

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 доэвтектические и эвтектические сплавы Al-Si с наноразмерными частицами кремния. Легирование магнием, марганцем, железом, никелем и медью доэвтектических и эвтектических силуминов

обеспечивает измельчение структурных составляющих, приводит к росту микротвердости и снижению коэффициента трения, по сравнению с нелигированным 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 10^2 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 выливалась 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 10^5 - 10^6 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

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 переохладение 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 переохладение 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

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

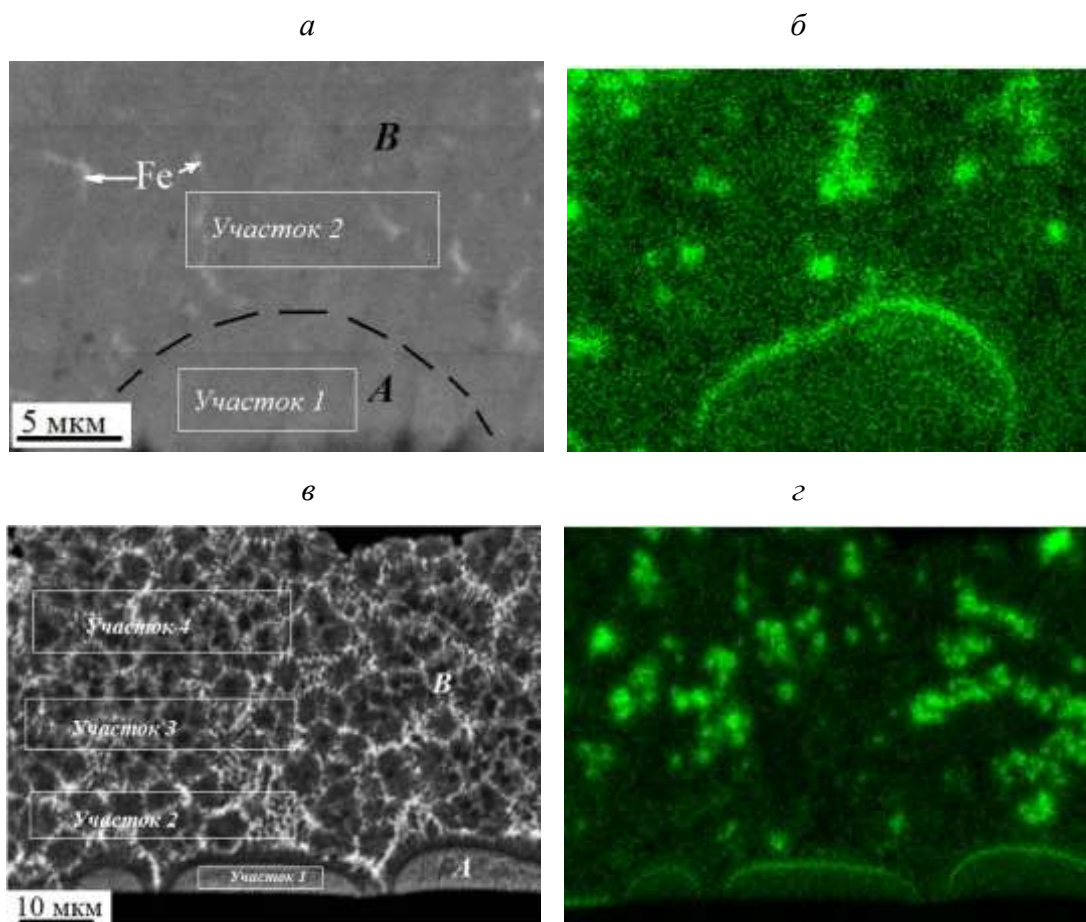


Рис. 1 СЭМ изображения микроструктуры и карты распределения Si в поперечном сечении фольги: а, б – сплав Al-20Si-Fe, в, г – сплав Al-20Si-M.

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 слоя 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 расплава, 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

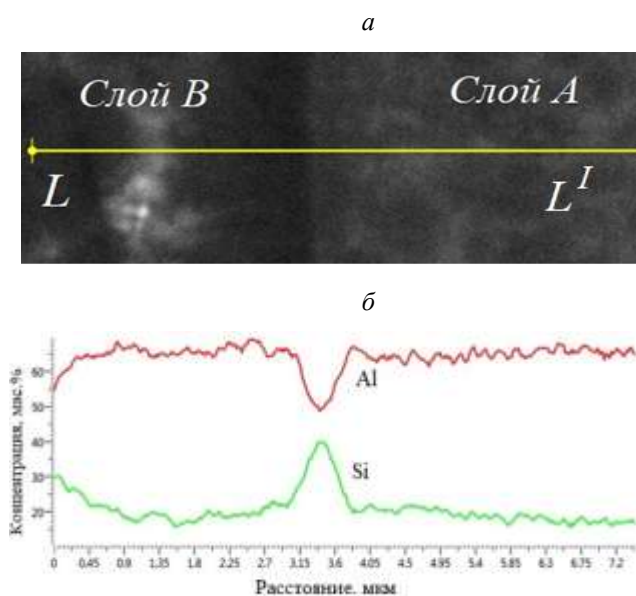


Рис. 2 СЭМ изображение микроструктуры (а) и распределение Al и Si вдоль линии сканирования L-L' (б).

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

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.

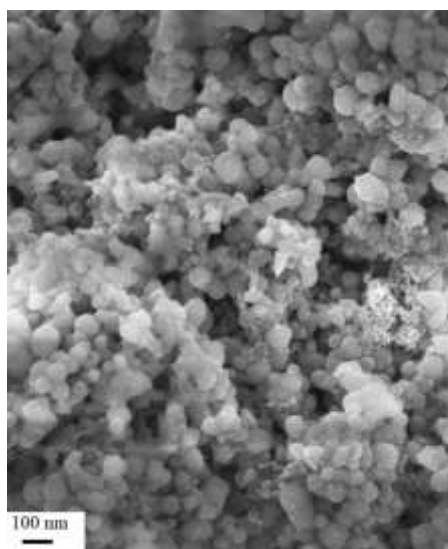


Рис. 3. СЭМ изображения микроструктуры поверхности слоя А фольги сплава Al-20Si-M.

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 раствора 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 равноосной 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 остроконечные 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.

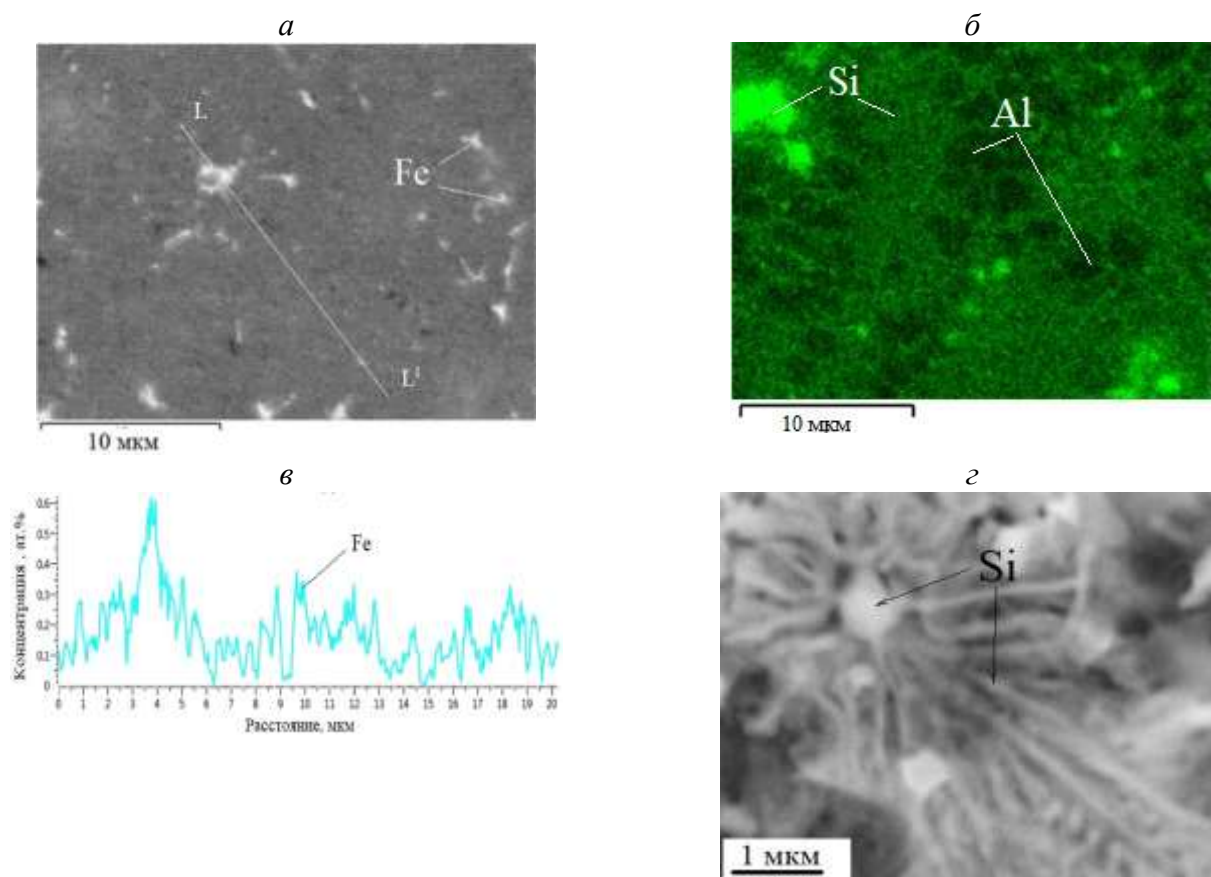


Рис. 4 СЭМ изображения микроструктуры (а), карты распределения кремния (б), распределение Fe вдоль линии сканирования L-L¹ (в) и участок поверхности после травления (г) в слое В фольги сплава Al-Si-Fe.

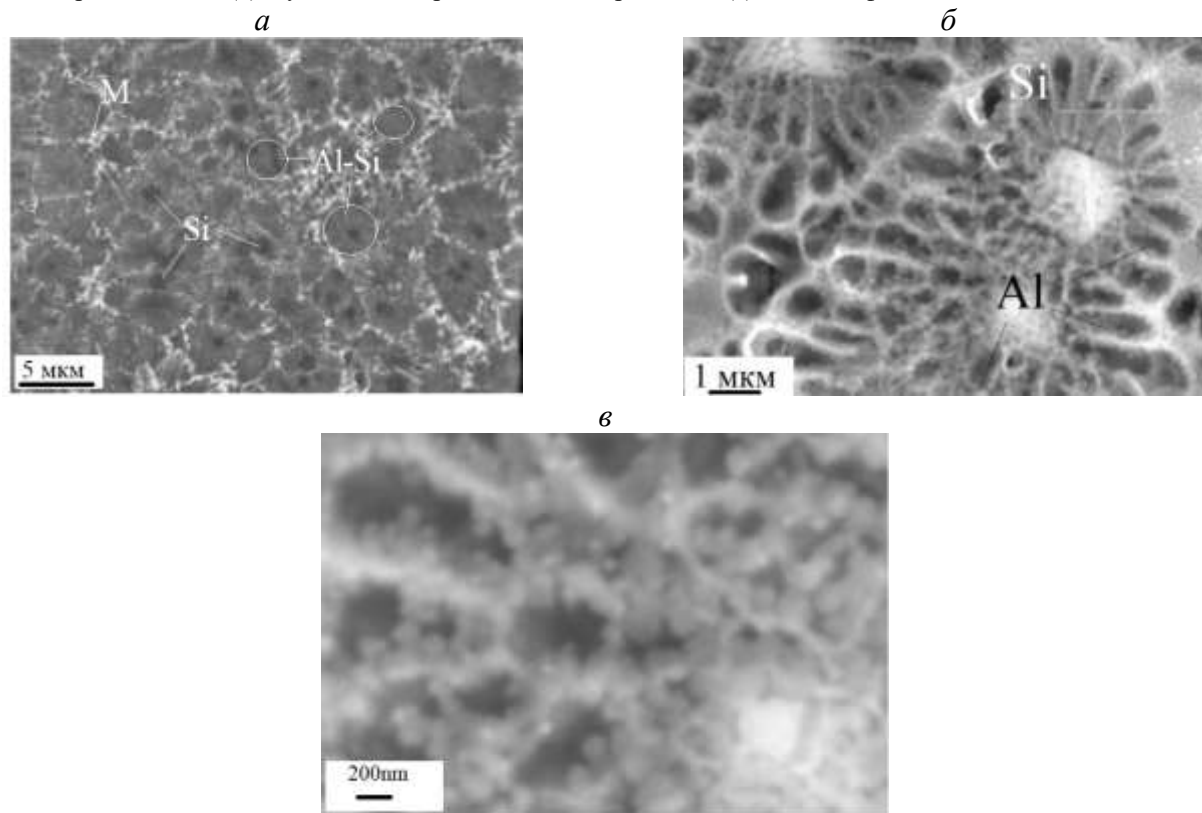


Рис. 5 СЭМ изображения микроструктуры слое В фольги сплава Al-Si-M: а – полированная поверхность сечения, б, в – после травления.

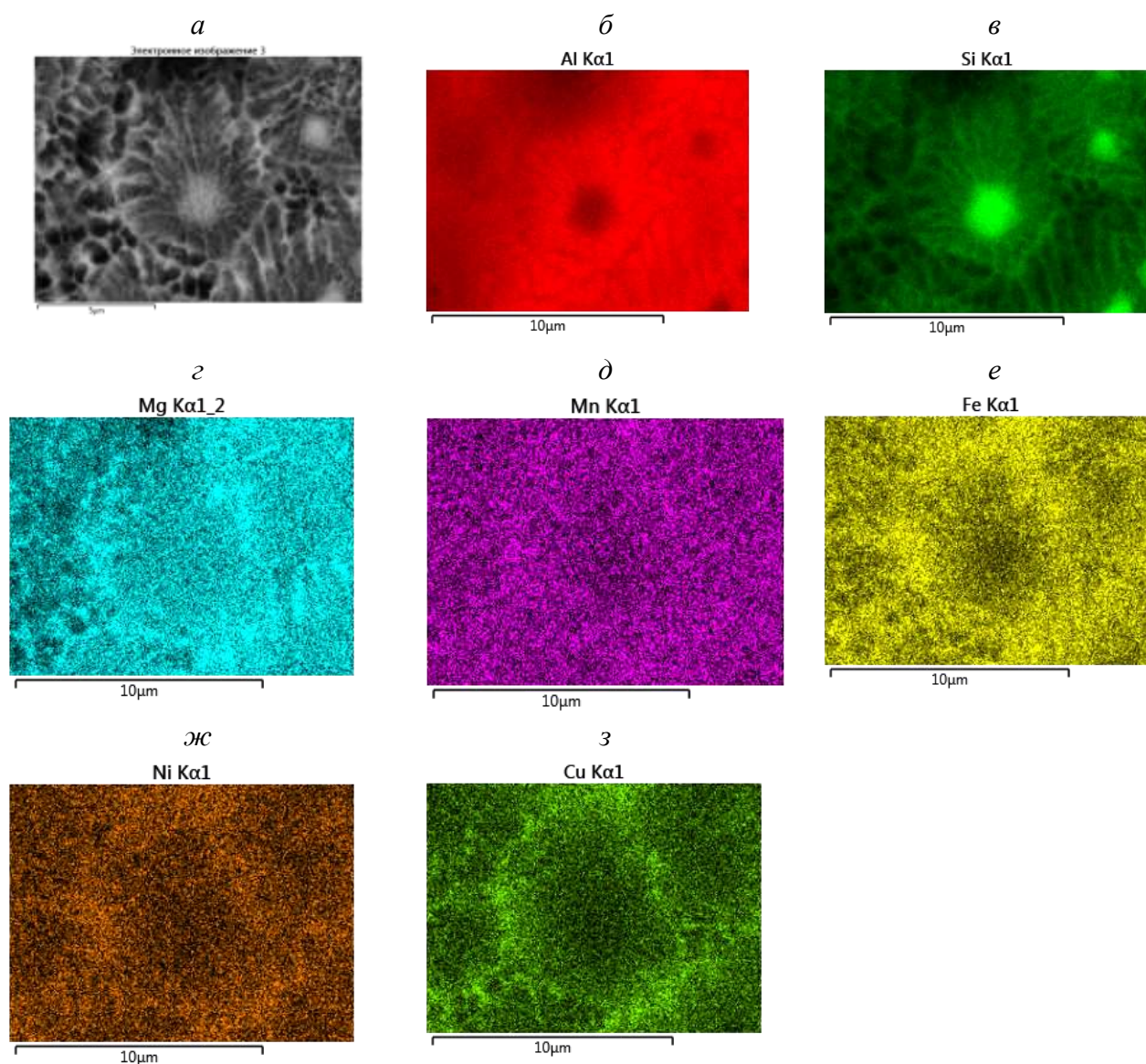


Рис. 6 СЭМ изображение микроструктуры слое В (а) и карты распределения элементов (б-з) в поперечном сечении фольги сплава Al-20Si-M.

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].

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

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 $V_{эвт}$ должна быть равна скорости диффузии атомов кремния в объеме $V_{дэвт}$. Значение $V_{дэвт}$ определяется из соотношения $V_{дэвт} = (D_{эвт}/\tau)^{1/2} = 28$ 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 °С, 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 $V_{заэвт} = V_{эвт} = V_{дэвт} = (D_{эвт}/\tau)^{1/2} = 28$ 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 $V_{эвт}$)

Состав фольги	$D \times 10^9, \text{ м}^2/\text{с}$	$\tau \times 10^{11}, \text{ с}$	$\lambda \times 10^9, \text{ м}$	$V_d, \text{ м/с}$	$V_i, \text{ м/с}$	$V_{эвт}, \text{ м/с}$
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 максимален 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 зеренной структуры слоя у поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору. На рисунке 7 приведены результаты исследования методом ДОО зеренной 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.

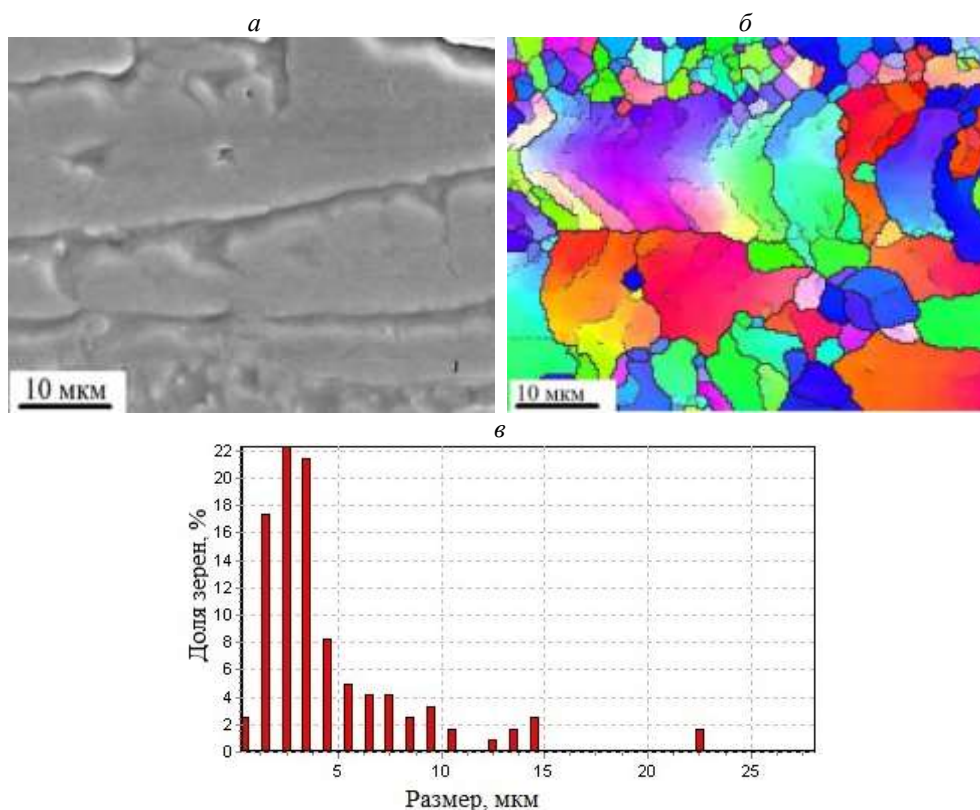


Рис. 7 СЭМ изображение микроstructures поверхности (а), карта распределения зерен (б) и распределения сечений зерен по размерным группам (в) сплавов: Al–20Si–Fe.

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 микроstructure. Проведено сравнение микроstructure 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 микроstructure 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, Ку 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., Пильщиков 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 Gusakovaa 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. Калинин, 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. Мариширов В.В., Мариширова 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 вращающемся 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 $V_{\text{эвт}}$)

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.