

PHASE TRANSFORMATIONS

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.66.Dk, 68.70.+w, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 81.40.Ef

Влияние обработки расплава однополярным импульсным электрическим током на формирование железосодержащих фаз в сплаве АК5М2

А. Г. Пригунова, Г. М. Зелинская*, М. В. Кошелев

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

**Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Исследованы закономерности структурообразования вторичного сплава АК5М2 после прохождения однополярного импульсного электрического тока через расплав. Изменения в строении расплава, обусловленные воздействием тока, приводят к изменению характера фазовых превращений при кристаллизации, образованию эвтектик, в состав которых вместо железосодержащей иглоподобной фазы β -FeSiAl₅ входит разветвлённый интерметаллид α -(Fe, Mn, Cu)₃Si₂Al₁₅. Установлена зависимость морфологии железосодержащих фаз от параметров обработки электрическим током и их взаимосвязь с механическими свойствами. Определены наиболее эффективные режимы, обеспечивающие повышение прочности и пластичности сплава АК5М2 до уровня его аналогов, выплавляемых из первичных металлов.

Ключевые слова: морфология железосодержащих фаз, структурные и фазовые превращения, механические свойства, однополярный импульс-

Corresponding author: Adel Georgievna Prigunova
E-mail: adel_nayka@ukr.net

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

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: A. G. Prigunova, G. M. Zelinskaya, and M. V. Koshelev, The Effect of Melt Processing by Unipolar Pulsed Electric Current on Formation of Iron-Containing Phases in AK5M2 Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 5: 655–672 (2019), DOI: [10.15407/mfint.41.05.0655](https://doi.org/10.15407/mfint.41.05.0655).

ный электрический ток.

Досліджено закономірності структуроутворення вторинного сплаву АК5М2 після проходження однополярного імпульсного електричного струму через розплав. Зміни у будові розплаву, що обумовлені впливом струму, приводять до зміни характеру фазових перетворень при кристалізації, утворення евтектик, до складу яких замість залізовмісної голкоподібної фази $\beta\text{-FeSiAl}_5$ входить розгалужений інтерметалід $\alpha\text{-(Fe, Mn, Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$. Встановлено залежність морфології залізовмісних фаз від параметрів обробки електричним струмом та їх взаємозв'язок з механічними властивостями. Визначено найбільш ефективні режими, що забезпечують підвищення міцності і пластичності сплаву АК5М2 до рівня його аналогів, що виплавляються з первинних металів.

Ключові слова: морфологія залізовмісних фаз, структурні і фазові перетворення, механічні властивості, однополярний імпульсний електричний струм.

The regularities of a structure formation of the secondary alloy AK5M2 after passing a unipolar pulsed electric current through the melt are investigated. The change in the structure of the melt, caused by the action of current, leads to a change in the nature of phase transformations during crystallization, the formation of eutectics, which contains a branched $\alpha\text{-(Fe, Mn, Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ intermetallic compound instead of the iron-containing needle-like $\beta\text{-FeSiAl}_5$ phase. The dependence of the morphology of the iron-containing phases on the parameters of treatment with electric current and their relationship with mechanical properties are established. The most effective modes are determined. They provide an increase in the strength and ductility of the AK5M2 alloy up to the level of its analogues smelted from primary metals.

Key words: morphology of iron-containing phases, structural and phase transformations, mechanical properties, unipolar pulsed electric current.

(Получено 22 ноября 2018 г.; окончат. вариант — 4 марта 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Закономерности структурообразования при переходе жидкость–твёрдое тело и формирование свойств металлов и сплавов при кристаллизации являются основополагающими. Они также предмет всестороннего изучения в течение последних десятилетий [1–7]. Развитие способов физико-химических воздействий на расплавы, установление механизма их влияния на строение жидкого металла и процесс кристаллизации открывают новые перспективы разработки технологий получения высококачественных отливок, создания материалов с заданными свойствами. При общепринятых представлениях о металлических расплавах, структура которых генетически связана со структурой твёрдого тела [1–4, 8], каждый из

них имеет свои особенности, обусловленные химическим составом, индивидуальностью межатомного взаимодействия, которое может изменяться под воздействием внешних факторов.

Общеизвестно негативное влияние железа на свойства литейных алюминиевых сплавов [9]. Формирование первичных и эвтектических иглоподобных фаз (FeAl_3 , $\beta\text{-FeSiAl}_5$) приводит к хрупкому разрушению, понижению пластичности и прочности. Термическая обработка в твердом состоянии не изменяет их морфологию. Для нейтрализации вредного воздействия железа в силуминах, выплавляемых из лома и отходов, используют легирование марганцем и хромом, вследствие чего образуются разветвленные интерметаллидные фазы с железом.

В работе повышение качества доэвтектических железосодержащих алюминиево-кремниевых сплавов осуществляется пропуском однополярного импульсного электрического тока через расплав [10]. Для разработки научно обоснованных технологических параметров обработки необходимо было решить следующие задачи: определить влияние режимов жидкофазной обработки электрическим током на процесс кристаллизации, структуру, морфологические особенности железосодержащих фаз и механические свойства, установить наиболее эффективные из них, теоретически обосновать полученные результаты с позиций современных взглядов на строение металлических расплавов.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали широко применяемый в машиностроении литейный сплав АК5М2 (% масс: Si — 4,7; Cu — 1,97; Mg — 0,33; Mn — 0,28; Fe — 0,8; Ni — 0,17; Zn — 0,5; Al — остальное; Mn:Fe = 0,35), который выплавлен из лома и отходов в условиях промышленного производства.

Расплав обрабатывали однополярным импульсным электрическим током с формой сигналов одного знака (рис. 1). Усовершенствование генератора импульсов однополярного электрического тока позволило вырабатывать импульсы, частота (ν) которых может варьироваться в пределах от 20 до 500000 Гц, а плотность электрического тока (j) — от 2 до 250 А/см². Электрический ток пропускали через перемещающийся по желобу расплав, температура которого составляла $(700 \pm 5)^\circ\text{C}$, желоба — 100°C [10]. Плотность тока рассчитывали как отношение величины силы тока к площади поперечного сечения потока металла. Температуру расплава и время его обработки контролировали непрерывной записью показателей на компьютере.

Исследования проведены стандартными методами дифференциального термического (DTA), металлографического, микрорентге-

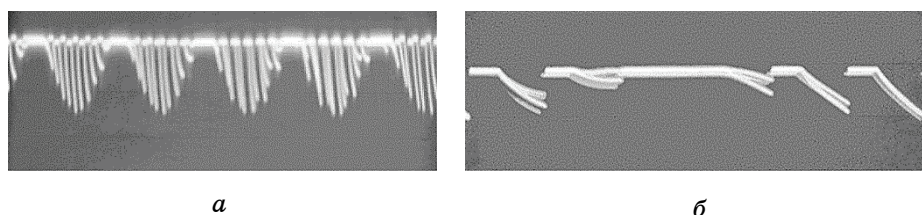


Рис. 1. Форма сигнала при обработке расплава однополярным импульсным электрическим током (а) с фрагментом формы импульса при высоком разрешении (б).

Fig. 1. Waveform during melt processing by unipolar pulsed electric current (a) with a fragment of the pulse shape at high resolution (b).

носпектрального и рентгеноструктурного анализов, измерения механических свойств, а также закалочно-микроструктурным методом [9]. Особенностью этого метода является охлаждение капли расплава с постоянной скоростью ($0,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$) от температуры 700°C до температуры фазового превращения, установленной по данным ДТА, выдержке при заданной температуре в течение 3–5 мин и закалке со скоростью не меньшей чем $10^3\text{--}10^4^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Зафиксированная в виде мелкокристаллических эвтектик жидкость при травлении окрашивается в черный цвет и легко отличается от растущих в этот момент фаз. На фотографиях микроструктур эта псевдожидкость обозначена символом Ж.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплава АК5М2 в исходном состоянии приведена на рис. 2 а, б. Рентгеноструктурные исследования (рис. 3, табл. 1) показали, что он имеет следующий фазовый состав: Al_{α} , Si, $\beta\text{-FeSiAl}_5$, $\theta\text{-CuAl}_2$, Mg_2Si , $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$. Сплав АК5М2 затвердевает в интервале температур от 629 до 467°C (рис. 4, табл. 2). На ДТА-кривой при кристаллизации фиксируются три последовательных экзотермических пика, соответствующие твердому раствору Al_{α} ($69,2\%$), эвтектикам, в состав которых входят железосодержащие интерметаллиды ($28,1\%$), и эвтектикам, содержащим фазы $\theta\text{-CuAl}_2$ и Mg_2Si ($2,7\%$). Интенсивность второго пика существенно меньше первого, что обусловлено значительной объемной долей первичных кристаллов твердого раствора алюминия в сплаве. Первый и второй пики соответствуют нескольким превращениям. На это указывают слабо заметные перегибы на нисходящей ветви этих пиков.

По данным закалочно-микроструктурного анализа (рис. 5) затвердевание сплава АК5М2 начинается с образования первичных кристаллов твердого раствора алюминия (Al_{α}^1) (рис. 5, а). При пониже-

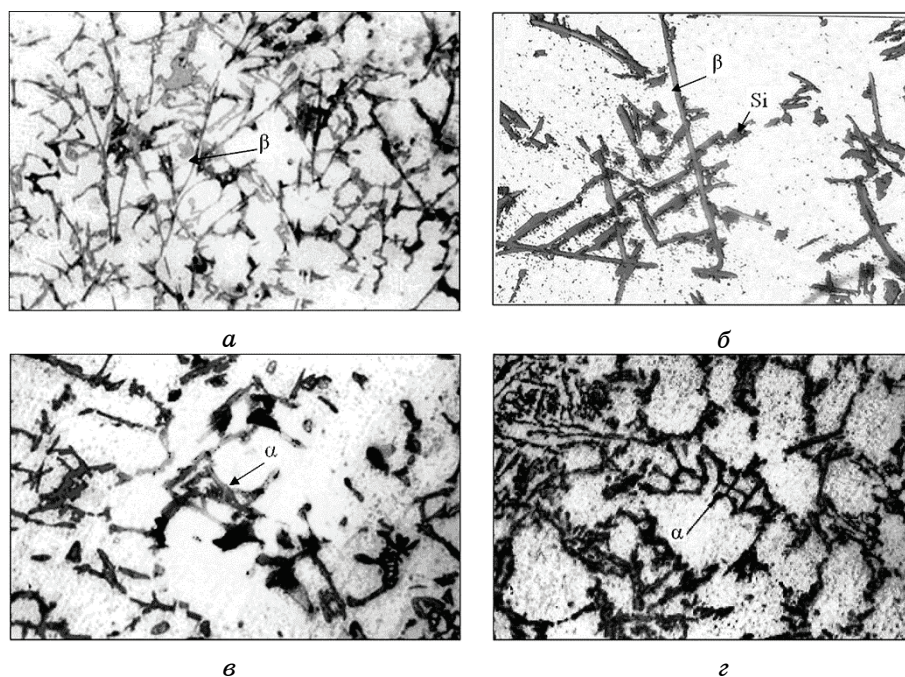


Рис. 2. Микроструктура сплава АК5М2 в исходном состоянии (*а, б*) и после обработки расплава однополярным импульсным электрическим током (*в* — $\nu = 700$ Гц, $j = 7$ А/см²; *г* — $\nu = 700$ Гц, $j = 20$ А/см²); *а* — $\times 200$; *в, г* — $\times 400$; *б* — $\times 800$.

Fig. 2. Microstructure of the AK5M2 alloy in the initial state (*a, б*) and after melt processing by unipolar pulsed electric current (*в* — $\nu = 700$ Гц, $j = 7$ А/см²; *г* — $\nu = 700$ Гц, $j = 20$ А/см²); *а* — $\times 200$; *в, г* — $\times 400$; *б* — $\times 800$.

нии температуры до 600°C, совпадающей с температурой перегиба на левой ветви первого максимума кривой DTA, появляется незначительное количество фазы α -(Fe, Mn, Cu)₃Si₂Al₁₅ (далее — α), которая формируется в процессе эвтектической реакции: $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$ (рис. 5, б). Имея более сложную по сравнению с алюминиевым твердым раствором кристаллохимическую природу, тугоплавкая фаза α играет ведущую роль в ходе эвтектического превращения [11].

При достижении температуры 575°C наблюдаются изменения в фазовом составе — появляются продукты эвтектического распада жидкости: $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ (рис. 5, в). Объемная доля α -фазы в исходном сплаве АК5М2 незначительная — 1,3%. Поэтому рентгеноструктурным анализом не обнаруживается (см. рис. 3). При температуре 550°C образуется фаза β -FeSiAl₅ (далее — β), входящая в состав тройной эвтектики $\beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ (рис. 5, г), — основной структурной составляющей сплава АК5М2. Ведущей фазой эвтектического

ТАБЛИЦА 1. Влияние обработки расплава однополярным импульсным электрическим током на фазовый состав сплава АК5М2 по данным рентгеноструктурного анализа.

TABLE 1. Effect of melt processing by a unipolar pulsed electric current on the phase composition of the АК5М2 alloy according to X-ray diffraction data.

Режимы обработки	Фазы*						
	Al _α (1)	Si (2)	β (3)	α (4)	π (5)	θ (6)	M ₂ Si (7)
Исходное состояние	+	+	+	—	+	+	+
$j = 7 \text{ А/см}^2$, $\nu = 700 \text{ Гц}$, $\tau = 6 \text{ с}$	+	+	—	+	+	+	+
$j = 7 \text{ А/см}^2$, $\nu = 700 \text{ Гц}$, $\tau = 13 \text{ с}$	+	+	—	+	+	+	+

*Примечание: Номер в скобках — обозначение фазы на дифрактограммах; наличие фазы — «+»; отсутствие фазы — «—».

распада жидкости $\mathcal{J} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ является интерметаллид β (25,6% Fe; 12,8% Si — здесь и далее % масс.), имеющий моноклинную решетку с параметрами $a = b = 6,12 \text{ \AA}$; $c = 41,5 \text{ \AA}$; $\alpha = 91^\circ$. Следующее превращение связано с формированием фазы $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$ (далее — π) по перитектической реакции: $\mathcal{J} + \beta \rightarrow \pi + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$. Наиболее типичными низкотемпературными превращениями в интервале от 502 до 467°C являются: $\mathcal{J} \rightarrow \theta\text{-CuAl}_2 + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$, $\mathcal{J} \rightarrow \theta\text{-CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$.

Обработка сплава АК5М2 в жидком состоянии однополярным импульсным электрическим током приводит к значительным изменениям в структурообразовании (рис. 2, в, г) и фазовом составе (рис. 6, табл. 1). Понижается температура начала фазовых превращений, увеличивается температурный интервал и время кристаллизации (рис. 7, табл. 2). В процессе формирования сплава подавляются эвтектические реакции распада жидкости $\mathcal{J} \rightarrow \beta + \text{Al}_\alpha$ и $\mathcal{J} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$, стабилизируются превращения $\mathcal{J} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$ и $\mathcal{J} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$ (рис. 8). В результате вместо иглоподобного интерметаллида β образуется разветвленная α -фаза, объемная доля которой растет с увеличением времени обработки с 6 до 13 с. Подобная закономерность — замена иглоподобной фазы β на интерметаллид α разветвленной морфологии, наблюдается при повышении концентрации марганца в железосодержащих силуминах, когда соотношение $\text{Mn:Fe} \geq 0,4\text{--}0,8$ [12, 13].

Единого мнения о природе фазы α нет [14]. Н. Phillips и G. Phragmen рассматривали ее как непрерывный ряд твердых растворов марганца в соединении Fe_2SiAl_8 (31,6% Fe; 7,8% Si), которое часто приводят в виде $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$ (30,7% Fe; 10,2% Si), имеющем гексагональную решетку с параметрами: $a = 12,3 \text{ \AA}$, $c = 26,3 \text{ \AA}$. С позиций С. Sun и R. Kowatschewa α -фаза — это твердый раствор желе-

за в соединении $\text{Mn}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (26,3% Mn; 8,9% Si) с простой кубической решеткой с пространственной группой атомов $Pm\bar{3}$ и параметром: $a = 12,65\text{--}12,68 \text{ \AA}$, в котором атомы марганца заменяются атомами железа (31% Fe, 1,5% Mn, 8% Si).

Рентгеноспектральными исследованиями установлено, что в исследуемом сплаве фаза α имеет состав, % масс.: Fe — 20,05; Mn — 8,6; Cu — 2,47; Si — 9,01; Al — 60,03, а суммарное содержание железа, марганца и меди (31,12%) практически соответствует содержанию железа в соединении Fe_2SiAl_8 (31,6%) [14].

Учитывая изложенное, можно предположить, что разветвленная железосодержащая фаза α , образовавшаяся после обработки расплава однополярным импульсным электрическим током, является твердым раствором марганца и меди на основе интерметаллида Fe_2SiAl_8 , в котором часть атомов железа замещена атомами марганца и меди. Вместе с тем, данное предположение требует дополнительной экспериментальной проверки.

По сравнению с фазой β , состав которой в исходном сплаве АК5М2, % масс.: Fe — 23,26; Mn — 1,48; Si — 16,89; Al — 58,36, интерметаллид α отличается строением кристаллической решетки, наличием растворенной меди и более высоким суммарным содержанием железа и марганца. По данным рентгеноспектральных исследований состав фазы α переменный и не соответствует выше указанной формуле. В литературе эта фаза часто обозначается как α -

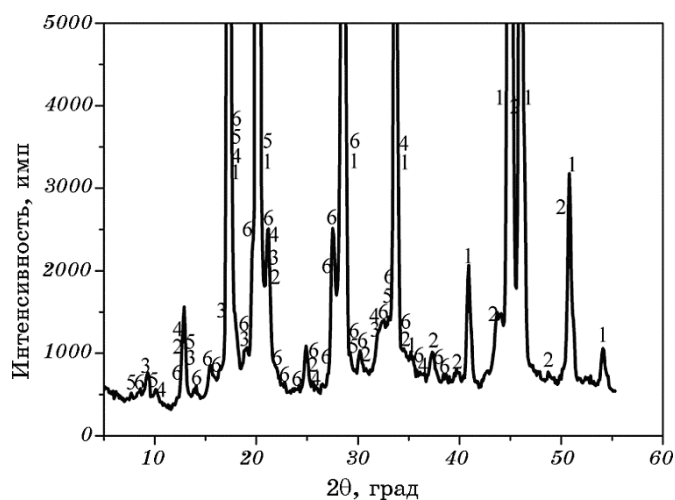


Рис. 3. Дифрактограмма исходного сплава АК5М2, полученная в MoK_α излучении: 1 — Al_α ; 2 — Si; 3 — $\theta\text{-CuAl}_2$; 4 — Mg_2Si ; 5 — $\beta\text{-FeSiAl}_5$; 6 — $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$.

Fig. 3. Diffractogram of the initial AK5M2 alloy obtained in the MoK_α radiation: 1 — Al_α ; 2 — Si; 3 — $\theta\text{-CuAl}_2$; 4 — Mg_2Si ; 5 — $\beta\text{-FeSiAl}_5$; 6 — $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$.

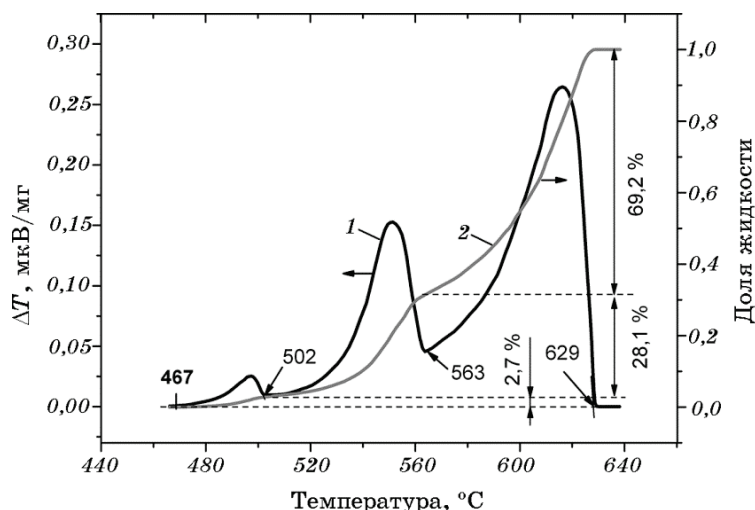


Рис. 4. Сигнал DTA исходного сплава АК5М2 при скорости охлаждения 5°C/мин (1) и рассчитанная кривая изменения доли жидкости от температуры (2), полученная после интегрирования площади под кривой DTA при кристаллизации.

Fig. 4. DTA signal of the initial AK5M2 alloy (1) at a cooling rate of 5°C/min and the calculated curve of the liquid fraction versus temperature (2), obtained by integrating the area under the DTA curve during crystallization.

(Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅. В сложнолегированных силуминах кроме меди в ней также растворяются никель, хром и др. [14].

Электрический ток изменяет свойства жидких силуминов [15–17], что обусловлено изменением ближнего порядка атомов, состава и размера кластеров и разупорядоченной зоны расплава [18]. В наибольшей степени ток воздействует на разупорядоченную зону, которая представляет собой микрообласти со статистическим распределением атомов Al, Si, Fe, Mn и других компонентов, входящих в состав сплава. Расчеты массопереноса атомов в расплавах трехкомпонентной системы Al–Si–Fe, выполненные по уравнению электродиффузии, полученному В. А. Михайловым и Д. Д. Богдановой [19], показали, что структурные изменения в расплаве, происходящие при прохождении электрического тока, связаны с явлением электропереноса, перераспределением атомов компонентов, прежде всего железа, между разупорядоченной зоной и кластерами [20]. Используя теорию электропереноса [21], силу, действующую на ион i -сорта, можно определить по выражению:

$$F_i = \left(Z_i - \bar{Z} \frac{\sigma_i}{\sigma} \right) eE,$$

ТАБЛИЦА 2. Влияние обработки расплава однополярным импульсным электрическим током на параметры кристаллизации сплава АК5М2 при скорости охлаждения 5°C/мин.

TABLE 2. Effect of melt processing by a unipolar pulsed electric current on the parameters of crystallization of the АК5М2 alloy at a cooling rate of 5°C/min.

Режимы обработки	Температура ликвидус T_L , °C	Температура солидус T_S , °C	Интервал кристаллизации ΔT_{LS} , °C	Время кристаллизации t , с
Исходное состояние	629	502	127	2065
$j = 7 \text{ А/см}^2$, $v = 700$ $\Gamma_{\text{ц}}, \tau = 6 \text{ с (2)}^*$	623	493	130	2107
$j = 7 \text{ А/см}^2$, $v = 700$ $\Gamma_{\text{ц}}, t = 13 \text{ с (3)}^*$	626	496	130	2105

*Примечание: Цифра в скобках — номер кривой ДТА на рис. 7.

где Z_i — заряд иона i -сорта, \bar{Z} — средний заряд ионов системы, σ_i — сечение рассеяния иона i -сорта в металле, σ — среднее сечение рассеяния иона в металле, e — заряд электрона, E — напряженность электрического поля.

По расчетным данным, наибольшая сила воздействия электрического тока на ионы марганца и железа ($F_{\text{Mn}} = -6,1$ эВ, $F_{\text{Fe}} = -5,9$ эВ, $F_{\text{Si}} = -3,5$ эВ, $F_{\text{Ni}} = -1,9$ эВ, $F_{\text{Mg}} = +0,3$ эВ, $F_{\text{Cu}} = +0,4$ эВ, $F_{\text{Al}} = +1,9$ эВ). Под влиянием электрического тока усиливается электроперенос атомов марганца и железа из разупорядоченной зоны к кластерам. Вследствие такого массообмена изменяется состав и ближний порядок атомов в кластерах. Кластеры по составу близкие к интерметаллиду β трансформируются в новые метастабильные ассоциации атомов с более высоким суммарным содержанием железа и марганца. Как следствие — изменение характера фазовых превращений при кристаллизации (см. рис. 8), в процессе которых образуется железосодержащая фаза α , характерная для сплавов с более высоким содержанием марганца и соответственно с более высоким, чем в исследуемом сплаве АК5М2, соотношением Mn:Fe ($>0,35$) [12, 13].

Рентгеноструктурными исследованиями установлено (см. рис. 6), что обработка расплава электрическим током приводит не только к изменению фазового состава железосодержащих фаз, образующихся в высокотемпературной области кристаллизации, но и к изменению интенсивности линий отражения от других структурных составляющих, что свидетельствует о перераспределении химических элементов в сплаве.

Также уменьшается интенсивность интерференционных линий от твёрдого раствора алюминия, происходит их смещение в сторону меньших углов 2θ (см. рис. 6, а), что связано с изменением степени его пересыщения, увеличением параметра кристаллической решетки. При этом положение линий отражения от кристаллов крем-

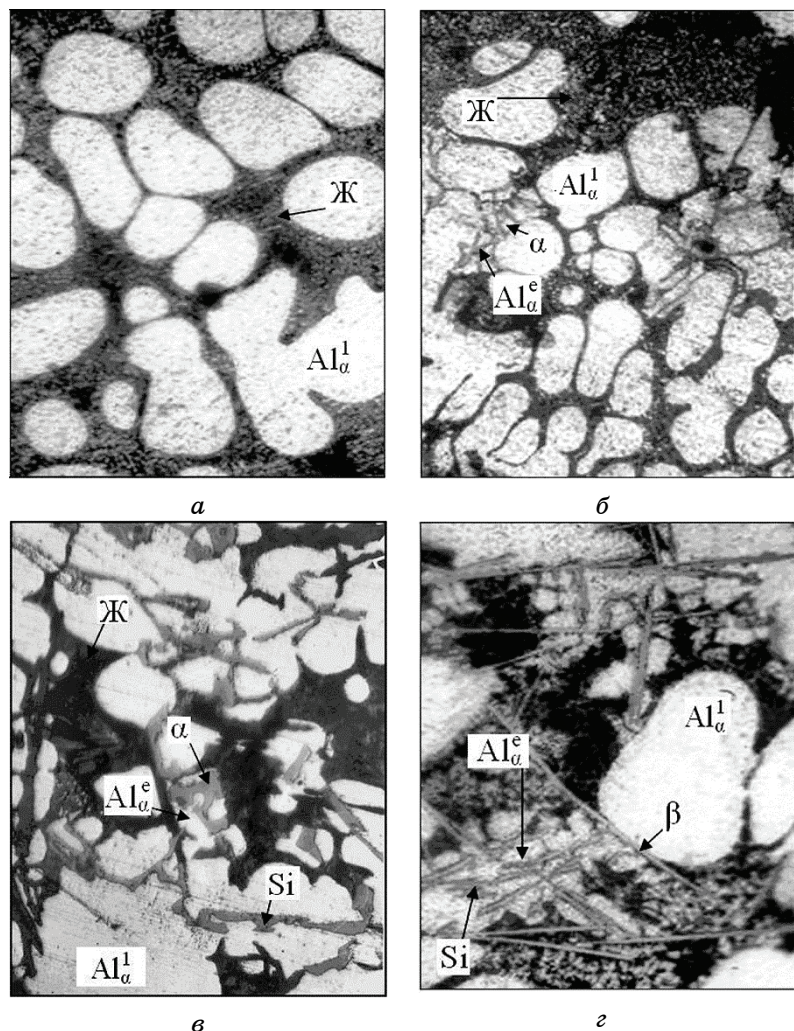


Рис. 5. Этапы формирования железосодержащих фаз в сплаве АК5М2: α -фаза $(\text{Fe, Mn, Cu})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$; а — $\text{Ж} \rightarrow \text{Al}_\alpha$; б — $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$; в — $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$; г — $\text{Ж} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$; а, в, г — $\times 300$; б — $\times 250$.

Fig. 5. Stages of formation of iron-containing phases in the AK5M2 alloy: α -phase $(\text{Fe, Mn, Cu})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$; а — $\text{Ж} \rightarrow \text{Al}_\alpha$; б — $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$; в — $\text{Ж} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$; г — $\text{Ж} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$; а, в, г — $\times 300$; б — $\times 250$.

ния остается неизменным, соответственно не изменяется параметр его кристаллической решетки.

Уменьшается количество фазы π -FeMg₃Si₆Al₈, о чем свидетельствует снижение интенсивности линий отражения от этой фазы на дифрактограмме (см. рис. 3, 6). В исходном сплаве АК5М2 она образуется по перитектической реакции с участием интерметаллида β . Отсутствие или незначительное количество этого интерметаллида после обработки расплава электрическим током исключает такой механизм формирования π -фазы. Учитывая появление на кривых ДТА нового экзотермического пика в области температур от 499 до 493°C при обработке расплава импульсным электрическим током в течение 6 с и в интервале температур от 503 до 496°C — при воздействии на расплав электрическим током в течение 13 с (см. рис. 7, вставка *a*), можно считать, что подобно сплаву АК9М2 [9], π -фаза в сплаве АК5М2 после обработки его в жидком состоянии электрическим током образуется по эвтектической реакции: $\text{Ж} \rightarrow \text{Mg}_2\text{Si} + \pi + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$.

Последний экзотермический пик на кривых ДТА сплавов, обработанных в жидком состоянии электрическим током (см. рис. 7), как в случае с исходным сплавом АК5М2, связан с эвтектическими превращениями, в процессе которых формируются фазы θ -CuAl₂ и Mg₂Si.

Подобно зависимости морфологии железосодержащих фаз от концентрации марганца [12, 13], соотношение иглоподобных (β) и разветвленных (α) фаз в сплаве после жидкофазного воздействия электрическим током определяется режимами обработки. Увеличение частоты однополярного импульсного электрического тока с 300 до 1000 Гц при его плотности 7 А/см² сопровождается ростом объемной доли фазы α . При увеличении плотности электрического тока до 20 А/см² наибольшее количество α -фазы образуется при более высоких значениях его частоты — от 1000 до 5000 Гц. Причем наблюдается практически полная корреляция характера изменения объемной доли разветвленного интерметаллида α и механических характеристик сплава (σ_B , HV, δ) (рис. 9).

Изменение частоты импульсов электрического тока от 300 до 1000 Гц сопровождается почти четырехкратным, по сравнению с исходным сплавом, увеличением объемной доли фазы α . В результате таких структурных изменений временное сопротивление разрыву сплава АК5М2 повышается почти на 50%, твердость HB — на 15%, относительное удлинение — в 3,6 раза (см. рис. 9, б).

Наиболее эффективными параметрами обработки жидкого сплава АК5М2 однополярным импульсным электрическим током являются: $\nu = 500$ Гц, $j = 7$ А/см².

При этом механические свойства вторичного сплава АК5М2 приближаются к свойствам промышленных силуминов АК5М (АЛ5),

АК5Мч (АЛ5-1), АК6М2. изготавливаемых из первичных материалов [9], которые вместе со сплавом АК5М2 относятся к группе малокремнистых медистых силуминов — ДСТУ 2839-94.

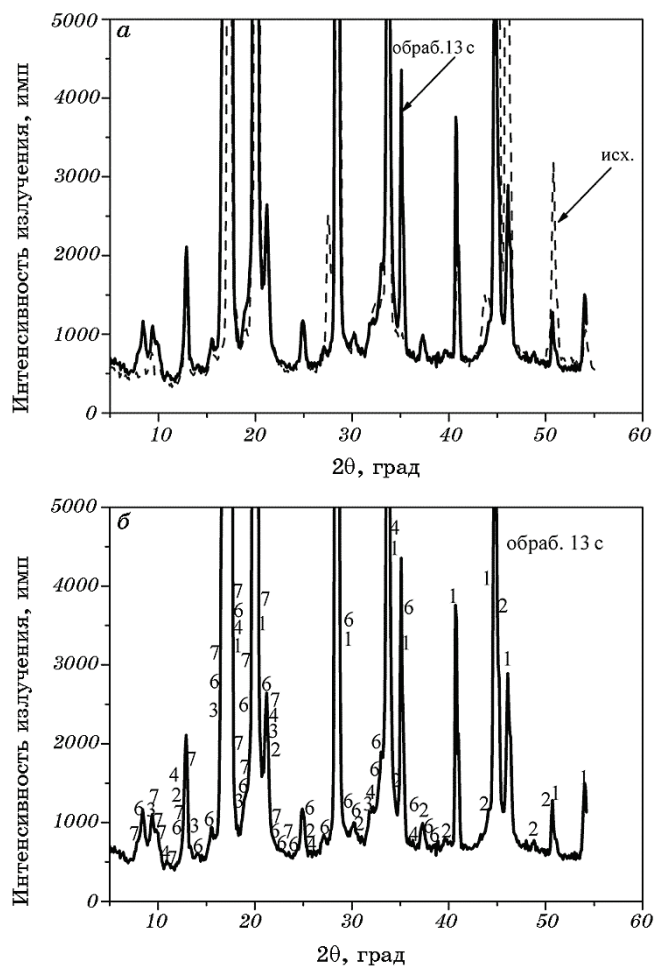


Рис. 6. Сравнение дифрактограмм исходного сплава АК5М2 (---) и после прохождения через расплав однополярного импульсного электрического тока (—): $\nu = 700$ Гц, $j = 7 \cdot 10^4$ А/м² (а) с расшифровкой фазового состава сплава АК5М2, обработанного в жидком состоянии электрическим током: 1 — Al_α ; 2 — Si; 3 — $\theta\text{-CuAl}_2$; 4 — Mg_2Si ; 6 — $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$; 7 — Fe_2SiAl_8 (α) (б).

Fig. 6. Comparison of diffractograms of the initial AK5M2 alloy (---) and after passing a unipolar pulsed electric current (—) through the melt: $\nu = 700$ Hz, $j = 7 \cdot 10^4$ A/m² (a) with the interpretation of the phase composition of the AK5M2 alloy processed in liquid state by electric current: 1— Al_α ; 2—Si; 3— $\theta\text{-CuAl}_2$; 4— Mg_2Si ; 6— $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$; 7— Fe_2SiAl_8 (α) (b).

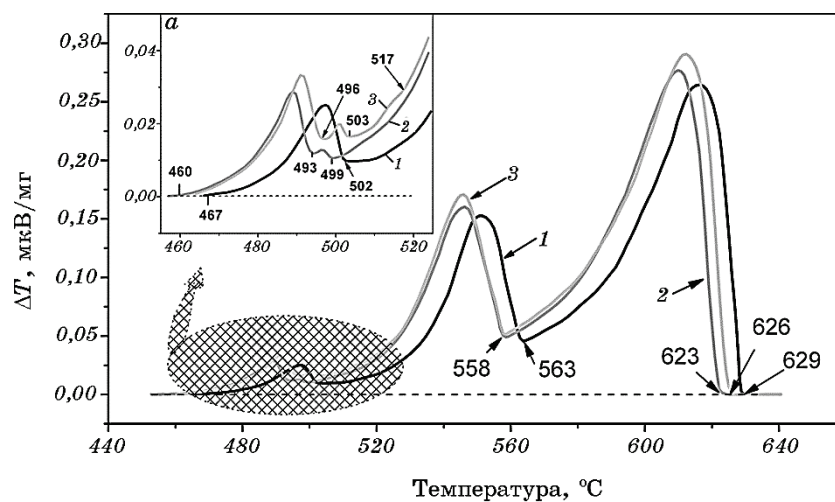


Рис. 7. Кривые DTA процесса кристаллизации исходного сплава АК5М2 (1), обработанного в жидком состоянии однополярным импульсным электрическим током ($\nu = 700$ Гц, $j = 7$ А/см²) в течение 6 с (2) и 13 с (3).

Fig. 7. DTA curves for the solidification process of the initial AK5M2 alloy (1) processed in the liquid state with a unipolar pulsed electric current ($\nu = 700$ Hz, $j = 7$ A/cm²) for 6 s (2) and 13 s (3).

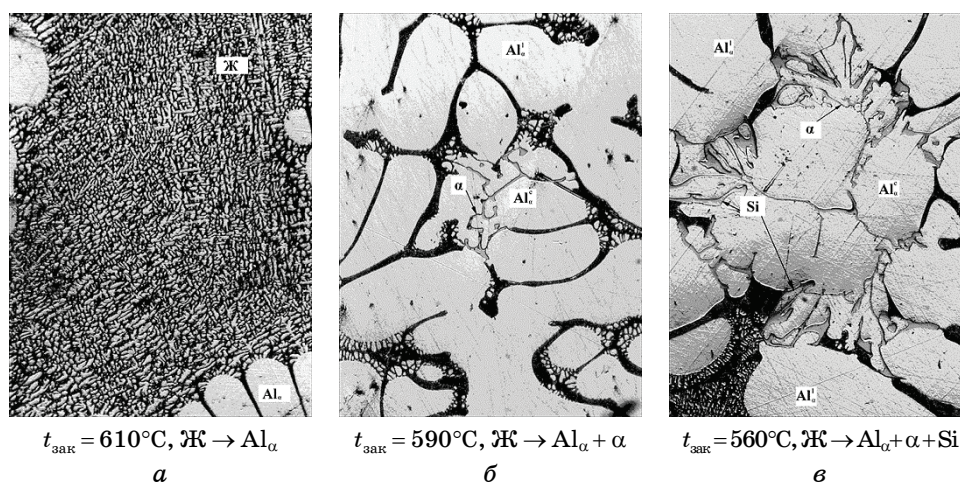


Рис. 8. Этапы формирования железосодержащих фаз в сплаве АК5М2, обработанном в жидком состоянии импульсным электрическим током: $\nu = 700$ Гц, $j = 7$ А/см², $\times 400$.

Fig. 8. Stages of formation of iron-containing phases in AK5M2 alloy processed in the liquid state by a pulsed electric current: $\nu = 700$ Hz, $j = 7$ A/cm², $\times 400$.

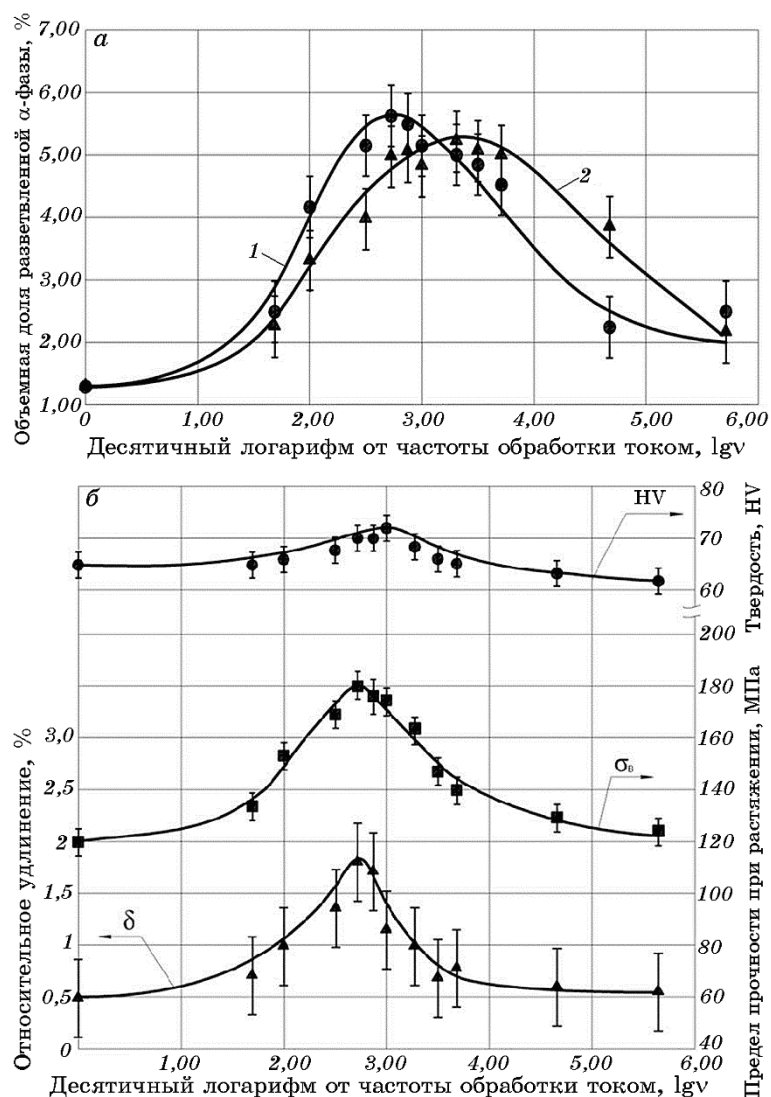


Рис. 9 Зависимости объемной доли разветвленной железосодержащей α -фазы от частоты обработки расплава однополярным импульсным электрическим током: 1 — 7 А/см², 2 — 20 А/см² (а) и механических свойств сплава АК5М2 от частоты обработки расплава импульсным электрическим током плотностью 7 А/см².

Fig. 9. Dependence of the volume fraction of the branched iron-containing α -phase on the melt processing frequency by a unipolar pulsed electric current: 1—7 А/см², 2—20 А/см² (а) and the mechanical properties of the АК5М2 alloy from the frequency of melt processing by pulsed electric current with a density of 7 А/см² (б).

Таким образом, полученные результаты теоретических и экспериментальных исследований свидетельствуют о взаимосвязи структуры и свойств исследованного сплава АК5М2 в жидком и твердом состояниях и раскрывают перспективы создания научно обоснованных технологических процессов управления качеством промышленных алюминиево-кремниевых сплавов внепечной обработки расплава однополярным импульсным электрическим током.

4. ВЫВОДЫ

1. Основной железосодержащей фазой сплава АК5М2, выплавляемого из лома и отходов, является интерметаллид β -FeSiAl₅, образующийся в высокотемпературной области кристаллизации по эвтектическим реакциям: $\text{Ж} \rightarrow \beta + \text{Al}_\alpha$ и $\text{Ж} \rightarrow \beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$. Иглоподобные кристаллы β -фазы являются концентраторами напряжений, приводят к хрупкому разрушению, отрицательно влияют на прочность и пластичность.

2. Обработка расплава однополярным импульсным электрическим током приводит к подавлению реакций распада жидкости с образованием фазы β при кристаллизации, стабилизации эвтектических превращений, в процессе которых формируется разветвленный интерметаллид α . Армирование мягкой алюминиевой матрицы тугоплавкой разветвленной фазой способствует повышению механических свойств.

3. Предложен механизм влияния электрического тока на структурообразование и морфологию железосодержащих фаз, который заключается в изменении строения расплава при электропереносе, перераспределении атомов компонентов между разупорядоченной зоной расплава и кластерами.

В процессе такого массообмена изменяется состав и ближний порядок атомов в железосодержащих кластерах. При кристаллизации вместо иглоподобной фазы β образуется интерметаллид α разветвленной морфологии с более высоким суммарным содержанием железа, марганца и меди в ней.

4. Установлена зависимость морфологии железосодержащих фаз во вторичном сплаве АК5М2 от режимов обработки расплава однополярным импульсным электрическим током и их взаимосвязь с механическими свойствами. Наиболее высокий комплекс механических характеристик наблюдается в сплавах с максимальной объемной долей фаз с разветвленной морфологией.

Определены технологические параметры воздействия электрического тока, обеспечивающие получение в сплаве АК5М2 уровня свойств, соответствующих сплавам-аналогам, выплавляемым из первичных металлов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Данилов, *Строение и кристаллизация жидкостей* (Москва: Высшая школа: 1971).
2. А. В. Романова, *Особенности структуры ближнего порядка металлических расплавов и связь их с кристаллической структурой* (Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук) (Киев: Институт металлофизики АН УССР: 1978).
3. Н. А. Ватолин, Э. А. Пастухов, *Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов* (Москва: Наука: 1980).
4. В. И. Ладьянов, *Структурные превращения в металлических расплавах и их проявление при затвердевании и кристаллизации быстрозакаленных сплавов* (Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук) (Челябинск: ЮУрГУ: 2004).
5. В. В. Маслов, В. К. Носенко, В. И. Ткач, Е. А. Сегида, Г. М. Зелинская, А. А. Назаренко, *Физика и техника высоких давлений*, **20**, № 2: 80 (2010).
6. А. П. Шпак, А. Г. Ильинский, О. И. Слуховский, Г. М. Зелинская, Ю. В. Лепеева, И. Г. Кабан, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 6: 751 (2012).
7. O. S. Muratov, O. S. Roik, V. P. Kazimirov, V. K. Nosenko, and G. M. Zelinskaya, *J. Non-Crystalline Solids*, **401**: 44 (2014).
8. А. Г. Пригунова, С. С. Петров, *Металознавство та обробка металів*, **78**, № 2: 17 (2016).
9. А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран, В. С. Золоторевский, В. И. Напалков, С. С. Петров, *Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справочник* (Москва: МИСиС: 1996).
10. С. С. Петров, С. В. Пригунов, А. Г. Пригунова, Д. Н. Ключник, *Способ виробництва силумінів*: Патент на винахід 101208 (Бюл. № 5, 11.03.2013).
11. Ю. Н. Таран, В. И. Мазур, *Структура эвтектических сплавов* (Москва: Металлургия: 1978).
12. А. Г. Пригунова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **20**, № 10: 43 (1998).
13. А. Г. Пригунова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **20**, № 12: 59 (1998).
14. Л. Ф. Мондольфо, *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1979).
15. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, В. М. Замятин, И. Л. Бельков, Я. А. Насыров, С. С. Петров, *Изв. ВУЗ. Цветная металлургия*, № 4: 82 (1987).
16. С. С. Петров, С. В. Пригунов, А. Г. Пригунова, Д. Н. Ключник, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 8: 1129 (2008).
17. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, Д. Н. Ключник, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 3: 367 (2015).
18. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, В. П. Гальчак, С. С. Петров, И. Л. Бельков, *Расплавы*, **1**, вып. 4: 111 (1987).
19. В. А. Михайлов, Д. Д. Богданова, *Электроперенос в жидких металлах* (Новосибирск: Наука: 1978).
20. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Металознавство та термічна обробка металів*, № 4: 26 (2007).
21. Е. И. Харьков, В. И. Лысов, В. Е. Фёдоров, *Физика жидких металлов* (Киев: Вища школа: 1979).

22. K. Sugiyama, N. Kaji, and K. Hiraga, *Acta Crystallogr. C*, **54**: 445 (1998).
23. M. Cooper and K. Robinson, *Acta Crystallogr.*, **20**: 614 (1966).
24. A. Griger, *Powder Diffraction*, **2**, No. 1: 31 (1987).

REFERENCES

1. V. I. Danilov, *Stroyeniye i Kristallizatsiya Zhidkostey* (Moscow: Vysshaya Shkola: 1971) (in Russian).
2. A. V. Romanova, *Osobennosti Struktury Blizhnego Poryadka Metallicheskih Rasplavov i Svyaz' Ikh s Kristallicheskoy Strukturoy* (Thesis of Disser. for Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 1978) (in Russian).
3. N. A. Vatolin and E. A. Pastukhov, *Difraktsionnyye Issledovaniya Stroyeniya Vysokotemperaturnykh Rasplavov* (Moscow: Nauka: 1980) (in Russian).
4. V. I. Lad'yanov, *Strukturnyye Prevrashcheniya v Metallicheskih Rasplavakh i Ikh Proyavleniye pri Zatverdevanii i Kristallizatsii Bystrozakalennykh Splavov* (Thesis of Disser. for Dr. Phys.-Math. Sci.) (Chelyabinsk: YUUrGU: 2004) (in Russian).
5. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, V. I. Tkach, Ye. A. Segida, G. M. Zelinskaya, and A. A. Nazarenko, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **20**, No. 2: 80 (2010) (in Russian).
6. A. P. Shpak, A. G. Il'inskiy, O. I. Slukhovskiy, G. M. Zelinskaya, Yu. V. Lepeyeva, and I. G. Kaban, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 6: 751 (2012) (in Russian).
7. O. S. Muratov, O. S. Roik, V. P. Kazimirov, V. K. Nosenko, and G. M. Zelinskaya, *J. Non-Crystalline Solids*, **401**: 44 (2014).
8. A. G. Prigunova and S. S. Petrov, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **78**, No. 2: 17 (2016) (in Russian).
9. A. G. Prigunova, N. A. Belov, Yu. N. Taran, V. S. Zolotorevskiy, V. I. Napalkov, and S. S. Petrov, *Siluminy. Atlas Mikrostruktur i Fraktogramm Promyshlennykh Splavov: Spravochnik* (Moscow: MISiS: 1996) (in Russian).
10. S. S. Petrov, S. V. Prigunov, A. G. Prigunova, and D. N. Klyuchnik, *Sposib Vyrobnystva Siluminiv*: Patent na Vinakhid 101208 (Bull. No. 5, 11.03.2013) (in Ukrainian).
11. Yu. N. Taran and V. I. Mazur, *Struktura Eutekticheskikh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
12. A. G. Prigunova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **20**, No. 10: 43 (1998) (in Russian).
13. A. G. Prigunova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **20**, No. 12: 59 (1998) (in Russian).
14. L. F. Mondol'fo, *Struktura i Svoystva Alyuminievykh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
15. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, V. M. Zamyatin, I. L. Bel'kov, Ya. A. Nasyrov, and S. S. Petrov, *Izv. VUZ. Tsvetnaya Metallurgiya*, No. 4: 82 (1987) (in Russian).
16. S. S. Petrov, S. V. Prigunov, A. G. Prigunova, and D. N. Klyuchnik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 8: 1129 (2008) (in Russian).
17. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, S. V. Prigunov, and D. N. Klyuchnik, *Metallofiz.*

- Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 3: 367 (2015) (in Russian).
18. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, V. P. Gal'chak, S. S. Petrov, and I. L. Bel'kov, *Rasplavy*, 1, Iss. 4: 111 (1987) (in Russian).
 19. V. A. Mikhaylov and D. D. Bogdanova, *Elektroperenos v Zhidkikh Metallakh* (Novosibirsk: Nauka: 1978) (in Russian).
 20. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Metaloznnavstvo ta Termichna Obrobka Metaliv*, No. 4: 26 (2007) (in Russian).
 21. Ye. I. Khar'kov, V. I. Lysov, and V. Ye. Fodorov, *Fizika Zhidkikh Metallov* (Kyiv: Vyshcha Shkola: 1979) (in Russian).
 22. K. Sugiyama, N. Kaji, and K. Hiraga, *Acta Crystallogr. C*, **54**: 445 (1998).
 23. M. Cooper, K. Robinson, *Acta Crystallogr.*, **20**: 614 (1966).
 24. A. Griger, *Powder Diffraction*, **2**, No. 1: 31 (1987).