DOI 10.5862/JEST.226.11
УДК 621.74.01:669.14

Л.Ю. Добош, В.М. Голод

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

L.Yu. Dobosh, V.M. Golod

MODELING THE MICROSTRUCTURE OF TERNARY ALUMINIUM ALLOYS NON-EQILIBRIUM CRYSTALLIZATION

Представлены результаты расчета параметров микроструктуры, формирующейся при различных условиях кристаллизации многокомпонентных алюминиевых сплавов, полученные с помощью разработанной численной модели. Модель основана на системной взаимосвязи тепловых, кристаллизационных и диффузионных процессов и учитывает результаты термодинамического моделирования фазовых превращений. Построен фрагмент поверхности ликвидуса системы Al-Cu-Mg, определены области формирования различных структурных составляющих и влияние на их состав содержания компонентов при равновесных условиях и при полном подавлении диффузии в твердой фазе. Исследовано влияние состава сплавов Al-Cu-Mg и условий их затвердевания на кинетику формирования, количество и параметры структурных составляющих. Показана адекватность предложенной численной модели для прогнозирования параметров микроструктуры на основе сопоставления экспериментальных и расчетных данных при различной скорости охлаждения и составе алюминиевых сплавов.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ; КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; СОСТАВ ЖИДКОЙ ФАЗЫ; ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ; ДЕНДРИТЫ И ЭВТЕКТИКА.

The results of calculation of parameters of the microstructure formed under different conditions of crystallization of multicomponent aluminum alloys are shown, obtained by the numerical model. The model is based on the system the relationship of heat, diffusion and crystallization processes and considers the results of thermodynamic modeling of phase transformations. Fragment of the liquidus surface of the system Al-Cu-Mg built, identifies areas of formation of various structural components and influence on their composition of components under equilibrium conditions and complete suppression of diffusion in the solid phase. The influence of the composition of the alloys Al-Cu-Mg and conditions of crystallization on the kinetics of formation, quantity and parameters of structural components was investigated. The adequacy of the proposed numerical model to predict the microstructure parameters was shown by comparison of experimental and calculated data at different cooling rate and composition of aluminum alloys.

CRISTALLIZATION OF ALLUMINIUM ALLOYS, COMPUTER MODELING; COMPOSITION OF LIQUID PHASE; MICROSTRUCTURE PARAMETERS; DENDRITES AND EUTECTIC.

Введение

Кристаллизация литейных алюминиевых сплавов в производственных условиях в большинстве случаев протекает неравновесно с частичной диффузией в твердой фазе. Их микроструктура состоит преимущественно из дендритов твердого раствора на основе алюми-

ния, а также выделений эвтектики и некоторых интерметаллидов, которые располагаются в междендритных пространствах. Формирование дендритной структуры находится в тесной зависимости от интенсивности тепловых и диффузионных процессов, а ее прогнозирование дает возможность достижения необходимых механических и эксплуатационных свойств, поскольку от величины междуосных промежутков дендритов зависят размеры и расположение газовых и неметаллических включений, морфология газоусадочной микропористости, развитие дендритной ликвации в отливках и слитках [1–3 и др.]. Наряду с экспериментальными исследованиями [4–7], важным инструментом для обеспечения качества отливок служит компьютерное моделирование литейных процессов [8–10], результаты которого позволяют реализовать научнообоснованное воздействие на параметры формирующейся микроструктуры.

Цель работы – прогнозирование параметров микроструктуры тройных сплавов Al-Cu-Mg, формирующейся при неравновесных условиях кристаллизации, с использованием разработанной компьютерной модели [11–12, 13], базирующейся на механизме диффузионной коалесценции дендритной структуры и принципе аддитивного влияния компонентов сплава на процесс кристаллизации.

Обзор исследований, посвященных расчету вторичных междуосных промежутков дендритов λ_2 [4–10, 14–16], привел к выводу что среди предлагаемых моделей нет достоверного обобщения, которое могло бы показывать степень влияния компонентов и параметров кристаллизации на формирующуюся микроструктуру (рис. 1).

Приводимые результаты многократно различаются по величине λ_2 как при разном содержании легирующего компонента (рис. 1, *а*), так и для близких по составу сплавов (рис. 1, *б*), что свидетельствует об актуальности рассматриваемого вопроса.

Методика выполнения работы

Прогнозирование параметров микроструктуры алюминиевых сплавов осуществлено с помощью системной численной модели, представляющей процесс неравновесной кристаллизации литейных алюминиевых сплавов в **мезомасштабном** объеме сплава, для которого характерно равномерное распределение температуры и концентрации остаточного расплава, в условиях значительного подавления **микромасштабной** диффузии компонентов твердой фазы [11] и эффективного протекания диффузионной коалесценции вторичных ветвей дендритов [17]. Для этого решали систему дифференциальных уравнений, описывающих взаимосвязанное изменение состава жидкой фазы $C^L(m)$ (согласно преобразованному уравнению Онака [12]), темпа выделения твердой фазы $\mu(t) = \frac{dm}{dt}$ и величины вторичных междуосных промежутков $\lambda_2(C^L, \tau)$ дендритов твердого раствора (Al). Системная взаимо-

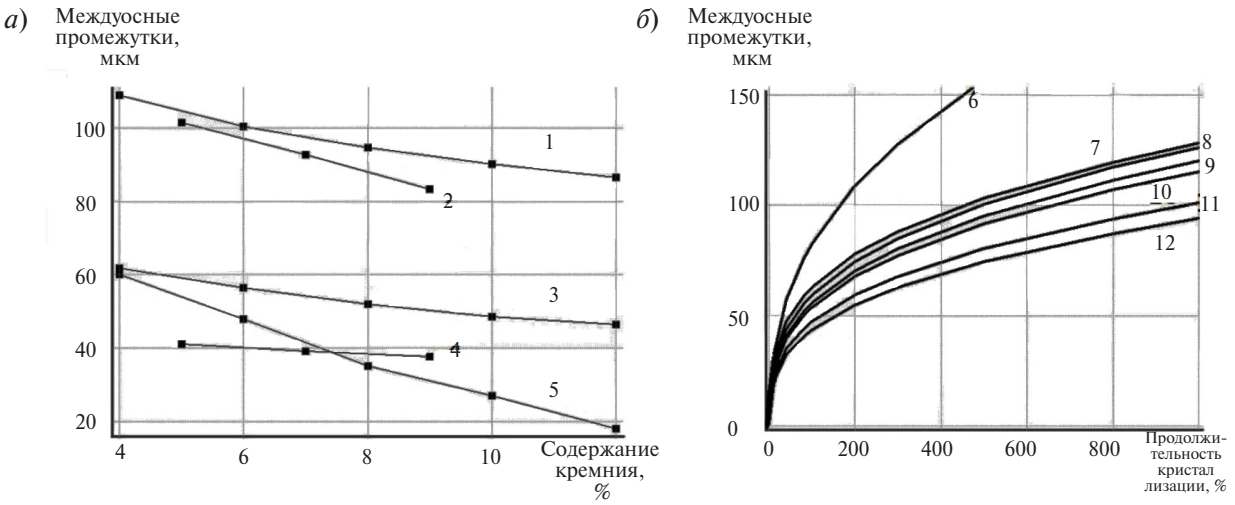

Рис. 1. Расчетные структурные характеристики в сплавах Al-Si (*а*) [14–16] и Al–(4,5-5) %Cu (*б*) [4–10]

связь используемых уравнений заключается в том, что ход кристаллизации и ее морфология находятся в зависимости от характера диффузионных процессов и темпа выделения твердой фазы μ, которые определяют изменение состава жидкой фазы C^L и кинетику изменения термодинамических и геометрических условий протекания диффузии λ_2, поскольку на межфазной границе происходит перераспределение компонентов между фазами.

Для анализа структуры многокомпонентных сплавов, содержащих двойную и/или тройную эвтектику, использовали модель Джексона – Ханта [18] и ее модернизированный аналог для тройных систем [19], в которых отражена взаимосвязь между скоростью ϑ роста эвтектических колоний и величиной λ_e межпластинчатых расстояний:

$$\lambda_e^2 = K_2/(K_1\,\vartheta), \qquad (1)$$

где K_1, K_2 – коэффициенты, которые зависят от ряда термодинамических и кинетических характеристик фаз, образующих эвтектику [18, 19].

Информационное обеспечение расчетов, наряду с адекватностью разработанной численной модели, является важным условием, позволяющим повысить достоверность получаемых результатов. Определение физико-химических параметров сплава (коэффициент распределения k, тангенс угла наклона линии ликвидуса p) на каждом шаге расчетов осуществляли за счет использования в разработанной численной модели данных термодинамического моделирования, полученных с помощью программного комплекса POLYTHERM [12], что позволило учесть проявление температурной зависимости указанных параметров. Температурную зависимость коэффициентов диффузии легирующих компонентов в твердой и жидкой фазах рассчитывали согласно уравнению Аррениуса

$$D_i(T) = (D_0)_i \exp(-Q_i/RT), \qquad (2)$$

где Q_i – энергия активации диффузии i-го компонента; $(D_0)_i$ – параметр, не зависящий от температуры T; R – универсальная газовая постоянная. Значения коэффициентов D_0 и Q для различных элементов, используемые при расчетах, принимали согласно [20].

Экспериментальную оценку параметров дендритной и эвтектической микроструктуры проводили при металлографическом исследовании литых образцов из сплавов Al-5%Cu-(0-5)%Mg и АК12 (Al-10,5%Si-0,1%Cu-0,2%Fe), структура которого содержит значительное (более 60 %) количество эвтектики. Скорость охлаждения отливок варьировали за счет использования песчано-глинистых и металлических форм для получения отливок цилиндрической и прямоугольной конфигурации с приведенной толщиной от 2,5 до 17 мм. Для проведения термического анализа в отливках были установлены хромель-алюмелевые термопары, фиксирующие происходящее в процессе кристаллизации изменения температуры в осевой части отливки и у ее поверхности. Перегрев сплавов при заливке составлял 100–120 °С.

Оценку микроструктуры проводили на световом оптическом микроскопе *Leica DMI* 5000 в диапазоне увеличений ×50–200 с использованием программы количественной обработки данных *Thixomet PRO*. В полученных образцах вблизи термического центра отливки измеряли вторичные междуосные промежутки дендритов λ_2, а также (в образцах из сплава АК12) размеры межпластинчатых расстояний в эвтектике λ_e. Количество измерений, выполненных в нескольких полях зрения, составляло не менее 100 для каждого образца [11].

Результаты моделирования

Термодинамическое моделирование хода затвердевания трехкомпонентных сплавов Al-Cu-Mg использовали для построения фрагмента поверхности ликвидуса данной системы (рис. 3) и получения уравнений, описывающих линии

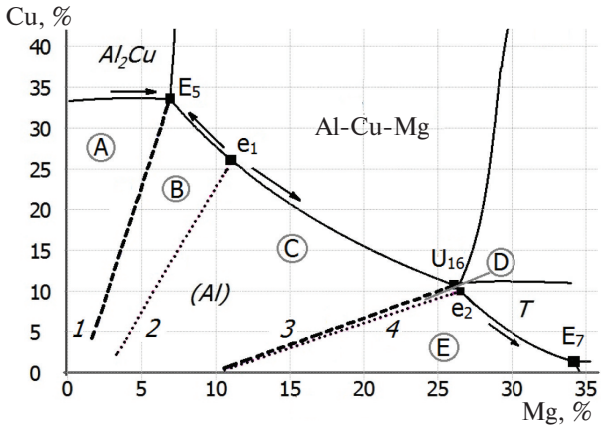

Рис. 3. Области формирования различных структурных составляющих и их разграничительные линии (пунктир) при равновесной кристаллизации сплавов системы Al-Cu-Mg

Таблица 1

Области выделения структурных составляющих и разграничительные линии на проекции поверхности ликвидуса системы Al-Cu-Mg (при Cu ≤ 33% и Mg ≤ 34%)

Обозначение разграничительной линии тройной диаграммы (рис. 3)	Область на поверхности ликвидуса (рис. 3)	Структурные составляющие	Статистическая модель разграничительной линии
1	A *B*	(Al) + Al_2Cu + E_5 (Al) + Al_2CuMg + E_5	$C^L_{Cu} = 5{,}62\ C^L_{Mg} - 5{,}21$
2	*B* *C*	(Al) + Al_2CuMg + E_5 (Al) + Al_2CuMg + U_{16}	$C^L_{Cu} = 3{,}07\ C^L_{Mg} - 7{,}91$
3	*C* *D*	(Al) + Al_2CuMg + U_{16} (Al) + T + U_{16}	$C^L_{Cu} = 0{,}66\ C^L_{Mg} - 6{,}47$
4	*D* *E*	(Al) + T + U_{16} (Al) + T + E_7	$C^L_{Cu} = 0{,}61\ C^L_{Mg} - 6{,}07$

Примечание: E_5 = (Al)+Al_2Cu+Al_2CuMg; U_{16} = (Al)+Al_2CuMg+T; E_7 = (Al)+T+β – составы тройной эвтектики [21]; e_1 = (Al)+Al_2CuMg; e_2 = (Al)+T – составы псевдобинарной эвтектики (точки «перевала») [22]

тальвегов двойных эвтектик, согласно которым происходит покомпонентное изменение состава жидкой фазы. Также были получены статистические модели линий, разграничивающих при кристаллизации сплавов области формирования различных структурных составляющих (табл. 1).

Важными границами при структурообразовании сплавов Al-Cu-Mg на поверхности ликвидуса являются линии 2 и 4, отмечающие точки «перевала» (e_1 и e_2) и разделяющие области выделения соседних тройных эвтектик (E_5 и U_{16}, а также U_{16} и E_7 соответственно). Структура сплавов, в которых исходное содержание компонентов соответствует линиям 1 и 3, при равновесной кристаллизации состоит из первичного твердого раствора (Al) и тройной эвтектики (E_5 или U_{16}). В сплавах с исходным составом, отличающимся от линий 1 и 3, формируется различная по составу двойная эвтектика: в области А – (Al)+Al_2Cu, в областях *B* и *C* – (Al)+Al_2CuMg, в областях *D* и *E* – (Al)+*T*.

Сравнительное термодинамическое моделирование, представленное в виде графиков на рис. 4, отражает влияние содержания магния в сплавах Al-4,5 %Cu-(0,1–16)%Mg, на количество структурных составляющих, выделяющихся при равновесной (рис. 4, *а*) и неравновесной (рис. 4, *б*) кристаллизации. Как видно из представленных графиков, увеличение содержания магния в сплавах, несмотря на значительное различие условий кристаллизации (рис. 4, *а*, *б*), приводит к постепенному и практически одинаковому снижению количества твердого раствора (Al), а наибольшие различия в соотношении структурных составляющих связаны с количеством и составом эвтектики, формирующейся после выделения (Al).

В равновесных условиях (рис. 4, *а*) двойная эвтектика (Al)+Al_2-Cu в области А появляется при 1 % Mg и ее количество m_e^b незначительно увеличивается, достигая максимальной величины (0,015) при 1,6 % Mg, после чего уменьшается соответственно возрастанию доли m_e^t тройной эвтектики E_5. В областях В и С образуется двойная эвтектика (Al)+Al_2-Cu-Mg, наибольшее количество которой (0,26) выделяется при 11,1 % Mg, а затем с ростом количества тройной эвтектики U_{16} падает до 0 при 16 % Mg, когда состав сплава выходит на линию *3* (рис. 3).

При кристаллизации в условиях полного подавления диффузии в твердой фазе (рис. 4, *б*) изменение доли двойных и тройных эвтектик выражено более значительно. В области А с увеличением содержания магния понижается коли-

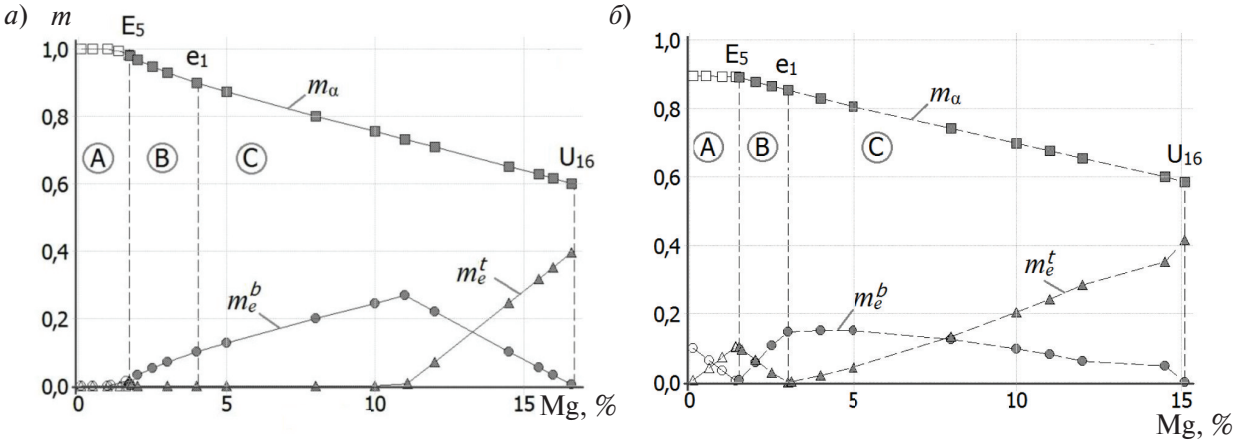

Рис. 4. Влияние содержания магния в сплавах Al-4,5 %Cu-Mg на долю структурных составляющих m_α, m^b_e, m^t_e при равновесных условиях кристаллизации (*а*) и полном подавлении диффузии в твердой фазе (*б*). Пунктирные линии разделяют области изменения фазового состава двойной эвтектики (•) E_5, U_{16} (линии *1* и *3* на рис. 3) и тройной эвтектики (▲) e_1 (линия *2* на рис. 3)

чество двойной эвтектики (Al)+Al_2-Cu и происходит соответствующее увеличение доли тройной эвтектики E_5. Эта же тройная эвтектика формируется в области B и ее доля уменьшается до 0 при 3 % Mg, что соответствует точке псевдобинарной эвтектики e_1, которая отмечает границу, соответствующую изменению состава тройной эвтектики. Доля двойной эвтектики (Al)+Al_2-Cu-Mg в области B с увеличением содержания магния постепенно увеличивается (от 0 до 0,15), а затем, достигнув максимума при переходе в область C (точка e_1), начинает снижаться с появлением в структуре тройной эвтектики U_{16} и увеличением ее доли.

Условия, когда диффузия в твердой фазе протекает полностью ($D^S \to \infty$) либо полностью подавлена ($D^S = 0$), отвечают соответственно равновесным и предельно неравновесным условиям кристаллизации. При частичной диффузии в твердой фазе ($0 < D^S < \infty$), что наиболее характерно для реальных условий кристаллизации алюминиевых сплавов [13], зависимости $m = f(C^L_{Mg})$ занимают промежуточное положение между линиями, соответствующими равновесным (рис. 4, *а*) и предельно неравновесным (рис. 4, *б*) условиям кристаллизации. Кинетический параметр σ, используемый при моделировании процесса кристаллизации [13] и определяемый как

$$\sigma_i = \frac{2\alpha_i}{1+2\alpha_i}; \quad \alpha_i = \frac{8D_i^S \tau_{LS}}{\lambda_2^2}, \qquad (3)$$

позволяет количественно оценивать и учитывать реальную интенсивность диффузионного переноса компонентов в твердой фазе D^S при взаимосвязанных изменениях параметров дендритной структуры (λ_2) и интенсивности теплообмена при кристаллизации (τ_{LS}).

Расчет параметров дендритной микроструктуры был выполнен для сплавов Al-4,5%Cu-(0,1–16)%Mg, кристаллизующихся в условиях частичной диффузии в твердой фазе при заданной характерной полной продолжительности процесса τ_{LS} = 500 с, что отвечает значению безразмерного параметра $\sigma \approx 0{,}5$.

При увеличении концентрации магния от 0,1 до 1,5 %, что соответствует области A на рис. 3, доля первичного твердого раствора ($m_\alpha \approx 0{,}90$) и продолжительность его выделения ($\tau_\alpha \approx 410$ с) практически не изменяются, в то время как конечная величина междуосных промежутков дендритов λ_2 уменьшается от 215 до 90 мкм. Это связано с комплексным влиянием физико-химических параметров, в частности с подавлением диффузии в твердой фазе, которое усиливается с увеличением содержания магния из-за соответствующего понижения коэффициента диффузии [20]. При дальнейшем повышении концентрации магния от 1,5 до 16 % (в областях B и C на поверхности ликвидуса) доля m_α сокращается до 0,65, а продолжительность выделения твердого раствора τ_α – до 168 с, при этом уменьшение конечной величины λ_2 происходит с меньшим темпом (от 90 до 35 мкм).

Добавка меди в сплав с постоянным содержанием магния (C^0_{Mg} = 4,5 %) оказывает аналогичное влияние на изменение соотношения структурных составляющих:

при (0,1–1) % Cu (область C, двойная эвтектика (Al)+T), $\tau_\alpha \approx 470$с) λ_2 уменьшается от 230 до 110 мкм;

при (1–16) % Cu (область B, двойная эвтектика (Al)+Al_2CuMg) τ_α уменьшается до 86 с, λ_2 уменьшается от 110 до 30 мкм.

Полученные результаты показывают, что в рассмотренной системе Al-Cu-Mg с увеличением исходного содержания как меди, так и магния, наблюдается похожий характер изменения продолжительности выделения первичного твердого раствора τ_α и величины междуосных промежутков дендритов λ_2. В исследованной тройной системе это свидетельствует об аддитивном характере влияния компонентов на формирующуюся микроструктуру в условиях коалесценции, которая зависит от термодинамических параметров сплава и диффузионной подвижности легирующих компонентов.

Результаты экспериментального исследования

Типичная микроструктура в поперечном сечении исследованных сплавов, приведенная на рис. 5, представляет собой дендриты твердого раствора на основе алюминия (Al) и находящуюся в междендритных промежутках эвтектику.

Используя в разработанной численной модели значения полной продолжительности кристаллизации τ_{LS} в осевой части отливок [23], экспериментально определенные по термическим кривым рассчитали соответствующие конечные значения междуосных промежутков дендритов λ_2 и межпластинчатые расстояния в эвтектике λ_e.

Как видно из приведенных в табл. 2 данных, средние значения параметров микроструктуры алюминиевых сплавов, рассчитанные с помощью численной модели и полученные экспериментально, хорошо согласуются между собой (в пределах приведенной статистической погрешности эксперимента). При ускоренной кристаллизации сплавов в металлическом кокиле (12–16 с) добавка магния мало влияет на изменение величины междуосных промежутков дендритов, а наблюдаемые отличия могут быть связаны с погрешностью измерений. При более длительной кристаллизации сплавов в песчаной форме (750–1200 с) добавка магния при увеличении интенсивности диффузии в твердой фазе в совокупности с изменением физико-химических параметров компонентов сплава (k_i, p_i) интенсифицирует процесс коалесценции и вызывает уменьшение величины междуосных промежутков.

Выполненное сопоставление по средним значениям λ_2 и λ_e дополнительно выявило локальную (в микромасштабе) неоднородность структуры ($\pm\sigma_l$ намного превышает погрешность измерений), вклад которой, оцениваемый величиной коэффициента вариации $V=\sigma_l/(\lambda_2)_{ср}$, составляет ±(0,20–0,30), что было ранее выявлено и в стали [24]. В сочетании с различной продолжительностью затвердевания по сечению отливки это обусловливает значительный размах параметров микроструктуры также и в макромасштабе.

Таблица 2

Экспериментальные и расчетные значения междуосных промежутков дендритов λ_2 и межпластинчатых расстояний в эвтектике λ_e при различной продолжительности затвердевания отливок τ_{LS}

Сплав	τ_{LS}, с (экспер.)	λ, мкм (расчет)		$\lambda_{ср}\pm\sigma_l$, мкм (экспер.)		Стандартная ошибка измерений $\lambda_{ср}$, мкм	
		λ_2	λ_e	λ_2	λ_e	λ_2	λ_e
Al-5 %Cu	13	17,4	-	13,9±3,4	-	0,2	-
	752	91,6	-	93,1±17,5	-	1,7	-
Al-5 %Cu-5 %Mg	16	16,7	-	14,1±2,7	-	0,3	-
	1020	73,8	-	77,2±14,3	-	1,4	-
АК12	12	17,4	2,3	16,1±4,8	2,7±0,9	0,5	0,1
	1160	95,7	14,1	96,2±17,9	17,9±4,8	2,1	0,6

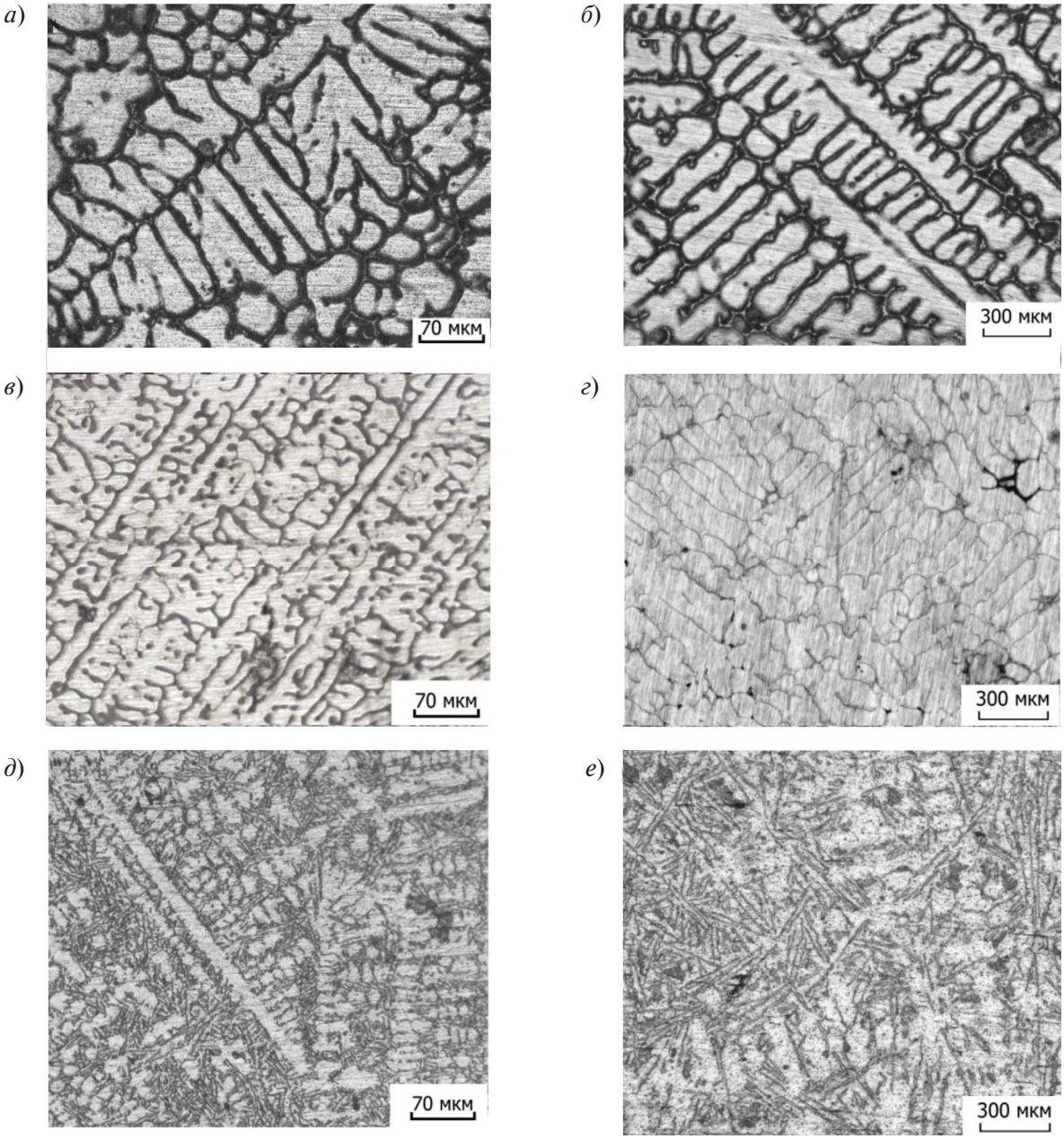

Рис. 5. Микроструктура сплавов Al-5%Cu (*а*, *б*), Al-5%Cu-5 %Mg (*в*, *г*) и АК12(*д*, *е*), кристаллизующихся в металлическом кокиле (*а*, *в*, *д*) и песчаной форме (*б*, *г, е*)

Для определения локальной продолжительности процесса кристаллизации образцов τ_{LS}, в которых не были установлены термопары, с помощью программы POLYCAST был выполнен расчет их затвердевания. В качестве исходных данных использовали результаты химического анализа образцов, а также построенные в системе SOLIDWORKS трехмерные геометрические модели отливок, что позволило получить сведения о распределении температур в отливках и продолжительности их затвердевания вдоль трех координатных осей. С использованием полученных значений τ_{LS} и экспериментально определенных средних значений $(\lambda_2)_{ср}$ были построены статистические модели для расчета величины междуосных промежутков дендритов в экспериментально исследованных сплавах (табл. 3).

Таблица 3

Статистические модели для расчета междуосных промежутков дедритов в исследованных сплавах

Сплав	Уравнение $\lambda_2 = k_1 \tau_{LS}^{n_1}$	Коэффициент корреляции R	Стандартная ошибка коэффициентов уравнения	
			$\pm k_1$	$\pm n_1$
Al-5 % Cu	$\lambda_2 = 7{,}45\tau^{0{,}37}$	0,899	1,08	0,02
Al-5 % Cu-5 % Mg	$\lambda_2 = 4{,}51\tau^{0{,}41}$	0,963	1,05	0,01
АК12	$\lambda_2 = 6{,}30\tau^{0{,}39}$	0,899	1,09	0,02

Приведенные модели имеют высокий коэффициент корреляции R и хорошо согласуются со значением степенного коэффициента $n_1 \approx 0{,}33$, что отвечает теоретической зависимости для диффузионной коалесценции в эмпирическом степенном выражении $\lambda_2 = k_1 \tau_{LS}^{n_1}$ [12].

Заключение

Полученные результаты позволяют утверждать, что в системе Al-4,5% Cu-Mg увеличение исходного содержания магния от 0,1 до 16 % приводит к измельчению дендритной структуры. Если сплав находится в области А, где после формирования твердого раствора (Al) выделяется двойная эвтектика (Al)+Al_2-Cu, то добавка магния приводит к более интенсивному измельчению дендритной структуры, чем в сплавах из области В, где после (Al) выделяется двойная эвтектика (Al)+Al_2-Cu-Mg и с увеличением исходного содержания магния также отмечается сокращение доли твердого раствора и длительности процесса коалесценции. Методические погрешности, выявленные при обзоре существующих методов, были учтены в данной работе. Точность и адекватность модели, подтвержденная на примерах тройных и многокомпонентных сплавов при удовлетворительном согласии расчетных параметров микроструктуры с экспериментальными данными позволяет применять ее как аппарат для численного моделирования процесса формирования дендритных и эвтектических структурных составляющих при неравновесной кристаллизации, которые являются важными параметрами при исследовании микроструктуры. Таким образом, использование разработанной модели дает возможность регулирования условий для получения оптимальной микроструктуры с целью обеспечения необходимых механических свойств литых изделий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Çadirli E.** Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys // Met. Mater. Int. 2013. Vol. 19, № 3. P. 411–422.

2. **Kaya H. [et al.]** Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys // Applied Surface Science. 2008. Vol. 255. P. 3071–3078.

3. **Khan S. [et al.]** Hardness and mechanical property relationships in directionally solidified aluminium-silicon eutectic alloys with different silicon morphologies // J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. P. 5957–5962.

4. **Eskin D.G., Savran V.I., Katgerman L.** Effects of melt temperature and casting speed on the structure and defect formation during direct-chill casting of an Al-Cu alloy // Metall. Mater. Trans.2005. Vol. 36A. P. 1965–1976.

5. **Mori N., Ogi K., Matsuda K.** The secondary arm spacing of dendrite in Al-Cu base alloys // J. Japan Inst. Metals.1976. Vol. 40. P. 406–411.

6. **Kasperovich G. [et al.]** Microsegregation during solidification of an Al-binary alloy at largely different cooling rates (0.01 to 20 000 K/s): modeling and experiment study // Metall. Mater. Trans. 2008. Vol. 39A. P. 1183–1191.

7. **Mortensen A.** On the rate of dendrite arm coarsening // Metall. Mater. Trans. 1991. Vol. 22A. P. 569–574.

8. **Zhu M.F., Hong C.P., Stefanescu D.M., Chang Y.A.** Computational modeling of microstructure evolution in solidification of aluminum alloys // Metall. Trans. 2007. Vol. 38B. P. 517–524.

9. **Roosz A., Halder E,. Exner H.E.** Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures // Mater. Sci. Techn.1986. Vol. 2. P. 1149–1155.

10. **Voller V.R.** A semi-analytical model of microsegregation and coarsening in a binary alloy // Journal of crystal growth.1999.Vol. 197.P. 333–340.

11. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Влияние состава многокомпонентных алюминиевых сплавов на величину вторичных междуосных промежутков дендритов // Литейщик России. 2013. № 3. С. 35–39.

12. **Голод В.М., Савельев К.Д., Басин А.С.** Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. 372 с.

13. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Оценка адекватности модели аддитивного влияния компонентов на кристаллизацию алюминиевых сплавов // Труды 10 МНПК. Литейное производство сегодня и завтра. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2014. С. 366–376.

14. **Ronto V., Roosz A.** Numerical simulation of dendrite arm coarsening in case of ternary Al alloys // Materials Science Forum. 2003. Vol. 414–415. P. 483–490.

15. **Spinelli J.E., Peres M.D., Garcia A.** Thermosolutal convective effects on dendritic array spacings in downward transient directional solidification of Al-Si alloys // Journal of alloys and compounds. 2005. Vol. 403. P. 228–238.

16. **Grugel R.N.** Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys // J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. P. 677–683.

17. **Han Q., Hu H., Zhong X.** Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys // Metall. Mater. Trans. 1997. Vol. 28B, № 6. P. 1185–1187.

18. **Jackson K.A., Hunt J.D.** Lamellar and rod eutectic growth // Transactions of the metallurgical society of AIME. 1966. Vol. 236. P. 1129–1142.

19. **Himemiya T., Umeda T.** Three-phase planar eutectic growth models for a ternary eutectic system // Materials Transactions, JIM. 1999. Vol. 40, № 7. P. 665–674.

20. **Yong Du [et al.]** Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation // Mater. Sci. Eng. 2003. Vol. 363A. P. 140–151.

21. **Effenberg G., Ilyenko S.** Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data • Light Metal Systems. Part 2 // Aluminium – Copper – Magnesium, Landolt-Börnstein: Group IV Physical Chemistry, Berlin–Heidelberg: Springer. 2005. Vol. 11A2. P. 47–78.

22. **Мондольфо Л.Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.

23. **Добош Л.Ю., Голод В.М.** Экспериментальная оценка численной модели для расчета параметров дендритной микроструктуры // МНПК. Недели науки СПбПУ, ИММиТ, Ч.1. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2014. С. 201–206.

24. **Голод В.М., Емельянов К.И., Орлова И.Г.** Дендритная микронеоднородность стальных отливок: обзор исследований и компьютерный анализ // Литейное производство сегодня и завтра. Труды 9 Всеросс. науч.-техн. конф. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 436–455.

REFERENCES

1. **Çadirli E.** Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys. *Met. Mater. Int*. 2013. Vol. 19. No 3. P. 411–422.

2. **Kaya H. [et al.]** Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys. *Applied Surface Science*. 2008. Vol. 255. P. 3071–3078.

3. **Khan S. [et al.]** Hardness and mechanical property relationships in directionally solidified aluminium-silicon eutectic alloys with different silicon morphologies. *J. Mater. Sci*. 1993. Vol. 28. P. 5957–5962.

4. **Eskin D.G., Savran V.I., Katgerman L.** Effects of melt temperature and casting speed on the structure and defect formation during direct-chill casting of an Al-Cu alloy. *Metall. Mater. Trans*. 2005. Vol. 36A, P. 1965–1976.

5. **Mori N., Ogi K., Matsuda K.** The secondary arm spacing of dendrite in Al-Cu base alloys. *J. Japan Inst. Metals*. 1976. Vol. 40. P. 406–411.

6. **Kasperovich G. [et al.]** Microsegregation during solidification of an Al-binary alloy at largely different cooling rates (0.01 to 20 000 K/s): modeling and experiment study. *Metall. Mater. Trans*. 2008. Vol. 39A. P. 1183–1191.

7. **Mortensen A.** On the rate of dendrite arm coarsening. *Metall. Mater. Trans*. 1991. Vol. 22A. P. 569–574.

8. **Zhu M.F., Hong C.P., Stefanescu D.M., Chang Y.A.** Computational modeling of microstructure evolution in solidification of aluminum alloys. *Metall. Trans*. 2007. Vol. 38B. P. 517–524.

9. **Roosz A., Halder E,. Exner H.E.** Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures. *Mater. Sci. Techn*. 1986. Vol. 2. P. 1149–1155.

10. **Voller V.R.** A semi-analytical model of microsegregation and coarsening in a binary alloy. *Journal of crystal growth*. 1999. Vol. 197. P. 333–340.

11. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Vliyaniye sostava mnogokomponentnykh alyuminiyevykh splavov na velichinu vtorichnykh mezhduosnykh promezhutkov dendritov. [Influence of composition multicomponent aluminum alloys on the value of the secondary dendrite arm spacing]. *Liteyshchik Rossii*. 2013. № 3. S. 35–39. (rus.)

12. **Golod V.M., Savelyev K.D., Basin A.S.** Modelirovaniye i kompyuternyy analiz kristallizatsii mnogokomponentnykh splavov na osnove zheleza. [Modelling and computer analysis of crystallization of multicomponent alloys based on iron]. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2008. 372 s. (rus.)

13. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Otsenka adekvatnosti modeli additivnogo vliyaniya komponentov na kristallizatsiyu alyuminiyevykh splavov. *Trudy 10 MNPK Liteynoye proizvodstvo segodnya i zavtra*. SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2014. S. 366–376. (rus.)

14. **Ronto V., Roosz A.** Numerical simulation of dendrite arm coarsening in case of ternary Al alloys. *Materials Science Forum*. 2003. Vol. 414–415. P. 483–490.

15. **Spinelli J.E., Peres M.D., Garcia A.** Thermosolutal convective effects on dendritic array spacings in downward transient directional solidification of Al-Si alloys. *Journal of alloys and compounds*. 2005. Vol. 403. P. 228–238.

16. **Grugel R.N.** Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *J. Mater. Sci*. 1993. Vol. 28. P. 677–683.

17. **Han Q., Hu H., Zhong X.** Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys. **Metall. Mater. Trans.**, 1997. Vol. 28B. No 6. P. 1185–1187.

18. **Jackson K.A., Hunt J.D.** Lamellar and rod eutectic growth. *Transactions of the metallurgical society of AIME*. 1966. Vol. 236. P. 1129–1142.

19. **Himemiya T., Umeda T.** Three-phase planar eutectic growth models for a ternary eutectic system. *Materials Transactions, JIM*. 1999. Vol. 40, No 7, P. 665–674.

20. **Yong Du [et al.]** Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation. *Mater. Sci. Eng.,* 2003. Vol. 363A. P. 140–151.

21. **Effenberg G., Ilyenko S.** Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. Light Metal Systems. Part 2. Aluminium – Copper – Magnesium, Landolt-Börnstein: Group IV Physical Chemistry, Berlin–Heidelberg: Springer. 2005. Vol. 11A2. P. 47–78.

22. **Mondolfo L.F.** Struktura i svoystva alyuminiyevykh splavov. M.: Metallurgiya, 1979. 640 s.

23. **Dobosh L.Yu., Golod V.M.** Eksperimentalnaya otsenka chislennoy modeli dlya rascheta parametrov dendritnoy mikrostruktury. [Experimental investigation of the numerical model to calculate the parameters of dendritic microstructure]. MNPK v ramkakh Nedeli nauki SPbPU [Youth scientific and practical conference Week Science], IMMiT. Ch.1. SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2014. S.201–206. (rus.)

24. **Golod V.M., Yemelyanov K.I., Orlova I.G.** Dendritnaya mikroneodnorodnost stalnykh otlivok: obzor issledovaniy i kompyuternyy analiz. [Dendritic microinhomogeneity steel castings: a review of research and computer analysis segregation]. *Liteynoye proizvodstvo segodnya i zavtra. Trudy 9 Vseross. nauch.-tekhn. konf.* SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2012. S. 436–455. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ДОБОШ Людмила Юрьевна – ведущий инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: dobosh87@mail.ru

DOBOSH Ludmila Yu. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: dobosh87@mail.ru

ГОЛОД Валерий Михайлович – кандидат тхнических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
E-mail: cheshire@front.ru

GOLOD Valerii M. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.
E-mail: cheshire@front.ru