

DOI: [10.7242/1999-6691/2023.16.2.15](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2023.16.2.15)

УДК 544.015

ДЕНДРИТНЫЙ РОСТ НА МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ СТАЛИ 316L

С.А. Груздь, А.И. Мосин, М.Д. Кривилев

Удмуртский государственный университет, Ижевск, Российская Федерация

Аддитивное производство изделий из металлических порошков является быстро развивающимся направлением машиностроения, связанным, в первую очередь, с активным применением в производстве 3D-принтеров. Одной из важных характеристик изделий, изготовленных по данной технологии, является прочность, которая напрямую зависит от первичной микроструктуры материала. Морфология структуры изделий, созданных селективным лазерным плавлением (СЛП), имеет дендритно-ячеистый тип. В статье рассматривается задача определения характерного размера дендритов, формирующихся при высокоскоростной кристаллизации на границе бассейна расплава при СЛП порошка нержавеющей стали 316L. Входными макропараметрами исследуемой системы служат такие, как термодинамические свойства расплава нержавеющей стали, скорость движения лазерного луча, а также угол ориентации хвостовой части бассейна расплава, где располагается основной участок фронта кристаллизации. В основе анализа лежит приближение Иванцова, постулирующее рост кристаллитов параболической формы, которое найдено как приближенное решение осесимметричной задачи тепло- и массопереноса. Математическое моделирование проведено с использованием модели Александрова и Галенко роста двумерного дендрита. Модель описывает устойчивый рост дендрита в двухкомпонентной системе при наличии конвекции в кристаллизующемся расплаве. На основе этой модели авторами предложена методика расчета скорости кристаллизации и диаметра вершины дендрита в зависимости от таких макропараметров, с помощью которых можно управлять процессом и получать изделия с заданными свойствами. Рассчитанные значения характерных размеров структуры сопоставлены с результатами экспериментального исследования методом просвечивающей электронной микроскопии образцов стали 316L, сделанных посредством СЛП.

Ключевые слова: дендритный рост, межфазная поверхность, селективное лазерное плавление, нержавеющая сталь, математическое моделирование формирования микроструктуры

DENDRITIC GROWTH AT THE SOLIDIFICATION INTERFACE IN SELECTIVE LASER MELTING OF 316L STEEL

S.A. Gruzd, A.I. Mosin and M.D. Krivilyov

Udmurt State University, Izhevsk, Russian Federation

Metal powder-based additive manufacturing is a rapidly developing area of mechanical engineering mainly related to the active utilization of 3D printers in the industry. One of the important characteristics of the products obtained using this technology is the strength which depends on the initial microstructure of the material. The morphology of the products manufactured by selective laser melting (SLM) is of dendritic-cellular type. In this paper, the problem of determining the characteristic size of dendrites formed during high-speed solidification at the boundary of the molten pool by selective laser melting of a 316L stainless steel powder layer is considered. Input parameters are defined as the macro parameters of the system under study, such as the thermodynamic properties of a stainless steel melt, the speed of a laser beam, as well as the orientation angle of the tail of the molten pool, where the main section of the crystallization front is located. The mathematical model is based on the Ivantsov approximation of parabolic-shaped crystals, which is found as an approximate solution of the axisymmetric problem of heat and mass transfer. A numerical simulation is performed using a two-dimensional dendritic growth model by Alexandrov and Galenko. The model describes the steady growth of a dendrite in a two-component system in the presence of convection in a solidifying melt. Using this model, the authors propose a method for calculating the solidification velocity and the tip diameter of dendrites, depending on the macroscopic parameters, which in turn can be the control parameters for obtaining the specified properties of the manufactured product. The calculated values are compared to the results of the experimental investigation by transmission electron microscopy of 316L steel samples manufactured by selective laser melting.

Key words: dendritic growth, interface, selective laser melting, stainless steel, mathematical modeling of microstructure formation

1. Введение

Технологии послойного наращивания объектов, известные как аддитивные технологии, активно внедряются в отечественном машиностроении в последние годы. Одна из них — селективное лазерное плавление (СЛП) металлического порошка — применяется для создания стальных изделий. При СЛП изготовление детали сложной формы производится пошагово путем лазерного сплавления тонкого (толщиной 40–60 мкм) слоя порошка в инертной атмосфере рабочей камеры. Последовательность операций включает: 1) нанесение слоя порошка контролируемой толщины; 2) сплавление порошка согласно заданному шаблону сканирования; 3) временную выдержку для остывания аддитивной детали; 4) повторение операций 1)–3) до полного выращивания изделия (10^3 – 10^4 раз). Расширение сферы использования такого способа получения готовых СЛП-продуктов сопровождается повышением требований к их свойствам [1], а также к формирующим их 3D-принтерам. В работах [2, 3] изучаются особенности кристаллизации сплавов на основе железа, в том числе приведены экспериментальные результаты влияния переохлаждения при затвердевании сплавов

на основе железа с добавлением кремния Si, а также с различным содержанием хрома Cr. Авторы отмечают, что на свойства материала будут оказывать влияние скорость кристаллизации и переохлаждение системы. В [4] предложена математическая модель расчета степени переохлаждения расплава в процессе закалки алюминиевых сплавов, изменение микроструктуры при различных скоростях охлаждения подтверждается экспериментально. В обзорной статье [5] анализируется современное состояние аддитивных технологий, в том числе представлены сплавы, использующиеся на данный момент в 3D-принтерах, а также описаны свойства получаемых материалов и изделий.

Подбор оптимальных режимов лазерного сплавления позволяет достичь заданных характеристик уже в процессе изготовления, не прибегая при этом к дополнительным технологическим операциям [6]. Одной из наиболее важных эксплуатационных характеристик является прочность, которая напрямую зависит от структуры затвердевшего металла и размера зерна. В связи с этим в представляемой работе ставится задача определения размеров элементов первичной микроструктуры, а также степени переохлаждения бинарного сплава вблизи фронта кристаллизации в зависимости от заданной скорости перемещения лазерного луча принтера. Предполагается, что структура в переохлажденном расплаве образуется по типу параболического дендрита, введенного Иванцовым [7]. Для проведения анализа роста дендритов использована математическая модель, опробованная Александровым, Тороповой и Галенко в работах [8–11], которая позволяет установить характерные размеры микроструктуры. Полученные результаты сопоставляются с данными экспериментального исследования методом просвечивающей электронной микроскопии образцов нержавеющей стали марки 316L, изготовленных по технологии СЛП.

2. Математическая модель роста дендритов

При технологии СЛП фронт кристаллизации находится в хвостовой части бассейна расплава (БР), образующегося на поверхности изделия под воздействием лазерного излучения (Рис. 1). Скорость кристаллизации — $V_{кр}$, напрямую зависит от скорости перемещения лазерного источника — V_d , и угла наклона линии фронта кристаллизации — α , относительно поверхности детали. Установки СЛП на сегодняшний день характеризуются скоростью перемещения луча лазера в диапазоне 700–1000 мм/с, вследствие этого фронт кристаллизации перемещается с достаточно большой скоростью.

При высокоскоростной кристаллизации в процессе технологий СЛП характерной морфологией первичной микроструктуры является дендритно-ячеистая. Необходимо произвести поиск управляющих параметров процесса и проанализировать их влияние на микроструктуру, от характеристик которой будут зависеть механические свойства готового изделия.

Ключевыми параметрами для отыскания размеров формирующегося элемента первичной микроструктуры при высокоскоростной кристаллизации являются: скорость роста вершины дендрита, совпадающая со скоростью кристаллизации $V_{кр}$; диаметр вершины дендрита d ; величина локального переохлаждения системы вблизи метастабильной границы раздела фаз ΔT . Значение скорости кристаллизации принимается за известный входящий параметр, который можно получить из решения задачи определения макропараметров бассейна расплава как в работах [12–14]. В этих работах авторы предлагают модель СЛП для высокодисперсных порошков металлов и сплавов. В [12] решается задача многофазной кристаллизации в полной постановке. В [13, 14] порошковый слой рассматривается в приближении сплошной среды, где эффективные теплофизические характеристики зависят от локальной пористости. Все модели позволяют находить поля скоростей конвективных потоков в бассейне расплава, а также форму и размер бассейна.

Рост кристалла во встречном потоке жидкости формулируется как нелинейная задача термо- и примесной диффузии типа задачи Стефана с подвижной фазовой границей и описывается математически системой уравнений, включающей уравнение теплопроводности, уравнение диффузии, а также уравнения сохранения импульсов и массы. Для поиска компонент скорости полагается, что течение расплава ламинарное, турбулентные составляющие не учитываются, поскольку геометрические параметры бассейна расплава малы (диаметр расплавленного пятна ~ 100 мкм). Действительно, оценка числа Рейнольдса показывает, что в процессах СЛП реализуются течения в диапазоне $Re \leq 500$. Аналитическое решение рассматриваемой задачи предложено исследовательским коллективом и апробировано в работах [9–11], где предполагается что основной формой морфологии на фронте кристаллизации в подобных задачах является дендрит (Рис. 2). Авторы представляют решение для двумерного дендрита параболической формы таким образом, что оно позволяет определять основные характеристики микроструктуры, образующейся при кристаллизации, а именно характерный размер дендрита и величину переохлаждения в зависимости от скорости кристаллизации. При этом скорость конвективного набегающего потока является входным параметром модели, который в дальнейшем используется для вычисления безразмерных внутренних переменных — конвективного числа Пекле для теплопереноса и переноса примеси.

Для нахождения параметров роста дендрита первым уравнением в предложенной модели [9–11] является баланс переохлаждения:

$$\Delta T = \Delta T_T + \Delta T_C + \Delta T_R + \Delta T_k. \quad (1)$$

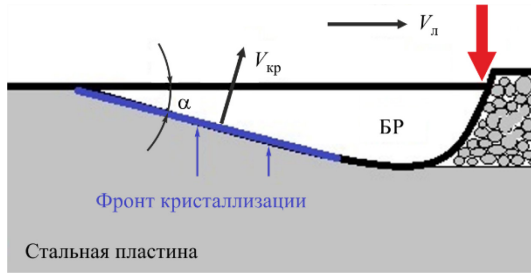


Рис. 1. Схема положения фронта кристаллизации в бассейне расплава при технологии СЛП, где $V_{\text{л}}$ – направление скорости перемещения лазерного источника по поверхности детали, $V_{\text{кр}}$ – направление скорости кристаллизации, α – угол наклона хвостовой части БР относительно поверхности изделия

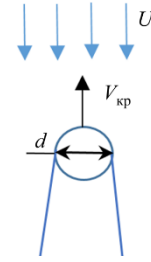


Рис. 2. Схема параболического дендрита с вершиной диаметром d , растущего со скоростью кристаллизации $V_{\text{кр}}$ во встречном гидродинамическом потоке, набегающем со скоростью U

Термическое переохлаждение ΔT_T выражается как

$$\Delta T_T = \frac{Q}{c_p} \text{Iv}(\text{Pe}_g, \text{Pe}_f), \quad (2)$$

где Q — скрытая теплота плавления, c_p — изобарная теплоемкость, $\text{Iv}(\text{Pe}_g, \text{Pe}_f)$ — функция Иванцова, Pe_g и Pe_f — ростовое и потоковое числа Пекле, которые будут определены ниже. Концентрационное переохлаждение ΔT_C находится согласно зависимости:

$$\Delta T_C = m \frac{C_{\infty} (1 - k_0) \cdot \text{Iv}(\text{Pe}_{cg}, \text{Pe}_{cf})}{1 - (1 - k_0) \cdot \text{Iv}(\text{Pe}_{cg}, \text{Pe}_{cf})}, \quad (3)$$

где m — наклон линии ликвидуса (линии, выше которой находится только расплав), C_{∞} — концентрация примеси в растворе, k_0 — коэффициент, характеризующий процесс перераспределения примесного компонента на движущемся фронте затвердевания. Физически перераспределение вызвано различием энергии активации, необходимой для встраивания осаждающихся атомов смеси основного и примесного компонентов. В физическом материаловедении это учитывается как коэффициент распределения $k_0 = C_S / C_L$, где C_S и C_L — концентрация примесного компонента на фронте в твердой и жидкой фазах соответственно. Другими словами, концентрация примеси на фронте испытывает скачок.

Переохлаждение ΔT_R , возникающее на вершине дендрита из-за искривления межфазной границы (эффект Гиббса–Томсона), находится как

$$\Delta T_R = \frac{2d_0 Q}{c_p \cdot (d/2)}, \quad (4)$$

где d_0 — капиллярная постоянная. Кинетическое переохлаждение ΔT_k определяется из уравнения:

$$\Delta T_k = V_{\text{кр}} / \mu_k, \quad (5)$$

где μ_k — кинетический коэффициент на межфазной поверхности.

Для модифицированных функций Иванцова $\text{Iv}(\text{Pe}_g, \text{Pe}_f)$ в уравнении (2) и $\text{Iv}(\text{Pe}_{cg}, \text{Pe}_{cf})$ в уравнении (3) справедливы равенства:

$$\text{Iv}(\text{Pe}_g, \text{Pe}_f) = \text{Pe}_g \exp(\text{Pe}_g + \text{Pe}_f) \cdot I_T(\infty), \quad (6)$$

$$\text{Iv}(\text{Pe}_{cg}, \text{Pe}_{cf}) = \text{Pe}_{cg} \exp(\text{Pe}_{cg} + \text{Pe}_{cf}) \cdot I_C(\infty). \quad (7)$$

Ростовое Pe_g и потоковое Pe_f числа Пекле определяются через параметры системы как

$$\text{Pe}_g = (d/2) \cdot V_{\text{кр}} / (2D_T), \quad \text{Pe}_f = (d/2) \cdot U / (2D_T), \quad (8)$$

а концентрационным числам Пекле соответствуют выражения

$$\text{Pe}_{cg} = (d/2) \cdot V_{\text{кр}} / (2D_C), \quad \text{Pe}_{cf} = (d/2) \cdot U / (2D_C), \quad (9)$$

где D_T — коэффициент температуропроводности, D_C — коэффициент диффузии хрома в расплаве, U — скорость набегающего потока.

Интегралы I_T и I_C в уравнениях (6) и (7) описывают диффузионный и конвективный механизмы теплопереноса. Для двумерного пространства с параболическим ростом вершины дендрита они имеют выражения [11]:

$$I_T(\eta) = \int_1^\eta \exp \left[\text{Pe}_f \int_1^{\eta'} \frac{g(\eta'')}{\sqrt{\eta''}} d\eta'' - (\text{Pe}_f + \text{Pe}_g) \eta' \right] \frac{d\eta'}{\sqrt{\eta'}}, \quad (10)$$

$$I_C(\eta) = \int_1^\eta \exp \left[\text{Pe}_{cf} \int_1^{\eta'} \frac{g(\eta'')}{\sqrt{\eta''}} d\eta'' - (\text{Pe}_{cf} + \text{Pe}_{cg}) \eta' \right] \frac{d\eta'}{\sqrt{\eta'}}, \quad (11)$$

$$g(\eta) = \sqrt{\eta} \frac{\text{erfc} \sqrt{\eta \cdot \text{Re}/2}}{\text{erfc} \sqrt{\text{Re}/2}} + \frac{\sqrt{2/(\pi \cdot \text{Re})}}{\text{erfc} \sqrt{\text{Re}/2}} \cdot \left[\exp \left(-\frac{\text{Re}}{2} \right) - \exp \left(-\frac{\eta \cdot \text{Re}}{2} \right) \right], \quad (12)$$

где erfc — дополнительная функция ошибок Гаусса (возникает при решении дифференциального уравнения сохранения импульса), Re — число Рейнольдса, η — одна из координат параболической системы, которая вводится для решения данного интеграла в случае, когда межфазная граница соответствует уровню $\eta = 1$.

Для определения параметров дендрита к уравнению баланса переохлаждений (1) в систему уравнений модели дендритного роста требуется добавить условие отбора устойчивой моды стационарного роста вершины дендрита в вязкой жидкости, которое имеет вид [11]:

$$\sigma^* \equiv \frac{2d_0 D_T}{(d/2)^2 V_{\text{кр}}} = \sigma_0^*(\beta) \left[\frac{1}{2} - m \cdot C_i (1 - k_0) \frac{D_T c_p}{Q D_C} \right], \quad (13)$$

где σ^* — масштабный фактор, связывающий скорость роста дендрита и его диаметр, C_i — концентрация примеси в расплаве на вершине дендрита, задаваемая как

$$C_i = \frac{C_\infty}{1 - (1 - k_0) \cdot \text{Iv}(\text{Pe}_{cg}, \text{Pe}_{cf})}, \quad (14)$$

и параметр анизотропии $\sigma_0^*(\beta)$, который для двумерной задачи находится по формуле:

$$\sigma_0^*(\beta) = \frac{2\sigma_0 \beta^{7/4}}{1 + b(\beta^{-3/4} \alpha_0(\text{Re}))^{11/14}}, \quad (15)$$

где b — параметр устойчивости модели, подбираемый численно [11],

$$\alpha_0(\text{Re}) = \frac{d_0 U \cdot a(\text{Re}) [1 + D_C / (2D_T)]}{4(d/2) V_{\text{кр}} \left[\frac{D_C}{2D_T} + m \cdot C_i (1 - k_0) \frac{c_p}{Q} \right]}, \quad (16)$$

при этом

$$a(\text{Re}) = \sqrt{\frac{\text{Re}}{2\pi}} \cdot \frac{\exp(-\text{Re}/2)}{\text{erfc} \sqrt{\text{Re}/2}}. \quad (17)$$

Уравнения (1) и (13) являются основными уравнениями модели дендритного роста для определения величины переохлаждения и диаметра вершины дендрита при заданной скорости кристаллизации. Система нелинейных уравнений (1)–(17) решается совместно методом Зейделя [12]. Численное решение интегралов выполняется методом трапеций.

3. Результаты расчетов и их сопоставление с лабораторным экспериментом

Для лабораторного эксперимента на стандартном промышленном лазерном 3D-принтере по технологии СЛП из порошка нержавеющей стали 316L, аналога марки стали 03X17H14M2, были изготовлены опытные образцы. Свойства исходного материала и функционально зависящие от них характеристики, которые также применялись при проведении расчетов, представлены в таблицах 1 и 2. Скорость кристаллизации при испытаниях определялась согласно следующей зависимости:

$$V_{кр} = V_{л} \cdot \sin \alpha, \quad (18)$$

где $V_{л}$ — скорость передвижения лазера, α — угол хвостовой части бассейна расплава (угол между касательной к межфазной границе и направлением движения лазера, Рис. 1). Величина скорости движения лазера варьировалась в заданном диапазоне (см. Табл. 3). С использованием модели, представленной в работах [14, 15], произведен численный расчет процесса селективного лазерного плавления в условиях, при которых изготовлены исследуемые образцы. Были вычислены: форма бассейна расплава; угол между касательной к фронту кристаллизации и поверхностью хвостовой части бассейна. Результаты представлены в таблице 3. Средняя скорость конвективных потоков U в хвостовой части бассейна расплава, где наблюдается активный процесс кристаллизации, составляла порядка 0,2 м/с, данное значение получено в работах [13–15] и принято в качестве первого приближения для значения скорости набегающего на вершину дендрита потока.

График, изображенный на рисунке 3, представляет изменение диаметра вершины дендрита в зависимости от скорости кристаллизации для стали 316L. Сплошная линия является решением задачи с использованием математической модели (1)–(17), крестиками нанесены экспериментальные данные с размерами элементов

Таблица 1. Физико-механические свойства стали 316L (частично использованы значения параметров из работ [8, 16])

Параметр	Обозначение, [размерность]	Значение
Температура плавления (температура ликвидуса)	T_0 , [K]	1743
Концентрация примеси (хрома)	c_∞ , [ат. %]	17
Коэффициент распределения примеси (равновесный)	k_0	0.791
Наклон линии ликвидуса	m , [K/ат. %]	–3,49
Коэффициент диффузии в расплаве	D_c , [м ² /с]	$3 \cdot 10^{-9}$
Коэффициент теплопроводности	λ , [Вт/(К·м)]	13
Теплоемкость	c_p , [Дж/(кг·К)]	791
Плотность жидкой фазы	ρ , [кг/м ³]	6900
Кинематическая вязкость жидкой фазы	ν , [м ² /с]	$7,9 \cdot 10^{-7}$
Скрытая теплота плавления	Q , [Дж/кг]	$1,8 \cdot 10^5$
Молярная масса	μ , [кг/моль]	0,055
Поверхностное натяжение на границе раздела «расплав–твердая фаза»	σ , [Н/м]	0,15
Кинетический коэффициент роста межфазной поверхности	μ_k , [м/(с·К)]	0,209
Анизотропия межфазной границы	ε_c	0,018
Постоянная анизотропии поверхностной энергии (численная постоянная)	σ_0	10
Параметр устойчивости	b	0,01

Таблица 2. Функционально зависимые характеристики стали 316L (частично использованы значения из работ [4, 11])

Характеристика	Обозначение, [размерность]	Формула	Значение
Коэффициент температуропроводности	D_t , [м ² /с]	$\lambda / (c_p \rho)$	$2,5 \cdot 10^{-6}$
Температура адиабатической кристаллизации	T_Q , [K]	Q / c_v	228
Капиллярная постоянная	d_0 , [нм]	$\sigma T_0 / (Q \rho T_Q)$	2
Фактор анизотропии	β	$15 \varepsilon_c$	0,27

Таблица 3. Расчетные значения скорости движения лазера, угла хвостовой части бассейна расплава и скорости кристаллизации, полученные на основе данных, принятых в режиме изготовления образцов, и из анализа микрошлифов

Номер испытания	$V_{л}$, [м/с]	$\sin \alpha$	$V_{кр}$, [м/с]
1	0,56	0,400	0,224
2	0,63	0,425	0,267
3	0,70	0,440	0,308
4	0,77	0,454	0,349
5	0,84	0,463	0,389

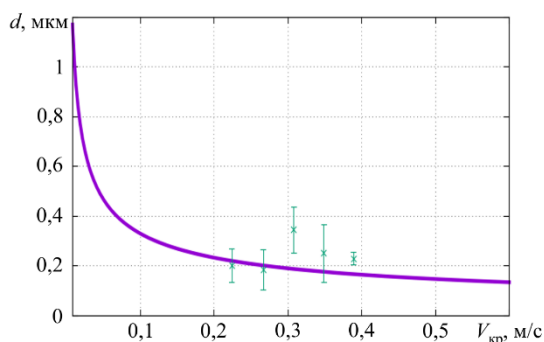


Рис. 3. К сопоставлению с экспериментальными данными зависимости диаметра вершины дендрита d от скорости кристаллизации, полученной по модели дендритного роста (1)–(17): сплошная линия – результаты вычисления; крестики – характерный размер ячеистой микроструктуры в опытах

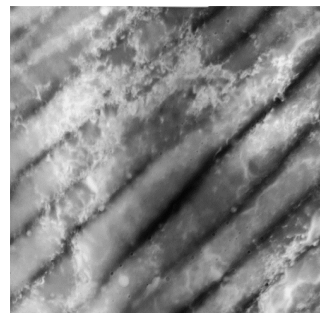


Рис. 4. Микроструктура образца в продольном сечении, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии; размер поверхности на снимке составляет $1,5 \times 1,5$ мкм; $V_d = 0,7$ м/с

микроструктуры, установленной в результате анализа образцов в лабораторных испытаниях методом просвечивающей электронной микроскопии. Величина переохлаждения системы при выбранных режимах изготовления образцов составляла 30–50 К.

Снимок микроструктуры образца, изготовленного СЛП, представлен на рисунке 4. Размер области снимка $1,5 \times 1,5$ мкм. На показанном продольном сечении образца отчетливо просматривается структура в виде вытянутых ячеек, характерный размер которых варьируется в диапазоне 0,1–0,3 мкм. Ячейки первичной микроструктуры относятся к дендритно-ячеистой морфологии, когда вторичные ветви вырождены.

4. Заключение

Результаты сопоставления данных, рассчитанных согласно модели, и результатов лабораторных испытаний показали, что применение модели дендритного роста к ячеистому росту в условиях технологии СЛП является обоснованным. Полученные экспериментально средние значения размеров первичной микроструктуры и рассчитанные по модели (1)–(17) диаметры вершины дендритов (ячеек) хорошо коррелируют друг с другом и лежат в диапазоне 0,1–0,3 мкм для выбранных режимов перемещения луча лазера в 3D-принтере. При кристаллизации расплава нержавеющей стали 316L в технологии СЛП скорость кристаллизации составляла 0,2–0,3 м/с. При этом локальное переохлаждение на фронте кристаллизации достигало значений 30–50 К.

Установлено, что при высокоскоростной кристаллизации в процессе СЛП предположение о параболической форме роста первичного дендрита вполне приемлемо. Полученные данные показывают, что предложенная авторами работ [8–11] модель достоверно прогнозирует характерные размеры дендритно-ячеистой микроструктуры.

Авторы признательны Е.В. Харанжевскому за интерпретацию экспериментальных данных по микроструктуре образцов, а также С.Л. Ломаеву и Г.А. Гордееву за предоставленные расчетные скорости кристаллизации и параметры геометрии бассейна расплава.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Госкорпорации «Росатом» (проект «Управление качеством металлических материалов, полученных путем прямого селективного воздействия на кристаллическую структуру первичных фаз при затвердевании», выполняемый в рамках Комплексной программы развития атомной науки, техники и технологий).

Литература

1. Новиков С.В., Рамазанов К.Н. Аддитивные технологии: состояние и перспективы. Уфа: УГФТУ, 2022. 75 с.
2. Ладьянов В.И., Стяжкина И.В., Камаева Л.В. Влияние температуры расплава на кристаллизацию и свойства сплава Fe – 10 ат.% Si // Перспективные материалы. 2010. № 9. С. 251-254.
3. Камаева Л.В., Стерхова И.В., Ладьянов В.И. Вязкость и переохлаждение расплавов системы Fe – Cr в области до 40 ат. % Cr // Неорганические материалы. 2012. Т. 48, № 3. С. 378-384. (English version <https://doi.org/10.1134/S0020168512030089>)
4. Калинин А.С., Кривошеев Ю.К. Определение глубины переохлаждения расплава и характера структурообразования при закалке из жидкого состояния // Литье и металлургия. 2001. № 3. С. 60-65.
5. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L. Review of selective laser melting: Materials and Applications // Appl. Phys. Rev. 2015. Vol. 2. 041101. <https://doi.org/10.1063/1.4935926>
6. Ivanov I.A., Dub V.S., Karabutov A.A., Cherepetskaya E.B., Bychkov A.S., Kudinov I.A., Gapeev A.A., Krivilyov M.D., Simakov N.N., Gruzd S.A., Lomaev S.L., Dremov V.V., Chirkov P.V., Kichigin R.M., Karavaev A.V., Anufriev M.Yu., Kuper K.E. Effect of laser induced ultrasound treatment on material structure in laser surface treatment for selective laser melting applications // Sci. Rep. 2021. Vol. 11. 23501. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-02895-8>

7. *Иванцов Г.П.* Температурное поле вокруг шарообразного, цилиндрического и иглообразного кристалла, растущего в переохлажденном расплаве // ДАН СССР. 1947. Т. 58, № 4. С. 567-569.
8. *Nestler B., Danilov D., Galenko P.* Crystal growth of pure substances: Phase-field simulations in comparison with analytical and experimental results // J. Comput. Phys. 2005. Vol. 207. P. 221-239. <https://doi.org/10.1016/j.jcp.2005.01.018>
9. *Alexandrov D.V., Galenko P.K.* Selection criterion of stable dendritic growth at arbitrary Peclet numbers with convection // Phys. Rev. E. 2013. Vol. 87. 062403. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.87.062403>
10. *Торопова Л.В.* Математическое моделирование устойчивой моды дендритного роста при различных условиях кристаллизации // Дисс... канд. физ.-мат. наук: 01.02.14. Екатеринбург, УрФУ. 2020. 124 с.
11. *Александров Д.В., Галенко П.К.* Дендритный рост с вынужденной конвекцией: методы анализа и экспериментальные тесты // УФН. 2014. Т. 184, № 8. С. 833-850. <https://doi.org/10.3367/UFNr.0184.201408b.0833>
12. *Porsching T.A.* Jacobi and Gauss-Seidel methods for nonlinear network problems // SIAM J. Numer. Anal. 1969. Vol. 6. P. 437-449. <https://doi.org/10.1137/0706039>
13. *Khairallah S.A., Anderson A.* Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder // J. Mater. Process. Tech. 2014. Vol. 214. P. 2627-2636. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.001>
14. *Gordeev G.A., Ankudinov V., Kharanzhevskiy E.V., Krivilyov M.D.* Numerical simulation of selective laser melting with local powder shrinkage using FEM with the refined mesh // Eur. Phys. J. Spec. Top. 2020. Vol. 229. P. 205-216. <https://doi.org/10.1140/epjst/e2019-900100-6>
15. *Гордеев Г.А., Кривилев М.Д., Анкудинов В.А.* Компьютерное моделирование селективного лазерного плавления высокодисперсных металлических порошков // Вычисл. мех. сплош. сред. 2017. Т. 10, № 3. С. 293-312. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2017.10.3.23>
16. *Pinomaa T., Lindroos M., Walbrühl M., Provatas N., Laukkanen A.* The significance of spatial length scales and solute segregation in strengthening rapid solidification microstructures of 316L stainless steel // Acta Mater. 2020. Vol. 184. P. 1-16. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.10.044>

References

1. Novikov S.V., Ramazanov K.N. *Additivnyye tekhnologii: sostoyaniye i perspektivy* [Additive technologies: state and prospects]. Ufa, UGATU, 2022. 75 p.
2. *Lad'yanov V.I., Styazhkina I.V., Kamayeva L.V.* Vliyaniye temperatury rasplava na kristallizatsiyu i svoystva splava Fe – 10 at.% Si [Influence of the melt temperature on the crystallization and properties of the alloy Fe – 10 at.% Si]. *Perspektivnyye materialy*, 2010, no. 9, pp. 251-254.
3. *Kamaeva L.V., Sterkhova I.V., Lad'yanov V.I.* Viscosity and supercooling of Fe-Cr (≤ 40 at % Cr) melts. *Inorg. Mater.*, 2012, vol. 48, pp. 318-324. <https://doi.org/10.1134/S0020168512030089>
4. *Kalinichenko A.S., Krivosheyev Yu.K.* Opredeleniye glubiny pereokhlazhdeniya rasplava i kharaktera strukturoobrazovaniya pri zakalke iz zhidkogo sostoyaniya [Determination of the depth of melt supercooling and the nature of structure formation during quenching from a liquid state]. *Lit'ye i metallurgiya – Foundry production and metallurgy*, 2001, no. 3, pp. 60-65.
5. *Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L.* Review of selective laser melting: Materials and Applications. *Appl. Phys. Rev.*, 2015, vol. 2, 041101. <https://doi.org/10.1063/1.4935926>
6. *Ivanov I.A., Dub V.S., Karabutov A.A., Cherepetskaya E.B., Bychkov A.S., Kudinov I.A., Gapeev A.A., Krivilyov M.D., Simakov N.N., Grudz S.A., Lomaev S.L., Dremov V.V., Chirkov P.V., Kichigin R.M., Karavaev A.V., Anufriev M.Yu., Kuper K.E.* Effect of laser induced ultrasound treatment on material structure in laser surface treatment for selective laser melting applications. *Sci. Rep.*, 2021, vol. 11, 23501. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-02895-8>
7. *Ivantsov G.P.* Temperaturnoye pole vokrug sharoobraznogo, tsilindricheskogo i igloobraznogo kristalla, rastushchego v pereokhlazhdennom raspлаве [Temperature field around spherical, cylindrical and needle-shaped dendrite growing in supercooled melt]. *DAN SSSR*, 1947, vol. 58, no. 4, pp. 567-569.
8. *Nestler B., Danilov D., Galenko P.* Crystal growth of pure substances: Phase-field simulations in comparison with analytical and experimental results. *J. Comput. Phys.*, 2005, vol. 207, pp. 221-239. <https://doi.org/10.1016/j.jcp.2005.01.018>
9. *Alexandrov D.V., Galenko P.K.* Selection criterion of stable dendritic growth at arbitrary Peclet numbers with convection. *Phys. Rev. E*, 2013, vol. 87, 062403. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.87.062403>
10. *Toropova L.V.* *Matematicheskoye modelirovaniye ustoychivoy mody dendritnogo rosta pri razlichnykh usloviyakh kristallizatsii* [Mathematical modeling of a stable mode of dendritic growth under various crystallization conditions]. PhD dissertation, Ural Federal University, Ekaterinburg, 2020. 124 p.
11. *Aleksandrov D.V., Galenko P.K.* Dendrite growth under forced convection: analysis methods and experimental tests. *Phys.-Usp.*, 2014, vol. 57, pp. 771-786. <https://doi.org/10.3367/UFNe.0184.201408b.0833>
12. *Porsching T.A.* Jacobi and Gauss-Seidel methods for nonlinear network problems. *SIAM J. Numer. Anal.*, 1969, vol. 6, pp. 437-449. <https://doi.org/10.1137/0706039>
13. *Khairallah S.A., Anderson A.* Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder. *J. Mater. Process. Tech.*, 2014, vol. 214, pp. 2627-2636. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.001>
14. *Gordeev G.A., Ankudinov V., Kharanzhevskiy E.V., Krivilyov M.D.* Numerical simulation of selective laser melting with local powder shrinkage using FEM with the refined mesh. *Eur. Phys. J. Spec. Top.*, 2020, vol. 229, pp. 205-216. <https://doi.org/10.1140/epjst/e2019-900100-6>
15. *Gordeev G.A., Krivilyov M.D., Ankudinov V.E.* Computer simulation of selective laser melting of fine-grained metallic powders. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2017, vol. 10, no. 3, pp. 293-312. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2017.10.3.23>
16. *Pinomaa T., Lindroos M., Walbrühl M., Provatas N., Laukkanen A.* The significance of spatial length scales and solute segregation in strengthening rapid solidification microstructures of 316L stainless steel. *Acta Mater.*, 2020, vol. 184, pp. 1-16. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.10.044>

Поступила в редакцию 15.11.2022; после доработки 16.12.2022; принята к опубликованию 25.12.2022

Сведения об авторах

Груздь Светлана Анатольевна, кфмн, нс, Удмуртский государственный университет (УдГУ), 426034, г. Ижевск, ул. Университетская, 1; e-mail: lilypa@mail.ru

Мосин Анатолий Игоревич, б/с, мнс, УдГУ; e-mail: anatoliy.mosin@bk.ru

Кривилев Михаил Дмитриевич, дфмн, зав. лаб., УдГУ; e-mail: mk@udsu.ru