з огранкою, видимих на поверхні шліфа як паралелограми. Деякі з них мали порожнини [17]. У роботі [16] у разі литви прутка діаметром 10 мм із стопів алюмінію з Se заевтектичного складу у виливницю з білого чавуну утворилися інтерметаліди без огранки і гострокутних зчленувань граней. Конттури цих утворень були хвилястими, деякі мали розриви. Розміри основної кількості включень складали  $\sim 50$  мкм. Якщо швидкість охолодження  $\sim 10^2$  К/с, у структурі стопу були присутні включення з хвилястим контуром [13], частина з яких руйнувалася на фрагменти. Їхній розмір був у 3–4 рази менший, ніж інтерметалідів, одержаних за  $\sim 10$  К/с. У структурі стрічки з алюмінію, легованого Se, охолодженою із швидкістю  $2,4 \cdot 10^6$  К/с утворилися первинні інтерметаліди розмірами до 0,5 мкм, до того ж частина з них мала огранку, а частина — хвилястий контур [16].

Нині одержання якісних стопів алюмінію, легованих РЗМ, ґрунтується, передусім, на необхідності подрібнення інтерметалідів [18]. Для відвертання формування грубих включень використовують наступні основні методи. У стопі замість заевтектичної структури формується до- або евтектична за рахунок високих швидкостей охолодження  $10^3$ – $10^6$  К/с [13, 16] чи спеціальних домішок, наприклад, Ni [19], Li [3], Ca [9]. Подрібнення первинних включень досягається застосуванням високого перегрівання розтопу (450–500 К) над температурою топлення з подальшим охолодженням зі швидкостями  $10^3$ – $10^6$  К/с [18]. Розміри первинних фаз, що містять церій, зменшуються після гомогенізувального двоступеневого відпалу [3]. Так само використовують пластичну деформацію литої заготовки [18].

Таким чином, технологічні прийоми для підвищення властивостей стопів алюмінію з домішками РЗМ, є енерговитратними і дорогими. Вплив швидкості охолодження на морфологію первинної фази вивчено не достатньо. Аналіз літературних даних показав, що існує тенденція зміни форми кристалів інтерметалідів, спостережуваних на поверхні шліфа, від морфології, подібної до паралелограма до складної, з руйнуванням на фрагменти. Цей процес посилюється зі збільшенням розміру кристала. Із зростанням швидкості охолодження ця тенденція зміни морфології включень спочатку посилюється, потім послаблюється. Тому, актуальним є застосування спеціальних недорогих зовнішніх впливів на розтоп, який охолоджується і твердне, зі швидкостями, характерними для звичайних способів лиття, що дозволяють подрібнити первинні інтерметаліди за рахунок посилення тенденції їх руйнування на фрагменти у процесі формування сприятливої морфології для властивос-

тей матеріалу.

Одним із сучасних інструментів дії на литу структуру стопів є постійне магнетне поле. Форма кристала, що росте з розтопу, визначається розподілом домішок на його поверхні [20]. Під впливом постійного магнетного поля мав місце перерозподіл компонентів між фазами стопу системи Al–Cu, що охолоджувався, і змінювався розподіл розчиненої речовини на поверхні зростаючого інтерметаліду [21]. Під час спрямованого твердіння стопів Al–Cu, Al–Ni, Zn–Cu у постійному магнетному полі відбувалася деформація рівної поверхні фронту кристалізації [22], злам вершин дендритів і віднесення їхніх фрагментів від поверхні твердої фази в об'єм розтопу [23]. У заевтектичному стопі Al–Cu в результаті впливу поля рівна смужчаста поверхня граней кристалів первинної фази  $Al_2Cu$  деформувалася. У результаті виникала неправильна комірчаста структура цих включень з нерівностями, зламами, тріщинами і розривами [24].

Аналогічні зміни у морфології під впливом магнетного поля відбувалися і з рівними пластинами евтектики у стопі Al–Cu. Зменшувалася в 2–3 рази відстань між пластинами евтектики, їхня поверхня ставала нерівною, вони руйнувалися на хвилясті і округлі фрагменти [21]. Дія магнетного поля на включення у розтопі, що охолоджується і кристалізується, здійснювалась через перемішування шару розтопу, що примикав до поверхні зростаючого кристала, обумовленого електромагнетною силою. У разі зростання кристала на його виступах виникає різниця температур між їхніми основами і вершинами внаслідок проростання вершин у переохолоджений шар розтопу. Це обумовлює різницю електричних потенціалів, внаслідок чого індукується термічний електрострум (ефект Зеєбека) [23]. У разі взаємодії магнетного поля, накладеного на розтоп, що твердне, з термічним електрострумом виникала електромагнетна сила.

Таким чином, аналіз відомостей про дії постійного магнетного поля на форму твердої фази, що росте в розтопі, який охолоджується, показав, що з його допомогою можлива зміна морфології первинних кристалів, їх руйнування і розосередження фрагментів в об'ємі стопу. Вплив магнетного поля викликає зміни у литій структурі стопу подібні до тих, що відбуваються під час термічної обробки стопів алюмінію [25, 26].

Мета цієї роботи полягала у дослідженні дії постійного магнетного поля на первинні інтерметаліди в структурі стопу на основі системи Al–Cu з домішкою РЗМ у вигляді мішметалу під час охолодження і тверднення. Вивчали вплив магнетного поля у комплексі з різними швидкостями охолодження на морфологію інтерметалідів і їх подрібнення за рахунок руйнування під час формування литої структури в умовах, характерних для звичайних способів лиття. Застосоване постійне магнетне поле з індукцією  $\sim 0,1$  Тл є недорогим інструментом дії на структуру стопів, що легко реалізується.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Згідно [27] у разі утворення твердої фази в розтопі у поверхні зростаючого кристала формується збагачений домішками шар. Якщо кількість домішки у цьому шарі перевищує деяку критичну величину, то плоска поверхня фази, що кристалізується, стає нестійкою і на ній утворюються нерівності. Вони можуть набувати форми вузьких глибоких виїмок. Критичне значення концентрації домішки, за якої відбувається зміна форми фронту кристалізації, зокрема, залежить від коефіцієнта дифузії домішки у розтопі і його переохолодження у фронті кристалізації [20]. Є відомості, що постійне магнетне поле впливає на коефіцієнт дифузії компонентів у розтопі [28] і переохолодження [28, 29]. Цей вплив є складним і до кінця не вивченим.

Дослідження впливу швидкості охолодження і постійного магнетного поля на первинні кристали проведено на стопі системи Al–Cu з 13% мас. РЗМ. До складу стопу входили компоненти у кількості, % мас., легувальні: Cu — 3,7, Ce — 7,5, La — 3,2, Nd — 1,6, Pr — 0,70, Mn — 0,35, Ti — 0,13; домішки: Fe — 0,31, Si — 0,11, Pb — 0,10, Zr < 0,10, Sn < 0,10 і Al решта. У експериментах реалізовано швидкості ( $v$ ) охолодження металу 4, 10, 11, 15 і 30 К/с, розраховані за методикою роботи [30].

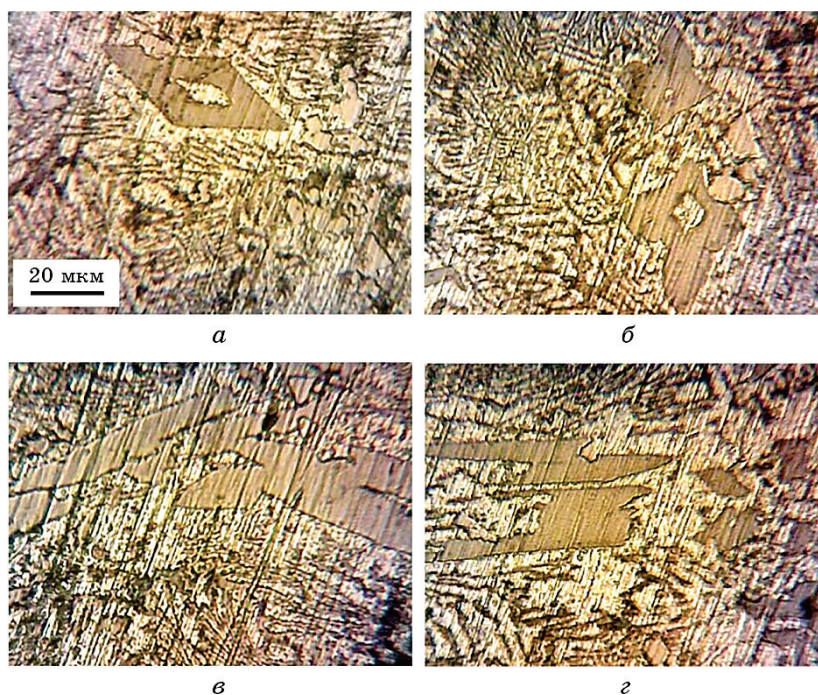
Стоп готували у печі електроопору. Після розтоплення компонентів розтоп перегрівався до 1093 К (на ~180 К вище за температуру топлення), перемішувався молібденовим стрижнем (діаметром 1 мм) по спіральній траєкторії від центру об'єму до периферії, потім витримувався 10 хв. Температуру витримки рідкого стопу було вибрано на основі даних, що свідчили про перебудову мікронеоднорідного стану розтопу — зникнення подібності будови рідкого і твердого металу за подібних перегрівань над температурою топлення металу [31]. Після витримки у печі розтоп заливали в металеві форми, в яких він охолоджувався і тверднув без (контрольний метал) і під впливом постійного магнетного поля з індукцією ~0,1 Тл. Лінії магнетної індукції мали горизонтальний напрям. Структура стопу вивчали на шліфах, травлених розчином фтористоводневої кислоти у суміші спирту і води за допомогою мікроскопа для металографічних досліджень МЕТАМ-Р1. Склад первинних інтерметалідів визначали за допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу на установці REMMA-102.

Вплив швидкості охолодження і постійного магнетного поля на форму інтерметалідів було виражено через процентне співвідношення кількості включень, об'єднаних у різні групи за морфологічними ознаками (доля групи включень, %). Одержані дані металографічних досліджень статистично обробляли з представленням результатів відповідно до методики робіт [32, 33]. Оцінювали гене-

ральну середню долю включень відповідної форми в усьому об'ємі стопу і похибка її оцінки по вибірковій середній — долі спостережуваних включень на поверхні шліфа у випадку металографічних досліджень. За розмір, що характеризував включення, було прийнято його довжину.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Аналіз структури контрольних зразків показав, що в основі стопу знаходилися кристали первинних інтерметалідів, які розрізнялись за розмірами і морфологією, а також евтектичною складовою (рис. 1). Первинні інтерметаліди мали склад, % мас.: РЗМ — 59,05



**Рис. 1.** Форми інтерметалідів у стопі системи Al–Cu з 13% РЗМ, одержаному без дії постійного магнетного поля: група 1 — з огранкою (а), група 2 — з хвилястими контурами (б), група 3 — з тріщинами (в), з порушенням суцільності (г ліворуч), скупчення фрагментів включень (г праворуч).

**Fig. 1.** Forms of intermetallides are in the alloy of the system Al–Cu with 13% rare-earth metals, obtained without action of the constant magnetic field: group 1—faceted (a), group 2—with wave contours (б), group 3—with cracks (в), with integrity breakdowns (г on the left), accumulation of inclusions fragments (г on the right).

(Ce — 32,79, La — 15,92, Nd — 6,15, Pr — 4,19); Cu — 2,3, Mn — 0,19, Ti — 0,14, Fe — 0,05 і Al решта. Діапазон розмірів включень первинної фази у металі, охолоджену зі швидкостями 4 і 10 К/с відповідно складав 10–200 і 10–165 мкм. Для  $v = 11$  К/с — 10–100 мкм,  $v = 15$  і 30 К/с відповідно до 6–100 і 6–80 мкм. За морфологічними ознаками, видимими на поверхні шліфа, включення було розділено на групи: 1 — з огранкою (див. рис. 1, а); 2 — з хвилястим контуром (див. рис. 1, б); 3 — з тріщинами (див. рис. 1, в), з порушенням суцільності (див. рис. 1, г ліворуч). У частини включень групи 3 у результаті формування глибоких тріщин відбувалися утворення фрагментів складної форми із середнім розміром  $\sim 20$  мкм. На поверхні шліфів зразків стопу, охолоджених зі швидкостями  $> 4$  К/с, спостерігалися скупчення фрагментів включень складної форми у зонах протяжності  $\sim 200$  мкм (див. рис. 1, г праворуч). У таблиці 1 представлено характеристику форми включень залежно від їхнього розміру в структурі контрольного стопу, одержаного за різних швидкостей охолодження.

З даних табл. 1 витікає, що зі збільшенням розмірів включень посилювалася тенденція зміни їхньої морфології за усіх швидкостей охолодження. Із зростанням  $v$  зменшувався розмір включень, за якого відбувалася трансформація їхньої форми. Групу 1 утворювали кристали з мінімальними розмірами по відношенню до інших груп. Залежно від величини швидкості охолодження змінювалася кількість включень первинних інтерметалідів у групах з виділеними морфологічними ознаками (табл. 2).

Згідно з таблицею 2, у контрольному стопі в усьому діапазоні

**ТАБЛИЦЯ 1.** Розміри включень у групах залежно від швидкості охолодження стопу на основі Al–Cu з 13% РЗМ, одержаного без дії постійного магнетного поля.

**TABLE 1.** Sizes of the inclusions in groups depending on cooling rate of the alloy based on Al–Cu with 13% rare-earth elements, obtained without action of the constant magnetic field.

$v$ , К/с	Діапазон розмірів включень у групах, мкм				
	Групи включень				
	1	2	3		
			З тріщинами і порушенням суцільності	З тріщинами, порушенням суцільності і утворенням фрагментів	
4	10–65	15–65	65–120		120–200
10	10–30	15–45	45–90		90–165
11	10–30	15–45	45–80		80–100
15	6–15	15–30	30–80		80–100
30	6–15	15–30	30–50		50–80



**ТАБЛИЦЯ 2.** Долі груп включень з різними формами у стопі на основі Al–Cu з 13% РЗМ, одержаного без дії постійного магнетного поля.

**TABLE 2.** Portions of inclusions groups with different forms in the alloy based on Al–Cu with 13% rare-earth elements, obtained without action of the constant magnetic field.

$v, \text{K/s}$	Доля групи включень, %		
	Групи включень		
	1	2	3
4	$61,0 \pm 3,4$	$27,0 \pm 1,7$	$12,0 \pm 2,7$
10	$47,0 \pm 2,6$	$28,0 \pm 1,7$	$25,0 \pm 3,4$
11	$46,0 \pm 4,1$	$29,0 \pm 1,6$	$25,0 \pm 3,8$
15	$42,0 \pm 4,1$	$33,0 \pm 2,0$	$25,0 \pm 2,8$
30	$46,0 \pm 4,8$	$20,0 \pm 2,9$	$34,0 \pm 4,3$

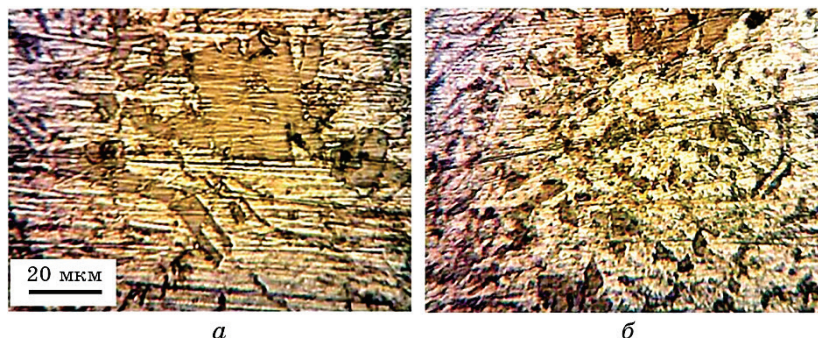
швидкостей охолодження найчисельнішою у структурі була група включень 1. Із зростанням швидкості охолодження зменшувалася доля включень групи 1 і зростала доля групи 3. Збільшення швидкості охолодження з 4 до 11–15 К/с привело до примноження долі включень групи 3 у 2,0 рази і в 2,8 у випадку підняття швидкості охолодження до 30 К/с. Доля включень групи 2 несуттєво залежала від швидкості охолодження стопу в діапазоні 4–11 К/с. Її доля зростала за 15 К/с за рахунок зниження кількості включень групи 1 і знижувалась за 30 К/с внаслідок збільшення долі групи 3. Підвищення долі включень групи 1 за  $v = 30 \text{ К/с}$  порівняно з  $v = 15 \text{ К/с}$  (на  $\sim 9\%$ ), ймовірно, пов'язано з подрібненням інтерметалідів, що супроводжувалося додаванням у кількість первинних кристалів з мінімальними розмірами (див. табл. 1).

Таким чином, з таблиць 1 і 2 витікає, що за усіх швидкостей охолодження найбільш дрібні включення зберігають огранку. Зростання швидкості охолодження приводить до зменшення розмірів інтерметалідів і посиленню тенденції утворення в них тріщин, порушень суцільності і відділення фрагментів. У разі збільшення швидкості охолодження стопу доля включень первинної фази з огранкою знижується, а потім за подальшого підвищення швидкості охолодження зростає.

У структурі стопу, обробленого магнетним полем, так само як і в контрольному металі, за усіх швидкостей охолодження в основі стопу були присутніми первинні інтерметаліди з формами, характерними для 1, 2, 3 груп і евтектика. Розміри включень були в діапазоні 10–150 мкм ( $v = 4 \text{ К/с}$ ), 6–100 мкм ( $v = 10\text{--}11 \text{ К/с}$ ), 5–100 мкм ( $v = 15 \text{ К/с}$ ) і 3–60 мкм ( $v = 30 \text{ К/с}$ ). Під впливом магнетного поля посилювався процес руйнування включень на фрагменти. Це відображалось у збільшенні кількості тріщин у включеннях і подріб-

ненні фрагментів (рис. 2, *а* і див. рис. 1, *в* і *г*). Середній розмір фрагментів складав  $\sim 5$  мкм, діапазон їх розмірів був 3–15 мкм. Одночасно кількість фрагментів включень порівняно з контрольним металом зросла до 3 разів і удвічі збільшилася протяжність зон їх розосередження (рис. 2, *б* і див. рис. 1, *г*).

Таблиця 3 показує взаємозв'язок умов одержання стопу, розмірів



**Рис. 2.** Форми інтерметалідів в стопі системи Al–Cu з 13% РЗМ одержаного під дією постійного магнетного поля: група 3 — з тріщинами і з порушенням суцільності (*а*), розосередження фрагментів включень (*б*).

**Fig. 2.** Forms of intermetallides are in the alloy of the system Al–Cu with 13% rare-earth metals, obtained under action of the constant magnetic field: group 3—with cracks and integrity breakdowns (*a*), dispersion of inclusions fragments (*b*).

**ТАБЛИЦЯ 3.** Розміри включень у групах залежно від швидкості охолодження стопу на основі Al–Cu з 13% РЗМ, одержаного під дією постійного магнетного поля.

**TABLE 3.** Sizes of the inclusions in groups depending on cooling rate of the alloy based on Al–Cu with 13% rare-earth elements, obtained under action of the constant magnetic field.

$v$ , К/с	Діапазон розмірів включень в групах, мкм				
	Групи включень				
	1	2	3		
			З тріщинами і порушенням суцільності	З тріщинами, порушенням суцільності і утворенням фрагментів	
4	10–30	12–30	30–90	90–150	
10	6–30	10–45	30–60	45–100	
11	6–30	10–45	30–60	45–100	
15	5–10	5–30	30–60	45–100	
30	3–5	5–30	30–60	30–60	

і морфології первинних інтерметалідів, що сформувалися в його структурі.

Дані таблиць 1 і 3 свідчать, що під впливом постійного магнетного поля за усіх швидкостей охолодження стопу сталося подрібнення первинних інтерметалідів. За  $v = 4$  К/с це торкнулося включень з максимальними розмірами, а за  $v = 11\text{--}15$  К/с — з мінімальними розмірами. Для інших значень швидкості охолодження відмічено скорочення довжини як мінімальних, так і максимальних включень.

У результаті впливу поля зменшився розмір первинних інтерметалідів з характерною морфологією, об'єднаних у відповідні групи, і змінилися долі цих груп у структурі стопу (табл. 4).

З даних таблиць 2 і 4 витікає, що на відміну від контрольного металу, у стопі, обробленому постійним магнетним полем, група 1 включень не була найчисельнішою. За  $v = 4\text{--}10$  К/с переважала група 2, а за  $v = 11\text{--}30$  К/с — група 3. Зі зростанням швидкості охолодження посилювалася тенденція збільшення долі групи включень 3.

Чим вище була швидкість охолодження, тим більше відбувалося скорочення долі групи 1 порівняно з аналогічними умовами охолодження контрольного металу. За  $v = 4\text{--}11$  К/с доля включень групи 1 скоротилася у  $\sim 2$  рази,  $v = 15$  К/с — у 2,5 рази і  $v = 30$  К/с — у 4 рази. Доля включень групи 2 так само максимально збільшилася за  $v = 30$  К/с — у 1,8 рази. Порівняно з контрольним стопом доля групи 3 інтерметалідів у стопі, обробленому магнетним полем, найсуттєвіше зросла за  $v = 4$  К/с — у 2,3 рази. Для інших значень швидкості охолодження ця зміна склала 1,4–2,1 рази. Найбільше зростання долі включень групи 3 у стопі, охолодженому зі швидкістю 4 К/с сталося, ймовірно, внаслідок тривалішого часу дії поля на розтоп до його тверднення порівняно з більш високими швидкостями охолодження. У стопі, обробленому магнетним полем, незначне збіль-

**ТАБЛИЦЯ 4.** Долі груп включень з різними формами у стопі на основі Al–Cu з 13% РЗМ, одержаного під дією постійного магнетного поля.

**TABLE 4.** Portions of inclusions groups with different forms in the alloy based on Al–Cu with 13% rare-earth elements, obtained under action of the constant magnetic field.

$v$ , К/с	Доля групи включень, %		
	Групи включень		
	1	2	3
4	$33,0 \pm 3,2$	$40,0 \pm 2,3$	$27,0 \pm 2,3$
10	$22,0 \pm 2,1$	$44,0 \pm 3,2$	$34,0 \pm 2,8$
11	$23,0 \pm 2,3$	$36,0 \pm 2,0$	$41,0 \pm 2,0$
15	$17,0 \pm 1,4$	$30,0 \pm 2,8$	$53,0 \pm 4,1$
30	$11,0 \pm 1,8$	$35,0 \pm 3,1$	$54,0 \pm 2,8$

шення групи 1 включень (на  $\sim 4\%$ ) відбулось у випадку зростання швидкості охолодження з 10 до 11 К/с. Магнетне поле подавило тенденцію збільшення долі інтерметалідів групи 1 у разі зростання швидкості охолодження від 15 до 30 К/с, яка проявилася у контрольному металі.

#### 4. ВИСНОВКИ

Таким чином, накладення постійного магнетного поля з індукцією  $\sim 0,1$  Тл на розтоп системи Al–Cu з домішкою 13% РЗМ, що охолоджується і твердне, дозволяє впливати на морфологію первинних інтерметалідів. Це проявляється у скороченні кількості включень з огранкою і збільшенні числа інтерметалідів з хвилястими контурами і формами, що містять тріщини і порушення суцільності. Постійне магнетне поле сприяє подрібненню більшості інтерметалідів за рахунок їх руйнування на фрагменти (з розмірами 3–15 мкм) і розосередженню цих частин в об'ємі стопу. Зі зростанням швидкості охолодження розтопу від 4 до 30 К/с магнетне поле посилює тенденцію зміни морфології включень і їх руйнування на фрагменти. Застосування впливу магнетного поля, що призводить до зміни морфології включень первинних інтерметалідів, їх подрібнення і фрагментації, є перспективним для скорочення часу витримки стопу під загартування у разі термічної обробки, а також збільшення однорідності структури між частинами литої заготовки, що охолоджувались з різними швидкостями.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. X. Yu, Z. Zhao, D. Shui, H. Dai, J. Sun, and X. Dong, *Materials*, **9**, No. 12: 1521 (2019).
2. 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).
3. Yu. Xinxiang, Yin Dengfeng, Yu Zhiming, Zhang Yiran, and Li Shufei, *Rare Met. Mater. Eng.*, **45**, Iss. 7: 1687 (2016).
4. J. Du, D. Ding, W. Zhang, Z. Xu, Y. Gao, G. Chen, W. Chen, X. You, R. Chen, Y. Huang, and J. Tang, *Appl. Surf.*, **422**: 221 (2017).
5. H. C. Liao, C. Liu, C. Lu, and Q. G. Wang, *Inv. J. Cast Met. Res.*, **28**, Iss. 4: 213 (2015).
6. D. H. Xiao, J. N. Wang, and D. Y. Ding, *Mater. Sci. Technol.*, **20**, Iss. 10: 1237 (2004).
7. R. Ahmad and M. B. A. Asmael, *Mater. Manuf. Processes*, **31**, Iss. 15: 1948 (2016).
8. D. Weiss, *Aluminium Alloys and Composites* (Ed. K. Cooke) (IntechOpen: 2020), p. 419.
9. А. В. Хван, *Оптимизация фазового состава высокотехнологичных*

- алюминиевых сплавов с композитной структурой на основе Се- и Са-содержащих эвтектик (Дис. ... канд. техн. наук) (Москва: МИСиС: 2008).
10. 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*, **6**, No. 4: 1070 (2017).
  11. D. Weiss, *J. Mater. Eng. Perform.*, **28**: 1903 (2019).
  12. W. Wang, X. Zyang, Z. Gao, Y. Jia, L. Ye, D. Zheng, and L. Liu, *J. Alloys Compound.*, **491**, Iss. 1–2: 366 (2010).
  13. В. М. Фёдоров, Ю. М. Пономаренко, А. М. Дискин, З. В. Макарова, *Технология лёгких сплавов*, № 9: 14 (1983).
  14. D. Weiss, *Advanced Casting Technologies* (Ed. T. R Vijayaram) (IntechOpen: 2018), p. 557.
  15. F. Czerwinski, *J. Mater. Sci.*, **55**, No. 12: 24 (2020).
  16. Z. Zhang, Y. Wang, and X. Bian, *J. Cryst. Growth*, **260**, Nos. 3–4: 557 (2004).
  17. Е. А. Наумова, *Разработка научных основ легирования алюминиевых сплавов эвтектического типа кальцием* (Дис. ... д-ра техн. наук) (Москва: МИСиС: 2019).
  18. А. А. Беспалый, *Процессы литья*, № 4: 3 (2012).
  19. Е. А. Наумова, *Исследование структуры и свойств жаропрочных литейных сплавов эвтектического типа на базе системы алюминий–церий* (Дис. ... канд. техн. наук) (Москва: МИСиС: 1999).
  20. Дж. У. Раттер, *Жидкие металлы и их затвердевание* (Москва: Металлургиздат: 1962).
  21. T. Zheng, B. Zhou, J. Wang, S. Shuai, Y. Zhang, W. Ren, Z. Ren, F. Debray, and E. Beaunon, *Mater. Sci. Eng. A*, **733**: 170 (2018).
  22. X. Li, Y. Fautrelle, Z. Ren, A. Gagnoud, Y. Zhane, and C. Esling, *J. Cryst. Growth*, **318**, No. 1: 23 (2011).
  23. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, A. Bojarevics, and Y. Fautrelle, *ISIJ Int.*, **19**, Suppl. 1: 9 (2012).
  24. Y. Shen, Z. Ren, X. Li, W. Ren and Y. Xi, *J. Cryst. Growth*, **336**, No. 1: 67 (2011).
  25. Н. А. Аристова, И. Ф. Колобнёв, *Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1977).
  26. Е. Л. Скуйбеда, *Литьё и металлургия*, № 4: 42 (2013).
  27. В. А. Тиллер, *Жидкие металлы и их затвердевание* (Москва: Металлургиздат: 1962).
  28. W. Ren, Z. Ren, K. Deng, Y. Zhong, Z. Lei, and X. Li, *Steel Res. Int.*, **78**, Iss. 5: 373 (2007).
  29. Y. He, *Nucleation and Magnetism of Supercooled Co–B Metallic Liquid under High Magnetic Field* (Grenoble: 2019) (Thesis of Dissert. for Dr. Sci.).
  30. М. Н. Сосненко, *Современные литейные формы* (Москва: Машиностроение: 1967).
  31. Г. И. Баталин, В. П. Казимиров, Б. Ф. Дмитрук, *Известия АН СССР. Металлы*, № 1: 88 (1972).
  32. З. Павловский, *Введение в математическую статистику* (Москва: Статистика: 1967).
  33. В. Е. Гмурман, *Теория вероятностей и математическая статистика* (Москва: Высшая школа: 2004).

## REFERENCES

1. X. Yu, Z. Zhao, D. Shui, H. Dai, J. Sun, and X. Dong, *Materials*, **9**, No. 12: 1521 (2019).
2. 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).
3. Yu. Xinxiang, Yin Dengfeng, Yu Zhiming, Zhang Yiran, and Li Shufei, *Rare Met. Mater. Eng.*, **45**, Iss. 7: 1687 (2016).
4. J. Du, D. Ding, W. Zhang, Z. Xu, Y. Gao, G. Chen, W. Chen, X. You, R. Chen, Y. Huang, and J. Tang, *Appl. Surf.*, **422**: 221 (2017).
5. H. C. Liao, C. Liu, C. Lu, and Q. G. Wang, *Inv. J. Cast Met. Res.*, **28**, Iss. 4: 213 (2015).
6. D. H. Xiao, J. N. Wang, and D. Y. Ding, *Mater. Sci. Technol.*, **20**, Iss. 10: 1237 (2004).
7. R. Ahmad and M. B. A. Asmael, *Mater. Manuf. Processes*, **31**, Iss. 15: 1948 (2016).
8. D. Weiss, *Aluminium Alloys and Composites* (Ed. K. Cooke) (IntechOpen: 2020), p. 419.
9. A. V. Khvan, *Optimizatsiya Fazovogo Sostava Vysokotekhnologichnykh Alyuminievykh Splavov s Kompozitnoy Strukturnoy na Osnove Se- i Ca-Soderzhashchikh Evtektik* [Optimization of the Phase Composition of High-tech Aluminium Alloys with a Composite Structure Based on Ce- and Ca-Containing Eutectics] (Dissert. for Cand. Tech. Sci.) (Moscow: MISiS: 2008) (in Russian).
10. 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*, **6**, No. 4: 1070 (2017).
11. D. Weiss, *J. Mater. Eng. Perform.*, **28**: 1903 (2019).
12. W. Wang, X. Zyang, Z. Gao, Y. Jia, L. Ye, D. Zheng, and L. Liu, *J. Alloys Compound.*, **491**, Iss. 1–2: 366 (2010).
13. V. M. Fedorov, Yu. M. Ponomarenko, A. M. Diskin, and Z. V. Makarova, *Tekhnologiya Legkikh Splavov*, No. 9: 14 (1983) (in Russian).
14. D. Weiss, *Advanced Casting Technologies* (Ed. T. R. Vijayaram) (IntechOpen: 2018), p. 557.
15. F. Czerwinski, *J. Mater. Sci.*, **55**, No. 12: 24 (2020).
16. Z. Zhang, Y. Wang, and X. Bian, *J. Cryst. Growth*, **260**, Nos. 3–4: 557 (2004).
17. E. A. Naumova, *Razrabotka Nauchnykh Osnov Legirovaniya Alyuminievykh Splavov Evtekticheskogo Tipa Kaltsiem* [Development of the Scientific Basis for the Alloying of Eutectic-Type Aluminium Alloys with Calcium] (Dissert. for Dr. Tech. Sci.) (Moscow: MISiS: 2019) (in Russian).
18. A. A. Bespalyy, *Protsessy Litya*, No. 4: 3 (2012) (in Russian).
19. E. A. Naumova, *Issledovanie Struktury i Svoystv Zharoprochnykh Liteynykh Splavov Evtekticheskogo Tipa na Baze Sistemy Alyuminiy–Tseriy* [Investigation of the Structure and Properties of Heat-Resistant Eutectic-Type Cast Alloys Based on Aluminium–Cerium System] (Dissert. for Cand. Tech. Sci.) (Moscow: MISiS: 1999) (in Russian).
20. Dzh. U. Ratter, *Zhidkie Metally i Ikh Zatverdevanie* [Liquid Metals and their Solidification] (Moscow: Metallurgizdat: 1962) (in Russian).
21. T. Zheng, B. Zhou, J. Wang, S. Shuai, Y. Zhang, W. Ren, Z. Ren, F. Debray,

- and E. Beaugnon, *Mater. Sci. Eng. A*, **733**: 170 (2018).
22. X. Li, Y. Fautrelle, Z. Ren, A. Gagnoud, Y. Zhane, and C. Esling, *J. Cryst. Growth*, **318**, No. 1: 23 (2011).
23. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, A. Bojarevics, and Y. Fautrelle, *ISIJ Int.*, **19**, Suppl. 1: 9 (2012).
24. Y. Shen, Z. Ren, X. Li, W. Ren and Y. Xi, *J. Cryst. Growth*, **336**, No. 1: 67 (2011).
25. N. A. Aristova and I. F. Kolobnev, *Termicheskaya Obrabotka Liteynykh Alyuminievykh Splavov* [Heat Treatment of Foundry Aluminium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
26. E. L. Skuybeda, *Lit'e i Metallurgiya*, No. 4: 42 (2013) (in Russian).
27. V. A. Tiller, *Zhidkie Metally i Ikh Zatverdevanie* [Liquid Metals and their Solidification] (Moscow: Metallurgizdat: 1962). (in Russian).
28. W. Ren, Z. Ren, K. Deng, Y. Zhong, Z. Lei, and X. Li, *Steel Res. Int.*, **78**, Iss. 5: 373 (2007).
29. Y. He, *Nucleation and Magnetism of Supercooled Co–B Metallic Liquid under High Magnetic Field* (Grenoble: 2019) (Thesis of Disser. for Dr. Sci.).
30. M. N. Sosnenko, *Sovremennye Liteynye Formy* [Modern Foundry Molds] (Moscow: Mashinostroyeniye: 1967) (in Russian).
31. G. I. Batalin, V. P. Kazimirov, and B. F. Dmitruk, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, No. 1: 88 (1972) (in Russian).
32. Z. Pavlovskiy, *Vvedenie v Matematicheskuyu Statistiku* [Introduction to Mathematical Statistics] (Moscow: Statistika: 1967) (in Russian).
33. V. E. Gmurman, *Teoriya Veroyatnostey i Matematicheskaya Statistika* [Probability Theory and Mathematical Statistics] (Moscow: Vysshaya Shkola: 2004) (in Russian).