

УДК 538.9

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

**В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ¹⁾, О. В. ГУСАКОВА²⁾,
Д. В. АЛЕКСАНДРОВ³⁾, И. О. СТАРОДУМОВ³⁾**

¹⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

²⁾Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова БГУ,
ул. Долгобродская, 23, 220170, г. Минск, Беларусь

³⁾Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, 620002, г. Екатеринбург, Россия

Представлены результаты исследования фазового состава заэвтектического силумина Al – 16,0 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe. Проведен сравнительный анализ фазового состава образцов, полученных при средней (10^2 K/c) и сверхвысокой (10^5 K/c) скорости охлаждения расплава. При средней скорости образцы затвердевали в графитовой изложнице, сверхвысокая скорость охлаждения расплава обеспечивалась при изготовлении фольг методом сверхбыстрой закалки из расплава. Методом рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что быстрозатвердевшие фольги состоят из пересыщенного кремнием твердого раствора на основе алюминия, дисперсных частиц кремния и фазы тройного соединения $AlFeSi_2$. Сравнительный анализ результатов рентгеноструктурных и рентгеноспектральных исследований образцов, полученных при разных скоростях охлаждения расплава, позволил установить, что при высокоскоростном затвердевании пересыщенный твердый раствор на основе алюминия содержит до 2 ат. % Si.

Ключевые слова: заэвтектический силумин; высокоскоростное затвердевание; фазовый состав.

Благодарность. Работа выполнена в рамках проектов № Ф18Р-195 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований и № 18-58-00034 Бел_а Российского фонда фундаментальных исследований.

Образец цитирования:

Шепелевич ВГ, Гусакова ОВ, Александров ДВ, Стародумов ИО. Фазовый состав заэвтектического силумина при высокоскоростном затвердевании. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика.* 2019;2:96–104.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2019-2-96-104>

For citation:

Shepelevich VG, Gusakova OV, Alexandrov DV, Starodumov IO. Phase composition of hypereutectic silumin at rapid solidification. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2019; 2:96–104. Russian.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2019-2-96-104>

Авторы:

Василий Григорьевич Шепелевич – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры физики твердого тела физического факультета.

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерной и радиационной безопасности факультета мониторинга окружающей среды.

Дмитрий Валерьевич Александров – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры теоретической и математической физики Института естественных наук и математики.

Илья Олегович Стародумов – младший научный сотрудник лаборатории многомасштабного математического моделирования Института естественных наук и математики.

Authors:

Vasily G. Shepelevich, doctor of science (physics and mathematics), full professor; professor at the department of solid-state physics, faculty of physics.

shepelevich@bsu.by
<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>

Olga V. Gusakova, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and radiation safety, faculty of environmental monitoring.

ol.gusakova@gmail.com
<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>

Dmitry V. Alexandrov, doctor of science (physics and mathematics), full professor; professor at the department of theoretical and mathematical physics, Institute of Natural Sciences and Mathematics.

dmitri.alexandrov@urfu.ru
<https://orcid.org/0000-0002-6628-745X>

Ilya O. Starodumov, junior researcher at the laboratory of multiscale mathematical modeling, Institute of Natural Sciences and Mathematics.

ilya.starodumov@urfu.ru
<https://orcid.org/0000-0001-6397-488X>

PHASE COMPOSITION OF HYPEREUTECTIC SILUMIN AT RAPID SOLIDIFICATION

V. G. SHEPELEVICH^a, O. V. GUSAKOVA^b,
D. V. ALEXANDROV^c, I. O. STARODUMOV^c

^aBelarusian State University, 4 Niezaliežnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

^bInternational Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University,
23 Daŭhabrodskaja Street, Minsk 220170, Belarus

^cUral Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira Street, Ekaterinburg 620002, Russia

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

The paper presents the results of the study of the phase composition of hypereutectic silumin Al – 16.0 at. % Si – 0.2 at. % Fe. A comparative analysis of the phase composition of samples obtained at an average melt cooling rate of 10^2 K/s and at an ultra-high melt cooling rate of 10^5 K/s was carried out. At an average rate, the samples solidified in a graphite mold, and the ultra-high melt cooling rate was provided during the production of foils by the method of ultrafast quenching from the melt. It was established by X-ray diffraction and micro X-ray spectral analysis that the rapidly solidified foils consist of an aluminum-based solid solution supersaturated by silicon, dispersed silicon particles and the AlFeSi_2 ternary compound phase. Comparative analysis of the results of X-ray diffraction and X-ray spectral studies of samples obtained at different melt cooling rates indicate that, during rapid solidification, the aluminum-based supersaturated solid solution contains up to 2 at. % Si.

Keywords: hypereutectic silumin; rapid solidification; phase composition.

Acknowledgements. The work was carried out as part of projects No. Ф18Р-195 of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research and No. 18-58-00034 Bel_a of the Russian Foundation for Basic Research.

Введение

Силумины обладают уникальными техническими характеристиками: малой плотностью, хорошими механическими свойствами, низким температурным коэффициентом линейного расширения [1; 2], поэтому они наиболее распространены среди алюминиевых сплавов. В связи с широким использованием силуминов в машино-, авиа- и ракетостроении огромное внимание уделяется улучшению их эксплуатационных характеристик. Исследования и технологические разработки, направленные на повышение прочности и пластичности сплавов системы Al – Si за счет уменьшения размеров частиц кремния, ведутся по трем основным направлениям. Во-первых, модифицирование микроструктуры силуминов осуществляется при добавках отдельных химических элементов и их комплексов [3–5]. Во-вторых, разрабатываются технологии микролегирования силуминов микро- и наночастицами различных составов [6–8]. В-третьих, изучается возможность направленного изменения микроструктуры и улучшения механических свойств за счет увеличения скорости затвердевания [9–12]. Последнее является высокоэффективным способом измельчения структурных составляющих силуминов.

Метод сверхбыстрой закалки из расплава – наиболее технологичный и ресурсосберегающий способ, обеспечивающий высокие скорости затвердевания. В данном методе материал в виде фольги получается в результате затвердевания тонкого слоя расплава после его растекания по поверхности вращающегося кристаллизатора. В зависимости от толщины слоя расплава скорость охлаждения составляет 10^5 – 10^7 К/с. При этом затвердевание начинается при глубоком переохлаждении и протекает при большом градиенте температуры [13–14], а, как известно, повышение скорости охлаждения расплава обеспечивает измельчение структурных составляющих. Показано [15], что для силуминов размер включений кремния может быть уменьшен на порядок по сравнению с квазиравновесной кристаллизацией. При высокоскоростном затвердевании наблюдается повышение растворимости компонент сверх равновесной. Предполагается, что в сплавах Al – Si растворимость кремния в алюминии значительно превосходит равновесную [16; 17]. Однако установить растворимость кремния – трудная задача, поскольку, как правило, неизвестно, какая его доля образует включения.

Цель работы – исследование элементного и фазового состава быстрозатвердевшей фольги заэвтектического силумина, синтезированного методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости его охлаждения 10^5 К/с, и массивных образцов, полученных при скорости охлаждения из расплава 10^2 К/с.

Материалы и методы

В качестве исходного использовался эвтектический промышленно выпускаемый силумин особой чистоты АК12оч следующего состава: Al – 12,2 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe. Заэвтектический силумин, содержащий 16,0 ат. % Si, получался сплавлением АК12оч и кремния, имевшего чистоту 99,999. Состав контролировался с помощью рентгеноспектрального микроанализа.

Исследованы структуры силуминов, синтезированных при скорости охлаждения расплава 10^2 К/с (массивные образцы) и 10^5 К/с (быстрозатвердевшие фольги). Массивные образцы размером $30 \times 10 \times 2$ мм получались при застывании расплава на воздухе в графитовой изложнице. Для образования фольги использовался медный кристаллизатор в виде полого барабана, вращающийся со скоростью 25 об/с. Линейная скорость движения его боковой поверхности составляла 15 м/с. Фольга получалась после затвердевания тонкого слоя расплава. При его толщине 50–60 мкм скорость охлаждения достигала 10^5 – 10^6 К/с. Фольги имели толщину 50–60 мкм, ширину до 15 мм и длину 8–10 см.

Анализ элементного и фазового состава проводился у прилегающей к кристаллизатору поверхности фольги (сторона А), у противоположенной поверхности, затвердевающей на воздухе (сторона В), а также в сечении фольги. Для приготовления продольного и поперечного сечений фольги использовалась шлифовально-полировальная установка TegraPol-25. Полирование проводилось по технологии и с использованием расходных материалов фирмы *Struers* (Дания).

Микроструктура сплавов исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Распределение элементов по поверхностям фольги и поперечному сечению изучалось с использованием рентгеноспектрального микроанализатора с энергодисперсионным детектором Aztec Energy Advanced X-Max 80 при ускоряющих напряжениях 10 и 20 кВ. Фазовый состав сплавов определялся путем рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Rigaku Ultima IV в медном излучении.

Результаты и их обсуждение

Общий вид микроструктур, полученный в отраженных электронах на растровом электронном микроскопе, в сечении массивного образца (скорость охлаждения расплава 10^2 К/с) и быстрозатвердевшей фольги (скорость охлаждения расплава 10^5 К/с) приведен на рис. 1. В массивном образце четко выделяются серые включения различных размеров, яркие белые включения и темная матрица. В быстрозатвердевшей фольге у стороны, прилегающей к кристаллизатору (верхняя часть рисунка), заметных включений нет. В остальной части фольги наблюдаются мелкие светлые включения и слабо различимые светлые и темные участки.

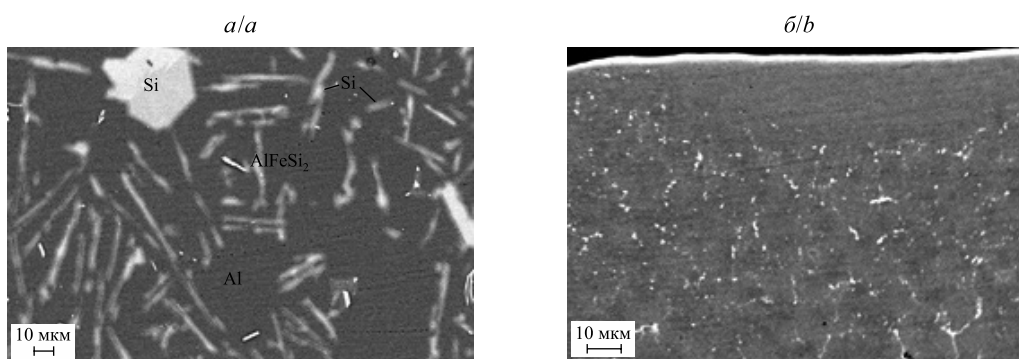


Рис. 1. Микроструктура массивного образца (а) и быстрозатвердевшей фольги (б)
Fig. 1. The microstructure of a massive sample (a) and rapidly solidified foil (b)

Рентгеноспектральный микроанализ массивного образца показал, что серые включения содержат кремний, темное поле – алюминий и кремний, яркие белые включения характеризуются повышенным содержанием железа и кремния. В светлых включениях в быстрозатвердевших фольгах также имеются кремний и железо. Слабо различимые светлые и темные участки в объеме, прилегающем к свободно затвердевающей стороне фольги, содержат кремний и алюминий различной концентрации.

Для определения фазового состава массивного образца и быстрозатвердевшей фольги проведены рентгеноструктурные исследования в идентичных условиях массивного образца и быстрозатвердевшей фольги сплава Al – 16,0 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe, а также положения дифракционных максимумов алюминия и кремния (табл. 1).

Таблица 1

Положения дифракционных максимумов (2θ) на дифрактограммах массивных образцов и быстрозатвердевшей фольги сплава Al – 16,2 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe, град

Table 1

The positions of the diffraction lines in the X-ray patterns of massive samples and rapidly solidified Al alloy foil – 16.2 wt. % Si – 0.2 wt. % Fe, deg

Массивный образец	Фольга, сторона А	Al*	Si**	AlFeSi ₂
28,446 5	28,447	–	28,42 (100)	–
35,595	35,597	–	–	35,56
38,473 3	38,473	38,47 (111)	–	–
41,94	41,90	–	–	41,94
44,719 1	44,719 5	44,74 (200)	–	–
47,301	47,30	–	47,31 (220)	–
56,117	56,12	–	56,10 (311)	–
59,858	59,9	–	–	59,9
65,082 3	65,083	65,13 (220)	–	–
69,106	69,11	–	69,17 (400)	–
76,374	76,38	–	76,37 (331)	–
78,215 4	78,216	78,23 (331)	–	–
82,424	82,45	82,44 (222)	–	–
88,008	88,01	–	88,06 (422)	–
94,928	94,94	–	94,97 (511)	–
99,059	99,09	99,0 (400)	–	–
106,68	106,7	–	106,73 (440)	–
111,993	112,11	112,44 (331)	–	–
114,064	114,10	–	114,13 (531)	–
116,540	116,62	116,27 (420)	–	–
127,49	127,5	–	–	–
137,418	137,43	–	–	–

*Согласно данным JCPDS, карточка № 00-004-0787. **Согласно данным JCPDS, карточка № 00-005-0565. В скобках указаны индексы соответствующих плоскостей (HKL).

Анализ показывает, что фазовый состав массивного образца и фольги одинаков. Дифракционные максимумы принадлежат чистому кремнию, алюминию. Также присутствуют слабоинтенсивные дифракционные максимумы, принадлежащие, очевидно, железосодержащей фазе.

По сравнению с массивным образцом на дифрактограммах быстрозатвердевшей фольги наблюдается уменьшение интенсивности и расширение дифракционных максимумов кремния, что обусловлено в основном измельчением его структуры. Размер зерен (ОКР) кремния, определенный по методу Дебая – Шеррера из данных дифракционного максимума Si (331), составляет 38,5 нм. Необходимо отметить, что это значение может быть занижено, поскольку используемый метод не учитывает возможное уширение линий, обусловленное напряжением, наличием линейных дефектов и др.

Количество наблюдаемых слабоинтенсивных пиков недостаточно для уверенного определения фазы включения по результатам рентгеноструктурного анализа. В связи с этим были проведены исследования участков массивного образца, содержащих включения с железом с помощью рентгеноспектрального микроанализа (рис. 2).

Результаты рентгеноспектрального микроанализа показывают, что в исследуемых включениях содержание кремния в 2 раза превышает содержание железа, что позволяет предположить формирование фазы AlFeSi₂, образование которой характерно для заэвтектических силуминов, синтезированных при высоких скоростях охлаждения расплава [18].

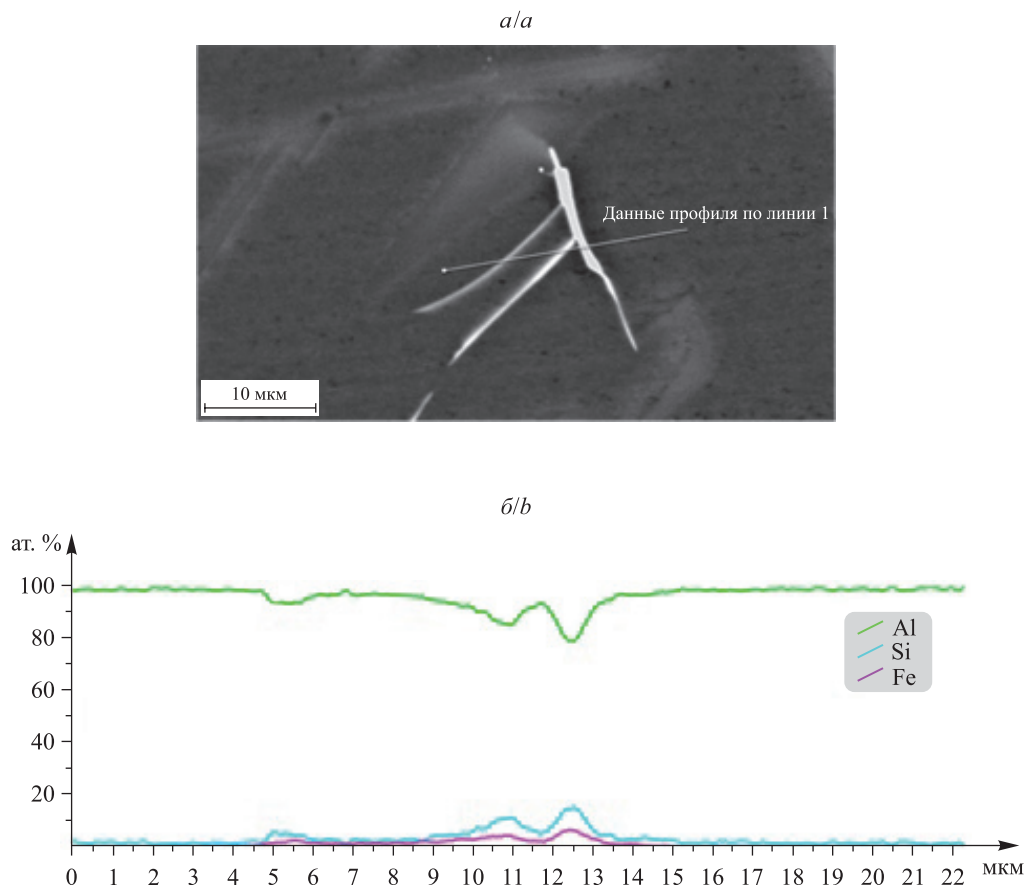


Рис. 2. Микроструктура (а) и распределение элементов вдоль линии сканирования (б) участка поперечного сечения массивного образца

Fig. 2. Microstructure (a) and distribution of elements along the scan line (b) of a cross-section of a massive sample

Согласно полученным рентгеноструктурным данным, существенных смещений положений дифракционных максимумов алюминия ни в массивных образцах, ни в фольгах не наблюдается. Отсутствие смещений дифракционных максимумов может быть обусловлено образованием чистого алюминия. Однако в случае близости радиусов ионов Al и Si, равных 0,053 и 0,054 нм соответственно, при образовании твердого раствора замещения при небольших концентрациях примеси смещения параметра решетки практически не будет. Возможно, именно этот факт приводит к трудности определения растворимости при высоких скоростях охлаждения расплава [17]. Поэтому для нахождения концентрации кремния в твердом растворе на основе алюминия был исследован состав в локальных областях матрицы массивного образца и быстрозатвердевшей фольги, свободных от выделений. Оценка размеров области генерации рентгеновского излучения в алюминии определялась по формуле [19]

$$R_x = \frac{0,033(E_0^{1,7} - E_{кр}^{1,7})A}{z\rho}, \quad (1)$$

где E_0 – энергия пучка электронов; $E_{кр}$ – критический потенциал возбуждения анализируемого элемента ($E_{кр} = 1,559$ кэВ для Al); A – атомный вес (26,98); z – атомный номер (13); ρ – плотность (2,69 г/см³). Область генерации рентгеновского излучения в алюминии при ускоряющем напряжении 20 кВ не превышает 4,1 мкм, а при ускоряющем напряжении 10 кВ она оценивается равной 1,2 мкм. Поэтому при наличии в образце участков алюминия размером более 10 мкм определение содержания кремния в них методом рентгеноспектрального микроанализа правомочно.

На рис. 3 приведены результаты исследования элементного состава в участках массивного образца, не имеющих включений кремния. Рентгеноспектральный микроанализ показывает, что содержание кремния в участках алюминия составляет около 1,7 вес. %.

Для установления среднего значения концентрации Si в твердом растворе на основе Al изучено несколько участков массивного образца без включений кремния (табл. 2). Для исключения попадания в спектр рентгеновских квантов от соседних включений кремния участки выбирались размером не менее 50 мкм.

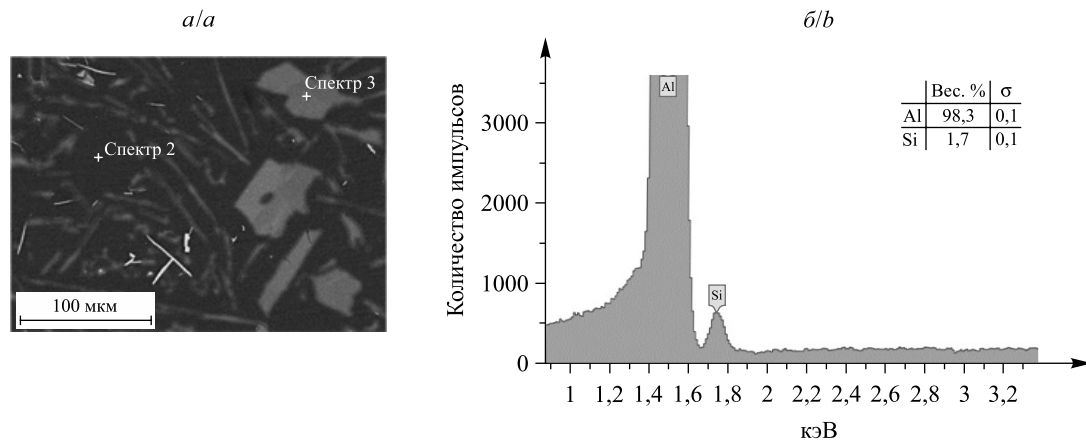


Рис. 3. Микроструктура участка массивного образца (а) и рентгеновский спектр (б), полученный из локального участка, не содержащего включений кремния
Fig. 3. Microstructure of a massive sample (a) and X-ray spectrum (b) obtained from a local area that does not contain silicon inclusions

Таблица 2

Концентрация Al и Si в твердом растворе на основе алюминия в массивном образце

Table 2

The concentration of Al and Si in aluminum based solid solution on in a massive sample

Номер участка	Al		Si	
	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
1	98,19 (0,02)	98,26	1,81 (0,02)	1,74
2	98,28 (0,05)	98,35	1,72 (0,05)	1,65
3	98,31 (0,06)	98,38	1,69 (0,06)	1,62

Примечание. В скобках указано среднее квадратичное отклонение.

При определении концентрации кремния в твердом растворе на основе алюминия в быстрозатвердевших фольгах проведены исследования распределения элементов в поперечном сечении по результатам сканирования поверхности с помощью рентгеноспектрального микроанализа. На рис. 4 представлены результаты такого исследования у свободно затвердевшей стороны фольги. Небольшие (порядка 0,5 мкм) яркие светлые включения на карте распределения кремния соответствуют кристаллам первичного кремния. Темные участки на этой карте соответствуют ветвям дендритов алюминия. Между ними находится смесь алюминия и эвтектического кремния. Размеры таких ветвей достигают 4–5 мкм.

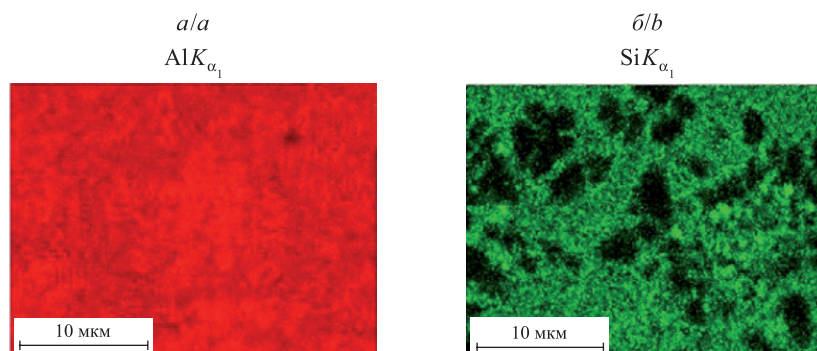


Рис. 4. Распределение Al (а) и Si (б) по поверхности участка поперечного сечения фольги, полученное в характеристическом рентгеновском излучении

Fig. 4. The distribution of Al (a) and Si (b) on the surface of the cross section of the foil, obtained in the characteristic X-rays

Исследование концентрации элементов в дендритах алюминия проводилось при анализе распределений элементов вдоль линии сканирования, а также при локальном (точечном) определении концентрации в ветвях дендритов. Результаты представлены на рис. 5 и в табл. 3.

Распределение кремния вдоль линии сканирования $L - L^1$, а также спектр, полученный из участка с наименьшим содержанием кремния, показывают, что в быстрозатвердевшей фольге заэвтектического силумина в алюминии содержится до 2 ат. % кремния. Для подтверждения этого результата был определен состав в нескольких аналогичных участках (см. табл. 3).

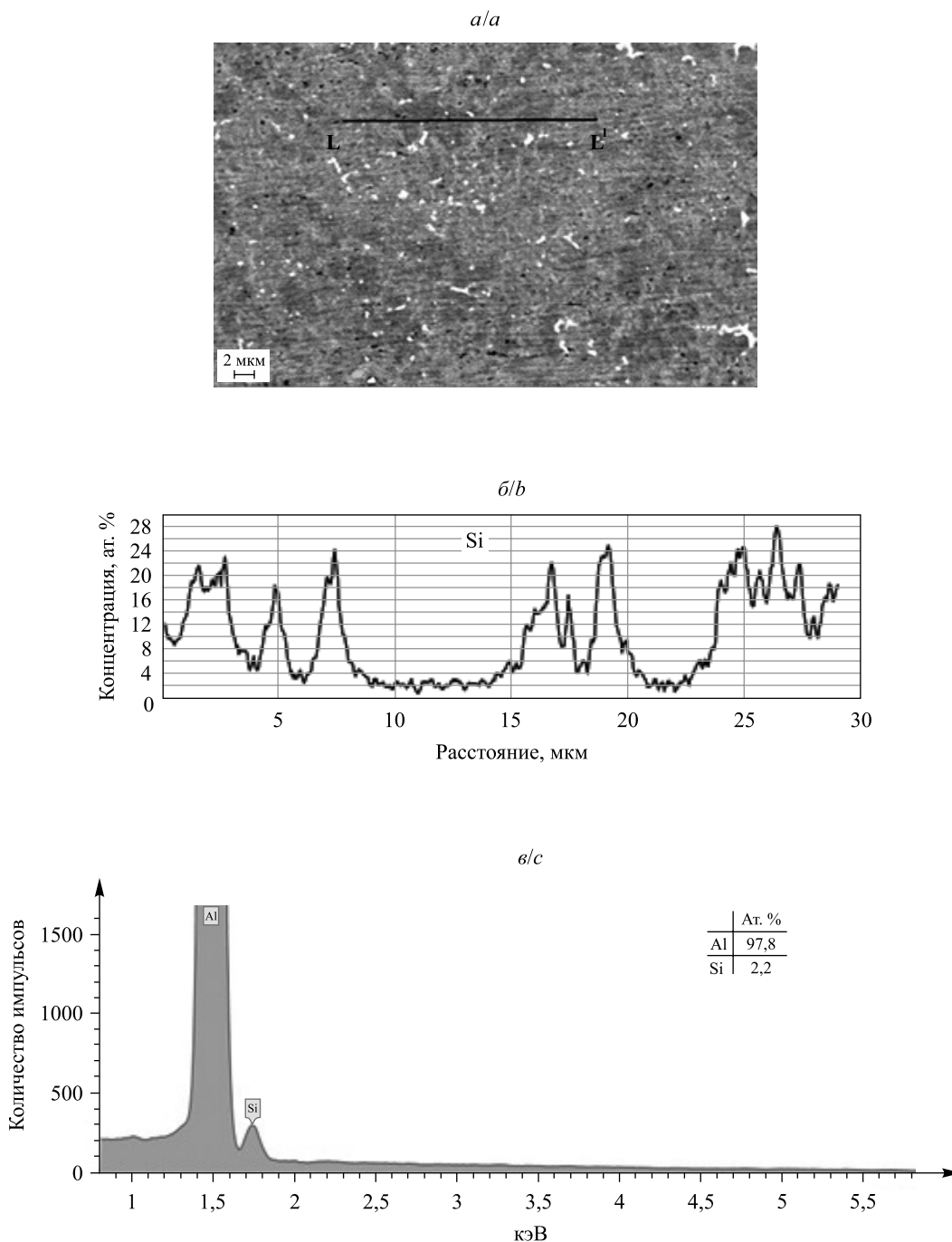


Рис. 5. Микроструктура участка фольги в отраженных электронах (а),
 распределение кремния вдоль линии сканирования $L - L^1$ (б),
 спектр рентгеновского излучения и состав в темном участке (в)

Fig. 5. Microstructure of an area of the foil in reflected electrons (a),
 silicon distribution along the scanning line $L - L^1$ (b),
 X-ray spectrum and composition in the dark area (c)

Таблица 3

Концентрация кремния и алюминия в различных дендритах алюминия

Table 3

The concentration of silicon and aluminum in various aluminum dendrites

Номер участка	Al		Si	
	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
1	97,7 (0,11)	97,79	2,3 (0,11)	2,21
2	97,44 (0,12)	97,54	2,56 (0,12)	2,46
3	97,46 (0,13)	97,56	2,54 (0,13)	2,44

Примечание. В скобках указано среднее квадратичное отклонение.

Исходя из полученных экспериментальных данных, можно утверждать, что в быстрозатвердевших фольгах концентрация кремния в ветвях дендритов алюминия находится в пределах 2 ат. %. Более высокие ее значения связаны, скорее всего, с выходом рентгеновского излучения из соседних с ветвями дендритов участков, содержащих эвтектический кремний. Необходимо отметить, что полученные результаты не дают основания заключить, что кремний входит в решетку алюминия, образуя твердый раствор замещения. Он может образовывать отдельные кластеры в соединении с алюминием, в том числе со специфической структурой расположения атомов в них [20].

Заключение

Заэвтектические силумины, содержащие 16,0 ат. % кремния, синтезированные при средних (10^2 К/с) и сверхвысоких (10^5 К/с) скоростях охлаждения расплава, формируются с образованием кристаллов первичного кремния, дендритов на основе твердого раствора алюминия и железосодержащей фазы $AlFeSi_2$. Увеличение скорости охлаждения расплава приводит к росту концентрации кремния в ветвях дендритов алюминия сверх равновесного значения.

Библиографические ссылки

- Haizhi Ye. An overview of the development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications Haizhi. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003;12(3):288–297. DOI: 10.1361/105994903770343132.
- Francisco C. Robles-Hernandez, Jose Martin Herrera Ramirez, Mackay R. *Al-Si alloys automotive, aeronautical, and aerospace applications*. [Place unknown]: Springer; 2017. DOI: 10.1007/978-3-319-58380-8.
- Darlapudi A, McDonald SD, Terzi S, Prasad A, Felberbaum M, Stjohn DH. The influence of ternary alloying elements on the Al-Si eutectic microstructure and the Si morphology. *Journal of Crystal Growth*. 2016;433:63–73. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2015.10.002.
- Wenyi L, Wenlong X, Cong X, Maowen L, Chaoli M. Synergistic effects of Gd and Zr on grain refinement and eutectic Si modification of Al-Si cast alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2017;693:93–100. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.097.
- Li JH, Wang XD, Ludwig TH, Tsunekawa Y, Arnberg L, Jiang JZ, et al. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition. *Acta Materialia*. 2015;84:153–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.10.064.
- Волочко АТ. Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития. *Литье и металлургия*. 2015;4(81):38–44.
- Kaiqi H, Xia M, Tong G, Qingfei X, Zhao Q, Yuying W, Xiangfa L, et al. Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al-Si alloys by nano-AlNp. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;765:113–120. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.06.223.
- Wang K, Jiang HY, Wang QD, Ye B, Ding WJ. Nanoparticle-induced nucleation of eutectic silicon in hypoeutectic Al-Si alloy. *Materials Characterization*. 2016;117:41–46. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.04.016.
- Марукович ЕИ, Стеценко ВЮ. *Модифицирование сплавов*. Минск: Беларуская навука; 2009. 192 с.
- Стеценко ВЮ, Ривкин АИ, Гутев АП, Коновалов РВ. Модифицирование силуминов мелкокристаллическими алюминидными сплавами. *Вестник Гомельского государственного технического университета имени П. О. Сухого*. 2009;1:21–24.
- Roehling JD, Coughlin DR, Gibbs JW, Baldwin JK, Mertens JCE, Campbell GH, et al. Rapid solidification growth mode transitions in Al-Si alloys by dynamic transmission electron microscopy. *Acta Materialia*. 2017;131:22–30. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.061.
- Li JH, Zarif MZ, Albu M, McKay BJ, Hofer F, Schumacher P. Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al-Si alloys. *Acta Materialia*. 2014;72:80–98. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.03.030.
- Alexandrov DV, Galenko PK. Selected mode for rapidly growing needle-like dendrite controlled by heat and mass transport. *Acta Materialia*. 2017;137:64–70. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.07.022.
- Шепелевич ВГ, Гусакова ОВ, Щербаченко ЛП. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплава Sn – 58 ат. % Bi. *Неорганические материалы*. 2013;49(7):709–713. DOI: 10.7868/S0002337X13060122.
- Rios CT, Santos S, Botta WJ, Bolfarini C. Microstructural characterization of As-quenched and heat treated Al-Si-Mg melt-spun ribbons. *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*. 2004;22:103–108. DOI: 10.4028/www.scientific.net/JMN.22.103.
- Uzun O, Karaaslan T, Keskin M. Production and structure of rapidly solidified Al-Si alloys. *Turkish Journal of Physics*. 2001; 25:455–466.

17. Bendijk A, Delhez R, Katgerman L, De Keijser ThH, Mittemeijer EJ, Van Der Pers NM. Characterization of Al-Si-alloys rapidly quenched from the melt. *Journal of Materials Science*. 1980;15(11):2803–2810. DOI: 10.1007/BF00550549.
18. Белов НА, Савченко СИ, Хван АВ. Фазовый состав и структура силуминов. Москва: МИСиС; 2007.
19. Гулдстейн Дж, Яковиц Х, редакторы. Практическая растровая электронная микроскопия. Петров ВИ, переводчик. Москва: Мир; 1978. 656 с.
20. Kiv AE, Fuks D, Moiseenko NV, Solovyov VN. Silicon-Aluminum Bonding in Al Alloys. *Computer Modelling and New Technologies*. 2002;6(1):47–50.

References

1. Haizhi Ye. An overview of the development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications Haizhi. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003;12(3):288–297. DOI: 10.1361/105994903770343132.
2. Francisco C. Robles-Hernandez, Jose Martin Herrera Ramirez, Mackay R. *Al-Si alloys automotive, aeronautical, and aerospace applications*. [Place unknown]: Springer; 2017. DOI: 10.1007/978-3-319-58380-8.
3. Darlapudi A, McDonald SD, Terzi S, Prasad A, Felberbaum M, Stjohn DH. The influence of ternary alloying elements on the Al-Si eutectic microstructure and the Si morphology. *Journal of Crystal Growth*. 2016;433:63–73. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2015.10.002.
4. Wenyi L, Wenlong X, Cong X, Maowen L, Chaoli M. Synergistic effects of Gd and Zr on grain refinement and eutectic Si modification of Al-Si cast alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2017;693:93–100. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.097.
5. Li JH, Wang XD, Ludwig TH, Tsunekawa Y, Arnberg L, Jiang JZ, et al. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition. *Acta Materialia*. 2015;84:153–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.10.064.
6. Volochko AT. Modification of eutectic and primary particles of silicon in silumins. Development prospects. *Lit'e i metallurgiya*. 2015;4(81):38–44. Russian.
7. Kaiqi H, Xia M, Tong G, Qingfei X, Zhao Q, Yuying W, Xiangfa L, et al. Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al-Si alloys by nano-AlNp. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;765:113–120. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.06.223.
8. Wang K, Jiang HY, Wang QD, Ye B, Ding WJ. Nanoparticle-induced nucleation of eutectic silicon in hypoeutectic Al-Si alloy. *Materials Characterization*. 2016;117:41–46. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.04.016.
9. Marukovich EI, Stetsenko VYu. *Modifitsirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk: Belaruskaja navuka; 2009. 192 p. Russian.
10. Stetsenko VYu, Rivkin AI, Gutev AP, Konovalov RV. [Modification of silumin by fine-crystalline aluminum alloys]. *Vestnik Gomel'skogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta imeni P. O. Sukhogo*. 2009;1:21–24. Russian.
11. Roehling JD, Coughlin DR, Gibbs JW, Baldwin JK, Mertens JCE, Campbell GH, et al. Rapid solidification growth mode transitions in Al-Si alloys by dynamic transmission electron microscopy. *Acta Materialia*. 2017;131:22–30. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.061.
12. Li JH, Zarif MZ, Albu M, McKay BJ, Hofer F, Schumacher P. Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al-5Si alloys. *Acta Materialia*. 2014;72:80–98. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.03.030.
13. Alexandrov DV, Galenko PK. Selected mode for rapidly growing needle-like dendrite controlled by heat and mass transport. *Acta Materialia*. 2017;137:64–70. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.07.022.
14. Shepelevich VG, Gusakova OV, Shcherbachenko LP. Structure and properties of rapidly solidified Sn – 58 wt. % Bi foils. *Neorganicheskie materialy*. 2013;49(7):709–713. DOI: 10.7868/S0002337X13060122.
15. Rios CT, Santos S, Botta WJ, Bolfarini C. Microstructural characterization of As-quenched and heat treated Al-Si-Mg melt-spun ribbons. *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*. 2004;22:103–108. DOI: 10.4028/www.scientific.net/JMN.22.103.
16. Uzun O, Karaaslan T, Keskin M. Production and structure of rapidly solidified Al-Si alloys. *Turkish Journal of Physics*. 2001; 25:455–466.
17. Bendijk A, Delhez R, Katgerman L, De Keijser ThH, Mittemeijer EJ, Van Der Pers NM. Characterization of Al-Si-alloys rapidly quenched from the melt. *Journal of Materials Science*. 1980;15(11):2803–2810. DOI: 10.1007/BF00550549.
18. Белов НА, Савченко СИ, Хван АВ. *Fazovyi sostav i struktura siluminov* [Phase composition and structure of silumins]. Moscow: MISiS; 2007. Russian.
19. Goldstein JJ, Yakowitz H, editors. *Practical scanning electron microscopy*. Boston: Springer; 1975. 581 p. DOI: 10.1007/978-1-4613-4422-3.
Russian edition: Goldstein J, Yakowitz H, editors. *Prakticheskaya rastrovaya elektronnaya mikroskopiya*. Petrov VI, translator. Moscow: Mir; 1978. 656 p. Russian.
20. Kiv AE, Fuks D, Moiseenko NV, Solovyov VN. Silicon-Aluminum Bonding in Al Alloys. *Computer Modelling and New Technologies*. 2002;6(1):47–50.

Статья поступила в редколлегию 26.03.2019.
Received by editorial board 26.03.2019.