
СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ДИФФУЗИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ

МИКРОСТРУКТУРА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ *, О. В. ГУСАКОВА **, С. В. ГУСАКОВА *

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

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

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

Поступила в редакцию
в окончательном варианте

Представлены результаты исследования микроструктуры сплавов Al-20,1Si-0,2Fe и Al-21,3Si-0,8Mg-0,5Fe-0,3Mn-0,6Ni-1,4Cu (значения концентрации у элементов даны в масс. %), полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава. Показано, что фольга имеет двухслойную микроструктуру, которая формируется в результате изменения условий затвердевания. Обнаружена ликвация кремния по толщине фольги, приводящая к пониженной концентрации кремния в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору, и его выделению на границе слоев.

Предложен механизм формирования слоистой микроструктуры на основе локально-неравновесной теории кристаллизации. Проведен расчет неравновесного коэффициента растворимости при высокоскоростном затвердевании с учетом зависимости объемной и поверхностной скорости диффузии кремния в расплаве Al-Si от концентрации Si. Показано удовлетворительное соотношение результатов расчета и экспериментальных данных. Дано объяснение куполообразной формы границы слоев с различной микроструктурой основанное на анализе морфологии поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору

Ключевые слова: Заэвтектические сплавы Al-Si, легирование Mg, Mn, Fe, Ni и Cu, высокоскоростное затвердевание, микроструктура, зеренная структура.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Al-Si хорошо известны как высокопрочные и легкие материалы, обладающие высокой коррозионной стойкостью, низким температурным коэффициентом линейного расширения. Поэтому они широко используются в автомобиле-, авиа- и ракетостроении для изготовления узлов различного назначения [1-2]. Особый интерес представляют заэвтектические сплавы с содержанием кремния выше 13 мас. %, поскольку более высокая объемная доля кремния обеспечивает улучшение механических свойств [3].

Свойства заэвтектического силумина во многом зависят от морфологии размера и распределения первичных кристаллов кремния в сплаве. Механические свойства заэвтектического сплава Al-Si могут быть улучшены при измельчении первичного и модификации эвтектического кремния путем введения модифицирующих добавок [4-6] и за счет управления параметрами затвердевания, в первую очередь увеличением скорости охлаждения во время затвердевания. Однако в традиционных процессах

литья, в том числе литья под давлением, увеличение скорости охлаждения ограничено из-за конечной массы отливки. Поэтому перспективным представляется развитие высокоскоростной кристаллизации, которая осуществляется при синтезе дисперсных порошков распылением расплава, при лазерной, электронно-лучевой, ионно-плазменной обработке поверхности, а также при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава [7-12]. Скорость охлаждения расплава в этих методах достигает 10^5 - 10^6 К/с, что на 3-4 порядка выше максимально достижимой скорости кристаллизации при традиционных методах литья. Сверхвысокие скорости охлаждения расплава обеспечивают измельчение структурных составляющих до субмикронных размеров и улучшение механических свойств, в том числе повышение твердости и пластичности [13-15].

Ранее было установлено, что высокоскоростное затвердевание, реализуемое в методе сверхбыстрой закалки из расплава, позволяет синтезировать дозэвтектические и эвтектические сплавы Al-Si с наноразмерными частицами кремния. Легирование магнием, марганцем, железом, никелем и медью дозэвтектических и эвтектических силуминов

обеспечивает измельчение структурных составляющих, приводит к росту микротвердости и снижению коэффициента трения, по сравнению с нелегированным силумином, полученным при тех же условиях высокоскоростного затвердевания [16-18]. 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 структурно-фазовое состояние заэвтектических силуминов с концентрацией Si выше 20 мас. %.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В работе представлены результаты исследования микроструктуры сплавов Al–Si–Fe и Al–Si–Mg–Mn–Fe–Ni–Cu (Al-Si-M), составы сплавов приведены в таблице 1.

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. Для приготовления фольги использовались массивные образцы, которые синтезировались при затвердевании расплава в графитовой изложнице на воздухе. Размер образцов составлял 5x8x30 мм, скорость охлаждения расплава при этом не превышала 10² К/с. Фольга получалась методом сверхбыстрой закалки из расплава. В этом методе часть массивного образца (весом 0,2-0,3 г) расплавлялась при температуре 730-750 °С и выпивалась на внутреннюю медную полированную поверхность вращающегося барабана кристаллизатора. Линейная скорость вращения кристаллизатора составляла 15 м/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 50-70 мкм. Скорость охлаждения расплава составляла 10⁵-10⁶ К/с [19].

Исследования микроструктуры проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455V (СЭМ). Изучалось структурно-фазовое состояние поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору, свободно затвердевающей поверхности, поперечного сечения фольги. Шлифы поперечного сечения фольги приготавливались с помощью полировальной установки TegraPol 25 с использованием реактивов и методики полировки алюминиевых сплавов фирмы Struers. Для выявления тонкой структуры проводилось травление поверхностей и поперечного сечения фольги в 10 % водном растворе NaOH направленное на удаление алюминия. Элементный состав и распределение элементов изучалось методом рентгеноспектрального микроанализа с помощью энергодисперсионного

Таблица 1. Концентрация элементов в исследованных сплавах.

Образец	Концентрация элементов, мас.%						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
Al–20Si–Fe	20,1	0,2	-	-	-	-	Остальное
Al–20Si–M	21,3	0,5	0,3	0,6	1,4	0,8	Остальное

спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80. Зеренная структура анализировалась методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) с помощью дифракционной приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5 к электронному микроскопу. Карты зеренной структуры получались в слое поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору (поверхность А).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 представлены СЭМ изображения общего вида микроструктуры и карты распределения кремния в поперечном сечении фольги сплава Al – 20,1 мас. % Si – 0,2 мас. % Fe и сплава Al-21,3 мас. % Si- 0,8 мас. % Mg- 0,5 мас. % Fe-0,3 мас. % Mn-0,6 мас. % Ni-1,4 мас. % Cu.

В фольге заэвтектических сплавов Al-20Si-Fe и Al-20Si-M выделяются два слоя с различной микроструктурой. В слое фольги, прилегающем к поверхности кристаллизатора (слой А), наблюдается однородное распределение компонент, что особенно хорошо видно в микроструктуре сплава Al-20Si-M, легированного металлами. В оставшейся части фольги (слой В) присутствуют включения первичного кремния, что ярко проявляется на карте распределения кремния.

Светлые частицы представляют собой интерметаллидные соединения, содержащие железо в сплавах Al-20Si-Fe, а также интерметаллидные соединения на основе легирующих металлов (Mg, Mn, Fe, Ni и Cu) в сплаве Al-20Si-M [16].

Фольга заэвтектических силуминов, полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава, имеет слоистую микроструктуру, так же, как и фольга эвтектических и доэвтектических силуминов [17-18]. Причиной формирования слоистой микроструктуры является непрерывное изменение термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело-расплав в процессе кристаллизации. Максимальные переохлаждение расплава и коэффициент теплопередачи достигаются в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору. По мере затвердевания непрерывно изменяются термодинамические условия на границе раздела фаз твердое тело-расплав по двум причинам. Во-первых, при затвердевании выделяется скрытая теплота кристаллизации, что уменьшает переохлаждение расплава. Во-вторых, теплоотвод осуществляется через затвердевший слой фольги, что уменьшает коэффициент теплопередачи. Таким образом, изменяющиеся термодинамические условия на границе раздела фаз твердое тело - расплав приводят к изменению скорости затвердевания и механизму кристаллизации

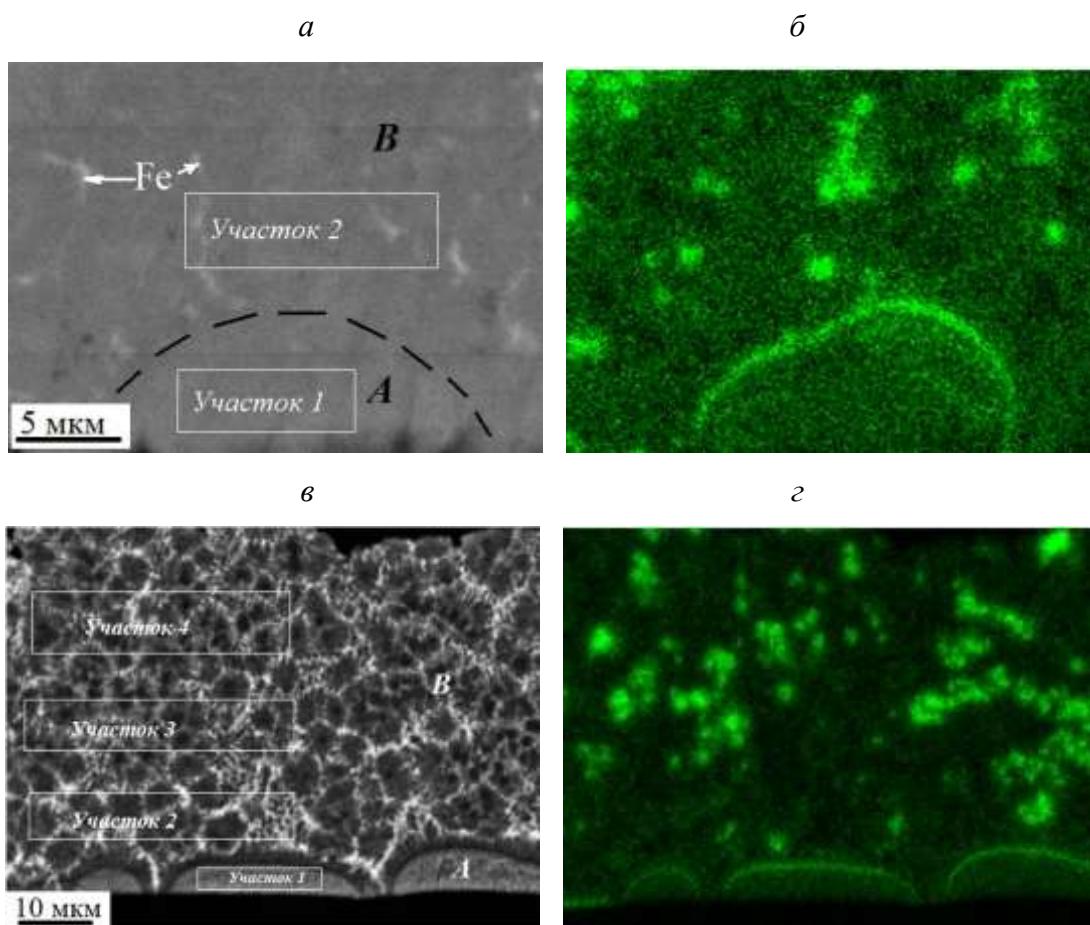


Рис. 1 СЭМ изображения микроструктуры и карты распределения Si в поперечном сечении фольги: а, б – сплав Al–20Si–Fe, в, г – сплав Al–20Si–M.

Исследования концентрации элементов в слоях А и В заэвтектических сплавов с содержанием кремния выше 20 мас. % выявили пониженную концентрацию Si в слое А. В таблице 2 приведены концентрации элементов в участках фольги сплавов Al–20Si–Fe и Al–20Si–M, показанных на рисунке 1. В фольге сплава Al–20Si–Fe концентрация элементов слое В равна их концентрации в исходном сплаве. В слое В фольги сплава Al–20Si–M определен состав нескольких участков, показанных на рис. 1. Концентрация элементов в них соответствует концентрации исходного сплава. В целом в заэвтектических сплавах Al–Si в слое фольги прилегающем к кристаллизатору концентрация кремния на 10 % ниже концентрации исходного сплава, в отличие от доэвтектических и

эвтектических сплавов, в которых отсутствует ликвация элементов по толщине фольги при затвердевании.

Одновременно с понижением концентрации кремния в объеме слоя А выявляется повышенная концентрация кремния на границе раздела слоев А и В. Карты распределения кремния, приведенные на рисунках 1б и 1г, и распределение элементов вдоль линии сканирования L–L¹, проходящей перпендикулярно границе раздела слоев (рисунок 2) показывают, что кремний, оттесненный из слоя фольги А, прилегающего к кристаллизатору, выделяется на границе слоев А и В. Толщина участка с повышенной концентрацией Si не превышает 1 мкм.

Таблица 2. Концентрация элементов в выделенных участках фольги сплавов Al–20Si–Fe и Al–20Si–M.

Номер участка	Концентрация элементов, мас.%						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
Сплав Al–20Si–Fe							
1	17,3	0,2	-	-	-	-	Остальное
2	20,2	0,2	-	-	-	-	Остальное
Сплав Al–20Si–M							
1	18,3	0,5	0,3	0,7	1,3	0,9	Остальное
2	21,2	0,6	0,3	0,6	1,6	0,9	Остальное
3	21,4	0,5	0,3	0,6	1,5	0,8	Остальное
4	21,3	0,6	0,4	0,7	1,4	0,8	Остальное

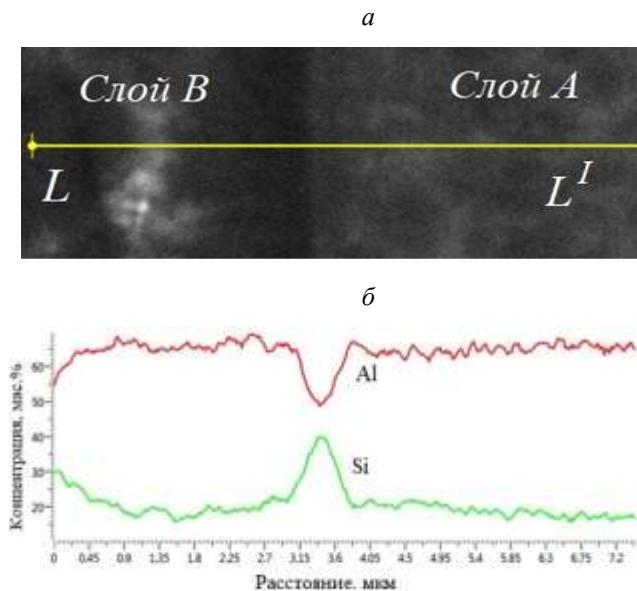


Рис. 2 СЭМ изображение микроструктуры (а) и распределение Al и Si вдоль линии сканирования L - L' (б).

Поскольку микроструктура слоев А и В различна, то целесообразно рассмотреть особенности микроструктуры каждого слоя раздельно.

На рисунке 3 приведено изображение микроструктуры слоя А фольги сплава Al–20Si–M после травления. Микроструктура слоя А заэвтектического силумина содержит глобулярные включения кремния, со средним размером частиц 150 нм, как для сплава Al–20Si–Fe, так и для сплава Al–20Si–M.

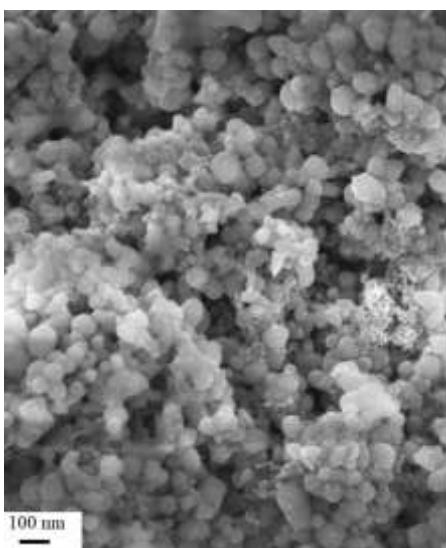


Рис. 3. СЭМ изображения микроструктуры поверхности слоя А фольги сплава Al–20Si–M.

Однородное распределение Al и Si в слое А (рис.1), образование глобулярных включений кремния, а также размер зерен Al порядка нескольких микрон (зеренная структура Al будет приведена далее) позволяет считать, что микроструктура слоя А сформирована в результате образования пересыщенного твердого распада на основе алюминия и его последующего распада.

СЭМ и изображения микроструктуры полированной поверхности слоя В сплава Al–20Si–Fe и карта распределения Si приведены на рисунке 4. Изображения микроструктуры получены на СЭМ в отраженных электронах. Интенсивность отраженных электронов пропорциональна атомному номеру элемента. Поскольку атомные номера Al и Si близки, то контраст между участками, состоящими из Al и Si слабый. Поэтому на СЭМ изображении микроструктуры полированной поверхности сечения фольги (рис.4а) участки, содержащие Al и Si не различимы.

Однако карты распределения элементов, полученные с помощью рентгеноспектрального микроанализа, позволяют установить форму и размер включений кремния (рис.4б). В заэвтектическом сплаве Al–20Si–Fe наблюдается образование включений α -Al (темные участки на карте распределения кремния рис. 4б). Установлено, что слой В фольги сплава Al–20Si–Fe содержит включения первичного кремния размером до 2 мкм (яркие светлые частицы на карте распределения кремния). Отмечается образование группировок включений первичного кремния (рис.4б).

Присутствующие в сплаве железо входит в состав небольшого количества интерметаллидных включений Al–Fe–Si равносной формы [16] (белые включения на рис.4а). Что подтверждается приведенным на рисунке 4в распределением Fe вдоль линии сканирования L – L' .

Для выявления тонкой микроструктуры слоя В проведено травление полированного сечения фольги сплавов. Микроструктура слоя В фольги сплава Al–20Si–Fe после травления приведены на рисунке 4г. Белые ограниченные равноосные включения являются включениями первичного кремния. Эвтектический кремний затвердевает в виде тонких нанометровых пластин, длина которых на поверхности достигает нескольких микрон. Могут также формироваться вторичные ветви на дендритной пластине кремния, заметные в нижнем правом углу фотографии.

На рисунке 5 приведено СЭМ изображение в отраженных электронах микроструктуры слоя В фольги сплава Al–20Si–M. В легированной металлами фольге суммарная массовая доля металлов (Mg, Mn, Fe, Ni, Cu) составляет 3,7 %. Часть металлов входит в состав интерметаллидных соединений, выделяющихся на границах эвтектических зерен (белые включения) на рисунке 5а. Темные включения (показаны стрелками) соответствуют первичному кремнию. Некоторая доля металлов растворяется в алюминии, что обеспечивает увеличение средней атомной плотности и повышение коэффициента отражения от участков, содержащих α -Al. Поэтому участки, в которых присутствуют алюминий и эвтектический кремний (выделены окружностями) имеет более светлый цвет, чем включения кремния, в которых легирующие металлы практически не растворяются. СЭМ изображения микроструктуры слоя В фольги сплава Al–Si–M после травления приведены на рисунке 5б и в. Размер включений первичного кремния не превышает 2 мкм. На рисунке 6 представлена микрофотография и соответствующие ей карты распределения всех элементов сплава Al–20Si–M.

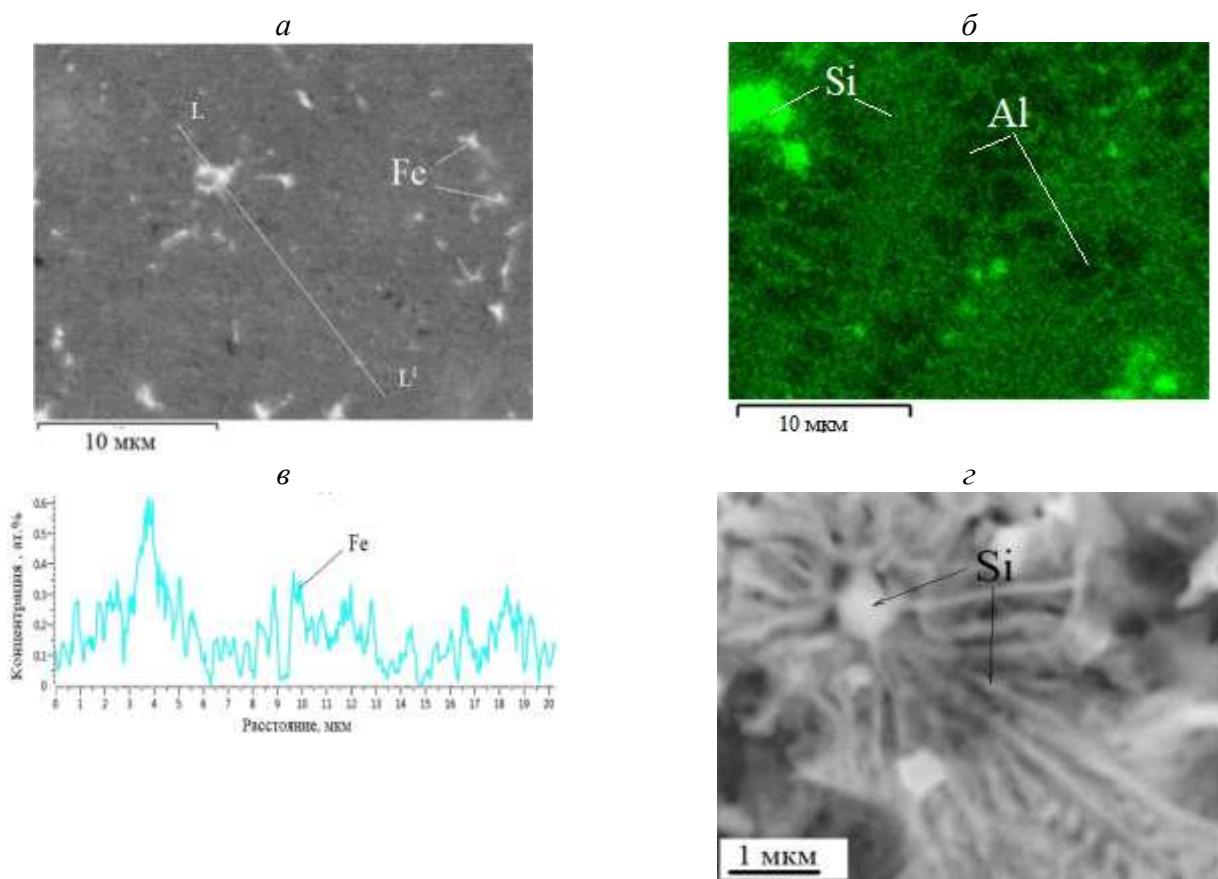


Рис. 4 СЭМ изображения микроструктуры (а), карты распределения кремния (б), распределение Fe вдоль линии сканирования L-L' (в) и участок поверхности после травления (г) в слое В фольги сплава Al-Si-Fe.

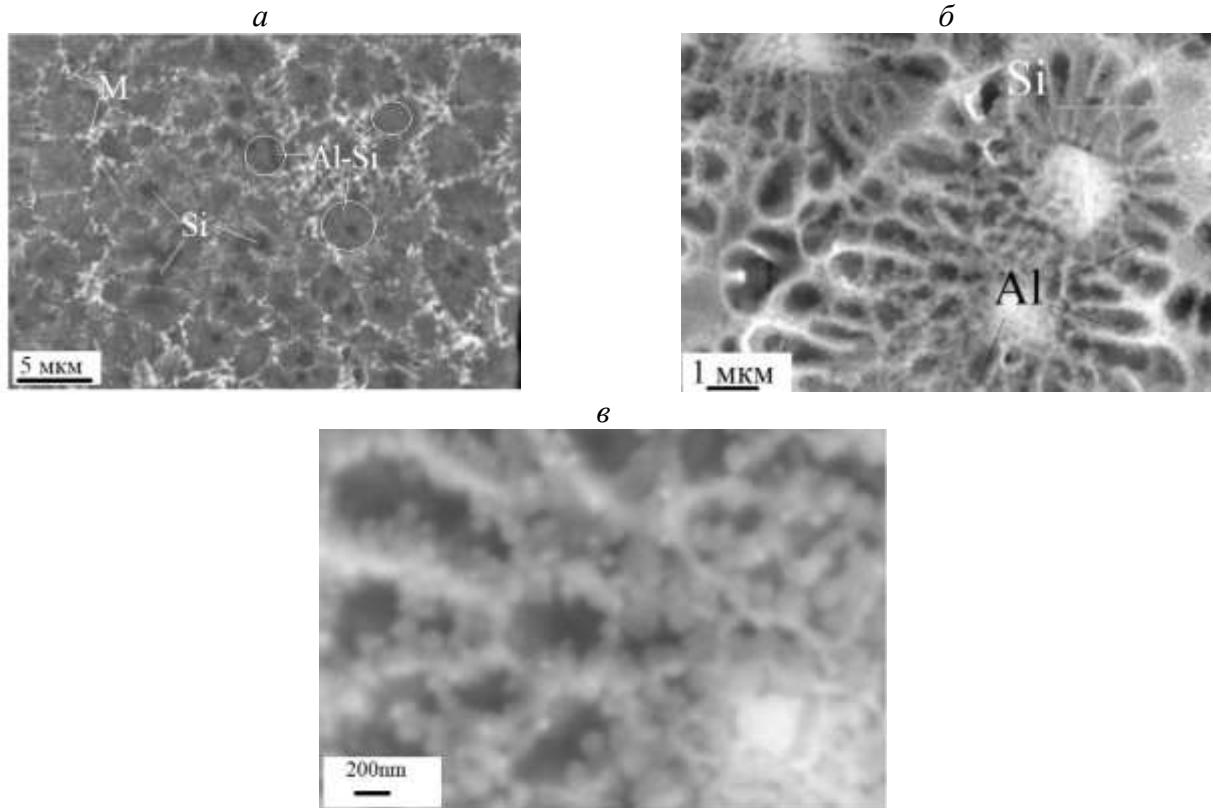


Рис. 5 СЭМ изображения микроструктуры слоев В фольги сплава Al-Si-M: а – полированная поверхность сечения, б, в – после травления.

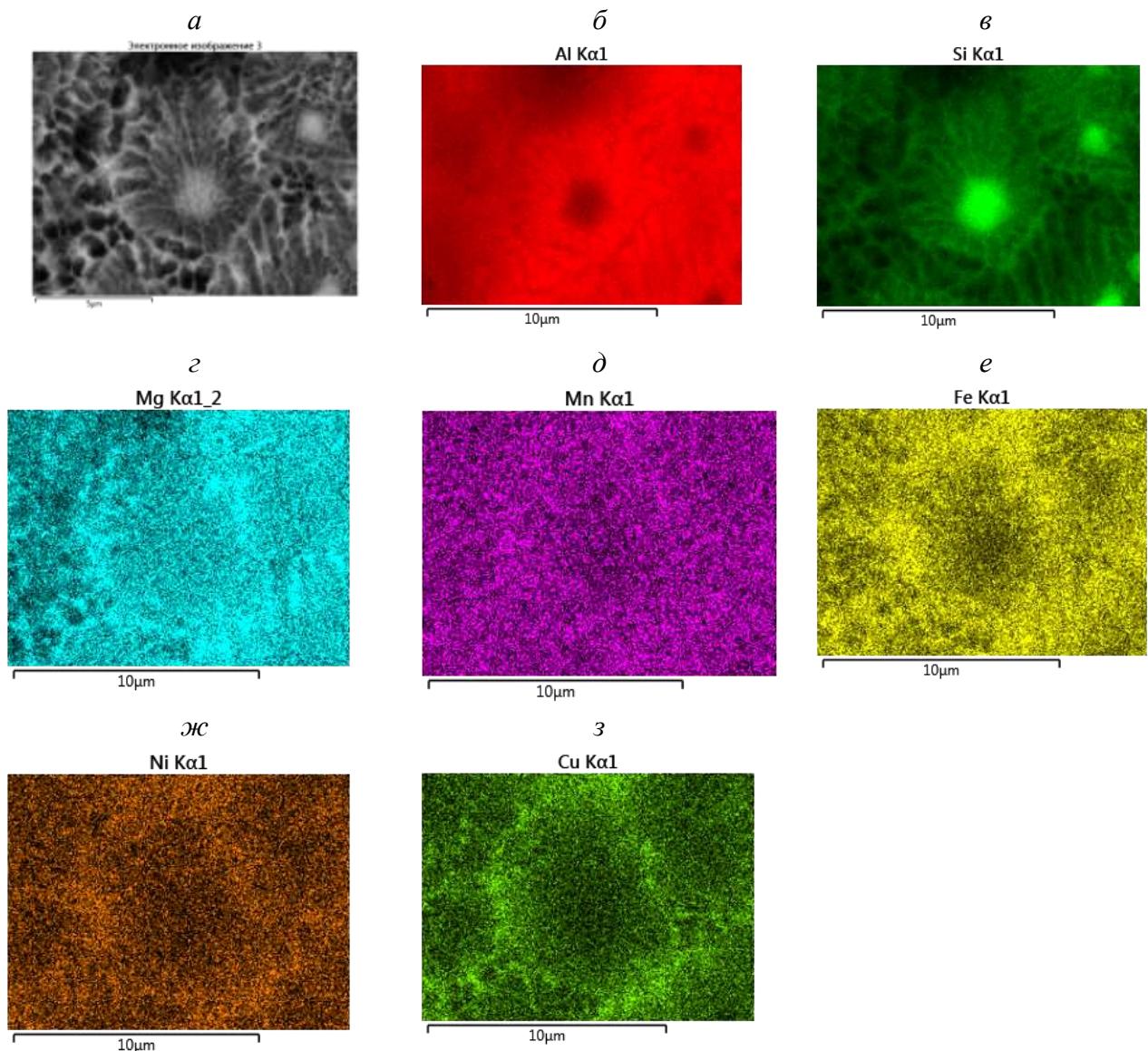


Рис. 6 СЭМ изображение микроструктуры слое В (а) и карты распределения элементов (б-з) в поперечном сечении фольги сплава Al-20Si-M.

Основное отличие в микроструктуре слоев В сплавов Al-20Si-Fe и Al-20Si-M заключается в форме включений эвтектического кремния.

В легированном металлами заэвтектическом силумине включения эвтектического кремния приобретают глобулярную форму, как видно на рисунке 5 б и в. Причиной изменения формы эвтектического кремния от пластинчатой к глобулярной является образование кристаллических зародышей эвтектического кремния на поверхности частиц первичного кремния, ограничение скорости роста фазы кремния из-за образования нанокластеров металлов и их соединений на его растущей плоскости, а также высокие концентрация и скорость роста α -Al. Подробное рассмотрение механизма модификации формы включений эвтектического кремния выходит за рамки данной статьи.

Таким образом, установлено, что фольга заэвтектического силумина с концентрацией кремния выше 20 мас.% имеет слоистую микроструктуру как

для нелегированного так и для легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu сплавов. Однако, по сравнению с микроструктурой фольги эвтектического сплава, в высоколегированном кремнием силумине обнаружены особенности микроструктуры:

- участки фольги, прилегающие к поверхности кристаллизатора, имеют меньшую концентрацию кремния, чем его концентрация в исходном сплаве,
- на границе участков, прилегающих к поверхности кристаллизатора и остального объема фольги, выделяется слой кремния,
- поверхность, на которой выделяется кремний, имеет куполообразную форму.

Представленные результаты позволяют предложить механизм затвердевания, объясняющий особенности полученной микроструктуры.

В настоящее время экспериментально установлено, что при высокоскоростном затвердевании из расплава сплавов Al-Si около эвтектического состава формируется слоистая микроструктура. Элементный

состав слоя фольги, прилегающего к поверхности кристаллизатора, равен составу исходного сплава. Распределение компонент в этом слое однородно. При скорости охлаждения расплава 10^5 К/с затвердевание слоя у поверхности кристаллизатора начинается при глубоком переохлаждении расплава и высоком значении коэффициента теплопередачи. При этом скорость перемещения границы раздела твердое тело – расплав V может быть равной или превышать объемную скорость диффузии кремния в переохлажденном расплаве V_d . Экспериментально показано, что в этом случае может реализоваться полный захват примеси и осуществляется химически безразделительная кристаллизация при которой неравновесный коэффициент распределения $K = 1$. Микроструктура, в которой кремний присутствует в виде наноразмерных глобулярных частиц, формируется в результате распада пересыщенного твердого раствора на основе алюминия [19].

Установленная в данной работе ограниченная растворимость Si может быть объяснена с учетом локальной неравновесной диффузии растворенного вещества при высокоскоростном затвердевании. В работах [20-23] теоретически развита локальная неравновесная модель переноса растворенного вещества, в которой учитывается соотношение скорости диффузии растворенного вещества на границе раздела фаз твердое тело – расплав V_i , скорости диффузии в объеме расплава V_d (скорости релаксации состояния системы к равновесному) и скорости движения границы раздела фаз V . Наиболее важными параметрами, регулирующими концентрацию растворенного вещества, являются скорость диффузии в объеме расплава V_d , скорость диффузии на границе раздела фаз V_i . Скорость диффузии в объеме V_d оценивается по соотношению $V_d = (D/\tau)^{1/2}$, где D – коэффициент диффузии в расплаве, τ – время релаксации состояния расплава к равновесному. Скорость V_i характеризует скорость перемещения атома на границе фаз и оценивается как диффузия на

величину порядка одного межатомного расстояния λ , $V_i = D/\lambda$.

Для плоской (не дендритной) границы раздела фаз неравновесный коэффициент распределения K задается формулой 1 [23].

$$K = \frac{K_0 \left(1 - \frac{V^2}{V_d^2}\right) + \frac{V}{V_i}}{\left(1 - \frac{V^2}{V_d^2}\right) + \frac{V}{V_i}} \quad (1)$$

где K_0 – равновесный коэффициент распределения, определенный из равновесной диаграммы состояния.

Ранее было показано, что в эвтектическом сплаве Al–Si микроструктура слоя фольги, прилегающего к кристаллизатору, формируется при химически безразделительной кристаллизации [18]. В этом случае скорость движения границы раздела фаз твердое тело – расплав $V_{\text{эвт}}$ должна быть равна скорости диффузии атомов кремния в объеме $V_{d\text{эвт}}$. Значение $V_{d\text{эвт}}$ определяется из соотношения $V_{d\text{эвт}} = (D_{\text{эвт}}/\tau)^{1/2} = 28 \text{ м/с}$.

Скорость движения границы раздела фаз твердое тело – расплав определяется термодинамическими условиями, при которых осуществляется кристаллизация. Поскольку температуры расплавов, при изготовлении фольг, эвтектического и заэвтектического силуминов близки и составляет около 730–750 °C, то при одинаковой толщине слоя расплава достигаемые переохлаждения и коэффициенты теплопередачи также близки [26, 27]. Можно предположить, что скорости перемещения границы раздела фаз твердое тело – расплав в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору эвтектического и заэвтектического сплавов одинаковы $V_{\text{заэвт}} = V_{\text{эвт}} = V_{d\text{эвт}} = (D_{\text{эвт}}/\tau)^{1/2} = 28 \text{ м/с}$. В этом случае по формуле 1 можно найти значение неравновесного коэффициента растворимости в заэвтектическом сплаве. Значения данных для расчета и источники приведены в таблице 3. Равновесный коэффициент растворимости кремния в алюминии равен 0,12 [29].

Таблица 3. Значения параметров процесса кристаллизации (D , τ , λ , V_d , V_i и $V_{\text{эвт}}$)

Состав фольги	$D \times 10^9, \text{ м}^2/\text{с}$	$\tau \times 10^{11}, \text{ с}$	$\lambda \times 10^9, \text{ м}$	$V_d, \text{ м/с}$	$V_i, \text{ м/с}$	$V_{\text{эвт}}, \text{ м/с}$
Al–12Si	8,0 [28]	1 [24]	0,4 [23]	28 [28]	20[*]	28[*]
Al–20Si	9,5 [28]	1 [24]	0,4 [23]	31 [28]	24[*]	28[*]

Значения, помеченные символом (*) рассчитаны в данной работе.

Проведенный расчет показывает, что неравновесный коэффициент растворимости $K = 0,88$. Расчетные значения концентрации Si при таком коэффициенте распределения в слое прилегающем к кристаллизатору составляют для сплавов Al–20Si–Fe и Al–20Si–M равен 17,8 и 18,6 мас.%, соответственно, что согласуется с экспериментальными данными.

Таким образом, при концентрации Si существенно выше эвтектической, скорость затвердевания оказывается недостаточной для полного захвата кремния. Часть атомов кремния оттесняется к границе

раздела твердое тело – расплав и выделяется на границе слоев А и В.

Куполообразная форма поверхности, на которой выделяется оттесненный кремний, определяется особенностями рельефа поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору, изображение которой приведено на рисунке 7а. На рельефе поверхности фольги присутствуют гладкие участки, а также лагуны. Образование лагун связывают с турбулентным течением расплава и захватом пузырьков воздуха растекающимся расплавом [30]. Охлаждение расплава

через гладкие участки протекает при непосредственном контакте с поверхностью кристаллизатора. В этих участках коэффициент теплопередачи максимальен и достигаемое переохлаждение также максимально. В участках поверхности лагун теплопередача осуществляется через слой воздуха, что приводит к уменьшению коэффициента теплопередачи, уменьшению скорости охлаждения расплава и переохлаждения. Поэтому в слое фольги, формирующемся от гладких участков скорость затвердевания выше, что и приводит к образованию слоя с химически безразделительной кристаллизацией. Размеры этого слоя в плоскости поверхности фольги ограничены размерами гладких поверхностей.

Влияние рельефа поверхности фольги на локальную скорость кристаллизации приводит к особенностям зернистой структуры слоя у поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору. На рисунке 7 приведены результаты исследования методом ДОЭ зернистой структуры сплава Al–Si–Fe. Средний размер зерен сплава Al–20Si–Fe составляет 4,8 мкм, а сплава Al–20Si–M – 3,8 мкм. Анализ формы зерен и распределение сечения зерен по размерным группам (рис. 7в) показывают, что отдельные зерна, находящиеся на гладких участках, имеют вытянутую форму и существенно большие размеры, чем зерна в лагунах. Именно в этих зернах формируется слой с химически безразделительной кристаллизацией.

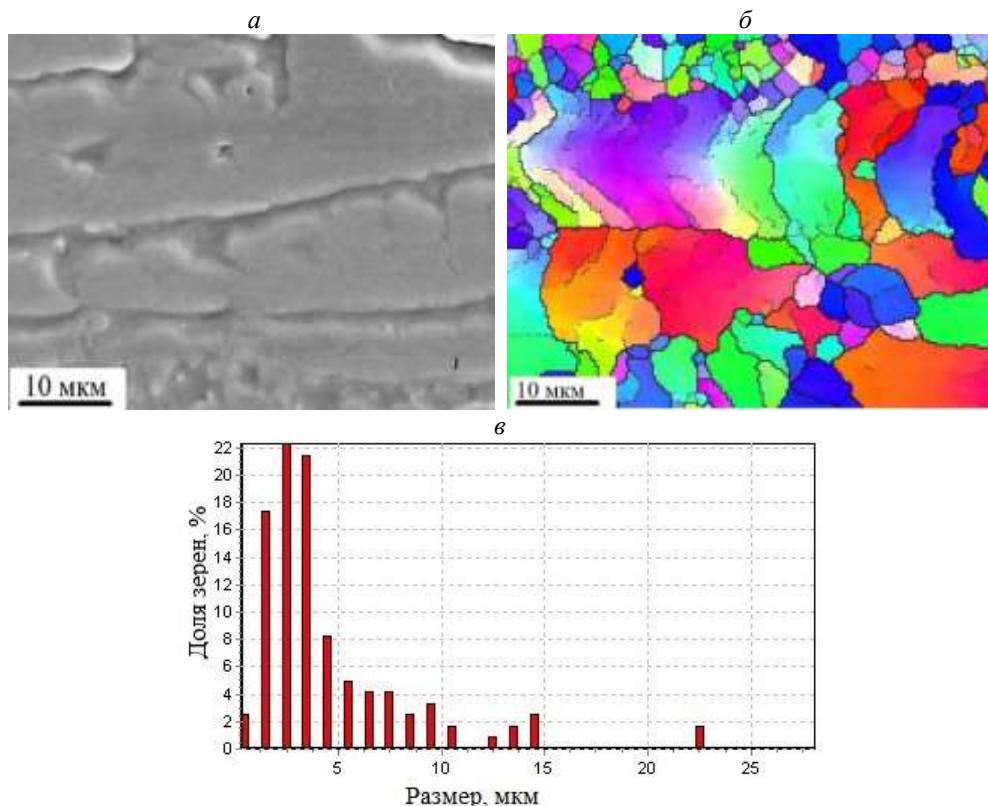


Рис. 7 СЭМ изображение микроструктуры поверхности (а), карта распределения зерен (б) и распределения сечений зерен по размерным группам (в) сплавов: Al–20Si–Fe.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что быстрозатвердевшая фольга заэвтектического силумина, полученная методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости охлаждения расплава 10^5 - 10^6 К/с имеет слоистую микроструктуру. Проведено сравнение микроструктуры слоев фольги не легированных и легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu сплавов.

В заэвтектических сплавах Al–Si с концентрацией кремния выше 20 мас. % наблюдается ликвация Si при затвердевании, заключающаяся в уменьшении его концентрации в слое у кристаллизатора до 10 % от исходного. Между слоем, прилегающим к поверхности кристаллизатора, и основным объемом фольги

выявлена резкая граница, содержащая повышенную концентрацию Si. Показано, что в слое у кристаллизатора кремний присутствует в виде однородно распределенных наноразмерных включений.

Предложена модель формирования слоистой микроструктуры фольги, основанная на учете локально неравновесных процессов затвердевания. Рассчитано значение неравновесного коэффициента растворимости ($K = 0,85$) с учетом объемной скорости диффузии кремния, скорости диффузии на границе раздела фаз твердое тело – расплав и скорости движения границы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Haizhi Y. An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine

- Applications // Journal of Materials Engineering and Performance.* 2003. V. 12(3). P. 288–297.
2. 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.
 3. Стеценко В.Ю., Радько С.Л., Харьков С.А., Джонг Хун Ли, Ки ЙонгЧой Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердеванием // Литьё и металлургия. 2006. № 2-1. С. 127-128.
 4. Yijiang Xu , Yun Deng, c , Daniele Casari, Ragnvald H. Mathiesen, Xiangfa Liu, Yanjun Li Growth kinetics of primary Si particles in hypereutectic Al-Si alloys under the influence of P inoculation // Experiments and modelling Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 854. P. 155323–155333.
 5. Liang S.S., Wen S.P., Xu J., Wu X.L., Gao K.Y., Huang H., Nie Z.R. 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. P. 155826.
 6. Баркова Р. Ю., Просвирякова А. С., Хомутова М. Г., Позднякова А. В. Влияние содержания Zr и Er на структуру и свойства сплава Al-5Si-1.3Cu-0.5Mg // Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. №.6. С. 658–664.
 7. Петрова А. Н., Клёнов А. И., Бродова И. Г., Распосиенко Д. Ю., Пильщикова А. А., Орлова Н. Ю. Влияние технологических факторов на структуру и свойства Al-Cu-Mg-Si-сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. №.10. С. 961-970.
 8. Бродова И. Г., Чикова О. А., Петрова А. Н., Меркушев А. Г. Структурообразование и свойства эвтектического силумина, полученного селективным лазерным сплавлением // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. №.11. С. 1204–1209.
 9. Matsuura K., Kudoh M., Kinoshita H., Takahashi H. Precipitation of Si particles in a super-rapidly solidified Al-Si hypereutectic alloy // Materials Chemistry and Physics. 2003. V. 81(2–3). P. 393-395
 10. Zhiyong Cai, Chun Zhang, Richu Wang, Chaoqun Peng, Ke Qiu Naiguang Wang Effect of solidification rate on the coarsening behavior of precipitate in rapidly solidified Al-Si alloy // Progress in Natural Science: Materials International. 2016. V. 26(4). P. 391-397.
 11. Kimura, T., Nakamoto, T., Mizuno, M., & Araki, H. Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al-xSi binary alloys fabricated using selective laser melting // Materials Science and Engineering: A. 2017. V. 682. P. 593–602.
 12. Shimanski V.I., Evdokimovs A. I., Cherenda N.N., Astashinski V.M., Petrikova E.A. Structure and phase composition of hypereutectic silumin alloy Al-20Si after compression plasma flows impact // Journal of the Belarusian state university Physics. 2021. V. 2. P. 25–33.
 13. Xu C.L., Wang H.Y., Qiu F., Yang Y.F., Jiang Q.C. Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al-20 wt.% Si alloy // Materials Science and Engineering. 2006. V.A417.P.275–280.
 14. Uzun O., Karaaslan T., Gogebakan M., Keskin M. Hardness and microstructural characteristics of rapidly solidified Al-8–16 wt.%Si alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2004. V. 376. P. 149–157.
 15. Li Yong, Jiang Tao, Wei Bowen, Xu Boyue, Xu Guangming, Wang Zhaodong Microcharacterization and mechanical performance of an Al-50Si alloy prepared using the sub-rapid solidification technique // Materials Letters. 2020. V. 263. P. 127287.
 16. Шепелевич В.Г., Гусакова О.В., Александров В.И., Стародумов И.О. Фазовый состав заэвтектического силумина при высокоскоростном затвердевании // Журнал Белорусского государственного университета. Физика. 2019. №. 2. С. 96–104.
 17. 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. P. 417–425.
 18. Olga Gusakovaaa Chemically partitionless crystallization in near-eutectic rapidly solidified Al-12, 6Si-0, 8Mg-0, 4Mn-0, 7Fe-0, 9Ni-1, 8Cu alloy // Eur. Phys. J. Spec. Top. 2023. V. 232(8). P. 1281–1291.
 19. О. В. Гусакова, С. В. Гусакова, В. Г. Шепелевич 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.
20. Калиниченко, А.С., Кривошеев Ю.К. Определение глубины переохлаждения расплава и характера структурообразования при закалке из жидкого состояния // Литье и металлургия. 2001. Т. 3. С. 60–65.
21. Соболев С. Л. Процессы переноса и бегущие волны в локально-неравновесных системах // Успехи физических наук. 1991. Т. 161. №3. С. 5–29.
22. Sobolev S. L. Effects of Solute Diffusion on Rapid Solidification of Alloys. *Phys. stat. sol. (a)* // 1996. V. 156. P. 293–303.
23. Sobolev S.L. Diffusion-stress coupling in liquid phase during rapid solidification of binary mixtures // Physics Letters A. 2014. V. 378(5–6). P. 475–479.
24. Галенко П. К. Модель высокоскоростного затвердевания как проблема неравновесных фазовых переходов // Вестник Удмуртского университета Физика. 2005. Т.4. С. 61-94.
25. Галенко П. К., Херлах Д. М. Бездиффузионный рост кристаллической структуры при высокоскоростном затвердевании эвтектической бинарной системы // Вестник Удмуртского университета Физика. 2006. Т.4. С. 77–92.
26. Марширов В.В., Марширова Л.Е., Численное моделирование затвердевания сплавов при интенсивном сопряженном теплообмене // Сибирский журнал индустриальной математики. 2013. Т. XVI. №4. С. 56–63.
27. Wei P. S., Yeh F. B. Graduate Heat Transfer Coefficient in Rapid Solidification of a Liquid Layer on a Substrate // Journal of Heat Transfer. 2000. V. 122. P. 793–900.
28. Jingyu Qin, Xinxin Li, Jin Wang, and Shaopeng Pan 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.
29. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В. Фазовый состав и структура силуминов. Справочное издание. М.МИСИС. 2007. 283 с.
30. Цветкова Е.М., М.Р. Филонов Ю.А., Аникин М.Ю., Язвицкий А.Н., Исследование рельефа контактной и свободной поверхностей аморфных и нанокристаллических лент, полученных закалкой из расплава на врачающемся барабане-холодильнике // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2011. Т.9. С. 28–32.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Vasiliy Shepelevich

Olga Gusakova

Sofia Husakova

MICROSTRUCTURE OF HYPEREUTECTIC SILUMIN AT HIGH-SPEED SOLIDIFICATION

Подписи к рисункам

Рис. 1 СЭМ изображения микроструктуры и карты распределения Si в поперечном сечении фольги: а, б – сплав Al–20Si–Fe, в, г – сплав Al–20Si–M.

Рис. 3 СЭМ изображения микроструктуры поверхности слоя А фольги сплава Al–20Si–M.

Рис. 4 СЭМ изображения микроструктуры (а), карты распределения кремния (б), распределение Fe вдоль линии сканирования L-LI (в) и участок поверхности после травления (г) в слое В фольги сплава Al–Si–Fe.

Рис. 5 СЭМ изображения микроструктуры слое В фольги сплава Al–Si–M: а – полированная поверхность сечения, б, в – после травления.

Рис. 6 СЭМ изображение микроструктуры слое В (а) и карты распределения элементов (б-з) в поперечном сечении фольги сплава Al–20Si–M.

Рис. 7 СЭМ изображение микроструктуры поверхности (а), карта распределения зерен (б) и распределения сечений зерен по размерным группам (в) сплавов: Al–20Si–Fe.

Таблица 1. Концентрация элементов в исследованных сплавах.

Образец	Концентрация элементов, мас.%						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
Al–20Si–Fe	20,1	0,2	-	-	-	-	Остальное
Al–20Si–M	21,3	0,5	0,3	0,6	1,4	0,8	Остальное

Таблица 2. Концентрация элементов в выделенных участках фольги сплавов Al–20Si–Fe и Al–20Si–M.

Номер участка	Концентрация элементов, мас.%						
	Si	Fe	Mn	Ni	Cu	Mg	Al
Сплав Al–20Si–Fe							
1	17,3	0,2	-	-	-	-	Остальное
2	20,2	0,2	-	-	-	-	Остальное
Сплав Al–20Si–M							
1	18,3	0,5	0,3	0,7	1,3	0,9	Остальное
2	21,2	0,6	0,3	0,6	1,6	0,9	Остальное
3	21,4	0,5	0,3	0,6	1,5	0,8	Остальное
4	21,3	0,6	0,4	0,7	1,4	0,8	Остальное

Таблица 3. Значения параметров процесса кристаллизации (D , τ , λ , V_d , V_i и V_{sum})

Состав фольги	$D \times 10^9$, $\text{м}^2/\text{с}$	$\tau \times 10^{11}$, с	$\lambda \times 10^9$, м	V_d , $\text{м}/\text{с}$	V_i , $\text{м}/\text{с}$	V_{sum} , $\text{м}/\text{с}$
Al–12Si	8,0 [28]	1 [24]	0,4 [23]	28 [28]	20[*]	28[*]
Al–20Si	9,5 [28]	1 [24]	0,4 [23]	31 [28]	24[*]	28[*]

Значения, помеченные символом (*) рассчитаны в данной работе.