

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.72.Mm, 61.72.S-, 61.82.Bg, 81.30.Fb

Воздействие постоянного магнитного поля на интерметаллиды в объёме между зёренами α -твёрдого раствора затвердевающего расплава на основе Al–Cu

Е. В. Середенко

*Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 34/1,
03142 Киев, Украина*

В сплаве Al–Cu установлено влияние постоянного магнитного поля в режимах, характеризуемых числом Гартмана $68 \leq Ha \leq 679$, на перераспределение Cu и Fe в объёмах стыков нескольких зёрен и между двумя зёренами. Определено влияние поля на изменение количества и распределение включений интерметаллидов, образующихся в межзёренном объёме. Выяснено, что в сплаве, обработанном магнитным полем, по сравнению со сплавом, не подвергавшемся его воздействию, увеличивается количество включений, содержащих медь, и уменьшается число включений, содержащих железо в сплаве на основе алюминия. Обработка сплава в режиме $68 \leq Ha \leq 340$ снижает глубину межкристаллитной коррозии. Твёрдость сплава увеличивается при $68 \leq Ha \leq 679$. Установлено, что структура сплава, сформировавшаяся при условии $Ha = 68$ обеспечивает наивысший уровень свойств.

Ключевые слова: сплав Al–Cu, межзёренный объём, интерметаллиды, твёрдость, коррозия, магнитное поле.

В стопі Al–Cu встановлено вплив постійного магнітного поля в режимах, що характеризуються числом Гартмана $68 \leq Ha \leq 679$, на перерозподіл Cu і Fe в об'ємах стиків декількох зерен і між двома зернами. Визначено

Corresponding author: Elena Vladimirovna Seredenko
E-mail: mgd@ptima.kiev.ua

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

Citation: E. V. Seredenko, Influence of a Constant Magnetic Field on Intermetallides in the Volume Between the Grains of α -Solid Solution of Solidifying Melt Based on Al–Cu, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 8: 1017–1033 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.08.1017](https://doi.org/10.15407/mfint.41.08.1017).

вплив поля на зміну кількості і розподіл включень інтерметалідів, що утворюються у міжзеренному об'ємі. Встановлено, що магнітне поле, у порівнянні зі стопом, що не піддавався його впливу, збільшує кількість включень, які містять мідь, і зменшує число включень, що містять залізо у стопі на основі алюмінію. Обробка стопу в режимі $68 \leq Ha \leq 340$ знижує глибину міжкристалічної корозії. Твердість стопу збільшується при $68 \leq Ha \leq 679$. З'ясовано, що структура стопу, сформована за умови $Ha = 68$ забезпечує найвищий рівень властивостей.

Ключові слова: стоп Al–Cu, міжзерений об'єм, інтерметаліди, твердість, корозія, магнітне поле.

In the Al–Cu alloy the effect of a constant magnetic field in modes characterized by the Hartmann number $68 \leq Ha \leq 679$ on the redistribution of Cu and Fe in the joints of several grains and between two grains is established. The effect of the field on the change in the number and distribution of inclusions of intermetallic compounds formed in the intergrown volume is determined. As found, the magnetic field, in comparison with the alloy not exposed to it, increases the number of inclusions containing copper and decreases the number of inclusions containing iron in the alloy based on aluminium. Treatment of the alloy in the $68 \leq Ha \leq 340$ mode reduces the depth of intergranular corrosion. The hardness of the alloy increases at $68 \leq Ha \leq 679$. As established, the alloy structure formed under the condition $Ha = 68$ provides the highest level of properties.

Key words: Al–Cu alloy, intergranular volume, intermetallics, hardness, corrosion, magnetic field.

(Получено 2 октября 2018 г.; окончат. вариант — 18 февраля 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе системы Al–Cu широко применяются в современной технике благодаря высоким прочностным, антифрикционным и жаропрочным свойствам. Недостатками таких сплавов являются высокие требования к чистоте исходного сырья по содержанию железа, а также их низкая стойкость к межкристаллитной коррозии. Эти факторы связаны с интерметаллическими включениями, находящимися в объёме между зёренами α-твёрдого раствора Al. Высокие механические свойства обеспечиваются соединением CuAl_2 , образующим упрочняющую фазу при термообработке. Наличие этих включений обуславливает низкую стойкость материала к межкристаллитной коррозии. Железо является наиболее распространённой примесью в сплавах на алюминиевой основе. в сплавах Al–Cu получаемых обычными методами литья (со скоростями охлаждения до 10^2 К/с), где кроме железа так же присутствует примесь кремния, наиболее часто возникают железосодержащие интерметаллиды — FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, AlCuFeSi [1]. Они в основном имеют игольчатую

форму и являются фазами переменного состава. Соединения могут содержать, % масс.: FeAl_3 — 18–44 Fe, 6–27 Cu и 0,01–0,9 Si; $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ — 15–20 Fe, 32–39 Cu и 0,06–0,9 Si; AlCuFeSi — 20–37 Fe, 5–22 Cu и 4,6–11 Si [2]. Вследствие неоднородного распределения компонентов в сплаве могут присутствовать скелетообразные образования α (AlFeSi) фазы с 32,12–32,45% масс. Fe; 8,41–10,32% масс. Si, а также игольчатые или компактные включения β (AlFeSi) фазы с 26,65–27,18% масс. Fe; 13,82–14,93% Si масс. [1, 3, 4]. Остроконечные включения с железом понижают механические свойства сплавов и связывают часть меди.

С целью уменьшения отрицательного влияния железа на свойства сплавов алюминия с медью, ограничивается доля возвратных материалов и применяется специальная оснастка при их выплавке [3]. Это увеличивает стоимость продукции. Для повышения экономического эффекта и конкурентоспособности в условиях дорогоизны чистых компонентов для производства сплавов необходимо использование 80–100% вторичных материалов [5]. Проблема повышения коррозионной стойкости сплавов алюминия с медью решается изменением их стандартного состава посредством дополнительного легирования рядом металлов — Ce, Ni, Ti, B, Cr, а также Fe и Pb (оказывающих негативное влияние на прочность материала) [4, 6, 7].

Поэтому актуальной задачей является разработка новых технологий производства продукции из литьих сплавов алюминия с медью без изменения состава легирующих компонентов, регламентированных стандартом, обеспечивающих повышение их эксплуатационных характеристик при использовании специального оборудования, низкосортных исходных материалов и растущей стоимости энергоносителей.

В настоящее время проблемы, связанные с особенностями интерметаллидных фаз в структуре сплавов, решаются применением различных внешних воздействий на затвердевающий металл, в том числе постоянными магнитными полями, для управления размерами, формой, ориентированием и распределением включений в сплаве [8–10]. Магнитные поля оказывают бесконтактное воздействие на структуру материала. Для реализации постоянного магнитного поля с индукцией $B < 1$ Тл не требуются высокие затраты энергии, дорогостоящее и сложное оборудование.

Характер расположения интерметаллидов в межзёренном объёме сплава определяется формой зёрен α -твёрдого раствора. С уменьшением размера зерна или образования в нем осей второго и более высокого порядка увеличивается протяжённость границ между двумя зёренами и количество стыков нескольких зёрен. При изучении влияния постоянного магнитного поля на структуру сплавов алюминия с медью основное внимание уделено анализу изменения

морфологии зёрен α -твёрдого раствора Al в направленно и объёмно закристаллизованных сплавах, приготовленных из чистых компонентов [11–14]. Отмечается, что в условиях $B \leq 1$ Тл в зависимости от величины индукции магнитного поля наложенного на затвердевающий расплав происходил переход от удлинённых кристаллов правильной формы к разветвлённым дендритам, с максимальным эффектом при $B = 0,1$ Тл [15].

Действие постоянного магнитного поля с $B \leq 1$ Тл на особенности межзёренных объёмов сплавов алюминия с медью, полученных обычными способами литья с учётом различий участков объёма межзёренного пространства между двумя зёрнами и стыками изучено недостаточно. Имеются отдельные сведения, касающиеся условий затвердевания сплавов Al–Cu, приготовленных из компонентов высокой чистоты, в магнитном поле с $B >> 1$ Тл, отмечающие сложность его влияния на структуру. В литой структуре направленно закристаллизованных сплавов алюминия с доэвтектическим содержанием меди было обнаружено уменьшение пространства, занятого эвтектикой под воздействием магнитного поля [16]. Вместе с тем в работе [12] было установлено, что магнитное поле увеличивало количество фракции вторичной фазы. Авторами работы [14] зафиксирован аналогичный эффект по влиянию роста скорости охлаждения сплава и значения индукции магнитного поля, воздействовавшего на затвердевавший сплав, на объём неравновесной эвтектики в литой структуре. Так же в работе [12] определено, что при увеличении индукции поля ветви дендритов сначала измельчаются, затем укрупняются. Согласно данным работы [14] магнитное поле вызывало рост микросегрегации (разницы между содержанием меди в сердцевине дендритов α -твёрдого раствора Al и междендритным объёмом) в сплавах.

При объёмном затвердевании заэвтектического сплава Al–Cu [13], магнитное поле приводило к усложнению формы фаз в литой структуре. Пластиначатая форма α -твёрдого раствора Al, входящего в состав эвтектики, трансформировалась на чередование прутков со сферическим поперечным сечением и пластин с волнообразными поверхностями. Форма фазы CuAl₂ изменялась с огранённой на неправильную и при этом уменьшался размер её включений.

Сложное влияние поля на структурные составляющие может быть связано с особенностью действия магнитного поля на фазы сплава, отличающиеся магнитной восприимчивостью. В работах по исследованию превращения фаз в твёрдом растворе [17, 18] указывается, что магнитное поле даёт преимущество образованию фазы с большей магнитной восприимчивостью. Экспериментальные исследования по кристаллизации жидких сплавов в постоянном магнитном поле показали неоднозначные результаты. Известно, что магнитная восприимчивость твёрдых фаз больше, чем жидких. В

ряде случаев магнитное поле способствовало возникновению твёрдой фазы при кристаллизации расплава, увеличивая температуру затвердевания в системах Mn–Bi, Sb–Mn и чистого Bi [16, 19]. Другие результаты давали противоположные сведения — об увеличении переохлаждения при затвердевании сплава Cu–Ge [20], чистого Al [16], подавлении образования включений Si и AlMnFeSi в сплаве системы Al–Si [9]. Вероятно, такая неоднозначность может быть связана со сложным характером изменения магнитной восприимчивости расплавов в зависимости от температуры, что обусловлено особенностями их микронеоднородного состояния, электронного строения и магнитных свойств находящихся в них соединений [21, 22].

Цель работы заключалась в исследовании влияния постоянного магнитного поля с индукцией 0–1 Тл на интерметаллиды в участках межзёренного объёма (между двумя зёrnами и стыках нескольких зёрен) сплава доэвтектического состава Al–Cu, приготовленного на основе алюминия технической чистоты, а так же связи структуры межзёренного объёма с твёрдостью и стойкостью к межкристаллитной коррозии полученного сплава.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводились на сплаве алюминия с медью, приготовленного с использованием 100% алюминия технической чистоты с добавкой электротехнической меди. Количество компонентов в сплаве было, % масс: Cu — 3,7, Fe ~ 0,2, Si ~ 0,1, Mn, Ti, Zr ~ 0,01. Изучение влияния магнитного поля на интерметаллиды в структуре и свойства сплава производилось на его образцах с массой каждого 5 г. Образцы готовились в печи электросопротивления в цилиндрических алюндовых тиглях. Расплавленные компоненты перегревались на 150 К выше температуры солидуса и выдерживались при данной температуре 10 мин, в течение плавки производилось перемешивание ванны металла. Температура перегрева расплава отвечала его микронеоднородному состоянию, при котором сохранилась близость структуры микрогруппировок в жидком металле твёрдому строению [23]. тигель с готовым расплавом после выемки из печи устанавливался в зазоре электромагнита. Охлаждение и затвердевание металла происходило в постоянном магнитном поле. Скорость охлаждения сплава была ~ 1 К/с. Контрольный сплав кристаллизовался без воздействия поля (при этом питание электромагнита было отключено). Воздействие магнитного поля характеризовалось числом Гартмана (Ha), которое определяет соотношение электромагнитной и вязкой сил [24]: $Ha = BL/(\rho v^3)^{1/2}$, где B — индукция магнитного поля, наложенного на расплав, Тл; L — характерный размер (внутренний диаметр тигля с расплавом, где

происходило перемещение атомов при формировании структуры в период охлаждения и затвердевания), м; ρ — плотность жидкого сплава, кг/м³; ρ^3 — удельное электросопротивление расплава, Ом·м; ν — кинематическая вязкость расплава, м²/с. Величины параметров, входящих в формулу для вычисления числа Ha были взяты из источников [25–27]. В экспериментах число Ha изменялось в диапазоне 0–679.

Металлографические исследования воздействия магнитного поля на структуру сплава изучалось в плоскостях разреза образцов по их вертикальной оси в направлении параллельном силовым линиям поля. Изучение производилось на травленных раствором плавиковой кислоты шлифах с помощью оптического металлографического микроскопа МЕТАМ-Р1. В наблюдавшемся межзёренном объёме сплава, попавшем в плоскость сечения образца, были выделены характерные зоны: I типа — находившаяся между двумя зёренами, и II типа — представлявшая стык нескольких зёрен а-твёрдого раствора Al. С целью выявления влияния магнитного поля на содержание легирующего элемента Cu и основной примеси Fe в 1 и 2 зонах межзёренного объёма были проведены исследования в соответствующих местах содержания данных элементов микрорентгеноспектральным анализом на установке REMMA 102 для образцов сплава, полученных в режимах $Ha = 0, 68, 170$ и 340 . На лабораторном рентгеновском дифрактометре HZG-4 в CoK_{α} -излучении с использованием геометрии Брэгга–Брентано проводили рентгеноструктурные исследования сплавов, подвергшихся влиянию магнитного поля с $Ha = 68$ и 340 . Рентгеновские дифракционные спектры снимали в диапазоне 2θ от 10° до 110° с шагом сканирования

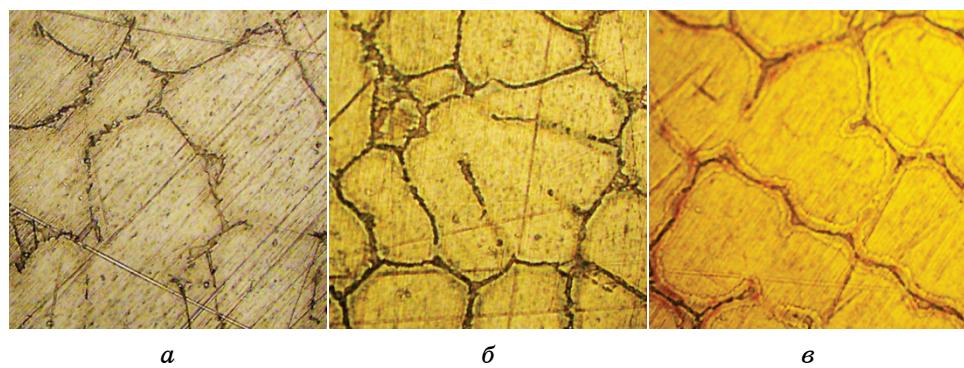


Рис. 1. Зёра α -твёрдого раствора Al и межзёренный объём в сплаве на основе Al–Cu: $Ha = 0$ (а), $Ha = 68$ (б), $Ha = 340$ (в).

Fig. 1. The grain of the α -solid solution Al and the intergranular volume in the Al–Cu based alloy: $Ha = 0$ (а), $Ha = 68$ (б), $Ha = 340$ (в).

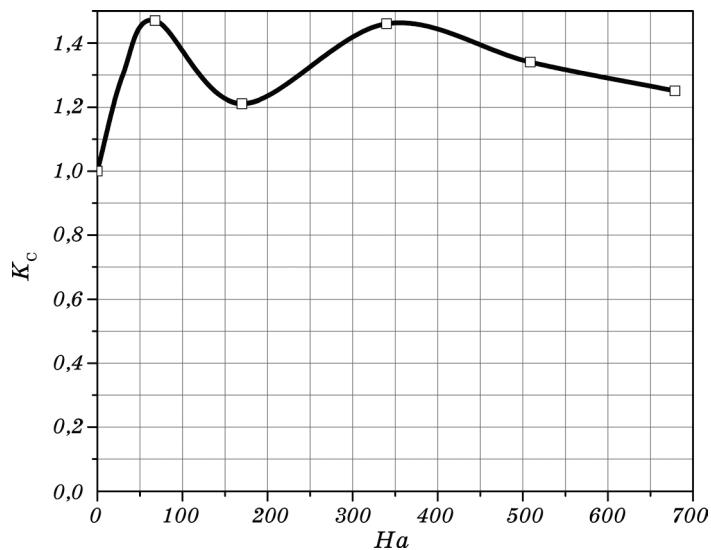


Рис. 2. Влияние постоянного магнитного поля на количество зон II типа в межэлементном объёме сплава на основе Al–Cu.

Fig. 2. Influence of a constant magnetic field on the number of zones of type II in the intergrain volume of an alloy based on Al–Cu.

0,1° и временем экспозиции в точке 5 с. Включения в структуре сплава идентифицировались по форме и цвету. Размеры интерметаллидов (длина (l , мм) и ширина (b , мм)), их количество на единице площади шлифа (q , мм^{-2}), а также количество стыков зёрен (q_c , мм^{-2}) определялись на основе ГОСТ 1778-70 (метод Л). Для оценки количества интерметаллидной фазы было введено безразмерное число $K = l_{\text{ср}} b_{\text{ср}} q$, (индекс «ср» обозначает среднее значение) характеризующее относительную площадь, занятую фазой на поверхности шлифа. Анализ изменений в литой структуре сплава, произошедших под воздействием магнитного поля, производился с помощью безразмерных величин: K_c — отношение q_c в сплаве, обработанном полем к аналогичному показателю контрольного сплава; K_q — отношение q интерметаллидов с железом, каждого типа в сплаве, полученном под воздействием поля, к данной характеристике сплава, необработанного полем; K_{I-II} — отношение q включений, присутствовавших в зоне I к их количеству в зоне II; $K_{\Sigma I}$ и $K_{\Sigma II}$ — сумма показателей K железосодержащих включений всех типов, находившихся в зоне I и, соответственно, в зоне II.

Испытания сплава на межкристаллитную коррозию проводились по ГОСТ 9.021-74, оценка глубины межкристаллитной коррозии — по ГОСТ 9.908-85. Твёрдость полученных сплавов измерялась по ГОСТ 9012-59.

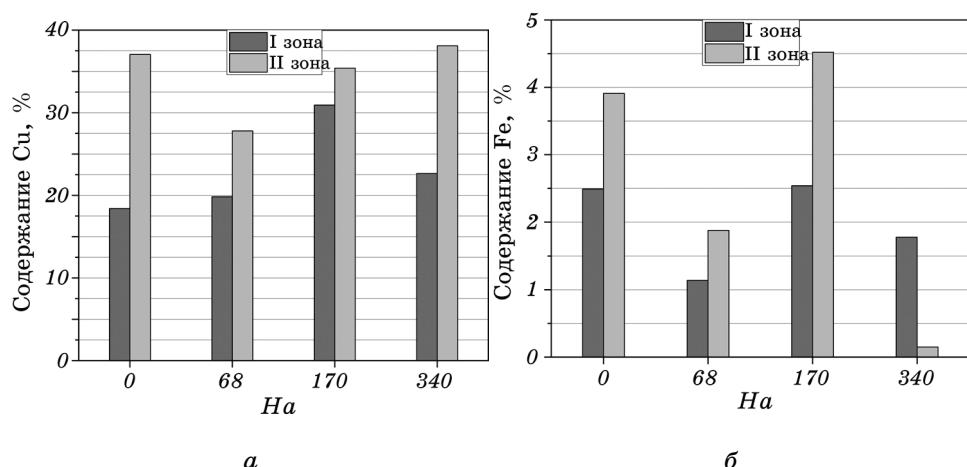


Рис. 3. Влияние постоянного магнитного поля на содержание Cu (а), Fe (б) в зонах межзёренного объёма сплава на основе Al–Cu.

Fig. 3. The effect of a constant magnetic field on the content of Cu (a), Fe (b) in the zones of intergranular volume of the Al–Cu based alloy.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографический анализ структуры контрольного сплава показал, что её основу составляли зёरна α -твёрдого раствора Al, окружённые межзёренным объёмом, в котором наблюдались включения интерметаллидов. В результате действия магнитного поля на охла-

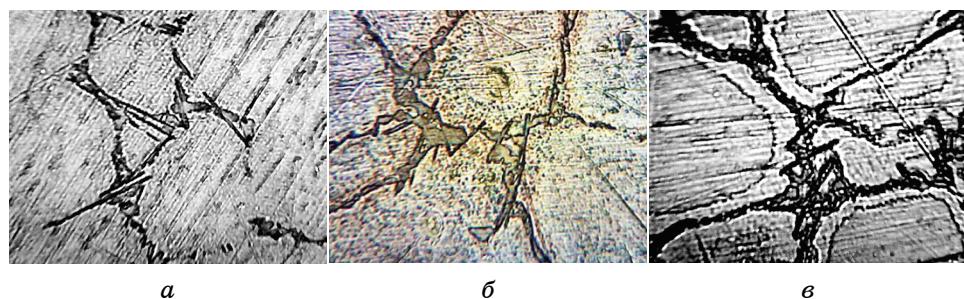


Рис. 4. Включения интерметаллидов в межзёренном объёме сплава на основе Al–Cu: $Ha = 0$ (а), $Ha = 68$ (б), $Ha = 679$ (с).

Fig. 4. Inclusions of intermetallics in the intergranular volume of an Al–Cu based alloy: $Ha = 0$ (a), $Ha = 68$ (b), $Ha = 679$ (c).

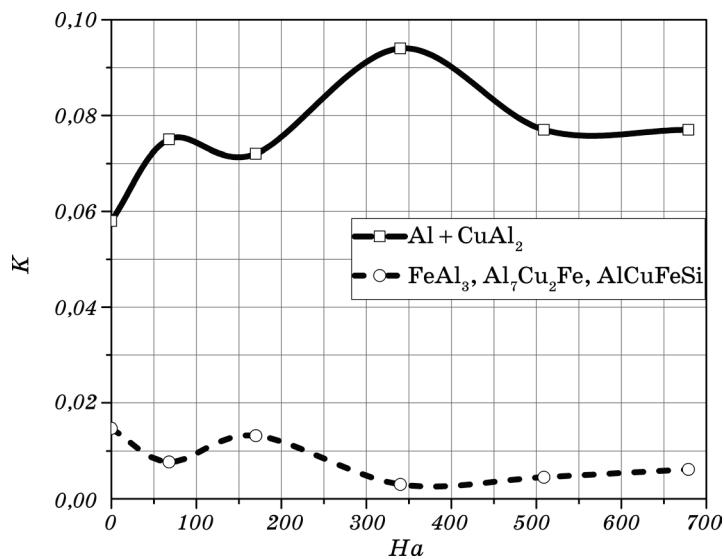


Рис. 5. Влияние постоянного магнитного поля на относительную площадь, занятую фазами сплава на основе Al–Cu.

Fig. 5. Influence of a constant magnetic field on the relative area occupied by phases of an alloy on the basis of Al–Cu.

ждающийся и затвердевающий расплав изменилась морфология зёрен α -твёрдого раствора Al. В дендритах возросло количество осей второго порядка, что привело к увеличению числа зон типа II по сравнению с контрольным металлом (рис. 1 и 2). Измерения содержания меди и железа в участках межзёренного объёма сплава с помощью микрорентгеноспектрального анализатора показал, что данные элементы были неравномерно распределены между ними (рис. 3). Выявлено, что концентрация Cu в зоне I была ниже, чем в зоне II. Наложение магнитного поля на расплав во время его охлаждения привело к перераспределению Cu между зёрнами α -твёрдого раствора Al и участками межзёренного объёма. Это вызвало увеличение количества Cu в зоне I, и снижение в зоне II при $Ha = 68$ – 170 . При $Ha = 340$ произошло возрастание содержания меди во всех зонах межзёренного объёма. Рентгеноструктурный анализ показал повышение количества фазы CuAl_2 в межзёренном объёме сплава с ростом числа Ha от 68 до 340 соответственно от 1,4 до 4,9%. Действие магнитного поля снизило неравномерность распределения меди между данными участками (см. рис. 3, а). Отношение концентраций Cu зон II и I в контрольном сплаве составляло 2,0, а под воздействием поля 1,1–1,7.

В контрольном сплаве ($Ha = 0$) и обработанном магнитным полем ($Ha = 68$ – 170) количество железа в зоне I было ниже, чем в зоне II.

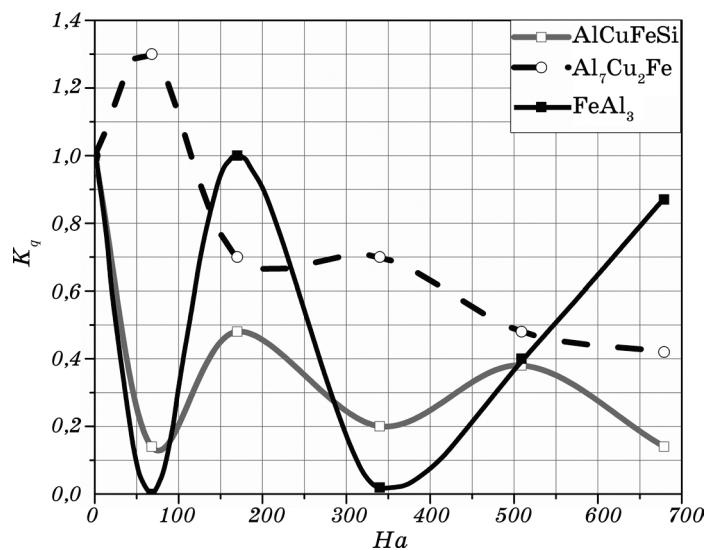


Рис. 6. Изменение количества железосодержащих фаз под воздействием магнитного поля.

Fig. 6. Change of quantities of iron-containing phases under the influence of a magnetic field.

Действие магнитного поля, характеризуемое числом $Ha = 340$, изменило это соотношение на противоположное (см. рис. 3, б). Обработка расплава магнитным полем увеличила неоднородность распределения Fe в участках межзёренного объёма. В контрольном металле отношение концентраций Fe зон II и I было 1,6, при $Ha = 68$ –170 увеличилось до 1,7–1,8, а при $Ha = 340$ снизилось — до 0,09.

В структуре межзёренного объёма контрольного сплава наблюдались участки эвтектики $\text{Al} + \text{CuAl}_2$ (серые образования неправильной формы), включения FeAl_3 (чёрные игольчатые), $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (светло-серые игольчатые), AlCuFeSi (коричневые игольчатые на фотографии видимые как тёмно-серые) — рисунок 4. Так же имелось незначительное количество α (AlFeSi) и β (AlFeSi) фаз. В образцах сплава, обработанных магнитным полем, как и в контрольном металле, присутствовали фазы $\text{Al} + \text{CuAl}_2$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. в структуре сплава не выявлены фазы AlCuFeSi при $Ha = 68$ и α (AlFeSi), β (AlFeSi) в условиях $Ha > 340$. Соединений Mn, Ti и Zr в сплаве не зафиксировано во всех опытах.

Под воздействием магнитного поля возросло значение K эвтектической фазы (см. рис. 3, а и рис. 5). Данный факт влияния поля, вероятно, был связан с уменьшением количества железосодержащих фаз, что отобразилось на сумме показателей K всех типов таких включений (см. рис. 5). В результате часть меди, входившая в их

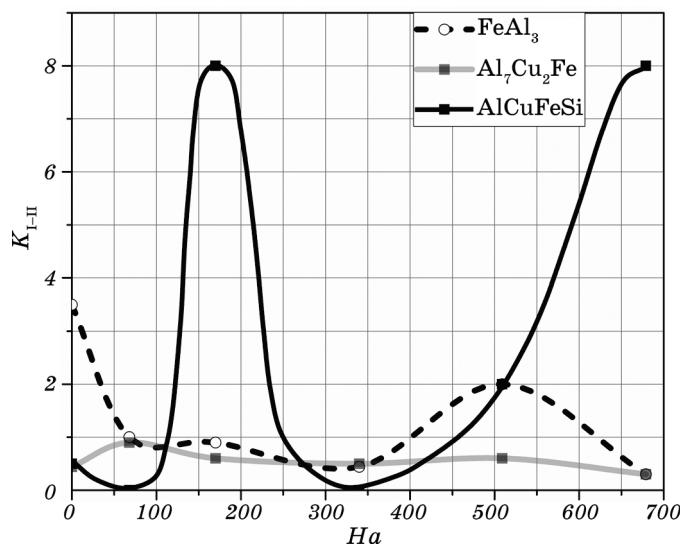


Рис. 7. Перераспределение включений железосодержащих фаз между зонами I и II в сплаве на основе Al–Cu под воздействием магнитного поля.

Fig. 7. Redistribution of inclusions of iron-containing phases between zones I and II in an alloy based on Al–Cu under the action of a magnetic field.

состав в контрольном металле, в образцах сплава, обработанных полем, образовала эвтектическую фазу. В контрольном сплаве среди железосодержащих включений преобладали FeAl_3 с $q = 9,3 \cdot 10^2 \text{ мм}^{-2}$, количество $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и AlCuFeSi было значительно ниже — соответственно $3,8 \cdot 10^2$ и $3,0 \cdot 10^2 \text{ мм}^{-2}$. Магнитное поле вызвало существенное уменьшение числа включений FeAl_3 по сравнению с контрольным металлом. Вместе с тем возросло количество интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Влияние поля на соединение AlCuFeSi было неоднозначным, в частности, в условиях $Ha = 340$ её единичные включения обнаружены только в отдельных зонах II межёренного объёма (рис. 6).

В результате действия магнитного поля произошло перераспределение железосодержащих фаз между зонами I и II (рис. 7). В режимах обработки сплава $Ha = 0$ и 509 большинство включений FeAl_3 было расположено в зоне I, а при $Ha = 340$ и 679 — в зоне II. При $Ha = 68$ –170 интерметаллиды данного типа наиболее равномерно были распределены между зонами I и II — значение числа K_{I-II} было соответственно 1,0–0,9. Включения $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ во всём диапазоне значений числа Ha в основном были сосредоточены в зоне I. В условиях охлаждения сплава при $Ha = 68$ эти интерметаллиды были наиболее равномерно распределены между зонами I и II ($K_{I-II} \sim 1$). Влияние магнитного поля на фазу AlCuFeSi в сравнении с $Ha = 0$ проявилось

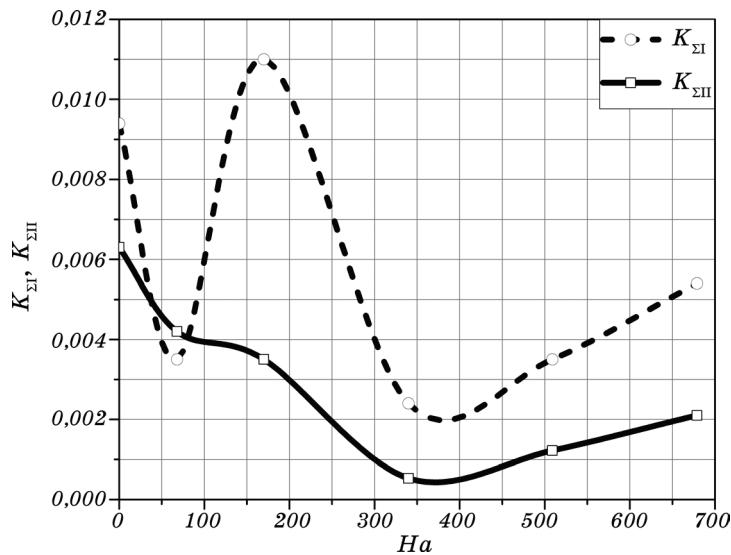


Рис. 8. Влияние постоянного магнитного поля на показатели относительной площади, занятой фазами FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, AlCuFeSi в зонах I и II межзёренного объёма сплава на основе Al–Cu.

Fig. 8. The effect of a constant magnetic field on the indices of the relative area occupied by the phases FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, AlCuFeSi in zones I and II of the intergrown volume of an Al–Cu based alloy.

в увеличении неоднородности её распределения при $Ha = 170$ и 679 , что сопровождалось резким возрастанием $K_{\text{I-II}}$ — до 16 раз и перемещением основного числа включений из зоны I в зону II.

Анализ значений показателей площади фаз FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и AlCuFeSi для зоны I и зоны II, показал, что с ростом индукции магнитного поля $K_{\Sigma I}$ снижается, а $K_{\Sigma II}$ изменяется сложным образом (рис. 8). Из данных рисунков 4 и 8 следует, что в контрольном сплаве отношение содержания Fe в зоне II к его количеству в зоне I было 1,52, а $K_{\Sigma II}$ к $K_{\Sigma I}$ — 1,49. Близкие значения данных соотношений могут быть связаны с тем, что концентрация железа во включениях зон II и I отличалась незначительно. Наложение магнитного поля нарушает данное соотношение. В случае $Ha = 68$ концентрация железа в зоне II больше, чем в зоне I, а показатель $K_{\Sigma II}$ меньше $K_{\Sigma I}$. Вероятно, в данном случае в фазах зоны II содержание Fe было больше, чем в зоне I. Различие по количеству железа между включениями зон II и I изменялся на противоположный с повышением Ha до 170 — количество Fe в соединениях зоны II меньше, чем зоны I, поскольку отношение содержания железа в зонах II и I составляло 1,7, а показателей $K_{\Sigma II}$ и $K_{\Sigma I}$ — 3,1. Аналогичное отличие по количеству железа во включениях зон межзёренного пространства наблю-

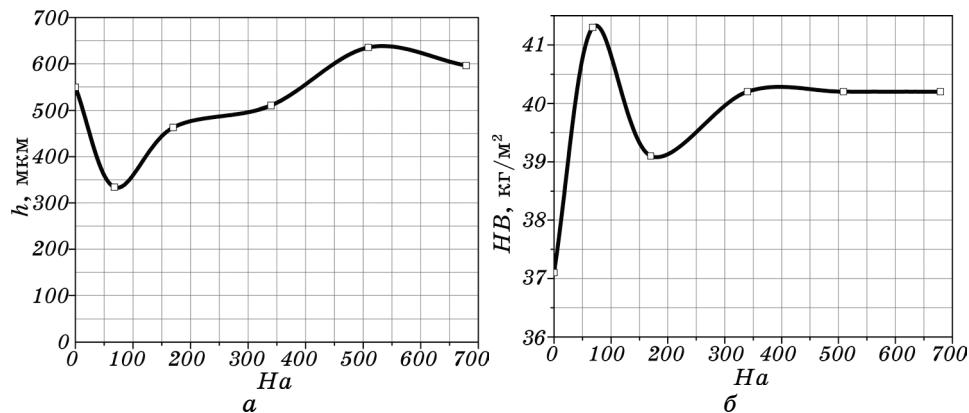


Рис. 9. Влияние постоянного магнитного поля на свойства сплава на основе Al–Cu: глубина межкристаллитной коррозии (а), твёрдость (б).

Fig. 9. Effect of a constant magnetic field on the properties of an Al–Cu based alloy: the depth of intergranular corrosion (a), the hardness (b).

далось и при $Ha = 340$ — отношение содержания железа в зонах II и I равно 0,16, а показателей $K_{\Sigma\text{II}}$ и $K_{\Sigma\text{I}}$ — 4,36.

Исследования свойств сплава, показали, что изменения в литой структуре металла, произошедшие в результате действия магнитного поля, при $Ha = 68$ –340 увеличивали стойкость сплава к межкристаллитной коррозии, в наибольшей степени при $Ha = 68$. С ростом значений Ha до 509–679 глубина межкристаллитной коррозии возрастила по сравнению с контрольным металлом (рис. 9, а). Литая структура сплавов, сформированная под воздействием поля, обеспечила рост твёрдости, в наибольшей степени при $Ha = 68$, а в наименьшей при $Ha = 170$. Возрастание Ha от 340 до 679 не влияло на величину данного свойства (рис. 9, б).

4. ВЫВОДЫ

Определено, что действие магнитного поля на сплав Al–Cu охлаждавшийся и затвердевавший со скоростью $\sim 1 \text{ К/с}$ в режимах, характеризуемых числом Гартмана в диапазоне $68 \leq Ha \leq 679$, изменило морфологию зёрен α -твёрдого раствора Al, увеличивая количество стыков нескольких зёрен в 1,2–1,5 раза. Установлено, что обработка сплава Al–Cu, приготовленного с использованием 100% алюминия технической чистоты, постоянным магнитным полем в исследованном диапазоне $68 \leq Ha \leq 679$, приводило к увеличению количества эвтектической фазы $\text{Al} + \text{CuAl}_2$ и снижению включений, содержащих железо.

Выяснено, что под воздействием магнитного поля изменяется соотношение количества включений с железом в сплаве по сравнению с металлом, необработанным полем — число интерметаллидов FeAl_3 уменьшается, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ возрастает, а количество AlCuFeSi сложным образом зависит от индукции магнитного поля. Определено, что однородность распределения включений железосодержащих фаз между участками межзёренного объёма увеличивается для соединений FeAl_3 при $68 \leq Ha \leq 679$ и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ при $68 \leq Ha \leq 509$, а уменьшается для фаз $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ при $Ha = 679$ и AlCuFeSi при $68 \leq Ha \leq 679$. Наиболее равномерное распределение включений достигается в случае $Ha = 68$. Определено, что под воздействием магнитного поля изменяется содержание железа во включениях всех указанных интерметаллидов.

Установлены зависимости влияния магнитного поля на глубину межкристаллитной коррозии и твёрдость сплава. В условиях $68 \leq Ha \leq 340$ глубина межкристаллитной коррозии уменьшается, а при $340 \leq Ha \leq 679$ возрастает. Твёрдость сплава увеличивается под влиянием магнитного поля. Структура, обеспечивающая наибольший уровень исследованных свойств формировалась при обработке охлаждающегося и затвердевающего сплава магнитным полем при $Ha = 68$.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Н. А. Аристова, И. Ф. Колобнёв, *Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1977).
2. Е. П. Чернова, И. Т. Гульдин, А. М. Захаров, А. А. Арнольд, *Известия вузов. Цветная металлургия*, № 5: 73 (1987).
3. А. И. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибиков, *Производство отливок из сплавов цветных металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
4. Н. Н. Буйнов, М. В. Мальцев, И. Н. Фридляnder, *Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов* (Москва: Металлургия: 1971).
5. В. Б. Деев, И. Ф. Селянин, С. П. Мочалов, *Литейное производство*, № 5: 16 (2012).
6. А. Я. Иоффе, Ю. П. Поручиков, Ж. В. Токарев, *Литейное производство*, № 10: 35 (1973).
7. В. А. Алов, М. И. Карпенко, О. М. Епархин, А. Н. Попков, Ю. М. Горовой, Е. Н. Потуткина, *Литейный сплав на основе алюминия*, Патент РФ № 2490351 (Опубликовано 20 августа 2013 г.).
8. В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов, *Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов* (Москва: Металлургия: 1995).
9. В. М. Живодёров, Т. О. Ананченко, *Литейное производство*, № 5: 7 (1986).
10. Z. Sun, L. Zhang, M. Cuo, J. Vleugels, O. Van der Biest, and B. Blanpain, *Europhys. Letters*, 89, No. 6: 56 (2010).
11. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, and A. Bojarevich, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 18.

12. Y. Dong, S. Shuai, J. Yu, W. Xuan, Z. Zhang, J. Wang, and Z. Ren, *J. Alloys Compd.*, **749**: 978 (2018).
13. 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).
14. S. He, C. Li, R. Guo, W. Xuan, Z. Ren, X. Li, and Y. Zhong, *ISIJ International*, **58**, No. 5: 899 (2018).
15. X. Li, Y. Fautrelle, A. Gagnoud, Z. Ren, and R. Moreau, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 652.
16. Z. Ren, X. Li, and Y. Fautrelle, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 741.
17. Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной, *Инженерно-физический журнал*, **XIV**, № 4: 620 (1968).
18. E. Beaugnon, S. Rivoirard, T. Garicin, and O. Bouaziz, *Proc. 5th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials* (Sendai: Japan: 2006), p. 604.
19. T. Liu, Q. Wang, C. Zhany, A. Gao, C. Lou, and J. He, *Proc. 7th International PAMIR Conference on Fundamental and Applied MHD* (Pusgu le de Gience, France: 2008), vol. 1, p. 203.
20. J. Gao, Y. K. Zhang, S. Reutzel, D. M. Herlach, and J. C. He, *Proc. 5th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Material* (Sendai: Japan: 2006), p. 25.
21. О. А. Горнов, *Магнитная восприимчивость интерметаллидов Al-11P3M3 и Al-3P3M при высоких температурах* (Дис. ... канд. физ.-мат. наук) (Екатеринбург: Институт металлургии УрО РАН: 2005).
22. В. А. Быков, *Магнитная восприимчивость разбавленных сплавов Al-Ce, Al-Dy, Al-Yb при высоких температурах* (Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук) (Екатеринбург: Институт металлургии УрО РАН: 2007).
23. Г. И. Баталин, В. П. Казимиров, Б. Ф. Дмитрук, *Известия АН СССР. Металлы*, № 1: 88 (1972).
24. Ю. М. Гельфгат, О. А. Лиелаусис, Э. В. Щербинин, *Жидкий металл под действием электромагнитных сил* (Рига: Зиннатне: 1975).
25. К. Дж. Смитлз, *Металлы* (Москва: Металлургиздат: 1980).
26. В. И. Андронов, Б. В. Чекин, С. В. Нестеренко, *Жидкие металлы и шлаки* (Москва: Металлургия: 1977).
27. Н. Н. Фомин, С. С. Затуловский, *Электрические печи и установки индукционного нагрева* (Москва: Металлургия: 1979).

REFERENCES

1. N. A. Aristova and I. F. Kolobnev, *Termicheskaya Obrabotka Liteynykh Alyuminievykh Splavov* [Heat Treatment of Cast Aluminium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
2. E. P. Chernova, I. T. Gul'din, A. M. Zakharov, and A. A. Arnol'd, *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya*, No. 5: 73 (1987) (in Russian).
3. A. I. Kurdyumov, M. V. Pikunov, V. M. Chursin, and E. L. Bibikov, *Proizvodstvo Otlivok iz Splavov Tsvetnykh Metallov* [The Production of Castings from Alloys of Non-Ferrous Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
4. N. N. Buynov, M. V. Mal'tsev, and I. N. Fridlyander, *Alyuminievy Splavy. Metallovedenie Alyuminiya i Ego Splavov* [Aluminium Alloys. Metal Science of

- Aluminium and Its Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1971) (in Russian).
5. V. B. Deev, I. F. Selyanin, and S. P. Mochalov, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 5: 16 (2012) (in Russian).
 6. A. Ya. Ioffe, Yu. P. Poruchikov, and Zh. V. Tokarev, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 10: 35 (1973) (in Russian).
 7. V. A. Alov, M. I. Karpenko, O. M. Eparkhin, A. N. Popkov, Yu. M. Gorovoy, and E. N. Potutkina, *Liteynyj Splav na Osnove Alyuminija* [The Aluminium Based Casting Alloy]: Patent 2490351 RF (Published August 20, 2013) (in Russian).
 8. V. A. Efimov and A. S. El'darkhanov, *Fizicheskie Metody Vozdeystviya na Prosesсы Zatverdevaniya Splavov* [Physical Methods of Influence on the Processes of Solidification of Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1995) (in Russian).
 9. V. M. Zhivoderov and T. O. Ananchenko, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 5: 7 (1986) (in Russian).
 10. Z. Sun, L. Zhang, M. Cuo, J. Vleugels, O. Van der Biest, and B. Blanpain, *Europhys. Letters*, **89**, No. 6: 56 (2010).
 11. X. Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, and A. Bojarevich, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 18.
 12. Y. Dong, S. Shuai, J. Yu, W. Xuan, Z. Zhang, J. Wang, and Z. Ren, *J. Alloys Compd.*, **749**: 978 (2018).
 13. 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).
 14. S. He, C. Li, R. Guo, W. Xuan, Z. Ren, X. Li, and Y. Zhong, *ISIJ International*, **58**, No. 5: 899 (2018).
 15. X. Li, Y. Fautrelle, A. Gagnoud, Z. Ren, and R. Moreau, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 652.
 16. Z. Ren, X. Li, and Y. Fautrelle, *Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials* (Dresden: Germany: 2009), p. 741.
 17. F. D. Miroshnichenko and V. L. Snezhnoy, *Inzhenerno-Fizicheskiy Zhurnal*, **XIV**, No. 4: 620 (1968) (in Russian).
 18. E. Beaugnon, S. Rivoirard, T. Garicin, and O. Bouaziz, *Proc. 5th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials* (Sendai: Japan: 2006), p. 604.
 19. T. Liu, Q. Wang, C. Zhany, A. Gao, C. Lou, and J. He, *Proc. 7th International PAMIR Conference on Fundamental and Applied MHD* (Pusgu le de Gience, France: 2008), vol. 1, p. 203.
 20. J. Gao, Y. K. Zhang, S. Reutzel, D. M. Herlach, and J. C. He, *Proc. 5th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Material* (Sendai: Japan: 2006), p. 25.
 21. O. A. Gornov, *Magnitnaya Vospriimchivost Intermetallicov Al-11RZM3 i Al-3RZM pri Vysokikh Temperaturakh* [Magnetic Susceptibility of Al-11RZM3 and Al-3RZM Intermetallic Compounds at High Temperatures] (Disser. for Cand. Phys.-Math. Sci.) (Yekaterinburg: Institut Metallurgii UrO RAN: 2005) (in Russian).
 22. V. A. Bykov, *Magnitnaya Vospriimchivost Razbavlenykh Splavov Al-Ce, Al-Dy, Al-Yb pri Vysokikh Temperaturakh* [Magnetic Susceptibility of Dilute Al-Ce, Al-Dy, Al-Yb Alloys at High Temperatures] (Thesis of Disser. for Cand. Phys.-Math. Sci.) (Yekaterinburg: Institut Metallurgii UrO RAN: 2007) (in Russian).

23. G. I. Batalin, V. P. Kazimirov, and B. F. Dmitruk, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, No. 1: 88 (1972) (in Russian).
24. Yu. M. Gel'fgat, O. A. Lielausis, and E. V. Shcherbinin, *Zhidkiy Metall pod Deystviem Elektromagnitnykh Sil* [Liquid Metal under the Action of Electromagnetic Forces] (Riga: Zinatne: 1975) (in Russian).
25. K. Dzh. Smitlz, *Metally* [Metals] (Moscow: Metallurgizdat: 1980) (in Russian).
26. V. I. Andronov, B. V. Chekin, and S. V. Nesterenko, *Zhidkie Metally i Shlaki* [Liquid Metals and Slags] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
27. N. N. Fomin and S. S. Zatulovskiy, *Elektricheskie Pechi i Ustanovki Induktsionnogo Nagreva* [Electric Furnaces and Induction Heating Systems] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).