УДК 519.688:536.42

Моделирование процесса перераспределения примеси при лазерной обработке сталей

А. А. Камильянова^{1,2}, В. В. Кропотин², В. И. Ладьянов¹

¹Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Россия, 426067, Ижевск, ул. Т. Барамзиной, 34

² НПО МКМ, Россия, 426034, г. Ижевск, ул. И. Закирова, 24

Аннотация. Важными характеристиками металлических изделий при производстве являются распределение примесей и формирование микро- и макроструктуры в различных частях изделия. Целью данной работы является теоретическое описание и моделирование процесса лазерного воздействия на стальную пластину, которое позволяет описать поля температуры и концентрации примеси (углерода) в макроскопических масштабах всего изделия. Наличием других примесей в данной работе пренебрегается. Модельные уравнения включают уравнения сохранения энергии, диффузии, баланса примесей, а также уравнение кинетики для процессов кристаллизации и плавления. Модель является квазиравновесной и близка по идеологии к подходу двухфазной зоны. По полученным зависимостям проанализированы процессы нагрева, плавления и кристаллизации в материале образца. Исследования проводились при стационарном положении источника лазерного излучения. Варьируя различные параметры модели, получены определенные закономерности процесса. Для объяснения полученных зависимостей, использованы результаты работ по стандартным видам лазерной обработки. Рассчитанные кривые показывают сильную взаимосвязь между параметрами лазерного излучения и характеристиками системы. Расчеты позволяют детально проследить за процессами фазовых превращений и определить характерную глубину проникновения материала. Модель может быть расширена на случай многофазного описания многокомпонентных систем. Данная работа является первым шагом в исследовании проблем легирования стальных изделий порошковыми смесями лазерным излучением.

Ключевые слова: математическое моделирование, тепломассоперенос, структура, лазерные технологии.

🖂 Анна Камильянова, e-mail: <u>anna.kamil@mail.ru</u>

Modeling of the Process of the Redistribution of Impurities During the Laser Treatment of Steels

Anna A. Kamilyanova^{1,2}, Valentin V. Kropotin², Vladimir I. Ladyanov¹

¹Udmurt Federal Research Center UB RAS (34, T. Baramzina St., Izhevsk, 426067, Russian Federation)

² MKM Ltd (24, I. Zakirova St., Izhevsk, 426034, Russian Federation)

Summary. In production, important characteristics of metal products are the distribution of impurities and the formation of micro- and macrostructure in various parts of the product. The purpose of this work is a theoretical description and modeling of the laser action process on a steel plate, which allows describing temperature and concentration fields on the macroscopic scales of the entire product. The model equations include the energy conservation, diffusion, impurity balance equations and kinetic crystallization and melting equations. The model is quasi-equilibrium and is conceptionally close to the two-phase zone approach. According to the obtained dependencies, it is possible to analyze the process of heating, melting, and crystallization in the sample material. The studies were carried out at a stationary position of the laser radiation source. We obtained certain regularities of the process by varying different parameters of the model. The studies on the standard types of laser processing such as metalworking by laser welding and electron beam welding can be used for the explaination of the type of the dependencies obtained. The obtained curves show a strong relationship between the parameters of laser radiation and the system characteristics. It is possible to clearly observe the processes of phase transformations and determine the approximate penetration depth of the material. This model can be expanded to include a multiphase description for multicomponent system. The results obtained in this work will be helpful in further studying the problems of alloying of the steel products surfaces with powder mixtures.

Keywords: mathematical modeling, heat and mass transfer, structure, laser technologies.

Anna Kamilyanova, e-mail: <u>anna.kamil@mail.ru</u>

введение

Аддитивное производство (AM – additive manufacturing) – это сравнительно новый способ обработки и создания изделий на основе лазерной обработки материалов. АМ представляет все больший интерес для широкого круга отраслей промышленности и применений, в том числе для критически важных для безопасности компонентов аэрокосмической промышленности и газовых турбин. Металлические компоненты, особенно детали в реактивных двигателях, могут быть как изготовлены, так и отремонтированы с использованием технологии AM; однако это требует строгих мер контроля качества для обеспечения целостности деталей, поскольку процесс может быть подвержен таким дефектам, как подповерхностная пористость [1], плохая отделка поверхности [2] и нежелательная микроструктура [3]. Это также может привести к остаточным напряжениям и деформациям [3]. Вычислительное моделирование может стать важным инструментом для лучшего понимания физических явлений в AM при экспериментальном исследовании.

Лазерная обработка материалов, лежащая в основе AM, в последнее время стала важным направлением в технологиях производства [4-6]. Особенностью лазерной обработки является возможность изменения свойств материалов вблизи поверхности. Физические процессы, приводящие к указанным выше дефектам, в первую очередь, обусловлены процессами перекристаллизации [7] и перераспределения примеси [8, 9], во вторую – неоднородным прогревом, появлением упругих и пластических деформаций. Теоретическое изучение процессов изменения поверхности материалов при лазерном облучении и моделирование технологии AM предполагает последовательный учет различных физических механизмов формирования поверхности и их взаимодействие между собой. Разработка полной физической модели и средств моделирования таких процессов позволит перейти к созданию технологических пакетов прогнозирования свойств материалов для AM технологий, аналогично известным [10 – 12].

В качестве первого шага по пути разработки соответствующей модели системы, которая позволит описать формирование структуры изделий в АМ, имеет смысл теоретического исследования процессов прогрева металла и перераспределения примеси вблизи поверхности на основе ранее известных моделей. Это позволит понять недостатки модели и расширить ее для более точных решений исходя из условий поставленной задачи. Компьютерное моделирование процессов тепломассопереноса и сравнение полученных данных расчета с имеющимися экспериментальными данными позволяет откалибровать теоретические параметры, определяющие влияние лазерного излучения на материал. В качестве известной проверенной модели для процессов плавления-затвердевания может быть выбрано неравновесное обобщение модели двухфазной зоны [13, 14]. Если в рамках равновесной модели процесса состав раствора полностью определяется уравнениями ликвидуса и солидуса, наше исследование предполагает использование кинетических уравнений плавления-затвердевания на основе понятий перегрева (переохлаждения), понимаемых как отклонения текущей температуры от линии равновесия (солидуса или ликвидуса).

Целью представленной работы является исследование влияния режимов обработки на перераспределение примеси на основе модели двухфазной зоны в поверхностном слое стали в процессах плавления и последующего затвердевания. Источник излучения в исследуемых режимах обработки предполагался статическим.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассматриваемая задача состоит в изучении процессов тепломассопереноса при попадании лазерного импульса с пространственно распределенным потоком энергии на поверхность *S* стальной детали, рис. 1. В данной работе соответствующий поток энергии сконфигурирован не только по пространству, но и по времени. Расчет температурных и

концентрационных полей позволяет оценить характерные размеры проплавления и перераспределения примеси. В качестве моделирования выбрана материала для плоскопараллельная стальная пластинка марки AISI 1045 (Сталь 45). Последнее подразумевает, что при моделировании были использованы параметры теплофизических свойств данного материала. Тем не менее, при расчетах предполагалось, что состав материала по примеси учитывает, в целях простоты, только наличие углерода. Зависимость теплофизических параметров стали от температуры и состава взята из базы данных пакета LVMFlowCV [12]. Таким образом, на данном этапе моделирования, результаты моделирования не привязаны жестко к конкретному материалу, позволяя говорить скорее о качественном понимании и соответствии с наблюдаемыми процессами. Верификация модели на свойствах конкретного материала и формируемой структуры в стали станет возможна по мере развития модели в многокомпонентном и многофазном направлениях.



Рис. 1. Схематическое изображение падения импульса лазера на поверхность металла

Fig. 1. Schematic representation of the laser pulse incident on the metal surface

Моделирование предполагало, что все рассматриваемые физические процессы происходят на макроскопических масштабах. Это позволяет использовать для описания фазового перехода модель двухфазной зоны. При распределении энергии лазерного луча полагалось, что за исключением энергии, рассеянной в окружающую среду по закону Стефана-Больцмана и теплообмена на границе с окружающей средой по закону Ньютона, остальная часть энергии излучения лазера идет на нагрев материала. В качестве характеристик лазера были использованы средние значения параметров установки ЛИС 25/2 [15], используемой в материаловедческих исследованиях в НЦ МФМ УдмФИЦ УрО РАН.

Пример оплавления поверхности при одиночном импульсе приведен на рис. 2, полученном в ходе исследования. На фото отчетливо видна неровность затвердевшей поверхности, что связано с течением жидкости в ванне расплава. В представленной работе вкладом гидродинамических течений на данном этапе пренебрегалось, хотя плотность фаз, расчетах, зависимость температуры. используемая В учитывает Учет явлений разбрызгивания капель, испарения металла и гидродинамических течений, а также исследование их влияния на глубину проплавления металла и перераспределение примеси будет выполнено в последующем моделировании. В данной работе полагалось, что внутри двухфазной зоны, где происходит сегрегация, гидродинамические явления сглажены (поскольку по сути сводятся к процессам просачивания внутри двухфазной зоны), и из-за этого не могут сильно влиять на перераспределение углерода.



Рис. 2. Фото оплавленной поверхности металла при одиночном импульсе Fig. 2. Photo of the melted metal surface with a single pulse

МОДЕЛЬ ДВУХФАЗНОЙ ЗОНЫ

Теория двухфазной зоны [13, 14] сводится к уравнениям, выражающим набор законов сохранения для процессов тепломассопереноса в многофазной среде.

Коротко остановимся на основных положениях модели. Поскольку модель является макроскопической, в единице объема может содержаться как жидкая, так и твердая фазы. Долю жидкой фазы в единице объема обозначим как L, тогда доля твердой фазы равна S = 1 - L. Внутри объемов фаз эти доли равны нулю либо единице, в то время как внутри двухфазной зоны, содержащих обе фазы, доли меняются между нулем и единицей.

Описание диффузии в областях, как с однородной фазой (твердой и жидкой), так и в области двухфазной зоны, основано на законе Фика. В двухфазной области обычный закон Фика становится некорректным из-за отсутствия равенства химического потенциала углерода в твердой фазе и химического потенциала в жидкой фазе при одной и той же концентрации. Оценка характерной скорости затвердевания при лазерном облучении дает величину порядка 0.2 - 0.1 мм/(°C·с), что позволяет говорить о применимости равновесной диаграммы состояния. Исходя из этого, перераспределение примеси между фазами определяется соотношениями баланса, основанными на равновесной диаграмме состояния. Кроме того, линии ликвидуса и солидуса, определяющими границы двухфазной зоны по концентрации (при данной температуре), будем считать заданными функциями от концентрации примеси. Тогда уравнения модели можно записать в виде:

- закон сохранения энергии:

$$C_{p}(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \left(\lambda(T)\nabla T\right) - q\frac{\partial L}{\partial t} + \frac{\partial Q}{\partial t},$$
(1)

- уравнения диффузии в твердой и жидкой фазах и баланс примеси между фазами:

$$\frac{\partial}{\partial t} \left(LC_L + SC_S \right) = \nabla \cdot \left(LD \nabla C_L \right), \tag{2}$$

$$\frac{\partial}{\partial t} \left(LC_L \right) = -\frac{C_S}{k(T)} \frac{\partial}{\partial t} S, \quad \frac{\partial}{\partial t} \left(SC_S \right) = k(T)C_L \frac{\partial}{\partial t} S, \tag{3}$$

- кинетические уравнения для кристаллизации и плавления:

$$\frac{\partial L}{\partial t} = \beta (T - T_L(C_L)), \quad \frac{\partial L}{\partial t} = \beta (T - T_S(C_S)), \tag{4}$$

- уравнения линий ликвидуса и солидуса:

$$T_L = T_L(C_L), \quad T_S = T_S(C_S).$$
⁽⁵⁾

В уравнениях модели (1-5) приняты следующие обозначения: Т – локальная температура, T_L – температура ликвидуса, T_S – температура солидуса, $C_P(T)$ – удельная $\rho(T)$ – плотность вещества, *q* – теплота теплоемкость, кристаллизации, $\lambda(T)$ – теплопроводность, C_L – концентрация примеси (углерода) В расплаве, C₅ – концентрация примеси (углерода) в твердой фазе, k – коэффициент распределения, D – коэффициент диффузии, β – кинетический коэффициент роста, $\partial Q/\partial t$ – мощность при $k = C_s(T) / C_I(T)$ распределения лазерном облучении. Коэффициент является термодинамическим понятием и характеризует отношение равновесных концентраций на границе фаз растворов. Величина $\partial Q/\partial t$ зависит от координат и времени, а также описывает форму лазерного излучения (однородное или гауссово).

Начальное распределение температуры образца до облучения принято равным $T_0 = 20 \,^{\circ}C$, начальное содержание углерода в стали составляло $C_0 = 0.45 \,^{\circ}$. На границах расчетной области задавались условия третьего рода, полагая температуру окружающей среды $20 \,^{\circ}C$. На контакте материал и воздух также задавалось условие третьего рода, учитывающее теплообмен с воздухом по закону Ньютона и потери на излучение. Значения величин в модели и уравнениях при численном решении представлены в таблице.

Величина Quantities	Название Name	Значение Value
x_0, y_0, z_0	Размеры пластины Plate size	3.6×3.6×2.0 мм
dx	Шаг по координате Coordinate step	0.1 мм
dt	Шаг по времени Time step	0.001 c
T_0	Температура окружающей среды External temperature	20 °C
C_0	Начальная концентрация углерода Initial carbon concentration	0.45 %
d	Диаметр лазерного пятна Laser beam diameter	800 мкм

Таблица – Значения величин в модели и уравнениях (1) – (5) при численном решении
Table – Values of quantities in model and equations $(1) - (5)$ for numerical solution

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

Для решения поставленной задачи был использован пакет программ компьютерного моделирования литейных процессов LVMFlowCV [12]. В функционале программы есть возможности для моделирования ряда задач, в частности доступны уравнения ликвидуса и солидуса для конкретных материалов, доступны зависимости теплофизических параметров от температуры и концентрации примеси, формирование геометрии образца и пучка лазера. Пакет также предоставляет достаточно хорошие возможности по визуализации вычислений в пространстве и контролю вычисляемых величин. На базе пакета реализованы численные модули, моделирующие процессы нагрева области стальной детали лазерным источником, фазовый переход и перераспределение примеси. Для расчета использованы неявные численные алгоритмы решения уравнения теплопроводности и уравнений диффузии.

На первом шаге рассмотрено влияние мощности излучения на глубину проплавления z_{depth} в материале. Во всех расчетах диаметр лазерного луча d = 800 мкм.





Fig. 3. Graph of the dependence of $z_{depth}(t)$ at $P_0 = 180$ W on the type of laser radiation: (G-red) Gaussian distribution, (H-blue) homogeneous distribution

На графике (рис. 3) видно, что в случае гауссового распределения металл проплавляется глубже, чем при однородном распределении. Это связано с тем, что при гауссовом распределении большая часть мощности излучения концентрируется в центре луча. А при однородной мощности плотности излучения, это излучение распределяется равномерно на большей области от центра луча, что приводит к уменьшению z_{depth} . Дальнейшие расчеты проведены при однородном распределении излучения.

На рис. 4 представлен определенный характер изменения величины проплавления от P и τ . Мы видим, что с увеличением мощности металл проплавляется глубже. Сравнительные расчеты показывают, что как и в экспериментальных данных [15] получается явная зависимость мощности падающего излучения и времени воздействия на величину проплавления в подложке, так и по вычислительным данным получаем идентичные значения. Величина глубины проплавления z_{depth} в среднем варьируется от 20 до 200 мкм.



Рис. 4. Глубина проплавления материала в зависимости от мощности P_0 при $\tau = 20$ мс Fig. 4. The penetration depth of the material depending on the power P_0 with $\tau = 20$ ms







(а) изменение Т со временем в центре воздействия

the change of T over time in the center of influence

(*b*) распространение тепла вглубь образца в момент времени *t* = 0.01 с

heat transfer of deep into the sample at time t = 0.01 s

В процессе расчета (рис. 5, *a*), при выбранном режиме воздействия с мощностью излучения $P_0 = 180$ Вт и длительности импульса $\tau = 10$ мс, происходит нагрев до температур $T_{\text{max}} \approx 2200K$. При таких значениях испарение вещества с поверхности образца можно не учитывать. На (рис. 5, *b*) видно разделение границы фаз при температуре плавления $T \approx 1700 K$, что соответствует данным по железоуглеродистым сталям.



Рис. 6. Концентрационные зависимости С в разные моменты времени

Fig. 6. Concentration dependences of C at different time moments

Также в данном режиме были получены концентрационные зависимости. На полученных графиках перераспределения примеси можно увидеть, как в процессе плавления и кристаллизации меняется значения концентрации углерода (рис. 6). Динамика во времени происходит следующим образом: сначала происходит подплавление твердой фазы (момент времени 0.03 с), затем расплав начинает обогащаться за счет насыщения примеси из твердой фазы (t = 0.05 с). По мере проплавления этот насыщенный слой жидкости начинает сдвигаться вслед за фронтом плавления (t = 0.1 с). После прекращения

плавления происходит процесс выравнивания примеси по объему ванны расплава (t = 0.12 с). В последующие моменты времени происходит постепенное выравнивание примеси в области затвердевания (t = 0.15... 1.5). График на рис. 7 явно показывает возникновение границы двухфазной зоны, а также отсюда мы можем предположить, что глубина проплавления для данного режима составляет порядка 100 мкм. Для времен t = 1 и 5 с графики распределения примеси в центре ванны оказывается больше, чем в среднем по глубине ванны. Это связанно с тем, что решалась объемная задача и сегрегация выталкивала лишнюю примесь не только по направлению к поверхности образца, но и с боковых стенок.

А именно, процесс перераспределения можно представить себе как постепенное затвердевание образца, начинающееся с одного из его концов. Основными параметрами процесса являются объем закристаллизовавшейся части расплава (доля объема расплава), а также концентрации примеси в оставшейся части расплава. Отталкиваемая твердой фазой примесь накапливается по мере протекания кристаллизации в расплаве. Это увеличение концентрации примеси в расплаве приводит к постепенному увеличению ее концентрации в твердой фазе и к результирующей сегрегации примеси по объему образца, подверженной лазерной обработке.



Рис. 7. Концентрационная зависимость C в момент времени t = 0.01 с

Fig. 7. Concentration dependence C at time t = 0.01 s



Рис. 8. Концентрационная зависимость по всей глубине образца

Fig. 8. Concentration dependence over the whole depth of the sample

Рост концентрации примеси в верхних слоях жидкости формирует поток, направленный к центру ванны расплава. Такое же поведение можно увидеть в некоторых работах о преобладании переноса по боковым стенкам канала [18, 19]. Что мы и наблюдаем на рис. 8 – 9, полученных при моделировании.









Рис. 9. Профили температурного и концентрационного полей в момент времени t = 0.01 с Fig. 9. Temperature and concentration field profiles at time t = 0.01 s

Существующие представления о формировании структуры канала проплавления для такого типа лазерной обработки недостаточны для обобщения результатов расчета, поскольку теоретические и экспериментальные исследования совершаются при определенных условиях и на различных типах оборудования. Можно анализировать типовые процессы при лазерной обработке с проплавлением на известных уже работах по обработке металла лазерной сваркой и электронно-лучевой сваркой [16, 17]. Воспользовавшись известными представлениями данного процесса можно получить достаточно близкие к нашей задаче результаты.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе представлены результаты исследования модельной задачи, имитирующей падение лазерного луча на поверхность материала (стали) с последующим проплавлением и образованием жидкой ванны на поверхности. Рассмотренная модель тепломассопереноса реализована в рамках пакета LVMFlowCV и соответствует по своим характеристикам лазеру ЛИС 25/2, применяемому для исследований в области материаловедения в УдмФИЦ УрО РАН.

В качестве первого шага разработана программа численных расчетов для уравнений теплопроводности и диффузии, проведены тестовые расчеты, моделирующие лазерный луч как поверхностный тепловой источник с гауссовым и равномерным распределением. В компьютерной модели учтены радиационные потери на тепловое излучение и зависимость имеющихся теплофизических параметров от температуры и состава. Разработанная модель

основана на модели двухфазной зоны (1-3), (5) с учетом неравновесной кинетики (4) затвердевания, определяющей перераспределение примеси между фазами.

В результате проведения ряда вычислительных экспериментов подтверждена целесообразность применения предложенной модели. Представлены результаты расчётов относительной концентрации примеси и распределения температуры вдоль образца. Построены кривые, которые показывают зависимость изменения концентрации примеси в результате лазерной обработки. Полученные результаты могут служить тестом для дальнейшего усложнения модели, которое предполагается как в плане дальнейшего развития теоретической модели, так и в усложнении объекта исследования. Последнее предполагает разработку модели с легирующим порошком на поверхности металла.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Panwisawas C., Qiu C. L., Sovani Y., Brooks J. W., Attallah M. M., Basoalto H. C. On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting // Scripta Materialia, 2015, vol. 105, pp. 14-17. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.04.016

2. Qiu C. L., Panwisawas C., Ward R. M., Basoalto H. C., Brooks J. W., Attallah M. M. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting // Acta Materialia, 2015, vol. 96, pp. 72-79. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.004

3. Parimi L. L., Attallah M. M., Gebelin J. C., Reed R. C. Direct laser fabrication of Inconel-718: Effects on distortion and microstructure // In: Superalloys 2012. Ed.: Huron E. S., Reed R. C., Hardy M. C., Mills M. J., Montero R. E., Portella P. D., Telesman J, 2012, Part IV: Models for Processing & Properties, pp. 511-519. https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch56

4. Steen W. M. Laser material processing. London: Springer, 2010. 558 p.

5. Шишковский И. В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. СПб.: Изд-во Питер, 2015. 348 с.

6. Tian Q. The Development Status of Selective Laser Melting Technology (SLM) // Journal of Physics: Conference Series, 2021, vol. 1798, 012045. https://doi.org/10.1088/1742-6596/1798/1/012045

7. Kurz W., Trivedi R. Rapid solidification processing and microstructure formation // Materials Science and Engineering, 1994, vol. 179-180, no. 1, pp. 46-51. https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90162-7

8. Лебедев В. Г. Динамика перераспределения примеси на границах фаз растворов: фазово-полевой подход // Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики. 2022. Т. 115, № 3-4(2). С. 256-261. https://doi.org/10.31857/S1234567822040085

9. Шумиляк Л. М., Жихаревич В. В., Остапов С. Э. Моделирование явления сегрегации примеси в процессе кристаллизации расплава методом непрерывных клеточных автоматов // Прикладная дискретная математика. 2016. № 1(31). С. 104-118. https://doi.org/10.17223/20710410/31/10

10. URL: <u>https://www.esi-group.com/</u> (дата обращения: 10.10.2022).

REFERENCES

1. Panwisawas C., Qiu C. L., Sovani Y., Brooks J. W., Attallah M. M., Basoalto H. C. On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting. *Scripta Materialia*, 2015, vol. 105, pp. 14-17. <u>https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.04.016</u>

2. Qiu C. L., Panwisawas C., Ward R. M., Basoalto H. C., Brooks J. W., Attallah M. M. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. *Acta Materialia*, 2015, vol. 96, pp. 72-79. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.004

3. Parimi L. L., Attallah M. M., Gebelin J. C., Reed R. C. Direct laser fabrication of Inconel-718: Effects on distortion and microstructure. In: *Superalloys 2012*. Ed.: Huron E. S., Reed R. C., Hardy M. C., Mills M. J., Montero R. E., Portella P. D., Telesman J, 2012, Part IV: Models for Processing & Properties, pp. 511-519. https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch56

4. Steen W. M. *Laser material processing*. London: Springer, 2010. 558 p.

5. Shishkovskiy I. V. *Osnovy additivnykh tekhnologiy vysokogo razresheniya* [Fundamentals of high-resolution additive technologies]. St. Petersburg: Piter Publ., 2015. 348 p.

6. Tian Q. The Development Status of Selective Laser Melting Technology (SLM). *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 1798, 012045. <u>https://doi.org/10.1088/1742-6596/1798/1/012045</u>

7. Kurz W., Trivedi R. Rapid solidification processing and microstructure formation. *Materials Science and Engineering*, 1994, vol. 179-180, no. 1, pp. 46-51. https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90162-7

8. Lebedev V. G. Dynamics of Impurity Redistribution at Solution Interfaces: Phase-Field Approach. *JETP Letters*, 2022, vol. 115, no. 4, pp. 226-230. https://doi.org/10.1134/S0021364022040075

9. Shumilyak L. M., Zhikharevich V. V., Ostapov S. E. Modelirovanie yavleniya segregatsii primesi v protsesse kristallizatsii rasplava metodom nepreryvnykh kletochnykh avtomatov avtomato [Modeling of impurities segregation phenomenon in the melt crystallization process by continuous cellular automata method]. *Prikladnaya diskretnaya matematika* [Applied Discrete Mathematics], 2016, no. 1(31), pp. 104-118. (In Russian). https://doi.org/10.17223/20710410/31/10

10. URL: <u>https://www.esi-group.com/</u> (accessed October 10, 2022).

XIV Всероссийская школа-конференция молодых учёных с международным участием "КоМУ-2022"

11. URL: <u>https://www.magmasoft.de/en/</u> (дата обращения: 10.10.2022).

12. URL: <u>http://lvmflow.ru/lvmflow/</u> (дата обращения: 10.10.2022).

13. Борисов В. Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. М.: Металлургия, 1987. 224 с.

14. Журавлёв В. А. Затвердевание и кристаллизация сплавов с гетеропереходами. Москва; Ижевск: Изд-во РХД, 2006. 557 с.

15. URL: <u>https://laserer.ru/</u> (дата обращения: 10.10.2022).

16. Khorram A., Jamaloei D. A., Jafari A., Moradi M. Nd:YAG Laser Surface Hardening of AISI 431 Stainless Steel // Optics & Laser Technology, 2021, vol. 119, 106617. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105617

17. Cho M. H., Farson D., Lee J. Y., Yoo C. D. Laser weld keyhole dynamics // The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), 2001, pp. 925-932. <u>https://doi.org/10.2351/1.5059953</u>

18. Mayi Y. A., Dal M., Peyre P., Bellet M., Metton C., Moriconi C., Fabbro -R. Transient dynamics and stability of keyhole at threshold in laser powder bed fusion regime investigated by finite element modeling // Journal of Laser Applications, 2021. vol. 33, 012024. https://doi.org/10.2351/7.0000330

19. Раямяки П., Кархин В.А., Хомич П.Н. Анализ макросегрегации при сварке плавлением // Известия Тульского государственного университета. Технические науки, 2008, №. 3. С. 93-104.

20. Сурменко Е. Л., Попов И. А., Соколова Т. Н. Использование лазерной эмиссионной спектроскопии для анализа распределения химических элементов в лазерных сварных швах // Известия высших учебных заведений. Приборостроение. 2011. Т. 54, № 2. С. 37-41.

11. URL: <u>https://www.magmasoft.de/en/</u> (accessed October 10, 2022).

12. URI: <u>http://lvmflow.ru/lvmflow/</u> (accessed October 10, 2022).

13. Borisov V. T. *Teoriya dvuhfaznoi zoni metallicheskogo slitka* [Theory of the Mushy Zone of a Metallic Ingot]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1987. 224 p.

14. Zhuravlev V. A. *Zatverdevanie i kristallizaciya splavov c geteroperehodami* [Solidification and Crystallization of Alloys with Heterojunctions]. Moscow; Izhevsk: RKhD Publ., 2006. 557 p.

15. URL: <u>https://laserer.ru/</u> (accessed October 10, 2022).

16. Khorram A., Jamaloei D. A., Jafari A., Moradi M. Nd:YAG Laser Surface Hardening of AISI 431 Stainless Steel. *Optics & Laser Technology*, 2021, vol. 119, 106617. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105617

17. Cho M. H., Farson D., Lee J. Y., Yoo C. D. Laser weld keyhole dynamics. *The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO)*, 2001, pp. 925-932. https://doi.org/10.2351/1.5059953

18. Mayi Y. A., Dal M., Peyre P., Bellet M., Metton C., Moriconi C., Fabbro -R. Transient dynamics and stability of keyhole at threshold in laser powder bed fusion regime investigated by finite element modeling. *Journal of Laser Applications*, 2021. vol. 33, 012024. https://doi.org/10.2351/7.0000330

19. Rayamaki P., Kargin V.A., Khomich P.N. Analiz makrosegregacii pri svarke plavleniem [Analysis of macrosegregation in fusion welding]. *Izvestiya Tulskogo* gosudarstvennogo universiteta. Tehnicheskie nauki [Proceedings of Tula State University. Technical Sciences], 2008, no. 3, pp. 93-104. (In Russian).

20. Surmenko E. L., Popov I. A., Sokolova T. N. Ispol'zovanie lazernoy emissionnoy spektroskopii dlya analiza raspredeleniya khimicheskikh elementov v lazernykh svarnykh shvakh [The use of laser emission spectroscopy for the analysis of the distribution of chemical elements in laser welds]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Priborostroenie* [Journal of Instrument Engineering], 2011, vol. 54, no. 2, pp. 37-41. (In Russian).

Поступила 14.12.2022; после доработки 22.02.2023; принята к опубликованию 06.03.2023 Received December 14, 2022; received in revised form February 22, 2023; accepted March 3, 2023

Камильянова Анна Андреевна, аспирант, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация, e-mail: <u>anna.kamil@mail.ru</u>

Кропотин Валентин Валентинович, директор НПО МКМ, Ижевск, Российская Федерация

Ладьянов Владимир Иванович, доктор физикоматематических наук, руководитель Научного центра МФМ УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация Anna A. Kamilyanova, Post Graduate Student, Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation, e-mail: <u>anna.kamil@mail.ru</u>

Valentin V. Kropotin, Director of MKM Ltd, Izhevsk, Russian Federation

Vladimir I. Ladyanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Scientific Center of the MPM Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation