

## **ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ Si В ЛЕГИРОВАННОМ СПЛАВЕ Al – Si ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ**

<sup>1)</sup>**В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ,** <sup>2)</sup>**О. В. ГУСАКОВА,**

<sup>1)</sup>*Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030,  
г. Минск, Беларусь*

<sup>1)</sup>*УО «Международный государственный экологический институт имени  
А.Д.Сахарова» БГУ, ул. Долгобродская, 23, 220070, г. Минск, Беларусь*

Приведены результаты исследования микроструктуры сплавов системы Al-Si эвтектического и заэвтектического составов, легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава. Показано, что в около эвтектических сплавах легирование металлами не приводит к модификации формы пластинчатых включений кремния. Обнаружено, что многокомпонентное легирование и высокоскоростное затвердевание заэвтектических силуминов обеспечивают модификацию включений эвтектического кремния. В заэвтектических силуминах размер включений первичного эвтектического кремния не превышает 2 мкм, включения эвтектического Si принимают глобулярную форму с размером до 300 нм. Предложен механизм модификации включений эвтектического кремния учитывающий образование кристаллических зародышей эвтектического кремния на поверхности частиц первичного кремния, ограничение скорости роста фазы кремния из-за образования нанокластеров металлов и их соединений на растущей плоскости, и высокие концентрацию и скорость роста  $\alpha$ -Al.

Ключевые слова: силумин, магний, железо, марганец, никель, медь, микроструктура, высокоскоростное затвердевание.

## ABSTRACT

The article presents the results of studying the microstructure of Al-Si alloys of eutectic and hypereutectic compositions doped by Mg, Mn, Fe, Ni and Cu and obtained by ultrafast quenching from the melt. It is shown that in near-eutectic alloys alloying with metals does not lead to modification of the shape of lamellar inclusions of silicon. It is found that multicomponent doping and rapid solidification of hypereutectic silumins provide modification of eutectic silicon inclusions. In hypereutectic silumins the size of primary eutectic silicon inclusions does not exceed 2  $\mu\text{m}$ , eutectic inclusions take a globular shape with a size of up to 200 nm. A mechanism for modifying eutectic silicon inclusions that takes into account the formation of crystalline nuclei of eutectic silicon on the surface of primary silicon particles, limitation of the growth rate of the silicon phase due to the formation of nanoclusters of metals and their compounds on the growing plane, and high concentration and growth rate of  $\alpha$ -Al is proposed.

Key words: silumin, magnesium, iron, manganese, nickel, copper, microstructure, , rapid solidification

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы алюминия с кремнием (силумины) широко используются для производства изделий различного назначения, в том числе в ракето-, авио- и автомобилестроении. Это обусловлено привлекательным сочетанием их свойств: низкой удельной плотностью при удовлетворительных механических свойствах, хорошей коррозионной стойкостью, низким коэффициентом температурного расширения [1-2]. Несмотря на длительную историю разработки и применения силуминов исследования, направленные на повышение их функциональных характеристик, продолжаются. Основным компонентом, обеспечивающим твердость силуминов, является кремний. Вместе с тем при квазиравновесных режимах охлаждения кремний затвердевает в виде крупных дендритоподобных монокристаллов, имеющих

в сечении форму пластин, что обуславливает склонность материала к растрескиванию [3]. Поэтому основное внимание разработчиков направлено на поиск способов измельчения включений кремния [4]. Существуют два основных направления решения данной задачи: использование модифицирующих добавок, среди которых наиболее эффективными являются Na, P, Sc [5-6], и повышение скорости затвердевания. Повышение скорости затвердевания осуществляется как за счет высокого градиента температуры на границе раздела фаз, так и за счет большого переохлаждения расплава, при котором начинается кристаллизация. Так на практике при изготовлении массивных изделий литьем под давлением обеспечивается скорость охлаждения расплава порядка  $10^2$  К/с [7]. Значительно большие скорости охлаждения расплава (до  $10^5 - 10^7$  К/с) достигаются при синтезе дисперсных порошков распылением расплава, в тонких слоях при лазерной, электронно-лучевой, ионно-плазменной обработке поверхности, а также и при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава [8-13]. В большинстве исследований, посвященных изучению микроструктуры и свойств не легированных силуминов, полученных при высокоскоростном затвердевании, наблюдается измельчение структурных составляющих при сохранении пластинчатой формы включений кремния.

Ранее в наших работах, было установлено что высокоскоростное затвердевание, реализуемое в методе сверхбыстрой закалки из расплава, позволяет синтезировать доэвтектические, эвтектические сплавы Al-Si в том числе легированные комплексом металлов Mg, Mn, Fe, Ni и Cu, с наноразмерными пластинами кремния [14-16]. Поэтому целью настоящей работы является исследование влияния высокоскоростного затвердевания (скорость охлаждения расплава  $10^5 - 10^6$  К/с) и легирующих элементов (Mg, Mn, Fe, Ni и Cu) на формирование включений эвтектического кремния в заэвтектическом силумине с концентрацией кремния 21,3 мас. %. Для сравнения представлены результаты исследования эвтектических силуминов с концентрацией кремния 12 мас.% легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходные сплавы получались добавлением кремния и легирующих металлов в промышленный силумин марки АК12оч (Al–12 % мас. Si–0,2 мас. % Fe). Сплавы выплавлялись в индукционной печи при выдержке расплава в течение несколько часов. Составы исследованных сплавов приведены в таблице 1.

Таблица 1 Концентрация элементов в исследованных сплавах

Table 1 Concentration of elements in the studied alloys

Образец	Концентрация элементов, мас. %						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
Al-12Si-M	12,3	0,6	0,3	0,7	1,4	0,9	Остальное
Al-20Si-M	21,3	0,5	0,3	0,6	1,4	0,8	Остальное

Для приготовления фольги использовались массивные образцы, которые синтезировались при затвердевании расплава в графитовой изложнице на воздухе. Температура плавления эвтектики Al-Si 577 °С, температура плавления сплава Al-21,3 мас.% Si составляет 700 °С. Температура расплава перед литьем превышала температуру плавления на 30-50 К. Размер образцов составлял 5х8х30 мм, скорость охлаждения расплава при этом имела порядок  $10^2$  К/с. Фольга получалась методом сверхбыстрой закалки из расплава. В этом методе часть массивного образца (весом 0,2-0,3 г) расплавлялась и выливалась на внутреннюю медную полированную поверхность вращающегося барабана кристаллизатора. Линейная скорость вращения кристаллизатора составляла 15м/с, диаметр барабана - 20 см. Расплав растекался по поверхности и затвердевал в виде чешуек фольги длиной до 20 см, шириной 5-10 мм и толщиной 40-70 мкм. Скорость охлаждения расплава для фольги составляла  $10^5$  К/с [17].

Исследования микроструктуры проводилось с помощью сканирующих электронных микроскопов LEO 1455V и SUPRA – 55WDS (СЭМ). Изучалась

микроструктура в поперечном сечении фольги, поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору и свободно затвердевающей поверхности. Шлифы поперечного сечения фольги приготавливались с помощью полировальной установки TegraPol 25 с использованием реактивов и методики полировки алюминиевых сплавов фирмы Struers. Для определения морфологических особенностей проводилось травление поперечного сечения и поверхности фольги в 10 % водном растворе NaOH. Элементный состав и распределение элементов изучалось методом рентгеноспектрального микроанализа с помощью энергодисперсионного спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80.

## РЕЗУЛЬТАТЫ

На рисунке 1 а и б представлены СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении фольги эвтектического силумина Al-12Si-M и заэвтектического силумина Al-20Si-M, соответственно. Фольга, полученная методом сверхбыстрой закалки из расплава, часто имеет слоистую микроструктуру. Механизм формирования слоистой микроструктуры подробно рассмотрен в работах [16, 18]. Основной объем фольги (80-90 %) занимает слой, прилегающий к свободно затвердевающей поверхности фольги (верхняя поверхность на рисунках). В данной работе будет подробно рассмотрена микроструктура этого слоя и предложен механизм её формирования.

а)

б)

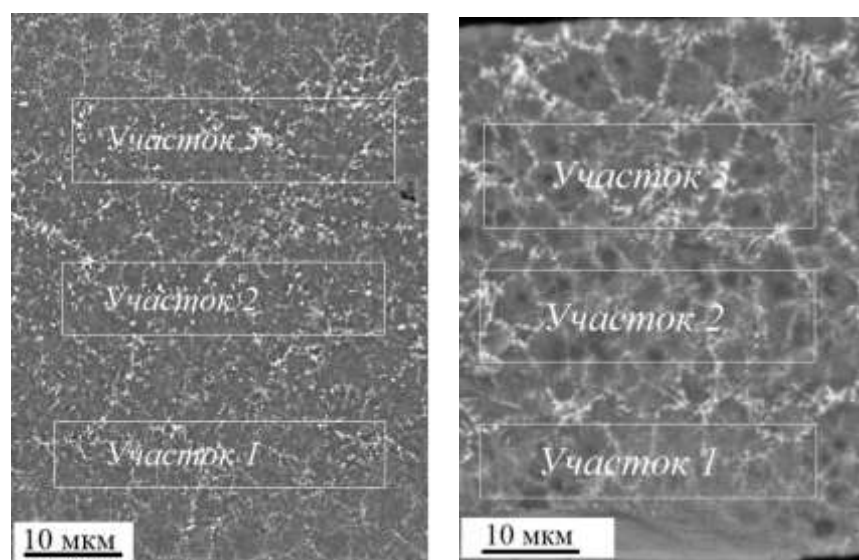


Рисунок 1 СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении фольги силуминов: а) - Al-12Si-M; б) - Al-20Si-M.

Figure 1. SEM images of the microstructure in the cross section of silumin foil: a) - Al-12Si-M; b) - Al-20Si-M.

Поскольку при получении фольги методом сверхбыстрой закалки скорость охлаждения расплава зависит от толщины слоя жидкой фазы, то для исследования была выбрана фольга одинаковой толщины, что позволяет считать условия охлаждения расплава близкими.

В таблице 1 приведены значения концентрации элементов в участках, выделенных последовательно от поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору, до противоположенной поверхности. Показано, что при высокоскоростном затвердевании в слое фольги, прилегающем к свободно затвердевшей поверхности, ликвации элементов по объему не наблюдается.

Таблица 2. Концентрация элементов в участках фольги.

Table 2. Concentration of elements in foil layers.

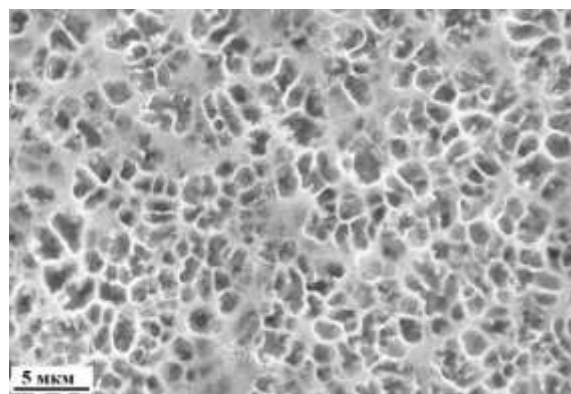
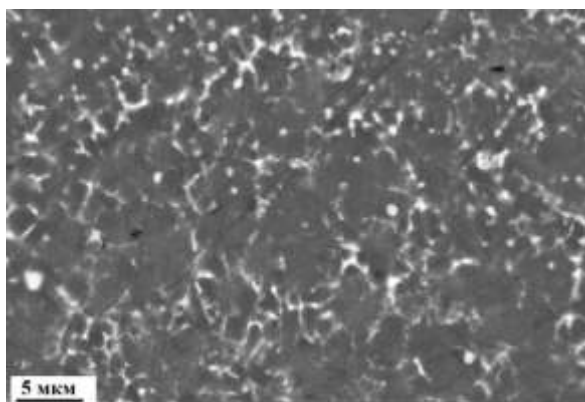
Участок	Концентрация элементов, мас.%						
	Al-12Si-M						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
1	12,3	0,6	0,3	0,7	1,4	0,9	Остальное
2	12,0	0,6	0,3	0,8	1,4	0,9	Остальное
3	12,2	0,6	0,3	0,7	1,4	0,9	Остальное

	Al-20Si-M						
1	21,3	0,5	0,3	0,6	1,4	0,8	Остальное
2	21,5	0,5	0,3	0,6	1,4	0,9	Остальное
3	21,2	0,5	0,3	0,6	1,3	0,8	Остальное

Для установления механизмов формирования микроструктуры эвтектических и заэвтектических силуминов было проведено травление поверхностей фольги. На рисунках 2 и 3 приведены СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении не травленной полированной поверхности и поверхности после травления фольги сплавов Al-12Si-M и Al-20Si-M, соответственно. Приведенные изображения микроструктуры получены на СЭМ в отраженных электронах. Контраст на изображении обеспечивается зависимостью коэффициента отражения электронов  $\eta$  от среднего атомного номера анализируемого локального участка  $Z$  ( $\eta \sim Z^2$ ).

а)

б)



в)

г)

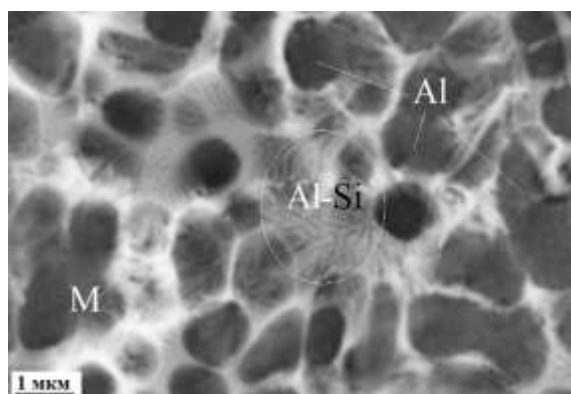
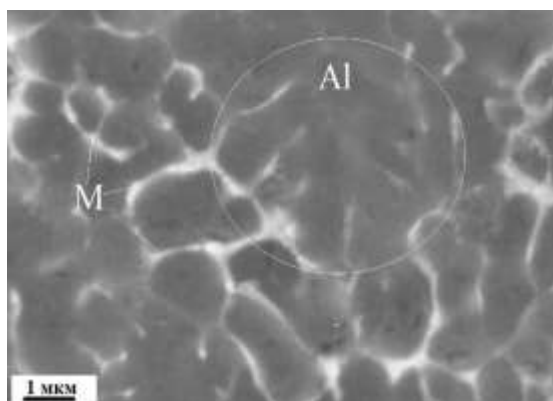


Рисунок 2 СЭМ изображения микроструктуры в сечении фольги сплава

Al-12Si-M: а, в - полированной, б, г - после травления

Figure 2 SEM images of the microstructure in the cross-section of the Al-12Si-M alloy foil: а, с - polished, б, д - after etching

Сравнение микроструктуры фольги эвтектических и заэвтектических силуминов, легированных металлами, показывает изменение формы включений эвтектического кремния. В эвтектическом сплаве Al-12Si-M включения кремния имеют форму тонких пластин (выделенный окружностью участок на рисунке 2г). В заэвтектическом сплаве Al-20Si-M включения кремния имеют глобулярную форму, как показано на рисунке 3г. Особый интерес представляет собой установление механизма впервые обнаруженного эффекта модификации формы включений эвтектического кремния в многокомпонентно легированном металлами заэвтектическом силумине, полученном при высокоскоростном затвердевании.

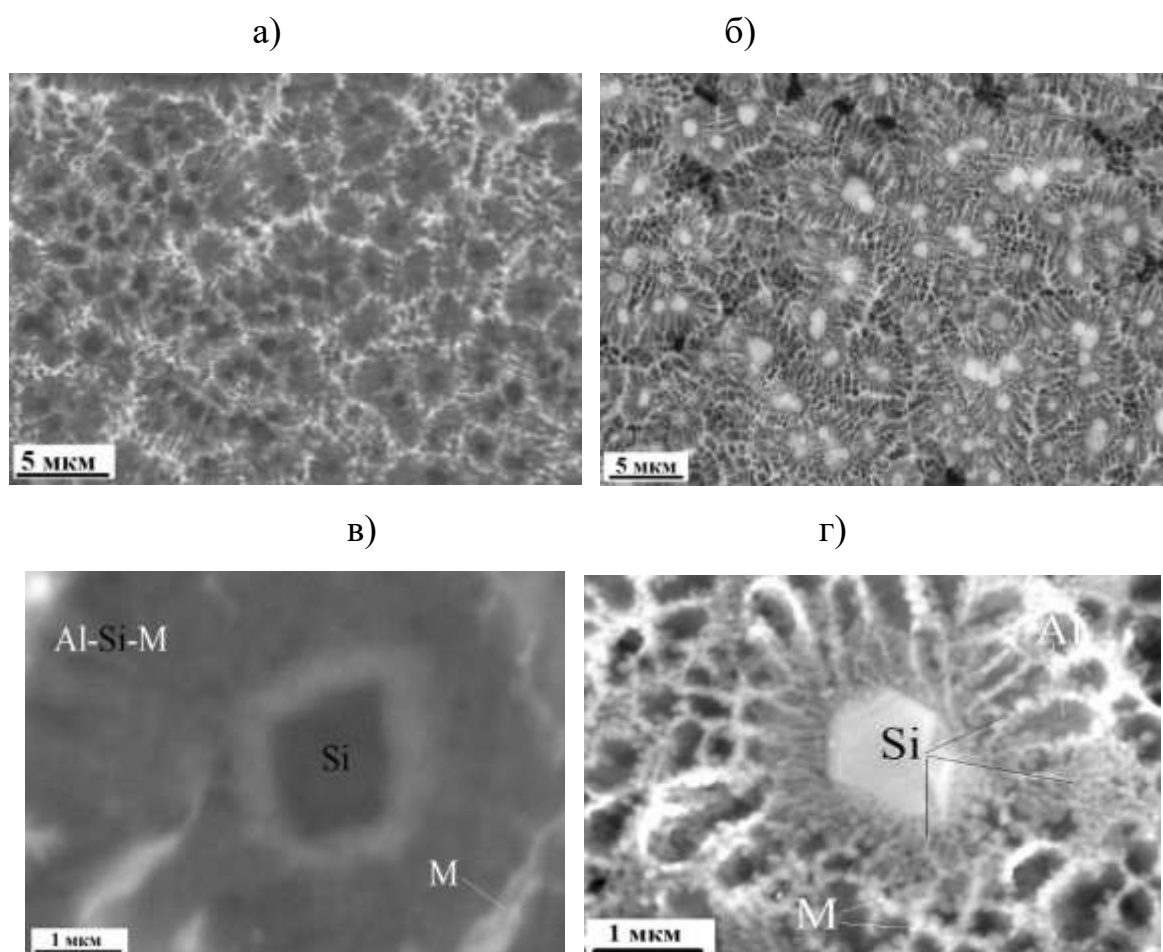


Рисунок 3 СЭМ изображения микроструктуры в сечении фольги сплава Al-20Si-M: а, в - полированной, б, г - после травления



Figure 3 SEM images of the microstructure in the cross-section of the Al-20Si-M alloy foil: a, c - polished, b, d - after etching

Как известно при неравновесной кристаллизации эвтектические силумины затвердевают с образованием первичных дендритов  $\alpha$ -Al, а затем в междендритном пространстве выделяются кремний и алюминий [19-20]. Объемная доля первичного алюминия зависит от скорости охлаждения расплава. Так, при скорости охлаждения расплава 100 К/с объемная доля первичных дендритов  $\alpha$ -Al составляет 60% а концентрация Si в междендритном пространстве равна 21 мас. % [16]. При повышении скорости затвердевания, это соотношение изменяется в сторону понижения объемной доли первичного алюминия. Исходя из данных, полученных после травления фольги сплава Al-12Si-M (рис. 2б), методом секущих определена объемная доля первичных дендритов  $\alpha$ -Al  $V_{Al} = 30$  % а также удельная поверхность межфазных границ первичных дендритов алюминия  $S_{Al} = 1,3$  мкм<sup>-1</sup>. При высокоскоростном затвердевании рассчитанные концентрации Al и эвтектического Si в междендритном пространстве составляют 76 и 18 мас. %, соответственно.

В заэвтектических силуминах затвердевание начинается с образования включений первичного кремния, что соответствует темным частицам на не травленной поверхности (рисунок 3а) и светлым равносным включениям на травленной поверхности, как показано на рисунке 3б. В сплаве Al-20Si-M объемная доля первичного кремния  $V_{Si}$ , определенная методом секущих, составила 12 %. Удельная поверхность межфазных границ включений первичного Si  $S_{Si} = 0,4$  мкм<sup>-1</sup>. Рассчитанные концентрации алюминия и эвтектического кремния в объеме, оставшемся после выделения первичного кремния, составляют 85 и 12 мас %, соответственно.

Таким образом, анализ показывает, что при высокоскоростном затвердевании после выделения первичного алюминия в сплаве Al-12Si-M и первичного кремния в сплаве Al-20Si-M оставшиеся расплавы имеют существенно разную концентрации Al и Si. Это может вносить свой вклад в

изменение механизма образования включений эвтектического кремния в эвтектических и заэвтектических сплавах.

Существенное влияние на микроструктуру сплавов оказывает характер распределения легирующих металлов в процессе затвердевания. На рисунке 4 приведена карта распределения элементов в фольге сплава Al-12Si-M. При затвердевании фольги сплава Al-12Si-M находящиеся в расплаве элементы частично растворяются в  $\alpha$ -Al остальные оттесняются к границе первичного алюминия. При достижении на границе высокой концентрации легирующих металлов образуются интерметаллические соединения  $\text{Al}_{17}(\text{FeMn})\text{Si}_2$ ,  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ,  $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$  [21], в виде отдельных частиц, формирующих тонкий слой на поверхности ветвей дендритов  $\alpha$ -Al, как показано на картах распределения элементов (рисунок 4).

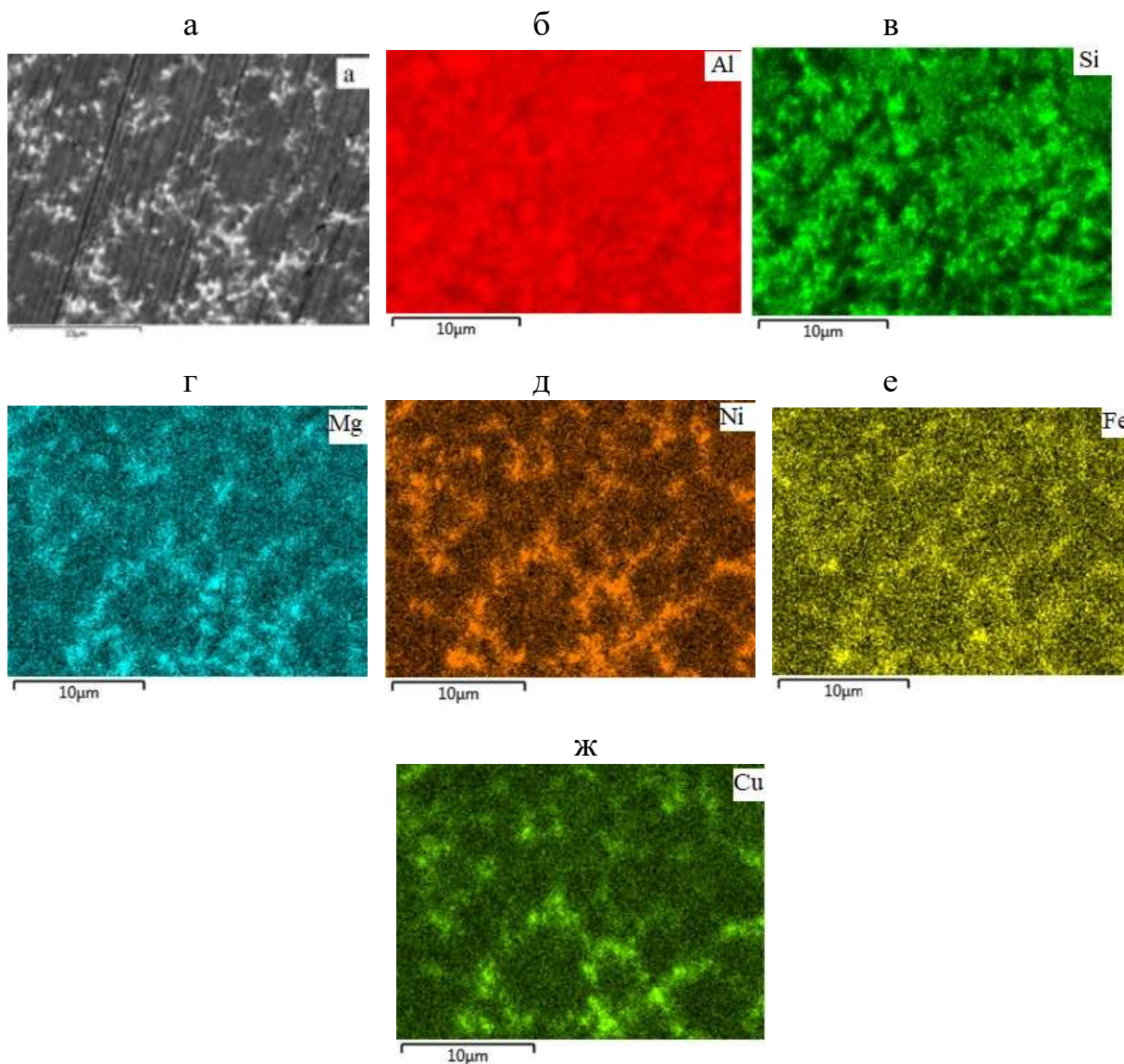


Рисунок 4 Микроструктура (а) и карты распределения элементов в поперечном сечении фольги сплава Al-12Si-M.

Figure 4 Microstructure (a) and element distribution maps in the cross section of Al-12Si-M alloy foil.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Для понимания механизма затвердевания фольги эвтектического сплава Al-12Si-M необходимо учитывать большой объем первичных дендритов, при образовании которых выделяется скрытая теплота плавления, что снижает переохлаждение расплава. Оставшейся расплав затвердевает в более равновесных условиях. Высокая удельная поверхность межфазных границ первичных дендритов  $\alpha$ -Al и присутствие на границах дендритов включений интерметаллических соединений облегчает гетерогенное образование кристаллических зародышей кремния. При этом высокая концентрация Si (18 мас. %) в расплаве, оставшемся после образования первичных дендритов  $\alpha$ -Al, обеспечивает интенсивный приток атомов кремния к растущей поверхности. Поскольку Si образует направленные ковалентные связи, то при затвердевании реализуется направленный анизотропный рост. Анизотропная фаза кремния растет в направлении перпендикулярном наиболее плотно упакованной плоскости {111}, что приводит к росту тонких пластин кремния со скоростью, опережающей скорость роста алюминия [19]. Предложенный механизм иллюстрируется схемой на рисунке ба. Направление роста включений Si указано стрелками на рис. ба. Неравновесность процесса затвердевания может приводить к росту дендритоподобной структуры фазы кремния [15]. Рост фазы Al отстает от роста включений Si, поэтому легирующие металлы, находящиеся в расплаве алюминия, частично оттесняются к уже сформированной боковой поверхности затвердевшего Si, а также к границе междендритного пространства и выделяются на этой границе, образуя интерметаллические соединения.

Затвердевание заэвтектического силумина (сплав Al-20Si-M) начинается с образования включений первичного кремния. При высокоскоростном затвердевании размеры включений первичного Si не превышают 2 мкм и их объемная доля, определенная методом секущих, составляет 12 %.

Поверхность включений первичного Si является местом гетерогенного образования зародышей алюминия и кремния из оставшегося расплава. Как показал расчет, концентрация  $\alpha$ -Al в расплаве составляет 87 мас %. Высокая концентрация Al в расплаве обеспечивает легкость присоединений его атомов к растущей поверхности и высокую скорость кристаллизации.

В процессе роста включений первичного Si легирующие металлы оттесняются к его поверхности из-за их низкой растворимости в кремнии. Повышенная концентрация легирующих металлов в слое у поверхности включений Si подтверждается приведенном на рисунке 5 распределением элементов вдоль линии сканирования L-L<sup>I</sup>, пересекающей включение кремния.

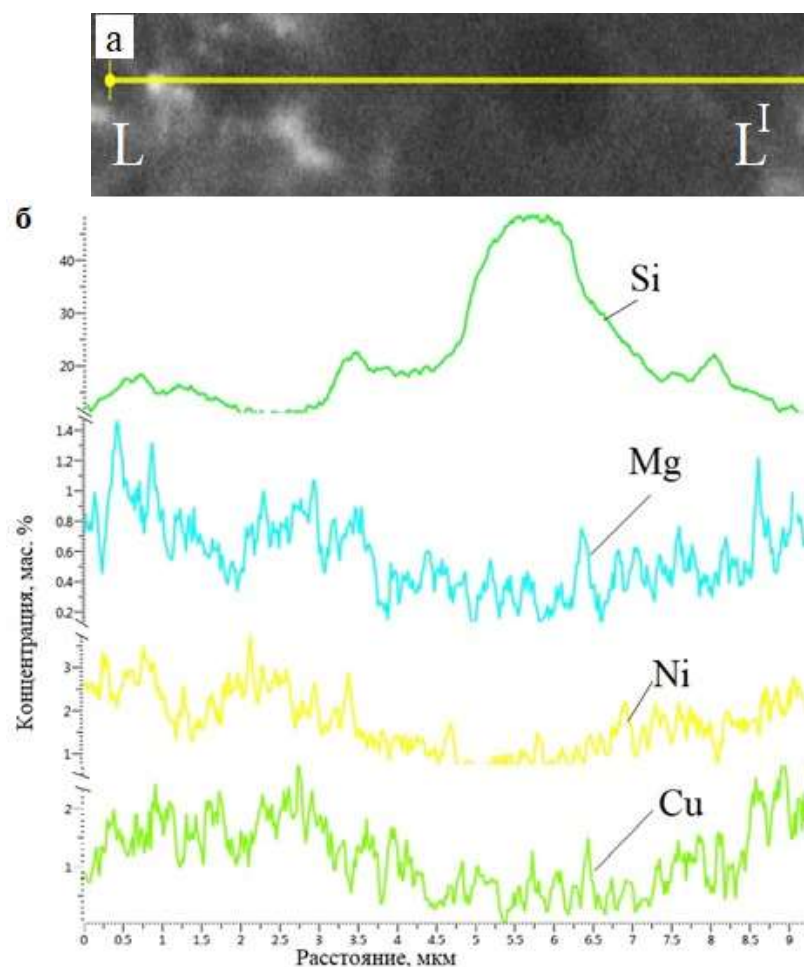


Рисунок 5. Микроструктура и распределения элементов вдоль линии сканирования L-L<sup>I</sup>

Figure 5. Microstructure and element distributions along the L-LI scanning line

Находящиеся перед растущей поверхностью кремния металлы имеют возможность гетерогенного образования кластеров интерметаллических соединений с Al и Si. Согласно литературным данным температура образования  $T_0$  интерметаллических соединений  $\text{Al}_{17}(\text{FeMn})\text{Si}_2$ ,  $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$ ,  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$  близка к температуре эвтектики сплава Al-Si (таблица 3). Это означает возможность образования кластеров интерметаллических соединений на границе раздела фаз кристаллический кремний-расплав.

Таблица 3 Температура образования  $T_0$  интерметаллических соединений

Table 3 Temperature of formation  $T_0$  of intermetallic compounds

Соединение	$T_0, K$	Источник
Al-12,7 мас.%Si	577	[22]
$Al_{17}(FeMn)Si_2$	575-607	[22]
$Al_3(CuNi)_2$	530-540	[22]
$Mg_5Si_6$	540-640	[23,24]

Присутствие на границе раздела фаз кремний – расплав кластеров металлов и интерметаллических соединений, замедляет скорость кристаллизации осаждаясь на растущую поверхность Si. По современным представлениям такой механизм является основным механизмом модифицирования формы частиц эвтектического кремния при легировании силуминов наиболее эффективными модификаторами Na, Sr и Sc [25-26]. Наночастицы и кластеры могут захватываться растущей поверхностью кремния, что приводит к разнообразию направлений роста, в том числе двойникованию, и изменению направления роста.

Таким образом, скорость роста включений эвтектического кремния, ограниченная невысокой концентрацией атомов Si в расплаве и замедленная присутствием на поверхности наночастиц может оказаться ниже скорости кристаллизации алюминия. При этом поверхность границы раздела фаз  $\alpha$ -Al – расплав непрерывно расширяется. Концентрация легирующих металлов перед поверхностью растущего кремния повышается, как показано на схеме рис. 6б и на рисунке 7а.

а)

б)

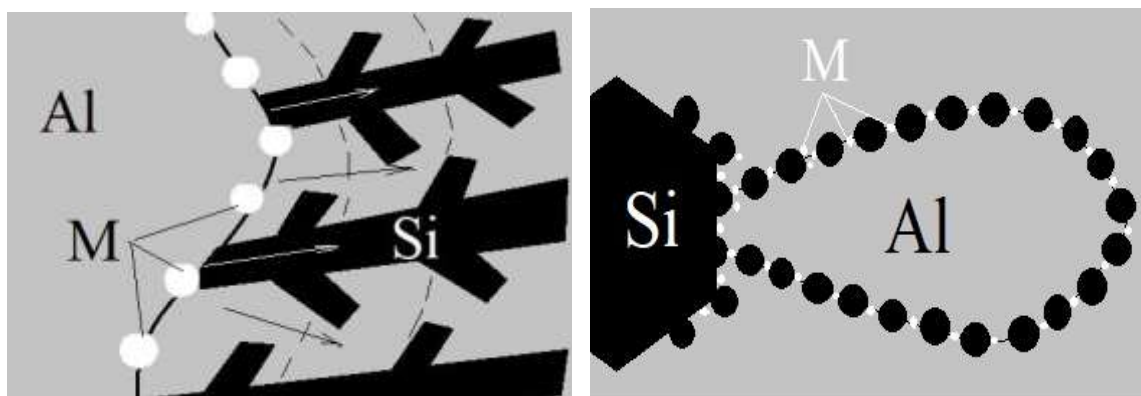


Рисунок 6 Схема, иллюстрирующая механизм формирования микроstructures фольги силуминов при высокоскоростном затвердевании:

а) - сплав Al-12Si-M, б) –сплава Al-20Si-M.

Figure 6. Diagram illustrating the mechanism of formation of the microstructure of silumin foil during rapid solidification:

a) - Al-12Si-M alloy, b) - Al-20Si-M alloy.

На рисунке 7 приведены СЭМ изображение микроstructures кремния при различных увеличениях в том числе в высоком разрешении при ускоряющем напряжении 3 кВ.

На протравленной поверхности Si (после удаления Al) выявляются наноразмерные частицы. Включения кремния ограничиваются в размерах и сфероидизируются, что обусловлено стремлением частиц к минимальной поверхностной энергии.

а)

б)

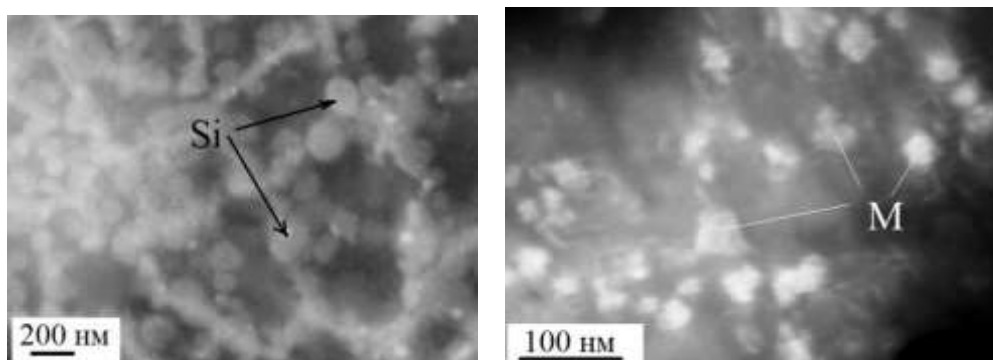


Рисунок 7. Микроstructure включений эвтектического кремния в сплаве Al-20Si0M при различных режимах съемки

Figure 7. Microstructure of eutectic silicon inclusions in Al-20Si0M alloy under various shooting conditions

## ВЫВОДЫ

Представленные в работе результаты позволяют сделать следующие выводы:

Установлена возможность модифицирования микроструктуры включений эвтектического кремния в заэвтектических силуминах, легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu, получаемых сверхбыстрой закалкой из расплава.

Размер включений первичного кремния не превышает 2 мкм, средний размер глобулярных включений эвтектического кремний составляет 250 нм.

Предложен механизм модификации микроструктуры эвтектического кремния в заэвтектическом силумине учитывающий уменьшение скорости затвердевания эвтектического кремния за счет снижения его концентрации в расплаве и гетерогенное образование кластеров интерметаллических соединений легирующих элементов на растущей поверхности Si, что приводит к снижению скорости, изменению направления и прекращению роста включений кремния.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Попова М.В. Прудников А.Н., Долгова С.В., Малюх М.А. Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники. Вестник Сибирского государственного индустриального университета, 2017, № 3 (21), с. 18 – 23.
2. Ye Haizhi An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications. JMEPEG. 2003, v. 12, pp. 288 – 297.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Технологические проблемы модифицирования структуры отливок из силуминов. Пути решения. Литье и металлургия. 2019, № 2, с. 14 – 15.



4. Liu Wenyi, Wenlong Xiao, Cong Xu, Maowen Liu, Chaoli Ma Synergistic effects of Gd and Zr on grain refinement and eutectic Si modification of Al-Si cast alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, v. 693, pp. 93 – 100.
5. Hu Kaiqi, Ma Xia, Gao Tong, Xu Qingfei, Qian Zhao, Wu Yuying, Liu Xiangfa Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al-Si alloys by nano-AlN. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, v. 765, pp. 113 – 120.
6. Barrirero Jenifer Eutectic Modification of Al-Si casting alloys, 2019, Sweden LiU-Tryck, Linköping, 82 p.
7. Стеценко В.Ю., Радько С.Л., Харьков С.А., Джонг Хун Ли, Ки Йонг Чой Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердеванием. *Литье и металлургия*, 2016, № 2 (38), с. 128 – 129.
8. Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A, Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R. Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. *Materials Science and Engineering A*, 2005, v. 390, pp. 63 – 69. doi:10.1016/j.msea.2004.07.037.
9. Zagulyaev Dmitry, Konovalov Sergey, Gromov Victor, Glezer Alexander, Ivanov Yurii, Sundeev Roman. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. *Materials Letters*, 2018, v. 229, pp. 377 – 380.
10. Takata Naoki, Mulin Liu, Hirohisa Kodaira, Asuka Suzuki, Makoto Kobashi. Anomalous strengthening by supersaturated solid solutions of selectively laser melted Al-Si-based alloys. *Additive Manufacturing*, 2020, V. 33, art. 101152, 11 p.
11. Klopotov A. A., Petrikova E. A., Ivanov Yu. F., Teresov A. D., Cherenda N. N., Uglov V. V. and Tsvetkov N. A. Structural and Phase Changes in the System Al-Si-Ti-B, Synthesized Using the Electron-Ion-Plasma Treatment Method. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2017, v. 189 art. 012031, 6 p.

12. Apaydin N. and Smith R. W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si Alloys. *Materials Science and Engineering*, 1988, v. 98, pp. 149 – 152.
13. Gaidarova V. Structure modification of rapidly solidified Al–11 wt% Si alloy by the addition of 2 wt% Fe. 2007, *Vacuum*, v. 81, pp. 1082 – 1087.
14. Гусакова О. В., Шепелевич В. Г., Александров Д. В., Стародумов И. О. Особенности формирования структуры сплавов Al–12.2Si–0.2Fe при сверхбыстрой закалке из расплава. *Расплавы*, 2020, № 2, с. 138 – 148.
15. Gusakova Olga, Shepelevich Vasiliy, Alexandrov Dmitri V., and Starodumov Ilya O. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy. *Eur. Phys. J. Special Topics*, 2020, v. 229, pp. 417 – 425.
16. Гусакова О. В., Гусакова С. В., Шепелевич В. Г. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al-Si легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu *Физика металлов и металловедение*, 2022, том 123, № 5, с. 533 – 540.
17. Калиниченко А.С., Кривошеев Ю.К. Определение глубины переохлаждения расплава и характера структурообразования при закалке из жидкого состояния *Литье и металлургия*, 2001, №3, с. 60 - 65.
18. Makhlouf M.M., Guthy H.V. The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography *Journal of Light Metals*, 2001, v. 1, pp. 199 – 218.
19. Рафальский И.В., Арабей А.В., Немененок Б.М. Физико-химические основы синтеза силуминов с использованием кварцсодержащих материалов, Минск: БНТУ, 2015. – 140 с.
20. Шепелевич В. Г., Гусакова О. В., Гусакова С. В. Влияние скорости охлаждения на структурно-фазовое состояние сплава Al – Si, легированного металлами, *ФХОМ*, 2023, № 3, с. 63 – 71.
21. Белов Н.А, Савченко С.В., Хван А.В. Фазовый состав и структура силуминов. Справочное издание, М.МИСИС, 2007, 283 с.

22. Andersen S. J., Zandbergen H.W., Jansen J., Tráholt C., Tundal U. and Reiso O. The crystal structure of the  $\beta''$  phase in Al-Mg-Si alloys, *Acta Mater.* 1998, v. 46, no. 9, pp. 3283-3298, [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(97\)00493-x](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(97)00493-x)
23. Xiaoming Qian, Zhaodong Wang, Yong Li, Yunfeng Wang, Yan Peng A formation mechanism of  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> and its PFZ in an Al-Mg-Si-Mn alloy: experiment and first-principles calculations, *Materials characterization* 2023, v. 197, 112617, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112617>
24. Barrirero Jenifer, Jiehua Li, Michael Engstler, Naureen Ghafoor, Peter Schumacher, Magnus Odén, Frank Mücklich Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al–Si alloys, *Cripta Materialia*, 2016, v.116, pp. 16 – 19.
25. Li Qinglin, Xiaodong Ma, Binqiang Li, Jiqiang Ma, Xiangyu Feng, Ruijie Pei, Jianjun Liu Influences of different Zr/Sc ratios on microstructure and mechanical properties of Al-2Si alloy, *Journal of Rare Earths*, 2021, v.39, Issue 1, pp. 105-112, <https://doi.org/10.1016/j.jre.2020.01.004>.
26. Liang, S.S., S.P. Wen, J. Xu, X.L. Wu, K.Y. Gao, H. Huang, Z.R. Nie The influence of Sc-Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al-Sc-(Zr)-(Si) alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, v. 842, 155826, 6 стр <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155826>

## REFERENCES

1. Popova M.V., Prudnikov A.N., Dolgova S.V., Malyukh M.A. Perspektivnyye alyuminiyevyye splavy dlya aviatsionnoy i kosmicheskoy tekhniki. [Promising aluminum alloys for aviation and space technology.] *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta* [Bulletin of the Siberian State Industrial University], 2017, no. 21, pp. 18 – 23. (In Russ)
2. Ye Haizhi An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications. *JMEPEG*. 2003, v. 12, pp. 288 – 297.

3. Marukovich Ye I., Stetsenko V. YU. Tekhnologicheskiye problemy modifitsirovaniya struktury otlivok iz siluminov. Puti resheniya [Technological problems of modifying the structure of silumin castings. Ways to solve]. Lit'ye i metallurgiya [Foundry Production and Metallurgy], 2019, no 2, pp. 14 – 15. (In Russ)
4. Liu Wenyi, Wenlong Xiao, Cong Xu, Maowen Liu, Chaoli Ma Synergistic effects of Gd and Zr on grain refinement and eutectic Si modification of Al-Si cast alloy. Materials Science and Engineering: A, 2017, v. 693, pp. 93 – 100.
5. Hu Kaiqi, Ma Xia, Gao Tong, Xu Qingfei, Qian Zhao, Wu Yuying, Liu Xiangfa Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al–Si alloys by nano-AlN. Journal of Alloys and Compounds, 2018, v. 765, pp. 113 – 120.
6. Barrirero Jenifer Eutectic Modification of Al-Si casting alloys, 2019, Sweden LiU-Tryck, Linköping, 82 p.
7. Stetsenko V.YU., Rad'ko S.L., Khar'kov S.A., Dzhong Khun Li, Ki Yong Choy Povysheniye effektivnosti okhlazhdeniya otlivok iz siluminov pri lit'ye zakalochnym zatverdevaniyem. [Improving the cooling efficiency of silumin castings during quench hardening casting] Lit'ye i metallurgiya, [Foundry Production and Metallurgy] 2016, no 2 (38), pp. 128 – 129 (In Russ)
8. Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A, Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R. Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. Materials Science and Engineering A, 2005, v. 390, pp. 63 – 69. doi:10.1016/j.msea.2004.07.037
9. Zagulyaev Dmitry, Konovalov Sergey, Gromov Victor, Glezer Alexander, Ivanov Yurii, Sundeev Roman. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. Materials Letters, 2018, v. 229, pp. 377 – 380.
10. Takata Naoki, Mulin Liu, Hirohisa Kodaira, Asuka Suzuki, Makoto Kobashi. Anomalous strengthening by supersaturated solid solutions of selectively laser melted Al–Si-based alloys. Additive Manufacturing, 2020, V. 33, art. 101152, 11 p.

11. Klopotov A. A., Petrikova E. A., Ivanov Yu. F., Teresov A. D., Cherenda N. N., Uglov V. V. and Tsvetkov N. A. Structural and Phase Changes in the System Al-Si-Ti-B, Synthesized Using the Electron-Ion-Plasma Treatment Method. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2017, v. 189, art. 012031, 6 p.
12. Apaydin N. and Smith R. W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si Alloys. Materials Science and Engineering, 1988, v. 98, pp. 149 – 152.
13. Gaidarova V. Structure modification of rapidly solidified Al–11 wt% Si alloy by the addition of 2 wt% Fe, 2007, Vacuum, v. 81, pp. 1082 – 1087.
14. Gusakova O. V., Shepelevich V. G., Aleksandrov D. V., Starodumov I. O. Osobennosti formirovaniya struktury splavov Al–12.2Si–0.2Fe pri sverkhbystroy zakalke iz rasplava. [Features of the formation of the structure of Al–12.2Si–0.2Fe alloys during ultra-fast quenching from the melt] Rasplavy [Journal Melts], 2020, no. 2, pp. 138 – 148. (In Russ)
15. Gusakova Olga, Shepelevich Vasiliy, Alexandrov Dmitri V., and Starodumov Ilya O. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy. Eur. Phys. J. Special Topics, 2020, v. 229, pp. 417 – 425.
16. O. V. Gusakova, S. V. Gusakova, V. G. Shepelevich Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya rasplava na mikrostrukturu splava Al-Si legirovannogo Mg, Mn, Fe, Ni i Su [Effect of melt cooling rate on the microstructure of Al-Si alloy alloyed with Mg, Mn, Fe, Ni and Cu] Fizika metallov i metallovedeniye [Physics of Metals and Metallurgy], 2022, v. 123, no 5, pp. 533–540. (In Russ)
17. Kalinichenko, A.S., YU.K. Krivosheyev Opredeleniye glubiny pereokhlazhdeniya rasplava i kharaktera strukturoobrazovaniya pri zakalke iz zhidkogo sostoyaniya [Determination of the depth of melt supercooling and the nature of structure formation during quenching from a liquid state] Lit'ye i metallurgiya. [Foundry Production and Metallurgy], 2001, no 3, pp. 60-65. (In Russ)

18. Makhlof M.M., Guthy H.V. The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography, *Journal of Light Metals*, 2001, v. 1, pp. 199 – 218.
19. Rafal'skiy, I.V. Arabey. A.V, Nemenenok B.M Fiziko-khimicheskiye osnovy sinteza siluminov s ispol'zovaniyem kvartssoderzhashchikh materialov [Physicochemical bases of synthesis of silumins using quartz-containing materials]. – Minsk: BNTU, 2015. 140 P. (In Russ)
20. Shepelevich V. G., Gusakova O. V., Gusakova S. V. Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya na strukturno-fazovoye sostoyaniye splava Al – Si, legirovannogo metallami [Effect of cooling rate on the structural and phase state of Al – Si alloy alloyed with metals] *Fizika i khimiya obrabotki materialov* [Physics and Chemistry of Materials Processing], 2023, no 3, p.p. 63 – 71 (In Russ)
21. Belov N.A , S.V. Savchenko .V. Khvan Fazovyy sostav i struktura siluminov. Spravochnoye izdaniye [Phase composition and structure of silumins. Reference publication] – M. MISIS, 2007. 283 P. (In Russ)
22. Andersen S. J., Zandbergen H.W., Jansen J., Tráholt C., Tundal U. and Reiso O. The crystal structure of the  $\beta''$  phase in Al-Mg-Si alloys, *Acta Mater.* 1998, v. 46, no. 9, pp. 3283 - 3298, [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(97\)00493-x](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(97)00493-x)
23. Xiaoming Qian, Zhaodong Wang, Yong Li, Yunfeng Wang, Yan Peng A formation mechanism of  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> and its PFZ in an Al-Mg-Si-Mn alloy: experiment and first-principles calculations, *Materials characterization* 2023, v. 197, 112617 , <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112617>
24. Barrirero Jenifer, Jiehua Li , Michael Engstler, Naureen Ghafoor, Peter Schumacher, Magnus Odén, Frank Mücklich Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al–Si alloys, *Cripta Materialia*, 2016, v.116, pp. 16 – 19.
25. Li Qinglin, Xiaodong Ma, Binqiang Li, Jiqiang Ma, Xiangyu Feng, Ruijie Pei, Jianjun Liu Influences of different Zr/Sc ratios on microstructure and

mechanical properties of Al-2Si alloy, Journal of Rare Earths, 2021, v.39, Issue 1, pp. 105-112, <https://doi.org/10.1016/j.jre.2020.01.004>.

- 26.Liang, S.S., S.P. Wen, J. Xu , X.L. Wu , K.Y. Gao , H. Huang , Z.R. Nie The influence of Sc-Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al-Sc-(Zr)-(Si) alloy, Journal of Alloys and Compounds, 2020, v. 842, 155826, 6 pp. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155826>