

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА Al-Si ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ. ФАКТОР ТЕЙЛОРА.

О. В. Гусакова¹⁾, В. Г. Шепелевич²⁾

¹⁾ УО «Международный государственный экологический институт имени А.Д.Сахарова» Белорусского государственного университета, ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь

²⁾ Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

Аннотация.

В работе представлены результаты исследования зеренной структуры фольги сплава АК12оч (Al – 12,3 мас.% Si – 0,2 мас.% Fe). Фольга получалась методом сверхбыстрой закалки из расплава. При этом скорость охлаждения расплава составляла 10^5 К/с. Фольга имеет слоистую микроструктуру, что обусловлено изменением в процессе затвердевания термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело - расплав. Методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) изучена зеренная структура фазы алюминия в слоях фольги. Показано, что средний размер зерен в слоях составляет 3,5 мкм и 4,6 мкм. Однако в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору распределение зерен по размерным группам бимодальное. Дано объяснение формированию участков фольги с крупными (> 10 мкм) и мелкими (< 5 мкм) зернами. Впервые установлено, что в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору наблюдается деформация крупных зерен, обусловленная напряжением, вызванным движением верхних слоев расплава. Для описания процесса вращения кристаллической решетки зерна использована модель Тейлора, приведены численные значения фактора Тейлора.

Ключевые слова. Сплав Al-Si, высокоскоростное затвердевание, микроструктура, зеренная структура, фактор Тейлора.

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры ядерных и медицинских технологий факультета мониторинга окружающей среды УО «Международный государственный экологический институт им. А.Д. Сахарова» БГУ ol.gusakova@gmail.com, +375295522724, 0000-0002-9796-4476

Василий Григорьевич Шепелевич - доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры физики твердого тела и нанотехнологий физического факультета БГУ. Shepelevich@bsu.by, +375172095408, 0000-0002-5899-1690

Контактный автор О.В. Гусакова

FEATURES OF GRAIN STRUCTURE OF Al-Si ALLOY DURING HIGH-SPEED SOLIDIFICATION. TAYLOR FACTOR.

O.V. Gusakova¹⁾, V.G. Shepelevich²⁾

¹⁾*International Sakharov Environmental Institute of Belarusian State University,
Dolgobrodskaya st., 23/1, Minsk 220070, Belarus*

²⁾*Belarusian state university, Nezavisimosti ave, 4, Minsk 220030, Belarus*

Corresponding author: O.V. Gusakova (ol.gusakova@gmail.com)

Abstract

The paper presents the results of studying the grain structure of the foil of AK12och alloy (Al – 12.3 wt.% Si – 0.2 wt.% Fe). The alloy foil was produced by ultrafast quenching from the melt. The melt cooling rate was 10^5 K/s. The foil has a layered microstructure due to changes in the thermodynamic conditions at the solid–melt interface during solidification. The grain structure of the aluminum phase in the foil layers was studied using backscattered electron diffraction (BED). It was shown that the average grain size in the layers was 3.5 μm and 4.6 μm . However, in the foil layer adjacent to the crystallizer, the grain distribution by size groups was bimodal. An explanation was given for the formation of foil areas with large ($> 10 \mu\text{m}$) and small ($< 5 \mu\text{m}$) grains. It was established for the first time that deformation of large grains is observed in the foil layer adjacent to the crystallizer, caused by tensile stress caused by the movement of the upper layers of the melt. The Taylor model is used to describe the crystal lattice of grain rotation process, and the numerical values of the Taylor factor are given.

Keywords. Al-Si alloy, high-speed solidification, microstructure, grain structure, deformation, Taylor factor.

Olga V. Gusakova - Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Associate Professor at the Department of Nuclear and Medical Technologies of the Faculty of Environmental Monitoring of the International Sakharov Environmental Institute of BSU. gusakova@gmail.com, +375295522724, ORCID: 0000-0002-9796-4476

Vasily G. Shepelevich - Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Professor of the Department of Solid State Physics and Nanotechnology, Faculty of Physics, BSU. Shepelevich@bsu.by, +375172095408, ORCID: 0000-0002-5899-1690

1. Введение

Низкая плотность, низкий коэффициент линейного расширения, высокая коррозионная стойкость сплавов алюминия-кремний делает их весьма привлекательными для использования в автомобиле-, авио- и ракетостроении и других отраслях промышленности [1-4]. Сплавы имеют удовлетворительную твердость за счет присутствия кремния, однако образование включений кремния в виде пластин приводит к хрупкости изделий. Поэтому основной задачей исследователей является поиск способов измельчения включений кремния и изменения их формы от пластинчатой к разветвленной, а в идеале к равноосной дисперсной.

Особое внимание уделяется эвтектическим сплавам, обладающим низкими вязкостью и температурой плавления. Механические свойства сплава Al-Si могут быть улучшены путем модификации эвтектического кремния путем введения модифицирующих добавок [5-6] а также за счет управления параметрами затвердевания, в первую очередь увеличением скорости охлаждения расплава. Однако в традиционных процессах литья, в том числе литья под давлением, увеличение скорости охлаждения расплава ограничено из-за конечной массы отливки [7]. Поэтому перспективным методом представляется высокоскоростная кристаллизация, которая осуществляется в различных процессах: при синтезе дисперсных порошков распылением расплава, при лазерной, электронно-лучевой, ионно-плазменной обработке поверхности, а также при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава [8-10]. Скорость охлаждения расплава в этих методах достигает $10^5 - 10^7$ К/с, что на 3-4 порядка выше максимально достижимой скорости кристаллизации при традиционных методах литья. Сверхвысокие скорости охлаждения расплава обеспечивают измельчение структурных составляющих до субмикронных размеров и улучшение механических свойств, том числе повышение твердости и пластичности [10-11].

Ранее было установлено, что высокоскоростное затвердевание, реализуемое в методе сверхбыстрой закалки из расплава, позволяет синтезировать эвтектические сплавы Al-Si, с наноразмерными частицами кремния [12-13], что обеспечивает увеличение микротвердости сплава в 4-5 раз. Поскольку концентрация алюминия в эвтектике Al-Si составляет 88 мас.%, то зеренная структура алюминия оказывает влияние на функциональные характеристики силумина. Однако, подавляющее число работ направлено на анализ фазы кремния. Целью настоящей работы является исследование влияния высокоскоростного затвердевания (скорость охлаждения расплава 10^5 - 10^7 К/с) на зеренную структуру эвтектического силумина.

2. Материалы и методы

В работе представлены результаты исследования зеренной структуры промышленно выпускаемого сплава АК12оч, состав сплава Al – 12,3 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe.

В методе сверхбыстрой закалки из расплава фольга получалась при выплескивании капли расплава на внутреннюю поверхность вращающегося цилиндра (кристаллизатора). Диаметр кристаллизатора равен 25 см, его линейная скорость вращения - 20 м/с. Температура капли расплава составляла 600-630 °С. Фольга затвердевала в виде чешуек длиной 50-100 мм, шириной 10-15 мм и толщиной 50-100 мкм. Для исследований отбиралась фольга толщиной 70-90 мкм.

Исследования микроструктуры и морфологии поверхности фольги осуществлялось с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) LEO 1455VP (Karl Zeiss, Германия). Представлены результаты исследования микроструктуры в поперечном сечении фольги. Для приготовления шлифа поперечного сечения использовалось полировальная установка TegraPol-25 и методика полировки фирмы Struers (Дания).

Исследования зеренной структуры образцов проводились методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD), который реализовывался с помощью приставки фазового анализа «HKL CHANNEL 5» (Oxford Instruments, Великобритания) к растровому электронному микроскопу LEO 1455 VP. В используемом методе регистрируется картина Кикучи-линий, получаемая из локальной области поверхности образца, в которой происходит дифракция обратно отраженных электронов узкого электронного пучка микроскопа. Область генерации электронов по глубине составляет несколько десятков нанометров, по поверхности порядка $0,2...0,3$ мкм². Ориентация кристаллической решетки заданного элемента определяется путем сравнения

экспериментальной картины Кикучи-линий с рассчитанными для исследуемой фазы картинками из базы данных [14]. Погрешность определения ориентации составляет 0,5 градуса. При исследовании зеренной структуры производилось сканирование по точкам поверхности образца. Шаг сканирования, задавался в зависимости от увеличения и составлял 0,2 мкм при увеличении 5000 и 0,1 мкм при увеличении 10000.

Осуществлялся анализ зеренной структуры в приповерхностных слоях фольги у стороны, прилегающем к кристаллизатору (А) и у свободно затвердевающей стороны (В). Для анализа зеренной структуры отрезалась часть чешуйки фольги перпендикулярно направлению течения расплава, затем она разделялась на два образца параллельно направлению течения расплава для исключения влияния толщины фольги на зеренную структуру.

3. Результаты и обсуждение

На рисунке 1 представлены СЭМ изображения микроструктуры поперечного сечения фольги сплава АК12оч и карта распределения кремния.

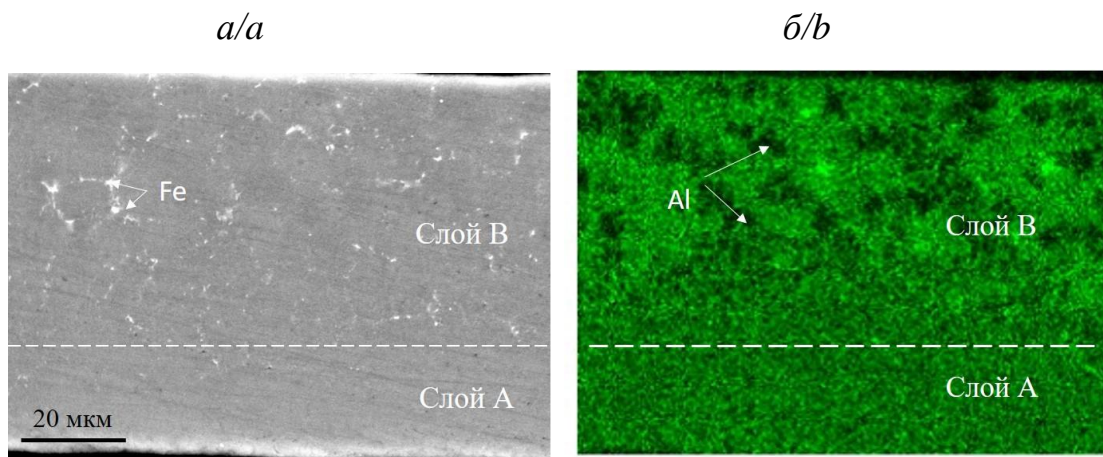


Рис. 1. СЭМ изображения микроструктуры (а) и карты распределения Si (б) в поперечном сечении фольги сплава АК12оч.

Fig. 1. SEM images of the microstructure (a) and Si distribution map (b) in the cross section of the AK12och alloy foil.

Фольга сплавов Al-Si имеет слоистую микроструктуру с различным распределением элементов. В слое А, прилегающем к поверхности кристаллизатора, наблюдается однородное распределение алюминия, кремния и железа. В слое В, прилегающем к свободно затвердевающей стороне фольги, выявляются микродендриты первичного алюминия. На карте распределения кремния, полученной методом рентгеноспектрального микроанализа, микродендриты Al - темные участки, показанные стрелками. В междендритном пространстве находятся включения

эвтектического кремния. Светлые включения на СЭМ изображении микроструктуры (рис.1а) принадлежат фазе, содержащей железо. Исследования элементного состава слоев показали постоянство состава по толщине фольги [15].

Как было подробно показано в наших предыдущих работах [12-13, 15] причиной формирования слоистой микроструктуры является изменение термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело-расплав. При сверхбыстрой закалке из расплава охлаждение расплава обеспечивается теплоотводом на массивную медную подложку кристаллизатора. В начальный момент времени теплоотвод осуществляется при непосредственном взаимодействии атомов расплава и кристаллизатора с максимальным коэффициентом теплопередачи [16-17]. Достигаемое до начала затвердевания переохлаждение расплава также имеет максимально возможное значение. Это приводит к химически безразделительной кристаллизации в слое А, заключающейся в образовании пересыщенного твердого раствора на основе α -Al и его последующем распаде с выделением наноразмерных частиц Si. После образования затвердевшего слоя, теплопередача осуществляется через него, что приводит к уменьшению коэффициента теплопередачи [18]. Переохлаждение расплава также снижается за счет выделения скрытой теплоты плавления. Поэтому в слое В затвердевание протекает при более равновесных условиях: начинается с образования первичных дендритов α -Al и завершается выделением смеси алюминия и эвтектического кремния в междендритном пространстве.

На рисунке 2 приведены СЭМ изображения микроструктуры, карта зеренной структуры поверхности слоев А и В и схема окраски зерен. Схема окраски задана в соответствии с проекциями плоскостей на обратной полюсной фигуре. На схеме окраски указаны индексы плоскостей зерен, лежащих в плоскости исследуемой поверхности. Темными линиями окрашены высокоугловые границы зерен с углом разориентации больше 10 градусов. Белые линии соответствуют малоугловым границам зерен, угол между которыми составляет от 2 до 10 градусов.

В таблице 1 представлены результаты программной обработки размерных характеристик зерен: среднего размера (d_{cp}), минимального размера зерна ($d_{мин}$) и максимального размера зерна ($d_{мак}$), полученные при объединении результатов исследований нескольких участков для поверхности В. Для определения размера зерна рассчитывается его площадь, и за размер зерна принимается диаметр круга соответствующей площади.

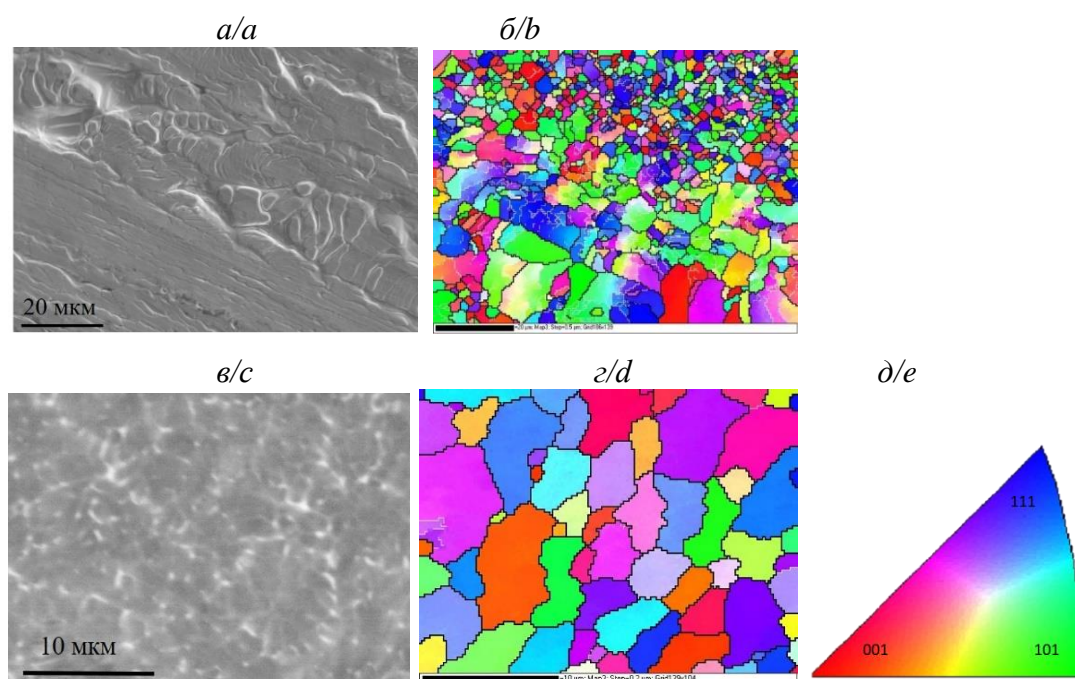


Рис. 2. СЭМ изображения поверхности (а,в), зеренная структура алюминия (б,г) слоев А и В сплава АК12оч и карта окраски зерен (д).

Fig. 2. SEM images of the surface (a, c), grain structure of aluminum (b, d) of layers A and B of the AK12och alloy and a color map of the grains (e).

Таблица 1 Параметры зерен фольги сплава АК12оч

Table 1 Parameters of the grains of the AK12vp alloy foil

Поверхность	Размеры зерен, мкм			Число зерен
	d_{cp}	$d_{мин}$	$d_{мак}$	N
A	4,6	0,6	24,8	724
B	3,5	0,2	10,3	165

На рисунке 3 представлены гистограммы распределения d_{cp} зерен по размерным группам в слоях А и В для участков, приведенных на рисунке 2. Как показывает гистограмма распределения (рис. 3а) в слое А основное количество зерен приходится на мелкие зерна с размером менее 5 мкм. Однако крупные зерна, площадь которых превышает 50 мкм², занимают значительную долю общей площади. На вставке рисунка 3а приведена карта зерен с площадью свыше 50 мкм², занимаемая ими площадь составляет 33% от общей площади участка.

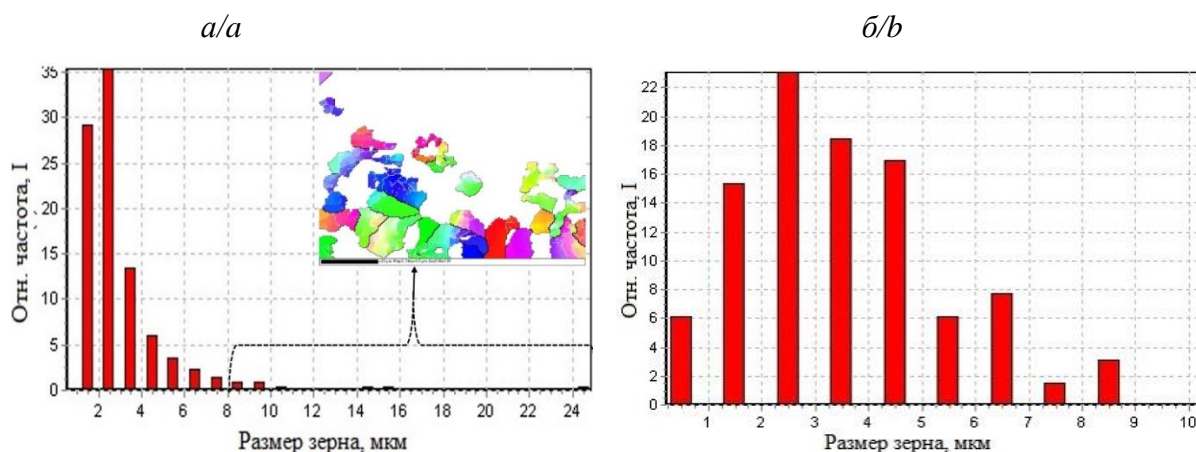


Рис. 3. Гистограмма распределения зерен по размерным группам: а – слой А, прилегающий к поверхности кристаллизатора, б – слой В, прилегающий к свободно затвердевающей поверхности.

Fig. 3. Histogram of grain distribution by size groups: a – layer A, adjacent to the crystallizer surface, b – layer B, adjacent to the freely solidifying surface.

На рисунке 4 приведены гистограммы разориентации зерен, которые выявляют отличие в плотностях малоуглавых (от 2 до 10 градусов) и большеугловых (>10 градусов) границ зерен в слое фольги у поверхности А и поверхности В.

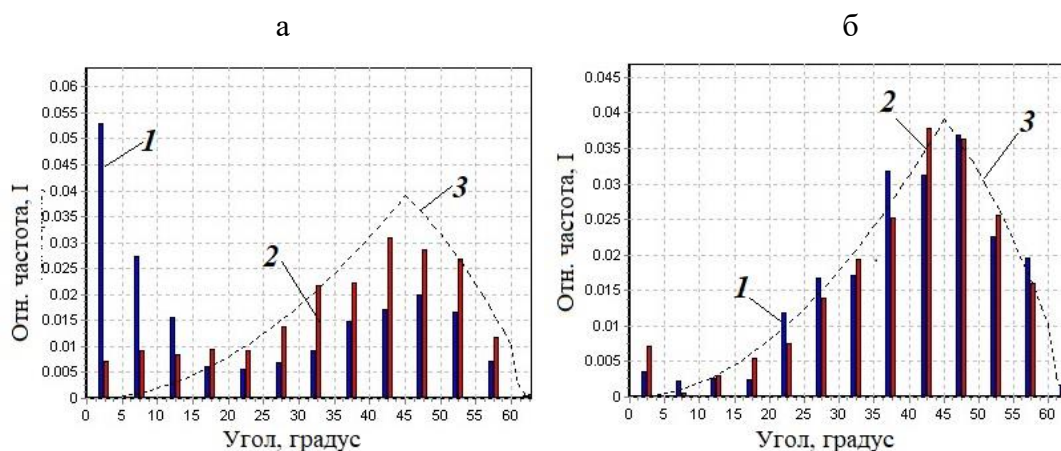


Рис. 4. Гистограммы распределения зерен по углу разориентации: слой А фольги, прилегающий к поверхности кристаллизатора, б – слой В – затвердевающий на воздухе; 1 –соседние зерна, 2 –случайно выбранные зерна, 3 – теоретически рассчитанное распределение при отсутствии корреляции.

Fig. 4. Histograms of grain distribution by misorientation angle: layer A of the foil adjacent to the crystallizer surface, b – layer B – solidifying in air; 1 – adjacent grains, 2 – randomly selected grains, 3 – theoretically calculated distribution in the absence of correlation.

Представленные результаты отражают распределения количества зерен в зависимости от угла разориентации между ними. Синими столбцами (1) представлено

распределение углов разориентации соседних зерен, красными (2) – распределение углов разориентации случайно выбранных зерен, пунктирная линия демонстрирует ход распределения при отсутствии корреляции в ориентации зерен. Анализ показывает, что в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору, наблюдается высокая доля соседних зерен с углом разориентации меньше 10 градусов, что соответствует образованию малоугловых границ. В слое фольги у поверхности затвердевающей на воздухе корреляции в ориентации зерен не наблюдается, малоугловые границы практически отсутствуют.

Согласно полученным данным, зеренная структура слоя фольги у поверхности А имеет особенности, заключающиеся в присутствии крупных вытянутых зерен, образующихся в участках с гладкой поверхностью. В таких участках охлаждение расплава осуществляется при теплопередаче между медной подложкой и расплавом. Достигается максимально возможная скорость охлаждения расплава 10^7 К/с [17-18]. В участках, содержащих лагуны, теплопередача осуществляется частично через воздух лагун, что снижает скорость охлаждения расплава до 10^5 К/с [19]. Поэтому скорость роста зерен в гладких участках выше чем в участках с лагунами и зерна достигают десятков микрон. На рисунке 5 приведена микроструктура участка поверхности слоя А и карта зеренной структуры на выбранном участке. Стрелкой на рисунке 5 а указано направление течения расплава.

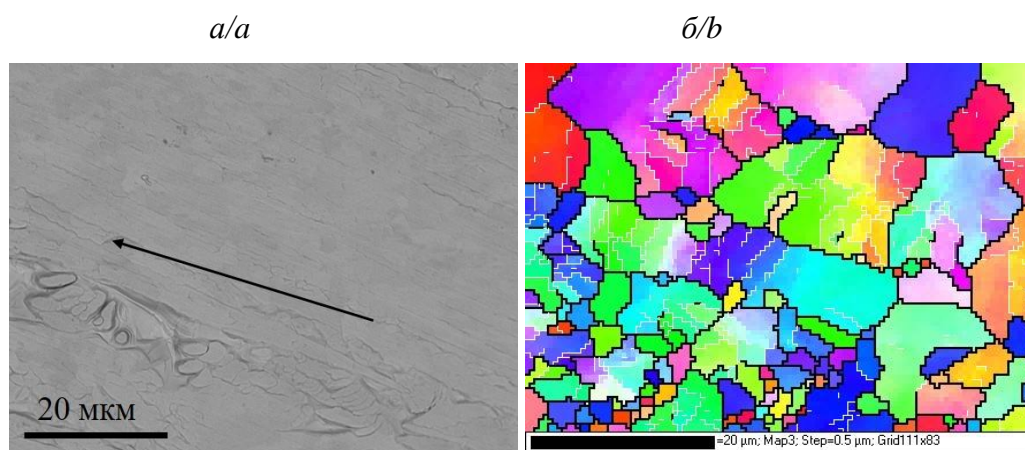


Рис. 5. СЭМ изображение (а) поверхности А и карта зеренной структуры (б).

Fig. 5. SEM image (a) of surface A and grain structure map (b).

Крупные зерна часто имеют вытянутую форму вдоль направления растекания расплава и содержат высокую концентрацию малоугловых границ. На карте зеренной структуры видно, что окраска (соответствующая ориентации кристаллической решетки) областей одного зерна изменяется. Наличие высокой плотности малоугловых границ и изменение цвета участков зерна свидетельствует о его деформации в

результате приложенного напряжения. Деформация зерен, растущих в слое, прилегающем к поверхности кристаллизатора, может быть обусловлена напряжением, создаваемым потоком текущего вязкого переохлажденного расплава.

Для установления связи между направлением приложенного напряжения, (направлением течения расплава) и деформацией зерна, сформирован массив точек, относящихся к одному зерну. На рисунке 6а представлено одно выделенное зерно, окраска зерна в соответствии с картой, приведенной на рис. 2д. Светлыми линиями выделены малоугловые границы зерна, с разориентацией не более 10 градусов.

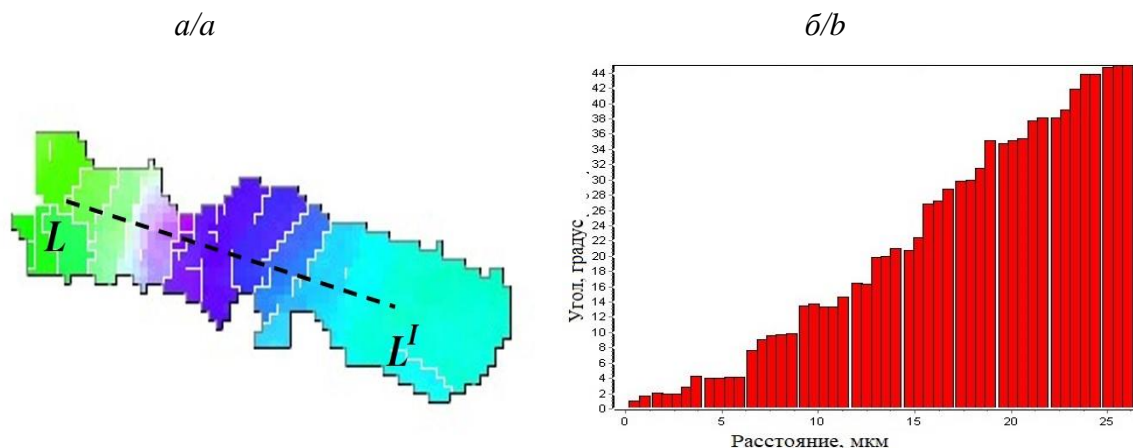


Рис. 6. Изображение одного выделенного зерна (окраска в соответствии со схемой рис. 2) и разориентация кристаллической решетки вдоль линии $L - L^I$.

Fig. 6. Image of one isolated grain (colored in accordance with the scheme in Fig. 2) and the misorientation of the crystal lattice along the line $L - L^I$.

На рисунке 6б приведен профиль разориентации углов кристаллической решетки вдоль линии $L-L^I$, который показывает, что внутри зерна практически непрерывно осуществляется поворот кристаллической решетки.

Как известно, для активации пластической деформации необходимо достичь напряжения сдвига, которое зависит от ориентации монокристалла. При приложении растягивающего напряжения деформация сначала активируется в определенных плоскостях и направлениях (системе скольжения) для которой обеспечивается наибольшее напряжение сдвига. В кристалле Al с ГЦК решеткой имеется четыре различных плоскости скольжения $\{111\}$ с тремя направлениями скольжения $\langle 110 \rangle$ в каждой, т.е. 12 возможных систем скольжения.

Сдвиговое напряжение, τ , разрешенное в направлении скольжения, представляет собой отношение между составляющей силы в направлении скольжения, $F \cos \lambda$, и площадью плоскости скольжения, $A / \cos \beta$:

$$\tau = \sigma \cos \beta \cos \lambda \quad (1)$$

где: β - угол между приложенной силой F и нормалью к плоскости скольжения, λ - угол между приложенной силой и направлением скольжения, σ – приложенное напряжение (F/A).

Значение величины $\cos \beta \times \cos \lambda$, называемой фактором Шмида, показывает насколько легко происходит скольжение для конкретной системы скольжения. Во время пластической деформации поликристалла фактор Шмида изменяется в объеме зерна и в каждом зерне.

Минимальное значение разрешенного напряжения сдвига, необходимое для начала скольжения, называется критическим разрешенным напряжением сдвига τ_c . [20]. Предел текучести, σ_y , для монокристалла, который деформируется скольжением в одной системе скольжения, связан с τ_c фактором Шмида согласно зависимости (2)

$$\sigma_y = \frac{1}{\cos \beta \times \cos \lambda} \tau_c \quad (2)$$

При однородной деформации поликристалла должен быть обеспечен неразрывный контакт зерен без образования пор на границах. Для описания деформации поликристаллов Тейлор предложил модель, согласно которой для поддержания контакта между всеми границами зерен во время деформации в каждом зерне должны работать не менее пяти независимых систем скольжения [21]. Наиболее благоприятно ориентированные системы скольжения имеют наибольший фактор Шмида. В модели Тейлора для заданного направления приложения силы рассчитываются значения инвертированного фактора Шмида для всех систем скольжения. Фактор Тейлора рассчитывается путем усреднения суммы инвертированных факторов Шмида для пяти наиболее благоприятных систем скольжения в каждой точке зерна. В общем виде можно записать $\sigma = m \cdot \tau$, где m - фактор Тейлора, рассчитанный по формуле (3).

$$m = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 \left(\frac{1}{(\cos \beta \times \cos \lambda)_i} \right) \quad (3)$$

В поликристалле отдельные зерна начинают деформироваться при различных разрешенных напряжениях сдвига из-за их индивидуальной ориентации [22].

На рисунке 7 а приведена карты выделенного зерна, в которой окраска основана на значении фактора Шмида, рассчитанного для каждой экспериментальной точки в зерне при нагрузке, приложенной в направлении указанном стрелкой. На рисунке 7б приведена гистограмма распределения значений фактора Шмида. Темными линиями выделены малоугловые границы зерен. В большей части объема зерна фактор Шмида

имеет максимальное значение, равное 0,5. Ориентация зерна благоприятна для развития деформации при приложении напряжения в направлении F .

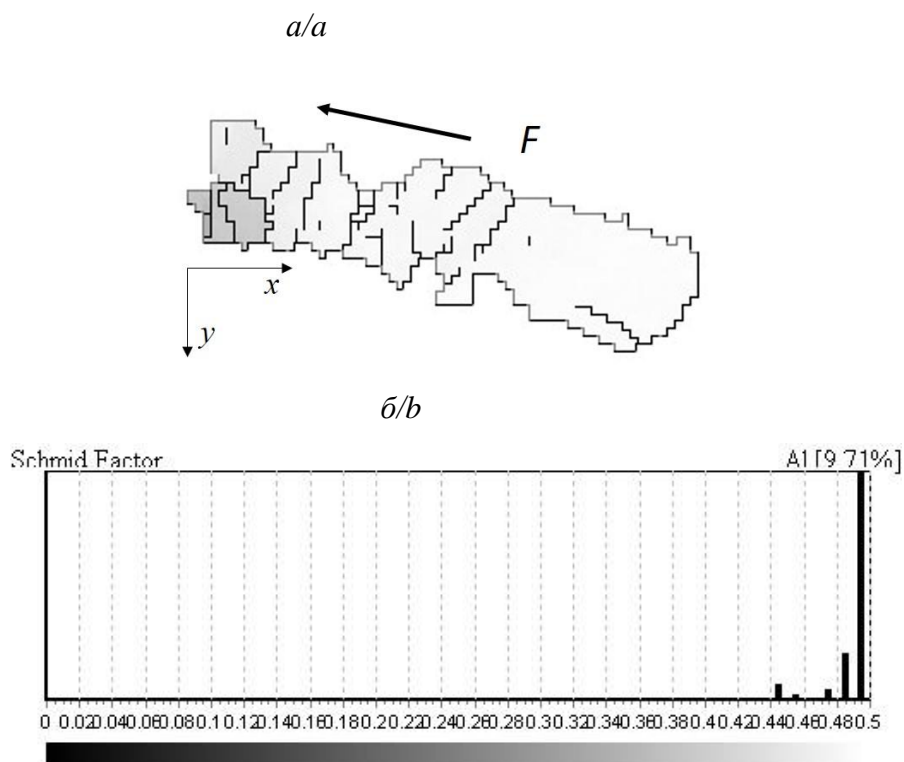


Рис. 7. Изображение выделенного зерна (а) (окраска в соответствии со схемой, приведенной в нижней части рис. 7б) и гистограмма распределения значений фактора Шмида (б).

Fig. 7. Image of the selected grain (a) (coloring in accordance with the scheme shown in the lower part of Fig. 7b) and a histogram of the distribution of the Schmid factor values (b).

Использование модели Тейлора позволяет проводить анализ деформации зерна в поликристаллической фольге сплава АК120ч, полученного при высокоскоростном затвердевании методом сверхбыстрой закалки из расплава. На рисунке 8 представлена карта выбранного зерна в соответствии со схемой окраски для фактора Тейлора (нижняя часть рисунка). В верхней части рисунка приведены экспериментально полученные ориентации элементарной ячейки в субзернах данного зерна.

В процессе деформации под действием сил трения текущего расплава ориентация кристаллической решетки в зерне изменяется. Фактор Тейлора различается в разных частях одного и того же зерна, изменяясь от 2,38 до 3,22. Приложенное напряжение приводит к повороту кристаллической решетки таким образом, что кристаллографическая плоскость расположенная параллельно исследуемой поверхности фольги меняется от (212) к (101).

Наблюдаемая деформация поверхностных зерен достигается при напряжениях, которые могут быть вдвое ниже напряжений необходимых для деформации поликристаллического образца в целом, поскольку не требуется преодоления сопротивления окружающих зерен в объеме [23]. Поэтому напряжения, вызываемые движением переохлажденного расплава, обладающего повышенной вязкостью, достаточны для деформации растущего зерна при его благоприятной ориентации.

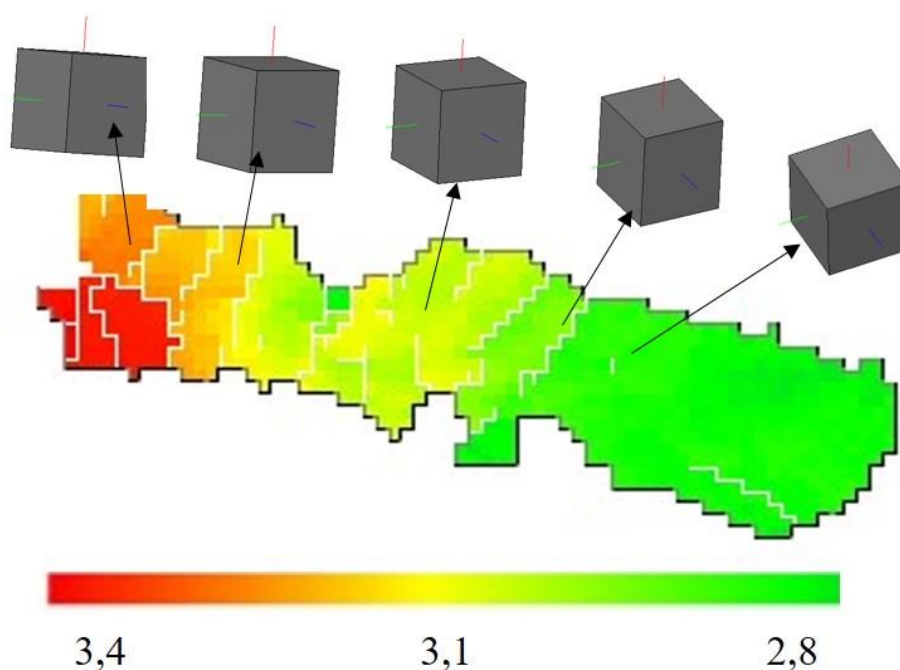


Рис. 8. Изображение выделенного зерна с окраской, основанной на значении фактора Тейлора, и ориентации кристаллической решетки в субзернах.

Fig. 8. Image of an isolated grain with coloring based on the Taylor factor value and the orientation of the crystal lattice in the subgrains.

Обнаруженный эффект деформации зерен фольги сплава АК12оч, обусловленный воздействием сил трения слоев текущего расплава, позволяет утверждать, что течение расплава необходимо учитывать, как дополнительный фактор неравновесности процессов затвердевания наряду с высокой скоростью охлаждения расплава, достигаемым до начала затвердевания переохлаждением и изменяющимися в процессе затвердевания условиями на границе раздела твердое тело-расплав.

4. Заключение

Высокоскоростное затвердевание сплава Al-12Si-0,2Fe, реализуемое методом сверхбыстрой закалки из расплава, при скорости охлаждения расплава 10^5 К/с,

приводит к микрокристаллической структуре фольги со средним размером зерен 3,5 мкм.

Повышение скорости охлаждения расплава до 10^7 К/с вызывает увеличение скорости кристаллизации, образование вытянутых вдоль направления растекания расплава зерен длиной до 25-30 мкм.

Зерна, прилегающие к поверхности кристаллизатора, претерпевают поворот кристаллической решетки, обусловленный силами трения текущего расплава. Приложенное напряжение приводит к повороту кристаллической решетки таким образом, что кристаллографическая плоскость расположенная параллельно исследуемой поверхности фольги меняется от (212) к (101).

5. Список библиографических ссылок

1. Fabio Grosselle, Giulio Timelli, Franco Bonollo. Doe applied to microstructural and mechanical properties of Al–Si–Cu–Mg casting alloys for automotive applications. *Materials Science and Engineering: A*. 2010; 527(15):3536–3545. DOI:10.1016/j.msea.2010.02.029.
2. Kirtiratan Godbole, Bhushan B, Narayana SVS Murty, Mondal K. Al-Si controlled expansion alloys for electronic packaging applications. *Progress in Materials Science*. 2024;144:101268. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2024.101268.
3. Sathiyaseelan G, Bhagyanathan C, Srinath P, Gottmyers J Melwyn. Enhancing the strength and structure of Al–Si alloys for biomedical applications through the addition of Sr and Zr grain refiners on secondary AlSi7Mg aluminum alloys. *Chemical Physics Impact*. 2024;8: 100557. DOI: 10.1016/j.chphi.2024.100557.
4. Попова МВ, Прудников АН, Долгова СВ, Малюх МА. Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2017;3(21):18–23.
5. Yijiang Xu, Yun Deng, Daniele Casari, Ragnvald H. Mathiesen, Xiangfa Liu, Yanjun Li Growth kinetics of primary Si particles in hypereutectic Al-Si alloys under the influence of P inoculation: Experiments and modelling. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;854:155323 10 pp. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155323
6. Liang SS, Wen SP, Xu J, Wu XL, Gao KY, Huang H, Nie ZR. The influence of Sc-Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al-Sc-(Zr)-(Si) alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;842:155826. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155826.

7. Pracha O, Trudonoshyn O, Randelzhofer P, Körner C, Durst K. Multi-alloying effect of Sc, Zr, Cr on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys. *Materials Characterization*. 2020;168:110537. DOI:10.1016/j.matchar.2020.110537.
8. Yafeng Yang, Kang Geng, Shaofu Li, Michael Bermingham. Highly ductile hypereutectic Al-Si alloys fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;110:84–95. DOI: 10.1016/j.jmst.2021.07.050.
9. Dmitry Zagulyaev, Sergey Konovalov, Victor Gromov, Alexander Glezer, Yurii Ivanov, Roman Sundeev. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. *Materials Letters*. 2018;229:377–380. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.07.064.
10. Черенда НН, Толкачев СА, Асташинский ВМ, Кузьмицкий АМ. Модификация состава, структуры и механических свойств поверхностного слоя системы (Ti, Cu)N/Al – 12 ат. % Si, обработанной компрессионными плазменными потоками. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2023;1:25–33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33.
11. Li Yong, Jiang Tao, Wei Bowen, Xu Boyue, Xu Guangming, Wang Zhaodong. Microcharacterization and mechanical performance of an Al-50Si alloy prepared using the sub-rapid solidification technique. *Materials Letters*. 2020;263:127287. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127287.
12. Gusakova O., Shepelevich V., Alexandrov D., Starodumov I. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy. *The European Physical Journal Special Topics*. 2020;229:417–425. DOI: 10.1140/epjst/e2019-900136-9
13. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Микроструктура и микротвердость сплава Al – Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni, Cu, при высокоскоростном затвердевании. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2024;2:65 – 74.
14. Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении Под ред. А.Шварца, М. Кумара, Б. Адамса, Д.Филда Москва: ТЕХНОСФЕРА, 2014.
15. Гусакова ОВ., Шепелевич ВГ., Александров ДВ, Стародумов ИО. Особенности формирования структуры сплавов Al–12.2Si–0.2Fe при сверхбыстрой закалке из расплава. *Расплавы*. 2020;2:138–148. DOI: 10.31857/S0235010620020048
16. Wei P S, Yeh F B. Heat Transfer Coefficient in Rapid Solidification of a Liquid Layer on a Substrate. *Journal of Heat Transfer*. 2000;122:792–800. DOI: 10.1115/1.1318208

17. Wang W, Qiu HH. Interfacial thermal conductance in rapid contact solidification process *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2002;45:2043–2053. DOI: 10.1016/S0017-9310(01)00307-6
18. Марширов ВВ, Марширова ЛЕ. Численное моделирование затвердевания сплавов при интенсивном сопряженном теплообмене. *Сибирский журнал индустриальной математики*. 2013;16. № 4(56):111–120.
19. Калиниченко АС, Кривошеев ЮК. Определение глубины переохлаждения расплава и характера структурообразования при закалке из жидкого состояния. *Литье и металлургия*. 2001;3:60–65.
20. Дударев ЕФ, Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. Томск: Изд-во ТГУ; 1988.
21. Taylor GI. Plastic strain in metals. *Journal of the Institute of Metals*. 1938; 62:307–324.
22. Лычагин ДВ. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК решеткой. *Физическая мезомеханика*. 2006;9(3): 103–113.
23. Balusu K, Kelton R, Meletis EI, Huang H. Investigating the relationship between grain orientation and surface height changes in nickel polycrystals under tensile plastic deformation. *Mechanics of Materials*. 2019;134:65–175. DOI:10.1016/j.mechmat.2019.04.011.

6. References

1. Fabio Grosselle, Giulio Timelli, Franco Bonollo. Doe applied to microstructural and mechanical properties of Al–Si–Cu–Mg casting alloys for automotive applications. *Materials Science and Engineering: A*. 2010; 527(15):3536–3545. DOI:10.1016/j.msea.2010.02.029.
2. Kirtiratan Godbole, Bhushan B, Narayana SVS Murty, Mondal K. Al-Si controlled expansion alloys for electronic packaging applications. *Progress in Materials Science*. 2024;144:101268. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2024.101268.
3. Sathiyaseelan G, Bhagyanathan C, Srinath P, Gottmyers J Melwyn. Enhancing the strength and structure of Al–Si alloys for biomedical applications through the addition of Sr and Zr grain refiners on secondary AlSi7Mg aluminum alloys. *Chemical Physics Impact*. 2024;8: 100557. DOI: 10.1016/j.chphi.2024.100557.
4. Popova MV, Prudnikov AN, Dolgova SV, Malyukh MA. Promising aluminum alloys for aviation and space technology (in Russ). *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2017;3(21):18–23.

5. Yijiang Xu, Yun Deng, Daniele Casari, Ragnvald H. Mathiesen, Xiangfa Liu, Yanjun Li Growth kinetics of primary Si particles in hypereutectic Al-Si alloys under the influence of P inoculation: Experiments and modelling. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;854:155323 10 pp. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155323
6. Liang SS, Wen SP, Xu J, Wu XL, Gao KY, Huang H, Nie ZR. The influence of Sc-Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al-Sc-(Zr)-(Si) alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;842:155826. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155826.
7. Pracha O, Trudonoshyn O, Randelzhofer P, Körner C, Durst K. Multi-alloying effect of Sc, Zr, Cr on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys. *Materials Characterization*. 2020;168:110537. DOI:10.1016/j.matchar.2020.110537.
8. Yafeng Yang, Kang Geng, Shaofu Li, Michael Bermingham. Highly ductile hypereutectic Al-Si alloys fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;110:84–95. DOI: 10.1016/j.jmst.2021.07.050.
9. Dmitry Zagulyaev, Sergey Konovalov, Victor Gromov, Alexander Glezer, Yurii Ivanov, Roman Sundeev. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. *Materials Letters*. 2018;229:377–380. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.07.064.
10. Cherenda NN, Tolkachov SA, Astashynski VM, Kuzmitski AM. Modification of composition, structure and mechanical proper-ties of the surface layer of (Ti, Cu)N/Al – 12 at. % Si alloy system treated by compression plasma flows. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2023;1:25–33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33.
11. Li Yong, Jiang Tao, Wei Bowen, Xu Boyue, Xu Guangming, Wang Zhaodong. Microcharacterization and mechanical performance of an Al-50Si alloy prepared using the sub-rapid solidification technique. *Materials Letters*. 2020;263:127287. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127287.
12. Gusakova O., Shepelevich V., Alexandrov D., Starodumov I. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy. *The European Physical Journal Special Topics*. 2020;229:417–425. DOI: 10.1140/epjst/e2019-900136-9
13. Gusakova OV, Shepelevich VG. Microstructure and microhard-ness of Al – Si alloy doped by Mg, Mn, Fe, Ni, Cu at high-speed solidification (in Russ). *Journal of the Belarusian State University. Phy-sics*. 2024;1:65–74.
14. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Edited by Adam J.Schwartz, Mukul Kumar, Brent L.Adams, David P.Field. Springer Science & Business Media. 2009. DOI:10.1007/978-0-387-88136-2

15. Гусакова ОВ., Шепелевич ВГ., Александров ДВ, Стародумов ИО. Особенности формирования структуры сплавов Al–12.2Si–0.2Fe при сверхбыстрой закалке из расплава. *Расплавы*. 2020;2:138–148. DOI: 10.31857/S0235010620020048
16. Wei P S, Yeh F B. Heat Transfer Coefficient in Rapid Solidification of a Liquid Layer on a Substrate. *Journal of Heat Transfer*. 2000;122:792–800. DOI: 10.1115/1.1318208
17. Wang W, Qiu HH. Interfacial thermal conductance in rapid contact solidification process *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2002;45:2043–2053. DOI: 10.1016/S0017-9310(01)00307-6
18. Марширов ВВ, Марширова ЛЕ. Численное моделирование затвердевания сплавов при интенсивном сопряженном теплообмене. *Сибирский журнал индустриальной математики*. 2013;16. № 4(56):111–120.
19. Kalinichenko AC, Krivosheev YK. Determination of the depth of melt supercooling and the nature of structure formation during quenching from the liquid state (in Russ). *Lit'ye i metallurgiya*. 2001;3:60–65.
20. Dudarev EF, Microplastic deformation and yield strength of polycrystals (in Russ). Tomsk: Izd-vo TGU; 1988.
21. Taylor GI. Plastic strain in metals. *Journal of the Institute of Metals*. 1938;62:307–324.
22. Lychagin DV Fragmentation of plastic deformation in metallic materials with an fcc lattice (in Russ). *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2006;9(3): 103–113.
23. Balusu K, Kelton R, Meletis EI, Huang H. Investigating the relationship between grain orientation and surface height changes in nickel polycrystals under tensile plastic deformation. *Mechanics of Materials*. 2019;134:65–175. DOI:10.1016/j.mechmat.2019.04.011.