

УДК 539.216, 539.22

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

О. В. ГУСАКОВА¹⁾, В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ²⁾

¹⁾Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова БГУ,
ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь

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

Аннотация. Исследована зеренная структура фольги сплава АК12оч (Al – 12,3 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe). Фольга получена методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости его охлаждения 10^5 К/с. Она имеет слоистую микроструктуру, что обусловлено изменением термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело – расплав в процессе затвердевания. Зеренная структура фазы алюминия в слоях фольги изучена методом дифракции отраженных электронов. Выявлено, что средний размер зерен в слоях фольги составляет 3,5 и 4,6 мкм. Определено, что в слое фольги у прилегающей к кристаллизатору поверхности распределение зерен по размерным группам является бимодальным. Дано объяснение формированию участков фольги с крупными (более 10 мкм) и мелкими (менее 5 мкм) зернами. Установлено, что в слое фольги у прилегающей к кристаллизатору поверхности наблюдается деформация крупных зерен, обусловленная напряжением, которое вызвано движением верхних слоев расплава. Вращение кристаллической решетки зерна описано с использованием модели Тейлора. Приведены численные значения фактора Тейлора.

Ключевые слова: сплав Al – Si; высокоскоростное затвердевание; микроструктура; зеренная структура; фактор Тейлора.

Образец цитирования:

Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Зеренная структура сплава Al – Si при высокоскоростном затвердевании. Фактор Тейлора. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2025;3:24–32.
EDN: ZISJRX

For citation:

Gusakova OV, Shepelevich VG. Grain structure of Al – Si alloy at high-speed solidification. Taylor factor. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2025;3:24–32. Russian.
EDN: ZISJRX

Авторы:

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерных и медицинских технологий факультета мониторинга окружающей среды.
Василий Григорьевич Шепелевич – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры физики твердого тела и нанотехнологий физического факультета.

Authors:

Olga V. Gusakova, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and medical technologies, faculty of environmental monitoring.
ol.gusakova@gmail.com
<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>
Vasily G. Shepelevich, doctor of science (physics and mathematics), full professor; professor at the department of solid state physics and nanotechnologies, faculty of physics.
shepelevich@bsu.by
<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>

GRAIN STRUCTURE OF Al – Si ALLOY AT HIGH-SPEED SOLIDIFICATION. TAYLOR FACTOR

O. V. GUSAKOVA^a, V. G. SHEPELEVICH^b

^aInternational Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University,
23/1 Dawgabrodskaja Street, Minsk 220070, Belarus

^bBelarusian State University, 4 Niezaliezhnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

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

Abstract. The grain structure of the foil of AK12och alloy (Al – 12.3 wt. % Si – 0.2 wt. % Fe) is studied. The foil was produced by ultrafast quenching method from the melt at a cooling rate of 10^5 K/s. It exhibits a layered microstructure, which is due to changes in the thermodynamic conditions at the solid – melt phase during solidification. The grain structure of the aluminium phase in the foil layers was examined using backscattered electron diffraction. It was found that the average grain size in the foil layers is 3.5 and 4.6 μm . It was determined that in the foil layer adjacent to the crystalliser surface, the grain size distribution is bimodal. An explanation for the formation of foil areas with large (over 10 μm) and small (under 5 μm) grains is provided. It was established that in the foil layer adjacent to the crystalliser surface, deformation of large grains occurs due to tensile stress caused by the movement of the upper layers of the melt. The rotation of the grain's crystal lattice is described using the Taylor model. Numerical values of the Taylor factor are given.

Keywords: Al – Si alloy; high-speed solidification; microstructure; grain structure; deformation; Taylor factor.

Введение

Такие характеристики силуминов (сплавов Al – Si), как низкая плотность, низкий коэффициент линейного расширения и высокая коррозионная стойкость, делают их весьма привлекательными для использования в автомобиле-, авиа- и ракетостроении, а также в других отраслях промышленности [1–4]. Сплавы имеют удовлетворительную твердость за счет присутствия кремния, однако образование включений кремния в виде пластин приводит к хрупкости изделий. По этой причине основной задачей исследователей является поиск способов измельчения включений кремния, а также изменения их формы (от пластинчатой к разветвленной, в идеале к равноосной дисперсной).

Особое внимание уделяется эвтектическим сплавам, обладающим низкой вязкостью и низкой температурой плавления. Механические свойства сплава Al – Si могут быть улучшены путем модификации эвтектического кремния, предполагающей введение добавок [5; 6], а также за счет управления параметрами затвердевания, в первую очередь за счет увеличения скорости охлаждения расплава. Однако при использовании традиционных методов литья, в том числе метода литья под давлением, увеличение скорости охлаждения расплава ограничено из-за конечной массы отливки [7]. В связи с этим перспективным методом представляется высокоскоростная кристаллизация, которая осуществляется при синтезе дисперсных порошков распылением расплава, а также при лазерной, электронно-лучевой и ионно-плазменной обработке поверхности, получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава [8–10]. Скорость охлаждения расплава при применении названных методов составляет 10^5 – 10^7 K/c, что на 3–4 порядка выше максимально достижимой скорости кристаллизации при использовании традиционных методов литья. Сверхвысокие скорости охлаждения расплава обеспечивают измельчение структурных составляющих до субмикронных размеров и улучшение механических свойств, в том числе повышение твердости и пластичности [10; 11].

Ранее было установлено, что высокоскоростное затвердевание, реализуемое при сверхбыстрой закалке 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. %, зеренная структура алюминия влияет на функциональные характеристики силумина. Тем не менее в подавляющем числе публикаций представлен анализ фазы кремния. Цель настоящей работы – исследование влияния высокоскоростного затвердевания (скорость охлаждения расплава составляла 10^5 – 10^7 K/c) на зеренную структуру эвтектического силумина.

Материалы и методы исследования

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

Фольга получалась методом сверхбыстрой закалки из расплава при выплескивании капли расплава на внутреннюю поверхность вращающегося цилиндра – кристаллизатора. Диаметр кристаллизатора равнялся 25 см, его линейная скорость вращения составляла 20 м/с. Температура капли расплава достигала 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.

Микроструктура и морфология поверхности фольги изучались с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-1455VP (*Carl Zeiss*, Германия). Для приготовления шлифа поперечного сечения использовалась полировальная установка TegraPol-25 (*Struers*, Дания), а также применялась методика полировки алюминиевых сплавов фирмы-производителя.

Зеренная структура образцов исследовалась методом дифракции обратно отраженных электронов, который реализовывался с помощью приставки фазового анализа HKL Channel 5 (*Oxford Instruments*, Великобритания) к растровому электронному микроскопу LEO-1455VP. При использовании метода была зарегистрирована картина кикучи-линий, которая была получена из локальной области поверхности образца и в которой происходит дифракция обратно отраженных электронов узкого электронного пучка микроскопа. Область генерации электронов по глубине составляла несколько десятков нанометров, по поверхности – около 0,2–0,3 мкм². Ориентация кристаллической решетки заданного элемента устанавливалась путем сравнения экспериментальной картины кикучи-линий с рассчитанными для исследуемой фазы картинками из базы данных [14]. Погрешность определения ориентации составила 0,5°. При исследовании зеренной структуры производилось сканирование по точкам поверхности образца. Шаг сканирования задавался в зависимости от увеличения. При увеличении $\times 5000$ шаг составлял 0,2 мкм, при увеличении $\times 10\,000$ он был равен 0,1 мкм.

Зеренная структура анализировалась в приповерхностных слоях фольги у прилегающей к кристаллизатору поверхности (поверхность А) и свободно затвердевающей поверхности (поверхность В). Для изучения зеренной структуры часть чешуйки фольги отрезали перпендикулярно направлению течения расплава, затем ее разделяли на два образца параллельно направлению течения расплава для исключения влияния толщины фольги на зеренную структуру.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены изображение микроструктуры поперечного сечения фольги сплава АК12оч и карта распределения кремния в нем. Фольга сплава Al – Si имеет слоистую микроструктуру с различным распределением элементов. В слое А, прилегающем к поверхности А, наблюдается однородное распределение алюминия, кремния и железа. В слое В, прилегающем к поверхности В, выявляются микродендриты первичного алюминия. На карте распределения кремния, полученной методом рентгеноспектрального микроанализа, микродендриты алюминия представляют собой темные участки (см. рис. 1, б). В междендритном пространстве находятся включения эвтектического кремния. На изображении микроструктуры поперечного сечения фольги светлые включения принадлежат фазе, содержащей железо (см. рис. 1, а). Исследование элементного состава слоев показало постоянство состава по толщине фольги [15].

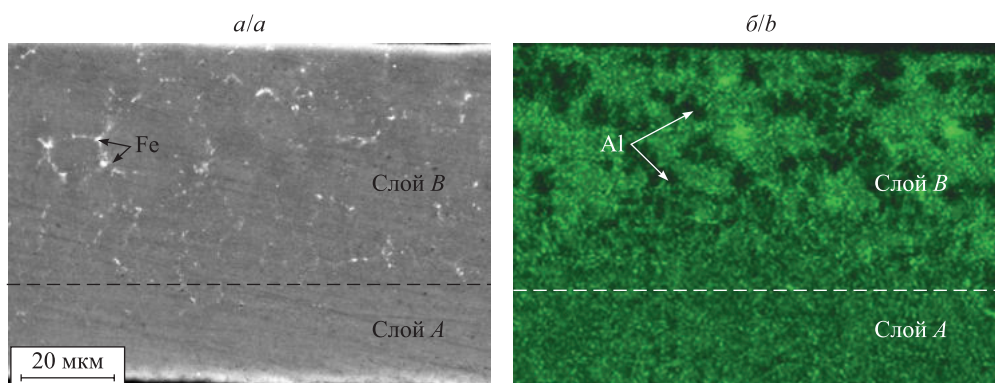


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения фольги сплава АК12оч (а) и распределение кремния в нем (б)

Fig. 1. Microstructure of the cross-section of AK12och alloy foil (а) and the distribution of silicon within it (б)

Как было показано в предыдущих работах авторов данной статьи [12; 13; 15], причиной формирования слоистой микроструктуры является изменение термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело – расплав. При сверхбыстрой закалке из расплава его охлаждение 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, что приводит к химически безразделительной кристаллизации в слое *A*, заключающейся в образовании пересыщенного твердого раствора на основе α -Al и в его последующем распаде с выделением наноразмерных частиц кремния. После формирования затвердевшего слоя теплопередача осуществляется через него, что обуславливает уменьшение коэффициента теплопередачи [18]. Переохлаждение расплава также снижается за счет выделения скрытой теплоты плавления. По этой причине затвердевание в слое *B* протекает при более равновесных условиях: оно начинается с образования первичных дендритов α -Al и завершается выделением смеси алюминия и эвтектического кремния в междендритном пространстве.

На рис. 2 приведены изображения микроструктуры и карты зеренной структуры поверхностей фольги сплава АК12оч, а также представлена схема окраски зерен, заданная в соответствии с проекциями плоскостей на обратной полюсной фигуре. На схеме окраски зерен указаны индексы плоскостей зерен, лежащих в плоскости исследуемой поверхности. Темными линиями окрашены высокоугловые границы зерен с углом разориентации более 10° . Белые линии соответствуют малоугловым границам зерен, угол между которыми составляет от 2° до 10° .

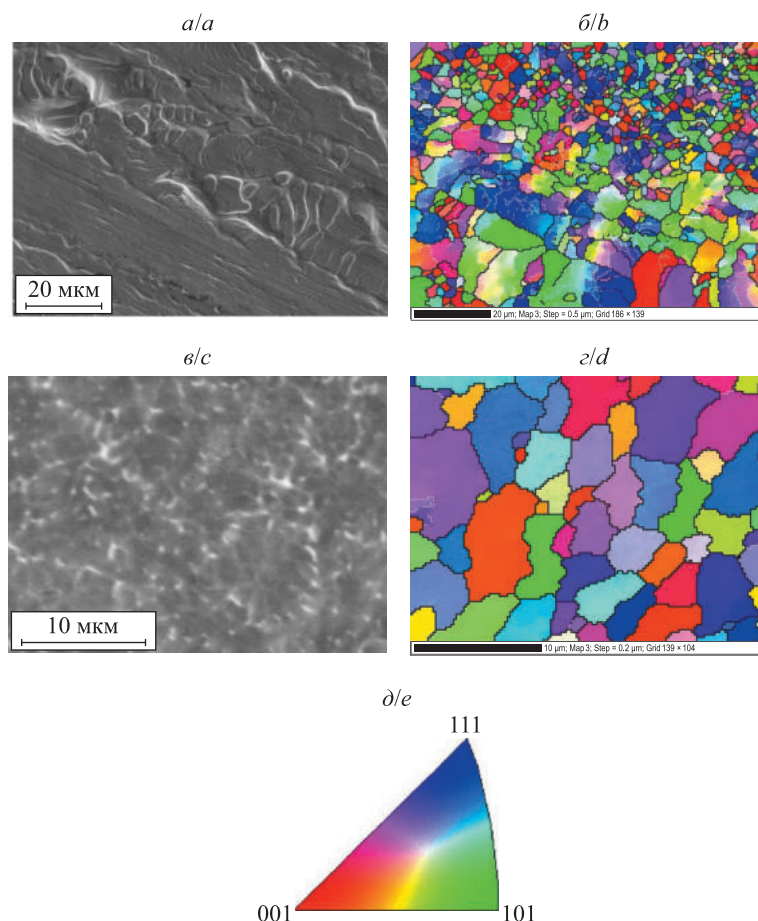


Рис. 2. Микроструктура поверхностей фольги сплава АК12оч (*a* – поверхность *A*; *в* – поверхность *B*), их зеренная структура (*б* – поверхность *A*; *г* – поверхность *B*) и схема окраски зерен (*д*)

Fig. 2. Microstructure of the surfaces of AK12och alloy foil (*a* – surface *A*; *с* – surface *B*), their grain structure (*б* – surface *A*; *д* – surface *B*) and the grain colouring scheme (*е*)

В таблице отражены результаты программной обработки размерных характеристик зерен (среднего ($d_{\text{ср}}$), минимального ($d_{\text{мин}}$) и максимального ($d_{\text{макс}}$) размеров зерна), полученные при объединении результатов исследований нескольких участков поверхностей *A* и *B*. В целях определения размера зерна рассчитывалась его площадь. За размер зерна принимался диаметр круга соответствующей площади.

Параметры зерен фольги сплава АК12оч
Parameters of the grains of the AK12och alloy foil

Участок фольги	Размер зерна, мкм			Число зерен
	$d_{\text{ср}}$	$d_{\text{мин}}$	$d_{\text{макс}}$	
Поверхность <i>A</i>	4,6	0,6	24,8	724
Поверхность <i>B</i>	3,5	0,2	10,3	165

На рис. 3 представлена информация о распределении зерен в слоях фольги сплава АК12оч по размерным группам (для участков, отраженных на рис. 2). В слое *A* в основном присутствуют мелкие зерна размером менее 5 мкм. Однако крупные зерна, площадь которых превышает 50 мкм², занимают значительную долю общей площади слоя. На вставке, отображенной на рис. 3, *a*, приведена карта зерен площадью более 50 мкм² (см. схему окраски зерен на рис. 2, *д*). Занимаемая ими площадь составляет 33 % от общей площади участка.

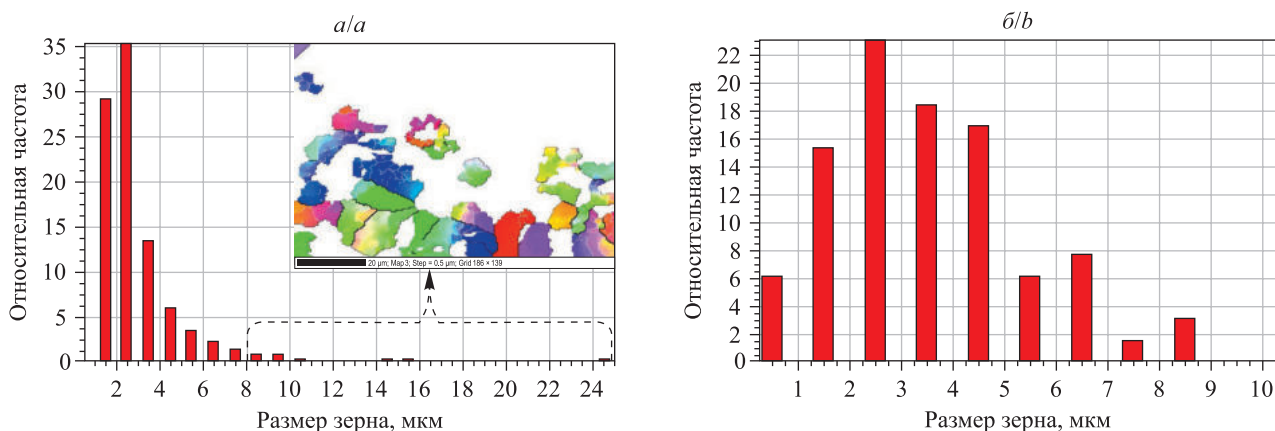


Рис. 3. Распределение зерен в слоях фольги сплава АК12оч (*a* – слой *A*; *b* – слой *B*) по размерным группам
Fig. 3. Distribution of grains in the layers of AK12och alloy foil (*a* – layer *A*; *b* – layer *B*) by size groups

На рис. 4 приведены данные о разориентации соседних и случайно выбранных зерен в слоях фольги сплава АК12оч (пунктирная линия соответствует теоретически рассчитанному распределению при отсутствии корреляции в ориентации зерен). Анализ показал, что в слое *A* наблюдается большая доля соседних зерен с углом разориентации менее 10°, что свидетельствует о повышенной плотности малоугловых границ. В слое *B* корреляция в ориентации зерен не наблюдается, малоугловые границы практически отсутствуют. Согласно полученным данным зеренная структура слоя *A* отличается наличием 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, а именно 10⁷ К/с [17; 18]. В участках, содержащих лагуны, теплопередача происходит частично через воздух лагун, что снижает скорость охлаждения расплава до 10⁵ К/с [19]. По этой причине скорость роста зерен в гладких участках выше, чем в участках с лагунами; размер зерен, находящихся в гладких участках, достигает десятков микрон.

На рис. 5 представлены изображения микроструктуры участка поверхности *A* фольги сплава АК12оч и его зеренной структуры (стрелкой указано направление течения расплава). Крупные зерна часто имеют вытянутую форму вдоль направления растекания расплава и содержат высокую концентрацию малоугловых границ. На карте зеренной структуры видно, что окраска областей одного зерна, соответствующая ориентации кристаллической решетки, изменяется. Наличие высокой плотности малоугловых границ и изменение цвета участков зерна свидетельствуют о его деформации в результате приложенного напряжения. Деформация зерен, растущих в слое *A*, 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 рис. 6, *a*, представлено изображение выбранного зерна фазы алюминия (см. схему окраски зерен на рис. 2, *д*). Светлыми линиями выделены малоугловые границы зерна с углом разориентации не более 10°. На рис. 6, *б*, приведен профиль разориентации углов кристаллической решетки вдоль линии сканирования поверхности $L - L^1$, который показывает, что внутри зерна практически непрерывно осуществляется поворот кристаллической решетки.

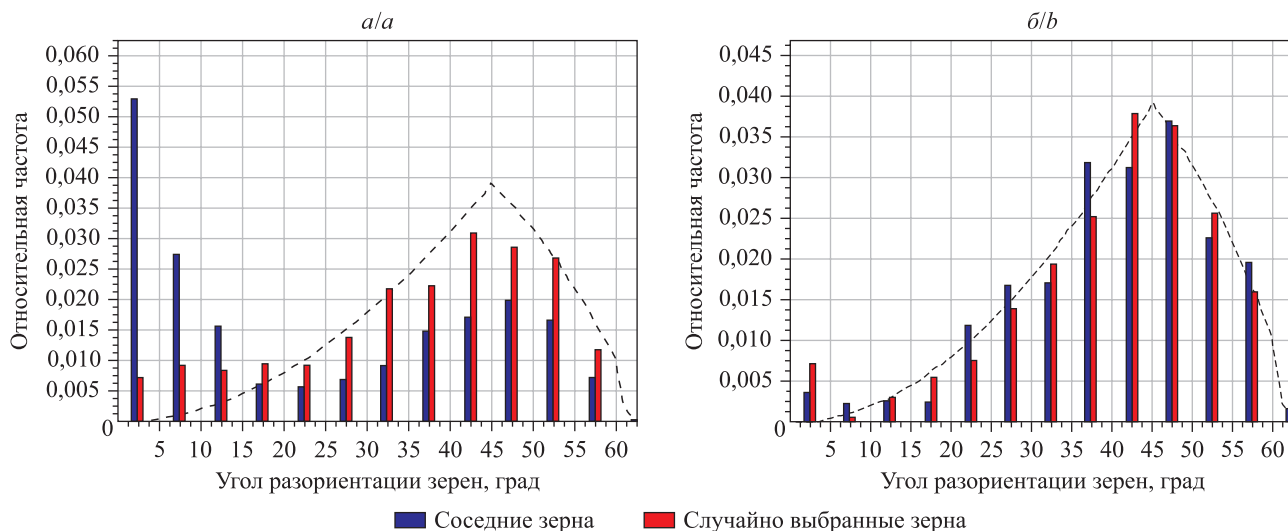


Рис. 4. Распределение соседних и случайно выбранных зерен в зависимости от угла разориентации между ними в слоях фольги сплава АК12оч (a – слой A ; b – слой B)

Fig. 4. Distribution of neighbouring and randomly selected grains depending on the misorientation angle between them in the layers of AK12och alloy foil (a – layer A ; b – layer B)

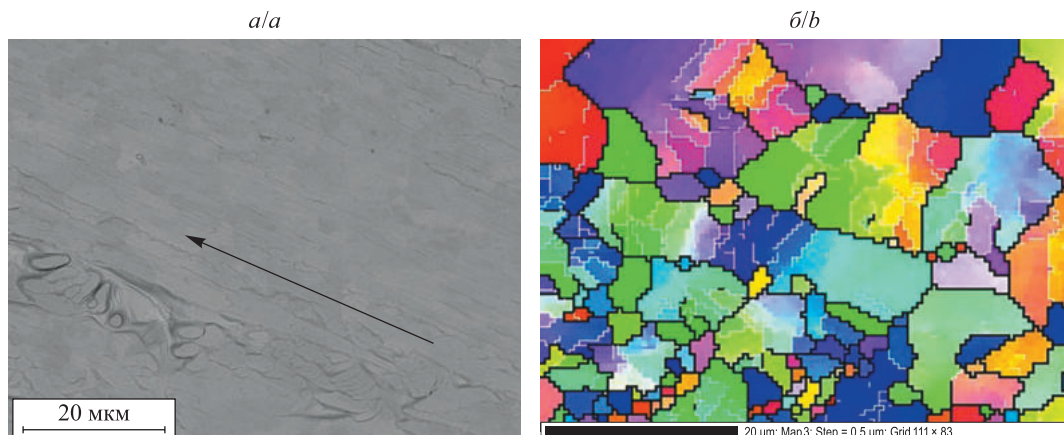


Рис. 5. Микроструктура участка поверхности A фольги сплава АК12оч (a) и его зеренная структура (b)

Fig. 5. Microstructure of the surface area A of the AK12och alloy foil (a) and its grain structure (b)

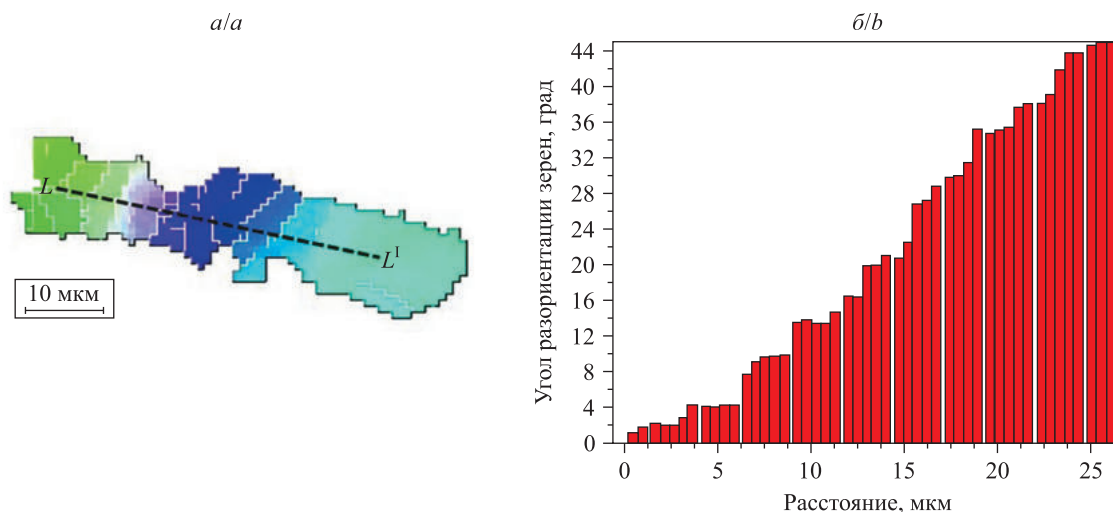


Рис. 6. Выбранное зерно фазы алюминия (a) и разориентация углов кристаллической решетки вдоль линии сканирования поверхности $L-L^1$ (b)

Fig. 6. Selected grain of the aluminium phase (a) and misorientation of the crystal lattice angles along the surface scan line $L-L^1$ (b)

Как известно, для активации пластической деформации необходимо достичь напряжения сдвига, которое зависит от ориентации монокристалла. При приложении растягивающего напряжения деформация сначала активируется в определенной системе скольжения (плоскостях и направлениях), для которой обеспечивается наибольшее напряжение сдвига. В кристалле алюминия с ГЦК-решеткой имеется 4 различные плоскости скольжения $\{111\}$ с 3 направлениями скольжения $\langle 110 \rangle$ в каждой плоскости, т. е. 12 возможных систем скольжения.

Напряжение сдвига, разрешенное в направлении скольжения (τ), представляет собой отношение приложенной в направлении скольжения силы ($F \cos \lambda$) к площади плоскости скольжения ($\frac{A}{\cos \beta}$):

$$\tau = \sigma \cos \beta \cos \lambda,$$

где σ – приложенное напряжение ($\frac{F}{A}$); β – угол между приложенной силой и нормалью к плоскости скольжения; λ – угол между приложенной силой и направлением скольжения. Значение величины $\cos \beta \cos \lambda$, 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 фактором Шмида и критическим разрешенным напряжением сдвига следующим образом:

$$\sigma_y = \frac{1}{\cos \beta \cos \lambda} \tau_c.$$

При однородной деформации поликристалла должен быть обеспечен неразрывный контакт зерен без образования пор на границах. Для описания деформации поликристаллов Г. И. Тейлор предложил модель, согласно которой для поддержания контакта между всеми границами зерен во время деформации в каждом зерне должны работать не менее 5 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 вычисляется путем усреднения суммы инвертированных факторов Шмида для 5 наиболее благоприятных систем скольжения в каждой точке зерна. Модель Тейлора можно записать в виде $\sigma = m \tau_c$, где m – фактор Тейлора, рассчитанный по формуле

$$m = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 \frac{1}{(\cos \beta \cos \lambda)_i}.$$

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

На рис. 7 приведено изображение выбранного зерна фазы алюминия, окраска которого соответствует схеме распределения значений фактора Шмида, рассчитанных для каждой экспериментальной точки в зерне при нагрузке, приложенной в указанном стрелкой направлении. 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 .

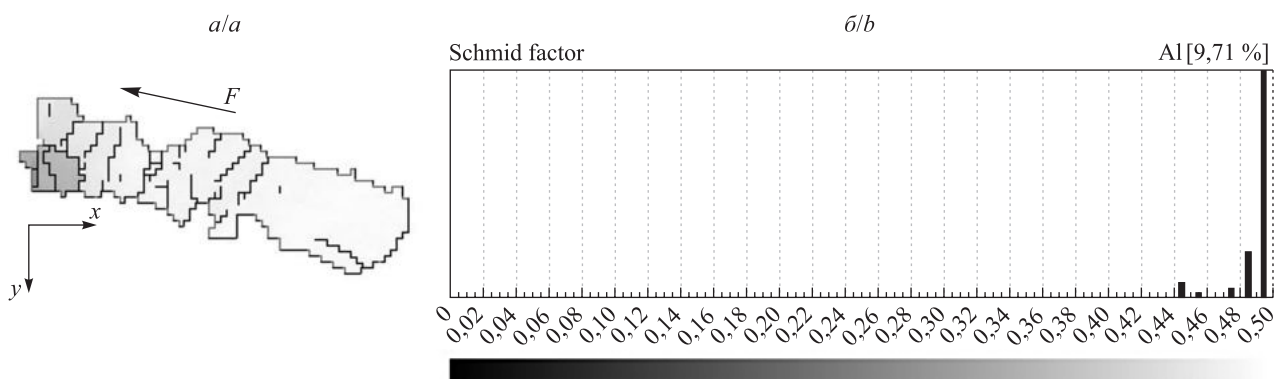


Рис. 7. Выбранное зерно фазы алюминия (а), окраска которого соответствует схеме распределения значений фактора Шмида (б)

Fig. 7. Selected aluminium phase grain (a), the colouring of which corresponds to the scheme of the distribution of Schmid factor values (b)

Модель Тейлора позволяет провести анализ деформации зерна в поликристаллической фольге сплава АК12оч, полученного при высокоскоростном затвердевании методом сверхбыстрой закалки из расплава. На рис. 8 представлено изображение выбранного зерна фазы алюминия, окраска которого соответствует схеме распределения значений фактора Тейлора, а также приведены экспериментально полученные ориентации кристаллической решетки в субзернах данного зерна. При деформации под действием сил трения текущего расплава ориентация кристаллической решетки в зерне изменяется. Фактор Тейлора отличается в разных частях одного и того же зерна от 2,38 до 3,22. Приложенное напряжение приводит к повороту кристаллической решетки таким образом, что кристаллографическая плоскость, расположенная параллельно исследуемой поверхности фольги, изменяется 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 преодоление сопротивления окружающих зерен в объеме не требуется [23]. По этой причине напряжения, вызываемые движением переохлажденного расплава, который обладает повышенной вязкостью, являются достаточными для деформации растущего зерна при его благоприятной ориентации.

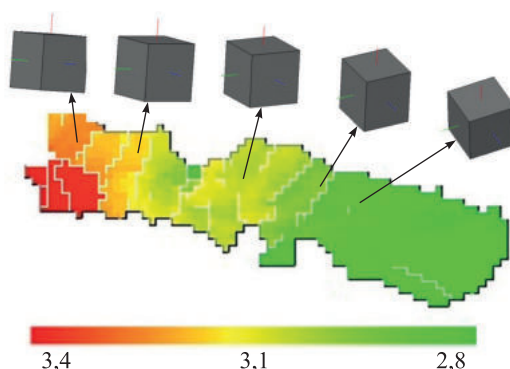


Рис. 8. Выбранное зерно фазы алюминия, окраска которого соответствует схеме распределения значений фактора Тейлора, и ориентации кристаллической решетки в его субзернах

Fig. 8. Selected aluminium phase grain, the colouring of which corresponds to the scheme of the distribution of the Taylor factor values, and orientations of the crystal lattice in its subgrains

С учетом обнаруженного эффекта деформации зерен фольги сплава АК12оч, обусловленного воздействием сил трения слоев текущего расплава, можно утверждать следующее. Течение расплава необходимо считать дополнительным фактором неравновесности процесса затвердевания наряду с высокой скоростью охлаждения расплава, переохлаждением, достигаемым до начала затвердевания, и изменяющимися при затвердевании условиями на границе раздела твердое тело – расплав.

Закключение

Высокоскоростное затвердевание сплава Al – 12,3 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe, реализуемое методом сверхбыстрой закалки из расплава, при скорости охлаждения расплава 10^5 К/с приводит к образованию микрокристаллической структуры фольги со средним размером зерен 3,5 и 4,6 мкм. Повышение скорости охлаждения расплава до 10^7 К/с вызывает увеличение скорости кристаллизации и появление зерен длиной до 25–30 мкм, вытянутых вдоль направления растекания расплава. Кристаллическая решетка зерен, находящихся в слое фольги у прилегающей к кристаллизатору поверхности, претерпевает поворот, вызванный 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).

Библиографические ссылки

1. Grosselle F, Timelli G, Bonollo F. Doe applied to microstructural and mechanical properties of Al – Si – Cu – Mg casting alloys for automotive applications. *Materials Science and Engineering: A, Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2010;527(15):3536–3545. DOI: 10.1016/j.msea.2010.02.029.
2. Godbole K, Bhushan B, Narayana Murty SVS, 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 Melwyn J. 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;3:18–23. EDN: ZHRDAH.
5. Xu Y, Deng Y, Casari D, Mathiesen RH, Liu X, Li Y. 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. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155323.
6. Liang SS, Wen SP, Xu J, Wu XL, Gao KY, Huang H, et al. 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. Yang Y, Geng K, Li Sh, Bermingham M. 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. Zagulyaev D, Kononov S, Gromov V, Glezer A, Ivanov Y, Sundeev R. 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 properties 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.
11. Li Y, Jiang T, Wei B, Xu B, Xu G, Wang Z. 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 DV, Starodumov IO. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al – Si alloy. *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;1:65–74. EDN: RSTXUW.
14. Шварц А, Кумар М, Адамс Б, Филд Д, редакторы. *Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении*. Москва: Техносфера; 2014. 544 с.
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 PS, Yeh FB. Heat transfer coefficient in rapid solidification of a liquid layer on a substrate. *Journal of Heat Transfer*. 2000;122(4):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):111–120. EDN: RHWMXN.
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: Издательство Томского государственного университета; 1988. 254 с.
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;134:165–175. DOI: 10.1016/j.mechmat.2019.04.011.

Получена 05.02.2025 / принята 17.03.2025.
Received 05.02.2025 / accepted 17.03.2025.