

## **Влияние концентрации кремния и толщины быстрозатвердевшей фольги на структуру и термические свойства сплавов Al-Si**

О. В. Гусакова (<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>)<sup>a,\*</sup>, В. Г. Шепелевич  
(<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>)<sup>b,\*\*</sup>

<sup>a</sup> УО «Международный государственный экологический институт им.А.Д.Сахарова»  
Белорусского государственного университета, Минск, 220070, Республика Беларусь

<sup>b</sup> Белорусский государственный университет, Минск, 220030, Республика Беларусь

\*e-mail: [ol.gusakova@gmail.com](mailto:ol.gusakova@gmail.com)

\*\*e-mail: [Shepelevich@bsu.by](mailto:Shepelevich@bsu.by)

**Аннотация** — Представлены результаты исследования особенностей микроструктуры и термических свойств быстрозатвердевшей фольги доэвтектических, эвтектических и заэвтектических сплавов системы Al-Si, легированных металлами, в зависимости от ее толщины. Показано, что с ростом концентрации кремния максимально достижимая толщина фольги уменьшается. Установлена общая для всех исследованных сплавов закономерность формирования слоистой микроструктуры силуминов, состоящая в увеличении количества слоев с ростом толщины фольги. Дано объяснение изменению механизма кристаллизации в слоях трехслойных (толстых), двухслойных (средней толщины) и однослойных (тонких) фольгах при постоянстве концентрации компонент. Показано, что в тонкой однослойной фольге уменьшение толщины приводит к снижению начального коэффициента теплопередачи и формированию микроструктуры с выделением первичной фазы и эвтектических зерен, что характерно для завершающей стадии кристаллизации фольги со средней и максимальной толщиной. Анализ термограмм плавления эвтектических и заэвтектических сплавов показал, что основное влияние на термические свойства оказывает структурно-фазовое состояние слоя, прилегающего к свободно затвердевающей стороне, занимающего от 80 до 100 % объема фольги.

**Ключевые слова:** Сплавы Al-Si, высокоскоростное затвердевание, легирование, быстрозатвердевшая фольга, термограммы плавления.

## **ВВЕДЕНИЕ**

Сплав Al-Si (силумин) представляет собой универсальный материал, нашедший применение в различных отраслях промышленности и быта. Его широкое использование обусловлено хорошими функциональными характеристиками. Высокая коррозионная стойкость позволяет использовать силумины в кораблестроении. Низкий температурный

коэффициент линейного расширения и высокая теплопроводность делают их наиболее перспективными для электронных применений. Значительная твердость при низкой плотности обеспечивают широкое использование сплавов Al-Si в автомобиле-, самолето- и ракетостроении [1-3]. Поэтому, несмотря на многолетнюю историю использования силуминов, работы, направленные на повышение качества сплава Al-Si, активно продолжаются. Задача разработчиков заключается в измельчении включений первичного кремния и изменении формы включений эвтектического кремния от пластинчатой к равноосной или глобулярной. Основные пути решения данной задачи, это введение различных модификаторов и увеличение скорости охлаждения расплава. В качестве модификаторов рассматривается широкий круг материалов: наночастицы [4-5], редкоземельные элементы [6-7]. Признанными модификаторами являются лигатуры, содержащие Sc, P, Na [8-9]. Повышение скорости охлаждения расплава является эффективным способом измельчения размеров ветвей дендритов первичного алюминия, а также повышения растворимости легирующих элементов в  $\alpha$ -Al [10-12]. В современных методах литья достигается скорость охлаждения расплава 100 К/с [13]. Высокие скорости охлаждения расплава используются для улучшения механических свойств поверхности изделий при лазерной, электронной, а также ионно-плазменной обработке материала [14-16].

Ранее в работах [17-18] было показано, что при скорости охлаждения 100 К/с многокомпонентное легирование Mg, Mn, Fe, Ni, Cu обеспечивает измельчение зеренной структуры сплавов Al-Si и размеров частиц Si в доэвтектическом и эвтектическом сплавах. Совокупное влияние многокомпонентного легирования и высокой, до  $10^7$  К/с, скорости охлаждения расплава приводит к уменьшению включений эвтектического кремния до нанометровых размеров [19].

Скорости охлаждения расплава до  $10^7$  К/с достигаются при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава (СБЗР). При этом термодинамические условия затвердевания зависят от толщины слоя расплава, и влияют на микроструктуру фольги. Поэтому актуальным является исследование микроструктуры и распределения элементов фольги силуминов, легированных Mg, Mn, Fe, Ni, Cu (Al-Si-M) в зависимости от толщины.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе представлены результаты исследования фольги доэвтектического, эвтектического и заэвтектического сплавов Al-Si легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu. Составы сплавов приведены в таблице 1.

Исходные сплавы получались добавлением в промышленный силумин марки АК12оч (Al-12 % мас. Si-0,2 мас. % Fe) алюминия марки А000, кремния, полупроводниковой чистоты, и легирующих металлов. Сплавы выплавлялись в индукционной печи при выдержке расплава в течение несколько часов. Массивные образцы синтезировались при затвердевании расплава в графитовой изложнице на воздухе. 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 15 м/с, диаметр барабана 20 см. Расплав разделяется на капли различного объема, которые растекались по поверхности и затвердевали, образуя чешуйки фольги.

Для исследования микроструктуры в поперечном сечении осуществлялась заливка образцов в смолу и последующая полировка на шлифовально-полировальном станке TegraPol-25. Полировка проводилась по методике и с использованием реактивов фирмы Struers (Дания). Для определения морфологических особенностей проводилось травление поперечного сечения фольги в 10 % водном растворе NaOH направленное на удаление алюминия. Определение линейных размеров и исследование микроструктуры осуществлялось с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) LEO 1455VP (Carl Zeiss, Oberkochen, Германия). Изображения микроструктуры получались при различных увеличениях. Ускоряющее напряжение задавалось равным 20 кВ. Для получения изображения использовались отраженные электроны, регистрируемые четырехсекционным кремниевым детектором. Элементный состав участков поперечного сечения фольги определялся с помощью рентгеноспектрального микроанализа, проводимого с использованием энергодисперсионного спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80 (Oxford Instruments, Великобритания).

Исследования термодинамических характеристик сплавов проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью анализатора NETZSCH STA 2500 REGULUS. Образцы нагревались со скоростью 10 К/мин в температурном диапазоне от 30 до 900 °С. Масса исследуемой фольги находилась в пределах 7–15 мг. Температуры плавления и интервалы плавления определялись по значению максимумов кривых первой производной от сигнала ДСК.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ линейных размеров чешуек фольги показал, что длина и ширина чешуек зависят от объема капли. Для фольги всех сплавов максимальная длина достигает 15 см, ширина 12 мм. Толщина фольги зависит от объема капли и состава сплава. Максимально достижимая толщина фольги уменьшается с ростом концентрации кремния. В таблице 2 приведены значения максимальной  $D_{\text{мак}}$  и минимальной  $D_{\text{мин}}$  толщины фольги для сплавов различных составов. Снижение максимальной толщины фольги с увеличением концентрации кремния обусловлено повышением растекаемости сплава с ростом концентрации Si.

На рисунке 1 приведены СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении фольги сплава Al-7Si-M различной толщины. СЭМ изображение микроструктуры получено в отраженных электронах, поэтому светлые включения соответствуют участкам, в которых присутствуют легирующие металлы. Ранее было показано, что в силуминах, легированных металлами, формируются интерметаллидные соединения  $\text{Al(FeMn)Si}_2$ ,  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ,  $\text{Al}_3(\text{NiCu})_2$  [20].

В микроструктуре фольги сплава толщиной 150 мкм (рис. 1а) выделяются три слоя. Слой А, толщиной 5-10 мкм прилегает к поверхности кристаллизатора. Слой состоит из твердого раствора на основе Al, в котором наблюдается однородное распределение компонент.

Последующий слой, толщиной 10-20 мкм, затвердевает с образованием ячеек, на границах которых выделяются включения интерметаллидных соединений нанометровых размеров. Среднее расстояние между ячейками 300-400 нм. Завершается кристаллизация ростом дендритов первичного  $\alpha$ -Al микронных размеров и выделением смеси включений эвтектического кремния и алюминия в междендритном пространстве. Интерметаллидные соединения выделяются на ветвях дендритов в междендритном пространстве.

Микроструктура фольги сплава Al-7Si-M толщиной 60 мкм содержит два слоя (рис.1б). Прилегающий к поверхности кристаллизатора имеет ячеистую микроструктуру. Среднее расстояние между ячейками составляет 0,8 мкм. В слое В, прилегающем к свободно затвердевающей стороне, формируются дендриты первичного  $\alpha$ -Al, размеры которых не превышают 10 мкм.

В фольге толщиной до 30 мкм практически не выявляются отдельные слои (рис.1б). Микроструктура представляет собой сильно разветвленную ячеисто-дендритную структуру, при этом расстояние между ветвями дендритов увеличиваются от 0,4 до 2 мкм по мере удаления от поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору, до свободно затвердевающей поверхности.

На рисунке 2 приведены микроструктуры фольги сплава эвтектического состава Al-12Si-M. Фольга толщиной 120 мкм имеет трехслойную микроструктуру. Слой А толщиной 10-15 мкм имеет однородное распределение компонент, как показано на выноске рисунка 2а. Микроструктура слоя С состоит из структурных элементов, в центре которых находятся сферические области с однородным распределением компонент размером до 2 мкм. На выноске рисунка 2а приведена микроструктура этого структурного элемента после травления. Вокруг них наблюдается разделение компонент и оттеснение интерметаллидных включений к границам структурного элемента. Слой В фольги затвердевает с образованием первичных дендритов  $\alpha$ -Al и смеси эвтектического кремния и алюминия в междендритном пространстве.

На рисунке 2б представлена микроструктура фольги сплава Al-12Si-M толщиной менее 50 мкм после травления. Показано, что с уменьшением толщины фольги формирования слоя пересыщенного твердого раствора с однородным распределением компонент не происходит. В слое, прилегающем к поверхности кристаллизатора, затвердевание протекает с образованием дендритной структуры с расстоянием между ветвями дендритов в слое А не более 200 нм и отсутствием оттеснения легирующих элементов к краям дендритов. В слое В эвтектические зерна, размером до 5 мкм, состоят из первичного  $\alpha$ -Al и смеси эвтектического кремния и алюминия и содержат на границе включения интерметаллидных соединений. Фольга толщиной до 20 мкм имеет однородную микроструктуру, сходную с микроструктурой слоя С, как показано на рисунке 2в.

Изображение микроструктуры в поперечном сечении фольги сплава Al-17Si-M после травления приведено на рисунке 3. Максимальная толщина фольги заэвтектического силумина меньше, чем доэвтектического и эвтектического сплавов. При этом фольга сплава Al-17Si-M толщиной выше 40 мкм также имеет слоистую структуру. Как показано на выноске рисунка 3, слой А, толщиной порядка 10 мкм, имеет однородное распределение компонент. После травления выявляются частицы, размером 200 нм. Слой С характеризуется ячеисто-дендритной микроструктурой. Завершается кристаллизация (слой В) выделением

включений первичного кремния, имеющих форму многогранника, с размером не более 3 мкм. Эвтектическое зерно, размер которого не превышает 10 мкм, формируется вокруг включений первичного кремния. В фольге толщиной менее 30 мкм слой, прилегающий к поверхности кристаллизатора, имеет ячеисто-дендритную микроструктуру. Тонкая фольга имеет микроструктуру сходную со структурой слоя В толстой фольги.

Для установления причины неоднородности микроструктуры проведены исследования элементного состава в слоях А, С и В фольги с максимальной толщиной для всех исследованных сплавов. Результаты исследования, приведенные в таблице 3, показывают, что составы фольги не изменяются в процессе затвердевания.

Причиной слоистости микроструктуры является непрерывное изменение термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело-расплав. Скорость кристаллизации зависит от степени переохлаждения расплава и градиента температуры на границе раздела твердое тело-расплав. В используемом методе получения фольги теплоотвод осуществляется на медную подложку. Наибольшее переохлаждение достигается в начальное время при непосредственном контакте расплава и подложки. После затвердевания слоя фольги теплоотвод осуществляется через растущий слой, что непрерывно снижает коэффициент теплопередачи. Выделение скрытой теплоты плавления уменьшает переохлаждение и градиент температуры на фронте кристаллизации.

Общим для трехслойной фольги всех сплавов является одинаковая микроструктура слоя А, прилегающего к поверхности кристаллизатора. Показано, [21] что при высокоскоростном затвердевании скорость движения границы раздела фаз может быть равна или выше скорости диффузии атомов примеси. В таком случае реализуется химически безразделительная кристаллизация с образование пересыщенного твердого раствора на основе Al. В работах [19, 22-23] подробно рассмотрен механизм формирования микроструктуры фольги в слоях С и В для фольги большой толщины каждого из исследованных сплавов.

Полученные экспериментальные результаты позволяют утверждать, что для исследованных силуминов с доэвтектической, эвтектической и заэвтектической концентрацией кремния существует закономерность уменьшения количества слоев с понижением толщины фольги. При этом в фольге средней толщины отсутствует слой с микроструктурой характерной для слоя А (пересыщенный твердый раствор). Тонкая фольга однослойна, её микроструктура формируется по механизму затвердевания, характерному для слоя В фольги средней и большой толщины.

Установленная закономерность не является тривиальной. В отдельных немногочисленных публикациях, содержащих информацию о микроструктуре фольги силуминов различной толщины, указывается на повышение дисперсности структурных элементов с уменьшением толщины фольги. Однако при этом сравниваются микроструктуры фольги разных составов [24] или фольги синтезированной при различных режимах получения (скорости вращения кристаллизатора) [25]. В связи с этим в данной работе впервые проведены специальные исследования, направленные на установление механизма затвердевания фольги различной толщины, получаемой в одном эксперименте для каждого исследованного сплава.

Установленная закономерность может быть объяснена с учетом начального переохлаждения (в первый момент касания расплавом кристаллизатора) и его зависимости от

толщины расплава. При регулярном охлаждении расплава, когда температура расплава одинакова во всем его объеме, скорость охлаждения расплава  $U$  оценивается по формуле [26]:

$$U = \frac{\alpha(T_0 - T_{\text{п}})}{C\rho\delta},$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплопередачи,  $T_0$  – температура расплава,  $T_{\text{п}}$  – температура подложки,  $C$  и  $\rho$  – теплоемкость и плотность расплава,  $\delta$  – толщина слоя расплава.

В первом приближении для оценки скорости охлаждения расплава принимается, что теплопередача осуществляется через микронный воздушный зазор и в этом случае  $\alpha = 1,5 \cdot 10^5$  Вт/м<sup>2</sup>·К [27]. При одинаковом коэффициенте теплопередачи скорость для всех фольг охлаждения расплава должна быть больше в тонкой фольге, и микроструктура тонкой фольги должна быть более дисперсной, что противоречит экспериментально полученному результату.

Коэффициент теплопередачи экспериментально не определяемый параметр. Он зависит от материала фольги и кристаллизатора, качества поверхности кристаллизатора, а также от прилегания расплава к поверхности кристаллизатора. В методе СБЗР степень прилегания расплава к вращающейся поверхности возрастает с увеличением толщины слоя расплава, поскольку действующая на кристаллизатор центробежная сила пропорциональна массе слоя расплава (его толщине). Кроме того, влияние неровностей поверхности кристаллизатора в большей степени сказывается при растекании тонкого слоя расплава

Повышение центробежной силы с ростом толщины фольги обеспечивает улучшение теплопередачи через электронные системы материала подложки и расплава. В таких участках коэффициент теплопередачи достигает значения  $10^7$  Вт/м<sup>2</sup>·К [28]. Поэтому начальная скорость охлаждения расплава толщиной 100 мкм больше, чем при толщине 10 мкм. Следовательно в слое толстой фольги, прилегающем к кристаллизатору, затвердевание начинается при более глубоком переохлаждении и протекает химически безразделительно.

Для определения влияния слоистости микроструктуры на свойства полученной фольги был проведен анализ термических свойств фольги различной толщины с различным содержанием кремния с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Обнаружено, что вид термограмм плавления фольг и характер фазовых переходов не зависят от толщины исследуемой фольги для фольг одинаковых составов.

На рисунке 4а представлена термограмма плавления быстрозатвердевшей фольги сплавов Al-12Si-M. Плавление фольги сплава околоэвтектического состава происходит в температурном интервале 530-568 °С. Полученный пик плавления характеризуется наличием нескольких плато и перегибов, свидетельствующих о том, что в данном температурном интервале могут происходить несколько фазовых превращений, пики которых сливаются в один. Для более точного определения температур данных фазовых переходов построена и проанализирована первая производная по тепловому потоку.

Ранее было установлено [29], что сверхбыстрая закалка из расплава не приводит к изменению температуры плавления нелегированного эвтектического сплава системы Al-Si. Таким образом, плавление фольги сплава Al-12Si-M в широком температурном интервале является следствием многокомпонентного легирования. Исследования фазового состава

быстрозатвердевшей фольги эвтектического состава легированной металлами [20] показывают, что основной объем фольги характеризуется наличием фаз пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, частиц эвтектического кремния, а также интерметаллических соединений:  $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$ ,  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ,  $\text{Al}_{17}(\text{FeMn})\text{Si}_2$  температурные интервалы плавления которых 530-540 °С, 540-640 °С, 575-607 °С соответственно. Таким образом, можно утверждать, что плавление фольги сплава Al-12Si-M в широком температурном интервале обусловлено как плавлением эвтектической смеси, так и интерметаллидных соединений.

Анализ термограммы фольги сплава Al-17Si-M (рис.46) показал, что плавление происходит в два этапа. В температурном интервале 515-565 °С протекает плавление эвтектической смеси и интерметаллидных соединений. Второй пик, наблюдаемый при температуре 595 °С, соответствует плавлению первичного кремния.

Следует отметить, что установленные температуры плавления эвтектической смеси и кремния намного ниже соответствующих температур при равновесных фазовых переходах (577 °С для эвтектической реакции и 620 °С для первичного кремния согласно равновесной диаграмме состояния). Таким образом, сверхбыстрая закалка из расплава приводит к уменьшению температуры эвтектической реакции и сужению интервала плавления для заэвтектических сплавов.

Отсутствие различий в термограммах плавления фольги различной толщины говорит о том, что основное влияние на термические свойства оказывает структурно-фазовое состояние слоя, прилегающего к свободнозатвердевающей стороне (слой В), одинакового для фольг любой толщины, и занимающего от 80 до 100% объема фольги. Тонкий поверхностный слой, прилегающий к кристаллизатору и затвердевающий безраздельно, наблюдается только в толстых фольгах и занимает не более 20% объема их объема, и представляет собой двухфазную систему из фазы алюминия и наноразмерных частиц кремния. Его наличие в толстых фольгах не изменяет термограмму плавления по сравнению с тонкими, и его плавление протекает при температурах соответствующих эвтектической реакции.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, установлено, что при получении фольги силуминов методом сверхбыстрой закалки из расплава уменьшение толщины расплава приводит к снижению коэффициента теплопередачи, изменению механизма затвердевания и огрублению микроструктуры:

- для доэвтектических, эвтектических и заэвтектических сплавов фольга толщиной более половины максимальной ( $D_{\text{мак}}$ ) имеет трехслойную микроструктуру: слой у поверхности кристаллизатора с однородным распределением компонент, полученный при безраздельном затвердевании, переходной слой с ячеистой микроструктурой, слой у свободно затвердевающей стороны, с выделениями первичной фазы и эвтектическими зернами.

- уменьшение толщины фольги приводит к двухслойной микроструктуре, в которой отсутствует слой, полученный при безраздельном затвердевании. В тонкой фольге

(10-20%  $D_{\text{мак}}$ ) формируется однородная микроструктура с выделениями первичной фазы и эвтектическими зёрнами.

Отсутствие различий в термограммах плавления фольг различной толщины говорит о том, что основное влияние на термические свойства оказывает структурно-фазовое состояние слоя, прилегающего к свободно затвердевающей стороне занимающего от 80 до 100% объема фольги.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попова М.В., Прудников А.Н., Малюх М.А., Долгова С.В. Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2017. № 3(21). С.18-23.
2. Shabani M.O., Mazahery A. The ANN application in FEM modeling of mechanical properties of Al-Si alloy // Applied Mathematical Modelling. 2011. V.35(12). P.5707-5713. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2011.05.008>
3. Ye H. An Overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications // Journal of Materials Engineering and Performance. 2003. V.12. P. 288-297. DOI:10.1361/105994903770343132
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Технологические проблемы модифицирования структуры отливок из силуминов. Пути решения // Литье и металлургия. 2019. № 2. С.14-15.
5. Li Q., Qiu F., Dong B.-X., Gao X., Shu S.-L., Yang H.-Y., Jianga Q.-C., Processing, multiscale microstructure refinement and mechanical property enhancement of hypoeutectic Al-Si alloys via in situ bimodal-sized TiB<sub>2</sub> particles // Materials Science and Engineering: A. 2020. P.139081. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139081>
6. Hu K., Ma X., Gao T., Xu Q., Qian Z., Wu Y., Liu X. Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al-Si alloys by nano-AlN // Journal of Alloys and Compounds. 2018. V.765. P.113-120. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.223>
7. Liu W., Xiao W., Xu C., Liu M., Ma C. 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. P.93-100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.097>
8. Петров И.А., Бережной Д.В. Влияние РЗЭ на процесс кристаллизации силумина заэвтектического типа // Металлы. 2023. №5, С.23-32. <https://doi.org/10.31857/S086957332305004X>
9. Barrirero, J. Eutectic Modification of Al-Si casting alloys. 2019. Linköping : Linköpings Universitet, 82p. doi:10.3384/diss.diva-160235
10. Ferreira I.L. Moreira A.L.S., Aviz J.A.S., Costa T.A., Rocha O.L., Barros S., Garcia A.A. On an expression for the growth of secondary dendrite arm spacing during non-equilibrium solidification of multicomponent alloys: Validation against ternary aluminum-based alloys // Journal of Manufacturing Processes. 2018. V.35. P.634-650. [doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.010](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.010).



11. Стеценко В.Ю., Радько С.Л., Харьков С.А., Ли К.Й., Чой Д.Х. Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердеванием // *Литье и металлургия*. 2016. №2(38). С.128-129.
12. 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. P.63-69. doi:10.1016/j.msea.2004.07.037
13. Марукович, Е.И. Стеценко В.Ю., Гутев А. П. Производство и применение силумина с глобулярным кремнием // *Литье и металлургия*. 2017. № 2. С.15-19.
14. 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. V.229. P.377-380. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.07.064>
15. Takata N., Liu M., Kodaira H., Suzuki A., Kobashi M. Anomalous strengthening by supersaturated solid solutions of selectively laser melted Al–Si-based alloys // *Additive Manufacturing*. 2020. V.33. P.101152. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101152>
16. Черенда Н.Н. Толкачев С.А., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Модификация состава, структуры и механических свойств поверхностного слоя системы (Ti, Cu)N/Al – 12 ат. % Si, обработанной компрессионными плазменными потоками // *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2023. №.1. С.25-33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33.
17. Apyaydin N., Smith R.W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si Alloys // *Materials Science and Engineering*. 1988. V.98. P.149-152. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90144-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90144-9)
18. 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. doi: 10.31857/S0235010620020048
19. 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. Т.123, №5. С.533-540. doi: 10.31857/S0015323022050035
20. Шепелевич В.Г. Гусакова О.В., Гусакова С.В. Влияние скорости охлаждения на структурно-фазовое состояние сплава Al – Si, легированного металлами // *Физика и химия обработки материалов*. 2023. №3. С.63-71. doi: 10.30791/0015-3214-2023-3-63-71
21. Галенко П.К., Херлах Д.М. Бездиффузионный рост кристаллической структуры при высокоскоростном затвердевании эвтектической бинарной системы // *Вестник Удмуртского ун-та Физика*. 2006. Т.4. С. 77-92.
22. Gusakova O., Shepelevich V., Alexandrov D., Starodumov I. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy // *The European Physical Journal Special Topics*. 2020. V.229. P.417-425. doi: 10.1140/epjst/e2019-900136-9.
23. Шепелевич В.Г., Гусакова О.В., Гусакова С.В. Микроструктура заэвтектического силумина при высокоскоростном затвердевании // *Физика металлов и металловедение*. 2025. Т.126, №3. С.305-315.

24. Liu Q., Liu M., Xu C., Xiao W., Yamagata H., Xie S., Ma C. Effects of Sr, Ce and P on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-7Si alloys // *Materials Characterization*. 2018. V.140. P. 290-298. doi:10.1016/j.matchar.2018.04.018.
25. Apaydin N. and Smith R. W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si // *Alloys Materials Science and Engineering*. 1988. V. 98. P. 149-152. doi:10.1016/0025-5416(88)90144-9
26. Марширов В.В., Марширова Л.Е. Численное моделирование затвердевания сплавов при интенсивном сопряженном теплообмене // *Сибирский журнал индустриальной математики*. 2013. Т.16, №4. С.111-120.
27. Wei P.S., Yeh F.B. Heat transfer coefficient in rapid solidification of a liquid layer on a substrate // *Journal of Heat Transfer*. 2000. V.122(4). P.792-900. <https://doi.org/10.1115/1.1318208>
28. Qin J. Li X., Wang J., Pan S. The self-diffusion coefficients of liquid binary M-Si (M=Al, Fe, Mg and Au) alloy systems by first principles molecular dynamics simulation // *AIP Advances*. 2019. V.9 P.035328. DOI:10.1063/1.5067295
29. Гусакова О.В., Шепелевич В.Г. Влияние многокомпонентного легирования на термические свойства быстрозатвердевших силуминов // *Быстрозакаленные материалы и покрытия: Материалы XVIII Международной научно-технической конференции*. Москва. Издательство Пробел-2000. 2021. С.13-18.

## ТАБЛИЦЫ

**Таблица 1.** Элементные составы исследуемых сплавов

Сплав	Концентрация элементов, масс.%						
	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Al
Al-7Si-M	7.3	0.7	0.2	0.4	1.0	1.5	Остальное
Al-12-M	12.2	0.8	0.3	0.2	0.9	1.7	Остальное
Al-17-M	17.1	0.7	0.2	0.3	0.8	1.5	Остальное

**Таблица 2.** Зависимость толщины фольги от состава сплава

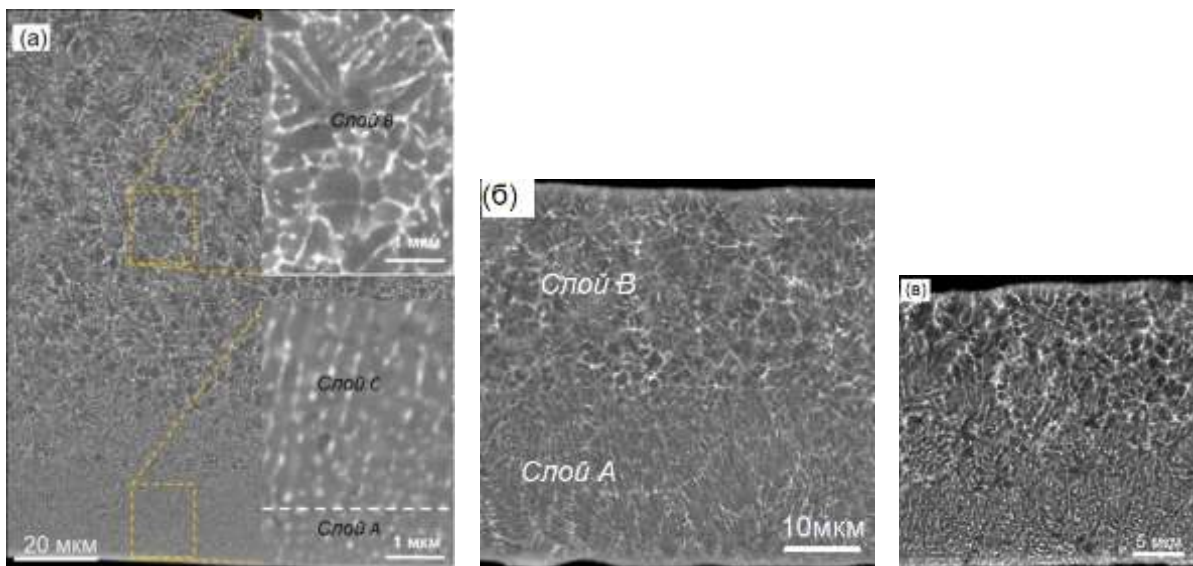
Al-7Si-M		Al-12Si-M		Al-17Si-M	
D <sub>мак</sub> , мкм	D <sub>мин</sub> , мкм	D <sub>мак</sub> , мкм	D <sub>мин</sub> , мкм	D <sub>мак</sub> , мкм	D <sub>мин</sub> , мкм
190±10	30±6	120±10	10±5	70±10	7±3

**Таблица 3.** Элементный состав слоев фольги сплавов Al-7Si-M, Al-12Si-M и Al-17Si-M

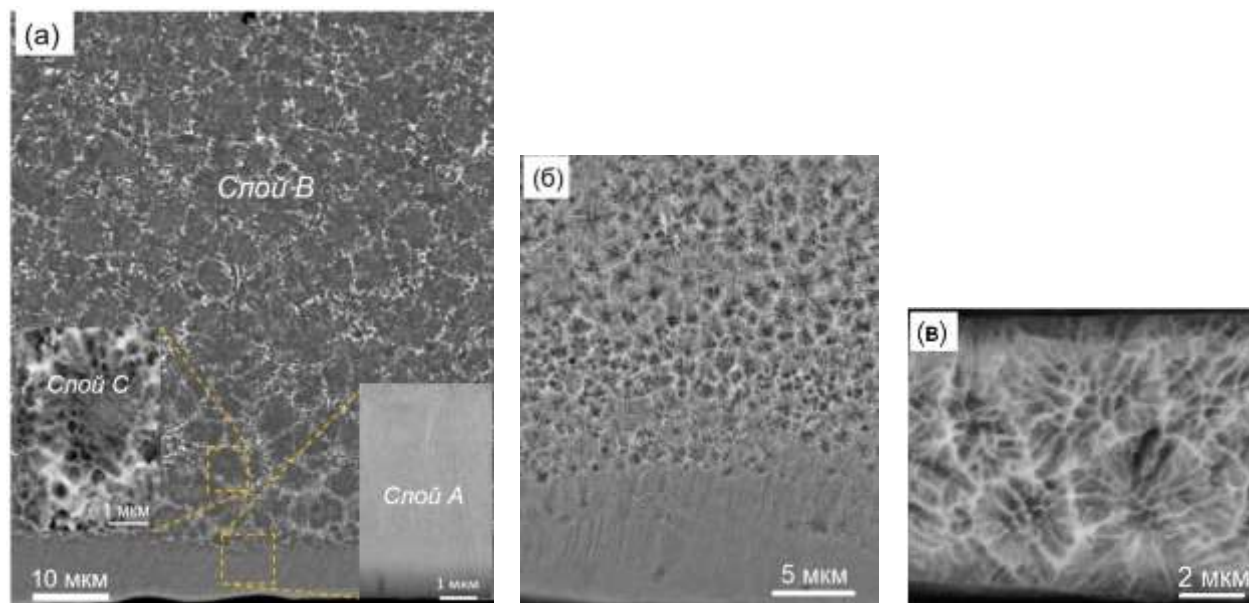
	Концентрация элементов, масс.%						
	Al-7Si-M						
	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Al
Слой А	7.4	0.8	0.2	0.2	0.7	1.7	Остальное
Слой С	7.2	0.8	0.2	0.3	0.9	1.6	Остальное
Слой В	7.2	0.9	0.2	0.3	0.8	1.7	Остальное
	Al-12Si-M						
	Al-12Si-M						
	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Al
Слой А	12.4	0.8	0.2	0.3	0.7	1.6	Остальное
Слой С	12.1	0.6	0.3	0.2	0.9	1.7	Остальное
Слой В	12.3	0.9	0.2	0.3	0.8	1.8	Остальное
	Al-17Si-M						
	Al-17Si-M						
	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Al
Слой А	17.4	0.7	0.2	0.2	0.8	1.6	Остальное
Слой С	17.1	0.8	0.3	0.2	0.7	1.7	Остальное
Слой В	17.2	0.7	0.2	0.3	0.8	1.7	Остальное

## РИСУНКИ

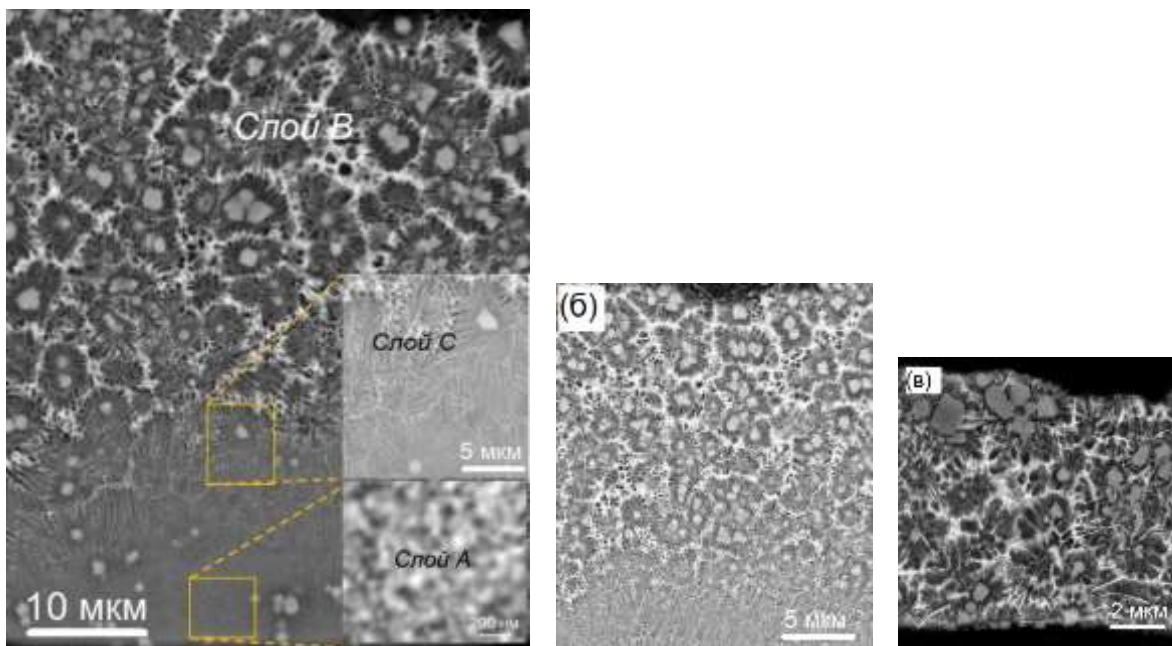
**Рис. 1.** СЭМ изображения микроstructures фольги сплава Al-7Si-M, легированного металлами: а – толщина фольги 150 мкм, б – 60 мкм, в – 35 мкм.



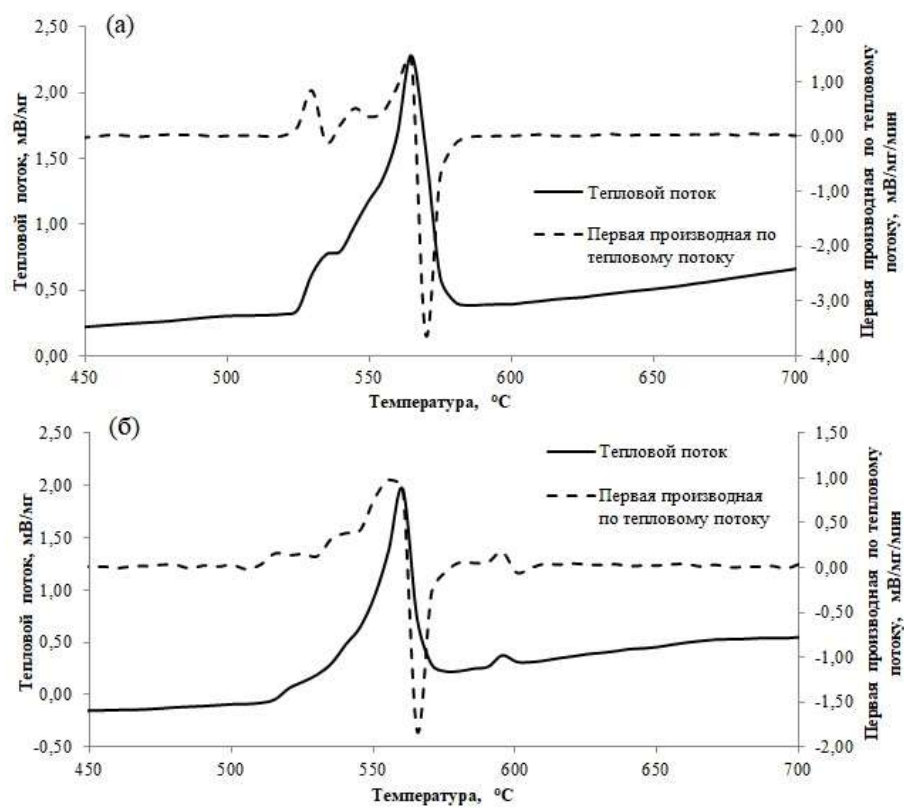
**Рис. 2.** СЭМ изображения микроstructures фольги сплава Al-12Si-M, легированного металлами: (а) – толщина фольги 120 мкм, (б) – 50 мкм, (в) – 7 мкм.



**Рис. 3.** СЭМ изображения микроструктуры фольги сплава Al-12Si-M, легированного металлами: (а) – толщина фольги 120 мкм, (б) – 50 мкм, (в) – 7 мкм.



**Рис. 4.** Термограммы плавления быстрозатвердевших фольг: (а) – сплав Al-12Si-M, (б) – сплав Al-17Si-M.



# Effect of silicon concentration and rapidly solidified foil thickness on the structure and thermal properties of Al-Si alloys

O. V. Gusakova (<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>)<sup>a,\*</sup>, V. G. Shepelevich  
(<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>)<sup>b,\*\*</sup>

<sup>a</sup> *International Sakharov Environmental Institute of Belarusian State University, Minsk, 220070, Republic of Belarus*

<sup>b</sup> *Belarusian State University, Minsk, 220030, Republic of Belarus*

\**e-mail: ol.gusakova@gmail.com*

\*\**e-mail: Shepelevich@bsu.by*

**Abstract**— The article presents the results of studying the features of the microstructure and thermal properties of rapidly solidified foil of hypoeutectic, eutectic and hypereutectic alloys of the Al-Si system alloyed with metals, depending on its thickness. It is shown that the maximum achievable foil thickness decreases with increasing silicon concentration. A common pattern of formation of the layered microstructure of silumins for all the studied alloys is established, consisting in an increase in the number of layers with increasing foil thickness. An explanation of change in the crystallization mechanism in layers of three-layer (thick), two-layer (medium thickness) and single-layer (thin) foils at a constant concentration of components is given. It is shown that for a thin single-layer foil, a decrease in thickness leads to a decrease in the initial heat transfer coefficient and the formation of a microstructure with the release of a primary phase and eutectic grains, which is typical for the final stage of crystallization of foil with medium and maximum thickness. An analysis of the melting thermograms of eutectic and hypereutectic alloys showed that the main influence on thermal properties is exerted by the structural-phase state of the layer adjacent to the freely solidifying side, occupying from 80 to 100% of the foil volume.

**Keywords:** Al-Si alloys, high-speed solidification, alloying, rapidly solidified foils, melting thermograms.

## REFERENCES

1. Popova M.V., Prudnikov A.N., Dolgova S.V., Malyuh M.A. Perspektivnye alyuminiyevye splavy dlya aviacionnoj i kosmicheskoy tekhniki [Promising aluminum alloys for aviation and space technology] // Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta. 2017. № 3(21). S.18-23. [In Russian]
2. Shabani M.O., Mazahery A. The ANN application in FEM modeling of mechanical properties of Al–Si alloy // Applied Mathematical Modelling. 2011. V.35(12). P.5707-5713. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2011.05.008>
3. Ye H. An Overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications // Journal of Materials Engineering and Performance. 2003. V.12. P. 288-297. DOI:10.1361/105994903770343132
4. Marukovich E.I., Stecenko V.Y. Tekhnologicheskie problemy modifitsirovaniya struktury otlivok iz siluminov. Puti resheniya [Technological problems of modifying the structure of silumin castings. Solutions] // Lit'e i metallurgiya. 2019. № 2. S.14-15. [In Russian]
5. Li Q., Qiu F., Dong B.-X., Gao X., Shu S.-L., Yang H.-Y., Jianga Q.-C., Processing, multiscale microstructure refinement and mechanical property enhancement of hypoeutectic Al–Si alloys via in situ bimodal-sized TiB<sub>2</sub> particles // Materials Science and Engineering: A. 2020. P.139081. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139081>
6. Hu K., Ma X., Gao T., Xu Q., Qian Z., Wu Y., Liu X. Morphological transformation mechanism of eutectic Si phases in Al–Si alloys by nano-AlN // Journal of Alloys and Compounds. 2018. V.765. P.113-120. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.223>
7. Liu W., Xiao W., Xu C., Liu M., Ma C. 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. P.93-100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.097>
8. Petrov I.A., Berezhnoj D.V. Vliyanie RZE na process kristallizatsii silumina zaevteticheskogo tipa [The influence of REE on the crystallization process of hypereutectic silumin] // Metally. 2023. №5, S.23-32. <https://doi.org/10.31857/S086957332305004X> [In Russian]
9. Barrirero, J. Eutectic Modification of Al-Si casting alloys. 2019. Linköping : Linköpings Universitet, 82p. doi:10.3384/diss.diva-160235
10. Ferreira I.L. Moreira A.L.S., Aviz J.A.S., Costa T.A., Rocha O.L., Barros S., Garcia A.A. On an expression for the growth of secondary dendrite arm spacing during non-equilibrium solidification of multicomponent alloys: Validation against ternary aluminum-based alloys // Journal of Manufacturing Processes. 2018. V.35. P.634-650. [doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.010](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.010).
11. Stecenko V.Y., Rad'ko S.L., Har'kov S.A., Li D.H., Choj K.J. Povyshenie effektivnosti ohlazhdeniya otlivok iz siluminov pri lit'e zakalochnym zatverdevaniem [Improving the cooling efficiency of silumin castings during quench hardening casting] // Lit'e i metallurgiya. 2016. №2(38). S.128-129. [In Russian]

12. 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. P.63-69. doi:10.1016/j.msea.2004.07.037
13. Marukovich E.I., Stecenko V.Y., Gutev A.P. Proizvodstvo i primeneniye silumina s globulyarnym kremniem [Production and application of silumin with globular silicon] // *Lit'e i metallurgiya*. 2017. № 2. S.15-19. [In Russian]
14. Zagulyaev D. Konovalov 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. V.229. P.377-380. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.07.064>
15. Takata N., Liu M., Kodaira H., Suzuki A., Kobashi M. Anomalous strengthening by supersaturated solid solutions of selectively laser melted Al–Si-based alloys // *Additive Manufacturing*. 2020. V.33. P.101152. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101152>
16. Cherenda N.N., Tolkachev S.A., Astashinskij V.M., Kuz'mickij A.M. Modifikatsiya sostava, struktury i mekhanicheskikh svoystv poverhnostnogo sloya sistemy (Ti, Cu)N/Al – 12 at. % Si, obrabotannoj kompressionnymi plazmennymi potokami [Modification of the composition, structure and mechanical properties of the surface layer of the (Ti, Cu)N/Al – 12 at.% Si system treated with compression plasma flows] // *Zhurnal Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. Fizika*. 2023. №1. S.25-33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33. [In Russian]
17. Apaydin N., Smith R.W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si Alloys // *Materials Science and Engineering*. 1988. V.98. P.149-152. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90144-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90144-9)
18. Gusakova, O.V. Structure formation in the melt-quenched Al–12.2Si–0.2Fe alloys / O.V. Gusakova, V.G. Shepelevich, D.V. Alexandrov, I.O. Starodumov // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. №8, P.885-892. doi: 10.1134/s0036029520080054
19. Gusakova, O.V. Melt cooling rate effect on the microstructure of Al–Si alloy doped with Mg, Mn, Fe, Ni, and Cu / O.V. Gusakova, S.V. Gusakova, V.G. Shepelevich // *Physics of Metals and Metallography*. 2022. T.123, №5. C.500-506. doi: 10.1134/S0031918X22050039
20. Shepelevich, V.G. Effect of the melt cooling rate on the structural-phase state of the Al–Si alloy doped with metals / V.G. Shepelevich, O.V. Gusakova, S.V. Gusakova // *Inorganic materials: applied research*. 2024. V15, №3. C. 866-871. doi: 10.1134/S2075113324700308
21. Galenko P.K., Herlach D.M. Bezdiffuzionnyj rost kristallicheskoj struktury pri vysokoskorostnom zatverdevanii evtekticheskoy binarnoy sistemy [Diffusionless growth of the crystal structure during high-speed solidification of a eutectic binary system] // *Vestnik Udmurtskogo un-ta Fizika*. 2006. T.4. S. 77-92. [In Russian]
22. Gusakova O., Shepelevich V., Alexandrov D., Starodumov I. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy // *The European Physical Journal Special Topics*. 2020. V.229. P.417-425. doi: 10.1140/epjst/e2019-900136-9.



23. Shepelevich, V.G. Mikrostruktura zaevtekticheskogo silumina pri vysokoskorostnom zatverdevanii / V.G. Shepelevich, O.V. Gusakova, S.V. Gusakova // Fizika metallov i metallovedenie. 2025. T.126, №3. S.305-315.
24. Liu Q., Liu M., Xu C., Xiao W., Yamagata H., Xie S., Ma C. Effects of Sr, Ce and P on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-7Si alloys // Materials Characterization. 2018. V.140. P. 290-298. doi:10.1016/j.matchar.2018.04.018.
25. Apaydin N. and Smith R. W. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si // Alloys Materials Science and Engineering. 1988. V. 98. P. 149-152. doi:10.1016/0025-5416(88)90144-9
26. Marshirov V.V., Marshirova L.E. Chislennoe modelirovanie zatverdevaniya splavov pri intensivnom sopryazhennom teploobmene [Numerical modeling of alloy solidification under intensive conjugate heat transfer] // Sibirskij zhurnal industrial'noj matematiki. 2013. T.16, №4. S.111-120. [In Russian]
27. Wei P.S., Yeh F.B. Heat transfer coefficient in rapid solidification of a liquid layer on a substrate // Journal of Heat Transfer. 2000. V.122(4). P.792-900. <https://doi.org/10.1115/1.1318208>
28. Qin J. Li X., Wang J., Pan S. The self-diffusion coefficients of liquid binary M-Si (M=Al, Fe, Mg and Au) alloy systems by first principles molecular dynamics simulation // AIP Advances. 2019. V.9 P.035328. DOI:10.1063/1.5067295
29. Gusakova O.V., Shepelevich V.G. Vliyanie mnogokomponentnogo legirovaniya na termicheskie svoystva bystrozatverdevshih siluminov [Influence of multicomponent alloying on thermal properties of rapidly solidified silumins] // Bystrozakalennyye materialy i pokrytiya: Materialy XVIII Mezhdunarodnoj nauchno-tekhnicheskoy konferencii. Moskva. Izdatel'stvo Probel-2000. 2021. S.13-18. [In Russian]