



ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАСТВОРЕННОГО ВЕЩЕСТВА НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМ СПЛАВЛЕНИИ ПОРОШКОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

М.Д. Хоменко, В.Г. Низьев, д.ф.-м.н.,
Ф.Х. Мирзаде, д.ф.-м.н., hmd@laser.ru,
Институт проблем лазерных и информационных
технологий (ИПЛИТ РАН), Шатура

Качество и микроструктурные свойства наплаваемых слоев при лазерной наплавке зависят от множества рабочих параметров процесса лазерного сплавления (ЛС) жаропрочных порошков. Подбор параметров на основе изучения эволюции микроструктуры с помощью анализа экспериментальных наплавов затруднителен. Предложена численная модель рекристаллизации наплавленного слоя при лазерной наплавке с коаксиальной подачей порошков жаропрочных сплавов на основе никеля. Показано влияние сопряженных процессов переноса тепла, кинетики кристаллизации и диффузии растворенного вещества на микроструктурные свойства наплавленного валика. Модель базируется на использовании поверхностного механизма роста кристаллической фазы.

Жаропрочные сплавы на основе никеля используются для получения высококачественного конечного изделия. В общем случае никелевые сплавы содержат множество примесей, влияющих на конечную микроструктуру. Численное моделирование лазерного сплавления (ЛС) жаропрочных порошков переживает повышенное внимание [1, 2], так как для достижения ожидаемого качества требуются определенные условия проведения технологического процесса. И оптимальная комбинация таких рабочих параметров техпроцесса, как мощность излучения, размер пятна фокусировки, временные характеристики, скорость сканирования луча, а также скорость потока,

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE DISSOLVED SUBSTANCE ON THE RECRYSTALLIZATION OF THE CLAD DEPOSIT DURING THE LASER FUSION OF THE HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY POWDERS

M.D. Khomenko, V.G. Niziev, Doctor of physical and
mathematical sciences,
F.H. Mirzade, Doctor of physical and mathematical
sciences, hmd@laser.ru,
Institute of Laser and Information Technologies
(ILIT of the Russian Academy of Sciences), Shatura

The quality and microstructural properties of the clad deposits during the laser cladding depend on several operating parameters of the laser fusion (LF) process of the heat-resistant powders. Selection of parameters based on the study of the microstructure evolution by analyzing the experimental cladding is difficult. We have proposed the numerical model of recrystallization of the clad deposit during the laser fusion with coaxial supply of the heat-resistant nickel-based alloy powders. We have demonstrated the influence of adjoin heat transfer processes, kinetics of crystallization and diffusion of the dissolved matter on the microstructural properties of the deposited bead. The model is based on the use of the surface mechanism of the crystal phase growth.

The heat-resistant nickel-based alloys are used to produce the high-quality end product. In general, the nickel alloys contain a lot of impurities affecting the final microstructure. The numerical simulation of the laser fusion (LF) of the heat-resistant powders is under increased attention [1, 2], since the achievement of the expected quality requires certain conditions of the technological process. The optimal combination of such operating parameters of the technological process, such as radiation power, focusing spot size, timing specifications, beam scanning velocity and flow velocity, concentration and particle size, physical and chemical properties of the powder, plays a major role. These parameters determine the quality and

концентрация и размеры частиц, физические и химические свойства порошка, имеет немаловажное значение. Эти параметры определяют качество и микроструктурные свойства наплавленных слоев. Большинство исследований эволюции микроструктуры основано на анализе экспериментальных наплавов [3, 4], однако такой подбор параметров крайне затруднителен и дорог. Задача поиска оптимальных режимов проведения процесса для достижения целевых параметров материала и изделия требует глубокого понимания физических процессов и явлений и разработки физико-математических моделей с применением численных методов.

Температурный режим порошка, который попадает на подложку, оказывается важным параметром процесса [5] и может быть учтен при расчете тепловых полей расплава [6]. В работе [7] показано, что перемещение растворенной примеси в основном происходит за счет гидродинамического перемешивания. Для моделирования микроструктуры часто используются многомасштабные методы [8, 9], где температурная история, рассчитанная на макромасштабе, используется для расчета микроструктуры на микроуровне. В предыдущей работе [10] нами была представлена согласованная модель кристаллизации при ЛС в рамках объемного гомогенного роста кристаллитов. Такая модель роста подходит для кристаллизации "чистого" порошка и не учитывает влияния примесей на кристаллизацию расплавленного слоя.

В общем случае никелевые сплавы содержат множество примесей, влияющих на конечную микроструктуру. Целью настоящей работы является численное исследование влияния растворимой примеси на микроструктуру наплавленных слоев при ЛС, с учетом влияния сопряженных процессов переноса тепла и фазовых превращений (плавления/кристаллизации). Модель базируется на использовании поверхностного механизма роста кристаллической фазы. Она включает в себя нелинейные уравнения теплопереноса и кинетическое уравнение для конверсионных полей. Фазовое превращение, рассматриваемое как неравновесный кинетический процесс, связано с возникновением и ростом кристаллитов в метастабильной системе. Кинетика фазового превращения описывается на основе модели Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами (КЖМА) [11–13], которая применяется для условий неоднородного распределения температуры ванны расплава.

microstructural properties of the clad deposits. Most studies of the microstructure evolution are based on the analysis of experimental claddings [3, 4], however, such selection of parameters is extremely difficult and expensive. The problem of finding the optimal conditions of the process to achieve the target parameters of the material and product requires a deep understanding of the physical processes and phenomena and the development of physical and mathematical models using the numerical methods.

The temperature mode of the powder that falls within the substrate has become an important parameter of the process [5] and can be taken into account during calculation of the fusion thermal fields [6]. The paper [7] shows that transfer of the dissolved impurity generally occurs due to the hydrodynamic mixing. The multiresolution methods [8, 9] are often used to simulate the microstructure where the temperature history calculated on a macro-scale, is used to calculate the microstructure on a micro-scale. In a previous paper [10] we have presented an agreed crystallization model during the LF within the volume homogenous crystallite growth. This growth model is suitable for the crystallization of "pure" powder and does not consider the effect of impurities on the crystallization of the clad deposit.

In general, the nickel alloys contain a lot of impurities affecting the final microstructure. The aim of this work is the numerical investigation of the effect of the soluble impurity on the clad deposit microstructure during the LF with due regard for the impact of adjoint heat transfer processes and phase transformations (melting/crystallization). The model is based on the use of the surface mechanism of the crystal phase growth. It includes the non-linear equations of heat and mass transfer and kinetic equation for the conversion fields. The phase transformation, regarded as a non-equilibrium kinetic processes is associated with the emergence and growth of crystallites in a metastable system. The kinetics of phase transformation is described on the basis of the Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA) model [11–13] that is used for conditions of the inhomogeneous distribution of the molten pool temperature.

FUNDAMENTAL EQUATIONS

The self-consistent LF model used in the paper considering the heat and mass transfer, phase transformations, motion of the impurity of the free surface of the molten pool is as follows:



ОСНОВНЫЕ УРАВНЕНИЯ

Использованная в работе самосогласованная модель ЛС, учитывающая тепломассоперенос, фазовые переходы, движение примеси и свободной поверхности ванны расплава выглядит следующим образом.

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \nabla(pu) = 0. \tag{1}$$

Уравнение теплопроводности:

$$c_p \frac{\partial p}{\partial t} + \nabla(c_p u T) = \text{div}(\lambda \nabla T) + \alpha_1 q \delta(\varphi) + \rho(1 - f_1) \Delta c \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \frac{\partial f_1}{\partial t}. \tag{2}$$

Уравнение количества движения:

$$\frac{\partial \rho u_i}{\partial t} + \nabla(\rho u_i u_i) = \text{div}(\mu \nabla u_i) - S_D - \frac{\partial p}{\partial i} + \nabla T \frac{\partial \sigma^r}{\partial T} i. \tag{3}$$

Уравнение для диффузии концентрации:

$$\frac{\partial C}{\partial t} + u \nabla(C) = \text{div}(D \nabla C) + (1 - k_p) \frac{\partial f_1}{\partial t}. \tag{4}$$

Уравнение для свободной поверхности:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + F |\nabla \varphi| = 0, \tag{5}$$

где t – это время, p – давление, T – температура, c – теплоемкость, ρ – плотность, λ – теплопроводность, u_i – скорость жидкости по соответствующей координате $i=x, y, z$; μ – вязкость, C – концентрация примеси, D – коэффициент диффузии, φ – функция уровня, F – скорость движения свободной поверхности.

Второй член в правой части уравнения (2) отвечает за поглощение лазерного излучения. Третий и четвертый – это источниковые члены, связанные с фазовым переходом. В уравнении (3) второй член правой части служит для обнуления скорости движения в межфазной зоне, а последний отвечает за силы Марангони – основной движущей силы ванны расплава. Последний член правой части уравнения (4) отвечает за захват примеси при скоростной кристаллизации (k_p – коэффициент захвата примеси). Скорость движения свободной поверхности определяется добавлением порошка, а также гидродинамическим движением жидкости [10].

Фазовый переход описывается уравнением КЖМА для объемной доли новой фазы:

$$b(x, y, z, t) = 1 - \exp \left\{ -\sigma \int_0^t \tilde{J}(T(t)) \left(r^* + \int_{\tau}^t G(T(t, \tau)) d\tau \right)^n dt \right\}, \tag{6}$$

The continuity equation:

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \nabla(pu) = 0. \tag{1}$$

The heat conduction equation:

$$c_p \frac{\partial p}{\partial t} + \nabla(c_p u T) = \text{div}(\lambda \nabla T) + \alpha_1 q \delta(\varphi) + \rho(1 - f_1) \Delta c \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \frac{\partial f_1}{\partial t}. \tag{2}$$

The momentum equation:

$$\frac{\partial \rho u_i}{\partial t} + \nabla(\rho u_i u_i) = \text{div}(\mu \nabla u_i) - S_D - \frac{\partial p}{\partial i} + \nabla T \frac{\partial \sigma^r}{\partial T} i. \tag{3}$$

The equation for diffusion concentration:

$$\frac{\partial C}{\partial t} + u \nabla(C) = \text{div}(D \nabla C) + (1 - k_p) \frac{\partial f_1}{\partial t}. \tag{4}$$

The equation for the free surface:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + F |\nabla \varphi| = 0, \tag{5}$$

where t is the time, p – the pressure, T – temperature, c – thermal capacity, ρ – density, λ – thermal conductivity, u_i – fluid velocity along the corresponding coordinate $i=x, y, z$; μ – viscosity, C – the concentration of impurities, D – diffusion coefficient, φ – level function, F – velocity of the free surface motion.

The second term in the right part of equation (2) is responsible for the absorption of laser radiation. The third and fourth terms are the source terms associated with a phase transformation. In equation (3), the second term in the right part is used to reset the movement velocity in the interphase area, and the latter term is responsible for the Marangoni force that is the main driving force of the molten pool. The last term in the right part of equation (4) is responsible for the capture of impurities at high speed crystallization (k_p – the impurity capture coefficient). The velocity of the free surface motion is determined by the powder flow, as well as by hydrodynamic movement of fluid [10].

The phase transformation is described with the KJMA equation for the volume fraction of a new phase:

$$b(x, y, z, t) = 1 - \exp \left\{ -\sigma \int_0^t \tilde{J}(T(t)) \left(r^* + \int_{\tau}^t G(T(t, \tau)) d\tau \right)^n dt \right\}, \tag{6}$$

where σ – the shape factor, r – the particle initial radius, $G(\tau, t)$ – the rate of their growth and \tilde{J} – the nucleation rate.



где σ – коэффициент формы, r – начальный радиус частиц, $G(\tau, t)$ – скорость их роста а \dot{J} – скорость нуклеации.

Все частицы, находящиеся в ячейке, растут с одинаковой скоростью в каждый момент времени. Скорость роста определяется выражением:

$$G(T) = d_0 \frac{k_B T}{h} \exp\left\{-\frac{E_a}{k_B T}\right\} \exp\left\{\frac{\Delta S \Delta T}{k_B T}\right\}, \quad (7)$$

где d_0 – шаг кристаллической решетки, E_a – энергия

активации, $\Delta S = \frac{\Delta H}{N_a T_m}$ – энтропия кристаллизации.

$$\dot{J}(T) = N_0 \frac{k_B T}{h} \exp\left\{-\frac{E_a}{k_B T}\right\} \exp\left\{-\frac{E_C(T)}{k_B T}\right\}, \quad (8)$$

где E_C – энергия Гиббса, которая в случае поверхностного роста равна

$$E_C(T) = \frac{\pi d_0 \gamma^2 T_m}{\rho L \Delta T}. \quad (9)$$

Влияние растворимой примеси учитывается введением эффективной температуры плавления, зависящей от концентрации [14]:

$$\Delta T = T_m - m_B C - T. \quad (10)$$

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ

Для расчетов использовались пространственно-неоднородные сетки. Уравнения (1)–(4) аппроксимировались методом конечных объемов, а затем решались методом предварительно бисопряженных градиентов при помощи открытой библиотеки классов C++ OpenFoam. Результаты позволяют рассчитать эффективные коэффициент теплопроводности и температуру плавления. Далее уравнения (2), (5)–(6) аппроксимировались методом стабилизирующей поправки и решались методом прогонки. В результате была получена согласованная температурная история процесса кристаллизации, которая при помощи популяционного приближения уравнения KJMA [15] позволяет получить распределение кристаллитов по размерам. Из распределения частиц по размерам можно рассчитать средний радиус частиц. Самым простым подходом здесь является использование суммарной концентрации частиц n_Σ всех размеров. В случае поверхностного роста:

$$\bar{R}_N = \sqrt{\frac{1}{\pi n_\Sigma}}. \quad (11)$$

Ввиду многомодального распределения частиц по размерам важно знать, какой объем занимают

All particles located in the cell grow at the same rate at each point in time. The growth rate is determined by the following equation:

$$G(T) = d_0 \frac{k_B T}{h} \exp\left\{-\frac{E_a}{k_B T}\right\} \exp\left\{\frac{\Delta S \Delta T}{k_B T}\right\}, \quad (7)$$

where d_0 – the lattice distance, E_a – activation energy,

$\Delta S = \frac{\Delta H}{N_a T_m}$ – entropy of crystallization.

$$\dot{J}(T) = N_0 \frac{k_B T}{h} \exp\left\{-\frac{E_a}{k_B T}\right\} \exp\left\{-\frac{E_C(T)}{k_B T}\right\}, \quad (8)$$

where E_C – the Gibbs energy that in the case of surface growth is equal to the following:

$$E_C(T) = \frac{\pi d_0 \gamma^2 T_m}{\rho L \Delta T}. \quad (9)$$

The effect of the soluble impurities is considered by introducing an effective concentration-dependent melting temperature [14]:

$$\Delta T = T_m - m_B C - T. \quad (10)$$

THE SOLUTION ALGORITHM

For calculations we have used epy spatially non-homogeneous grids. The equations (1)–(4) have been approximated by the finite volume method, and then solved by the preliminary bioconjugated gradient method using the open-ended library of C++ class OpenFoam. The results allow to calculate the effective thermal conductivity coefficient and melting point. Further, the equations (2), (5)–(6) have been approximated by the stabilizing correction method, and solved by the double-sweep method. As a result, we have obtained the consistent temperature history of the crystallization process that using the population approximation of the KJMA equation [15] allows to obtain the crystallite distribution by the size. The average particle radius can be calculated based on the particle distribution by the size. The simplest approach is to use the total concentration of particles of all sizes. In the case of surface growth:

$$\bar{R}_N = \sqrt{\frac{1}{\pi n_\Sigma}}. \quad (11)$$

Due to the multimodal particle distribution by the size, it is important to know the average volume occupied by the particles. The volume weighted radius can be calculated on the basis of

частицы в среднем. Средневзвешенный по объему радиус можно рассчитать, зная, какую долю занимают частицы определенных размеров:

$$\bar{R}_v = \frac{\sum_1^n r_i b_i}{\sum_1^n b_i} = \frac{\sum_1^N \pi r_i^3 n_i}{\sum_1^N \pi r_i^3 n_i} \quad (12)$$

Как правило, для нормировки размеров частиц при неизотермической кристаллизации используется характерный радиус, связанный с пиковой температурой [16]. Так как в нашем случае для разных пространственных точек пиковая температура меняется, такая нормировка не позволяет сравнить радиусы между собой. В работе для нормировки

$R = \frac{\bar{R}}{\lambda}$ размера кристаллитов используется заданное

переохлаждение $\Delta T = 45\text{K}$:

$$\lambda = \sqrt[3]{\frac{G(\Delta T)}{J(\Delta T)}} \quad (13)$$

Для расчетов использовался кластер ИПЛИТ РАН производительностью 3,3 ТФлопс [17]. Время одного расчета составляет приблизительно 24 часа.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Полученные 3D-распределения температуры и объемной доли новой фазы в наплавленном слое показаны на рис.1. Никелевые сплавы имеют большую плотность и скрытую теплоту плавления, поэтому ванна расплава вытянута, несмотря на низкую скорость сканирования. В задней части валика практически отсутствует градиент температуры за счет выделения скрытой теплоты плавления в этой области. Распределение полей жидкой фазы позволяет оценить глубину и ширину проплавления, а форма валика – высоту наплавки для использованных параметров процесса наплавки.

Перенос растворенной примеси осуществляется за счет гидродинамического течения. На рис.2а показано распределение концентрации на начальной стадии процесса наплавки. По рисунку видно, что в зоне, где отсутствуют вихревые течения расплава, концентрация примеси остается на начальных значениях. На рис.2б показано распределение концентрации на стадии, когда процесс наплавки выходит на стационар. Видно, что гидродинамические течения, в случае правильно подобранных режимов, могут перемешать примесь до практически равномерной концентрации.

К моменту времени 1500 мс от начала процесса наплавки температурные поля и высота валика

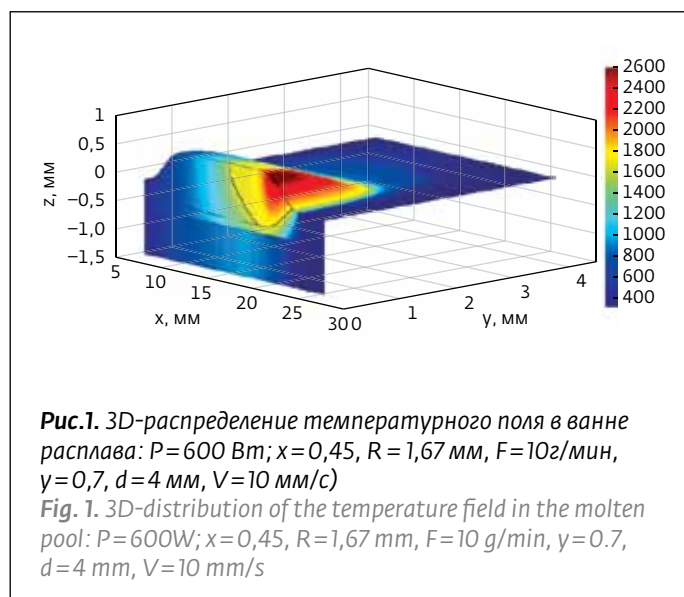


Рис.1. 3D-распределение температурного поля в ванне расплава: $P=600\text{ Вт}$; $x=0,45$, $R=1,67\text{ мм}$, $F=10\text{ г/мин}$, $y=0,7$, $d=4\text{ мм}$, $V=10\text{ мм/с}$

Fig. 1. 3D-distribution of the temperature field in the molten pool: $P=600\text{ W}$; $x=0,45$, $R=1,67\text{ mm}$, $F=10\text{ g/min}$, $y=0,7$, $d=4\text{ mm}$, $V=10\text{ mm/s}$

proportion occupied by the particles with a certain size:

$$\bar{R}_v = \frac{\sum_1^n r_i b_i}{\sum_1^n b_i} = \frac{\sum_1^N \pi r_i^3 n_i}{\sum_1^N \pi r_i^3 n_i} \quad (12)$$

Typically, in order to normalize the particle size during the non-isothermal crystallization it is necessary to use the typical radius associated with a peak temperature [16]. Since, in this case, the peak temperature is changed for different

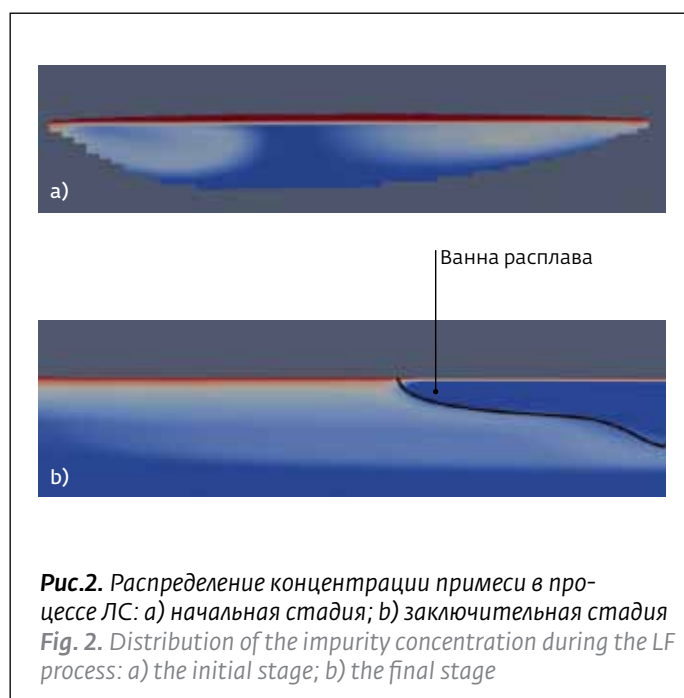
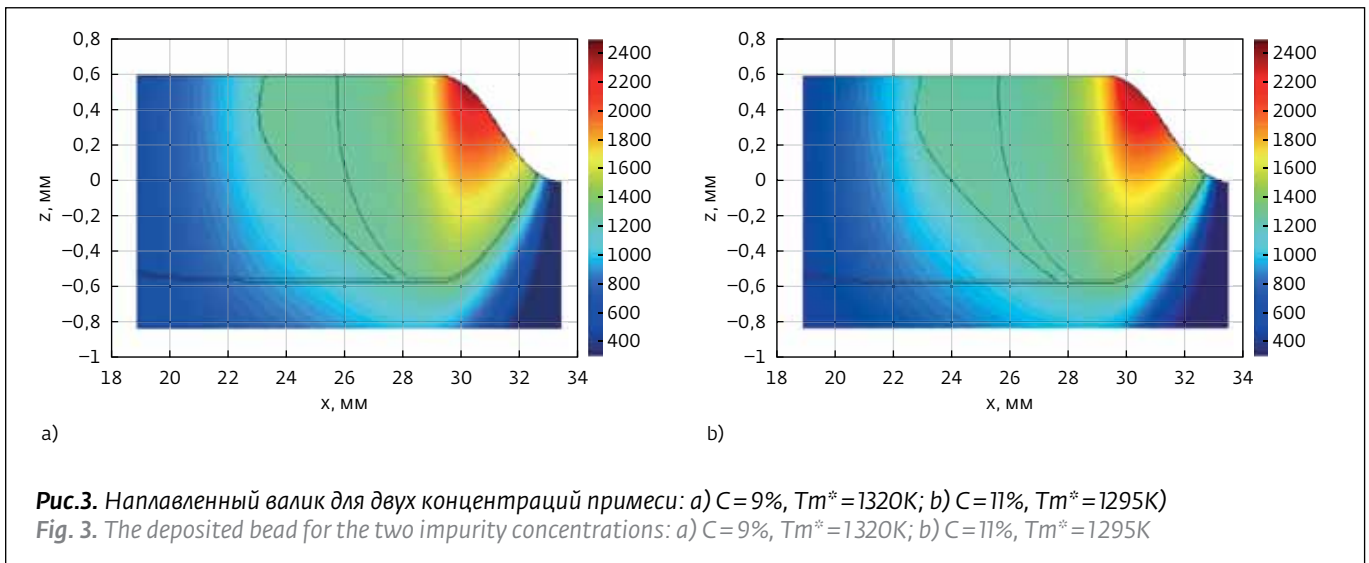


Рис.2. Распределение концентрации примеси в процессе ЛС: а) начальная стадия; б) заключительная стадия
Fig. 2. Distribution of the impurity concentration during the LF process: а) the initial stage; б) the final stage



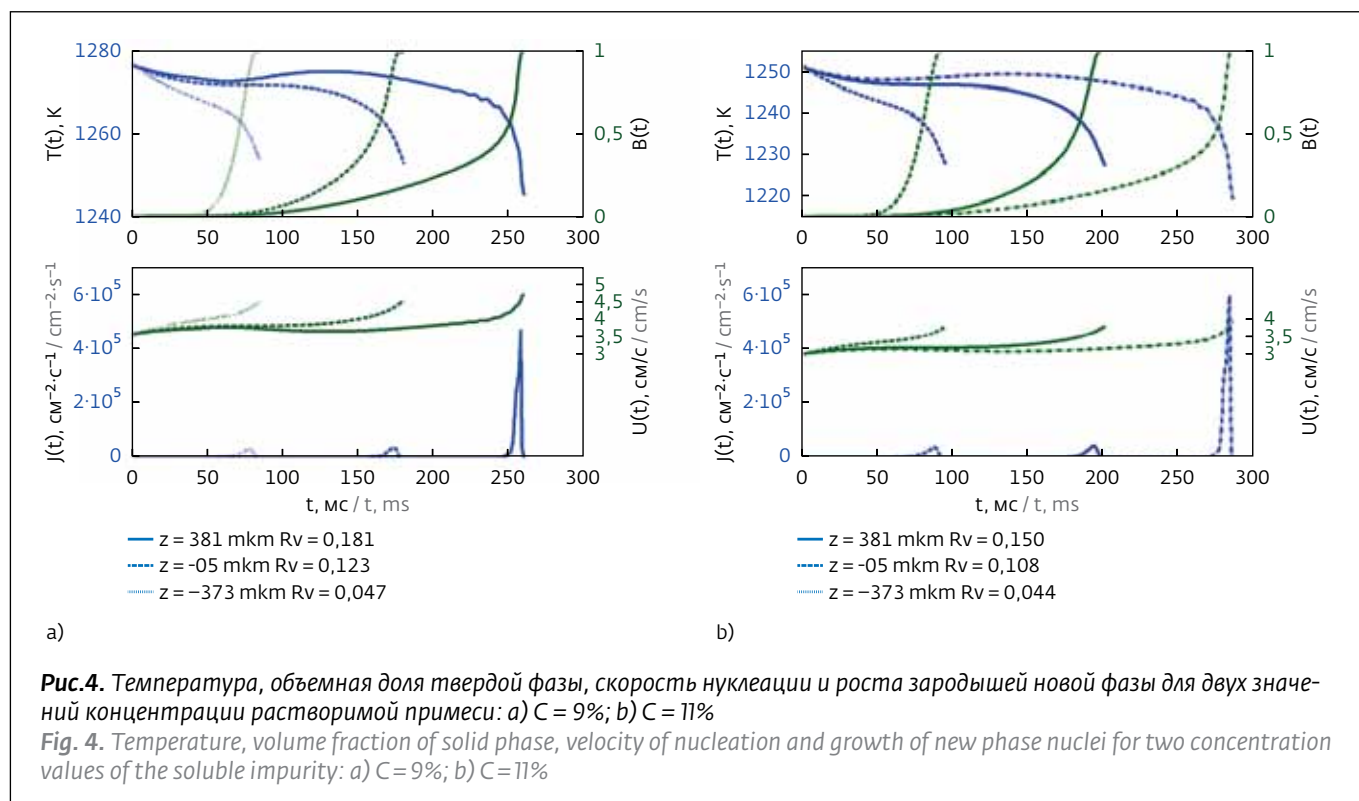
выходят на стационар. На рис.3 показана ванна расплава и температурные поля для различных концентраций растворенной примеси при одинаковых режимах лазерной наплавки. Видно, что при большем содержании примеси ванна расплава удлиняется, а глубина проплавления несколько увеличивается. В случае одинакового энергозклада получают большие ванны расплава, так как считается, что увеличение количества примеси снижает эффективную температуру плавления.

Для подробного исследования микроструктуры наплавленных слоев можно использовать несколько областей по глубине валика. На рис.4 показана динамика основных величин в трех областях по глубине валика (381 мкм над поверхностью подложки, на уровне подложки и 373 мкм под уровнем подложки). Также на рисунке показано значе-

spatial points, such a normalization does not allow to compare the radii with each other. In this paper in order to normalize the crystallite size $R = \frac{\hat{R}}{\lambda}$ we have used the given supercooling $\Delta T = 45\text{K}$:

$$\lambda = \sqrt[3]{\frac{G(\Delta T)}{J(\Delta T)}}. \tag{13}$$

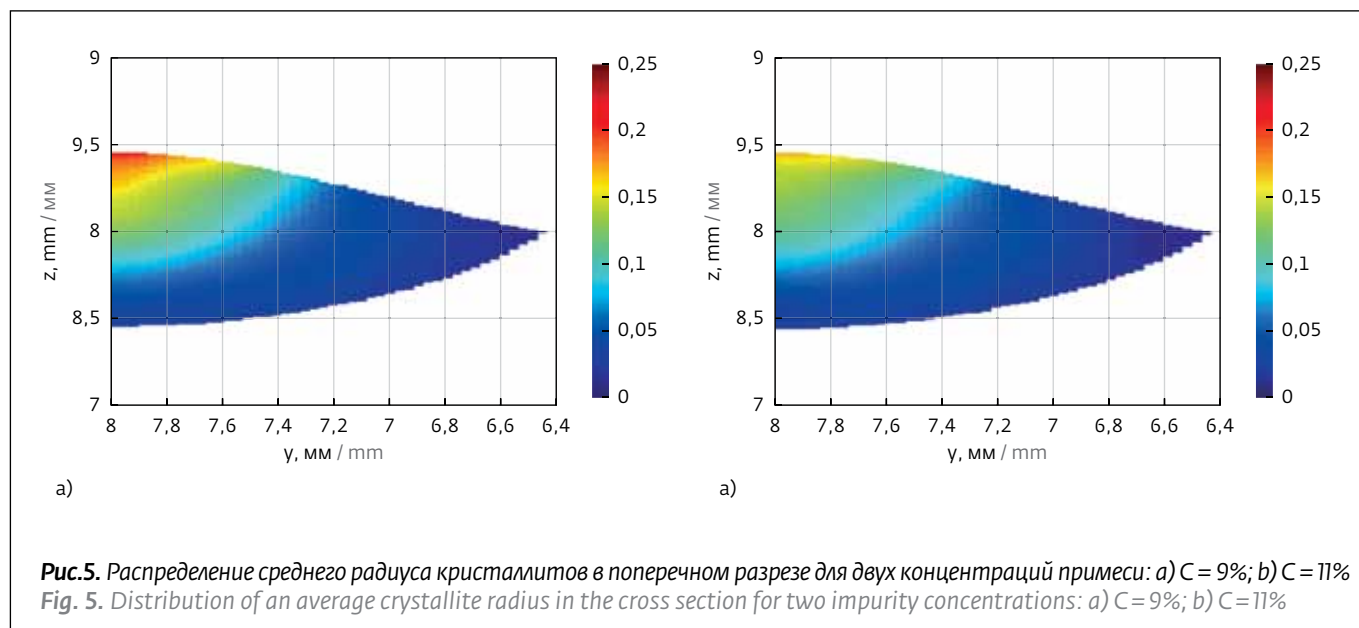
For calculations we have used the cluster of the Institute of Laser and Information Technologies of the Russian Academy of Sciences with a capacity of 3.3 teraflop operations per second [17]. The time per calculation is approximately 24 hours.



ние среднего размера частиц в исследуемой зоне. Выделение скрытой теплоты кристаллизации происходит с увеличением переохлаждения. В удаленных от подложки областях процесс проходит практически при постоянном переохлаждении. Снижение эффективной температуры плавления приводит к снижению скорости роста. В результате метастабильный процесс замедляется (затягива-

RESULTS

The obtained 3D distributions of the temperature and volume fraction of new phase in the clad deposit are shown in Fig. 1. The nickel alloys have higher density and latent heat of melting, so the molten pool is extended, despite the low scanning velocity. At the rear of the bead there is not practically any temperature gradient due to



ется). При этом достигаются большие переохлаждения, что приводит к увеличению скорости зародышеобразования и уменьшению среднего размера кристаллитов.

На рис.5 показано пространственное распределение среднего размера кристаллитов в поперечном разрезе. Области, непосредственно примыкающие к подложке, имеют размер кристаллитов меньший, чем удаленные от нее. Это связано с тем, что сравнительно более эффективный теплоотвод в подложку приводит к быстрому снижению температуры.

Для верификации модели расчета микроструктуры использовались экспериментальные измерения микроструктуры силумина, нанесенного на алюминиевую подложку лазерной наплавкой [18]. По рис.6 видно, что расчет дает завышенные значения размера кристаллитов, однако тренд на уменьшение размера в зависимости от глубины от поверхности валика сохраняется. Разница в значении, по-видимому, связана с неточным определением основных кинетических констант, таких как энергия активации и поверхностное натяжение. Все же расчет можно использовать как оценочный, а также для определения наличия (либо отсутствия) градиента микроструктуры в наплавленном валике.

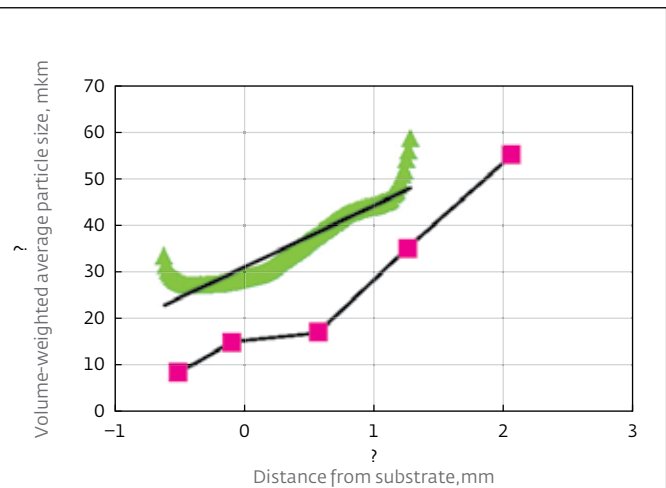


Рис.6. Сравнение размера кристаллитов с экспериментальными данными по наплавке силумина

Fig. 6. Comparison of the crystallite size and the experimental data on the silumin deposition

the allocation of latent heat of fusion in this field. The distribution of the liquid phase fields allow us to estimate the depth and breadth of fusion penetration, and the bead form - of the welding



ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ВЫВОДЫ

- Получена динамика температурных полей, распределения примеси и профиля наплавленного валика при лазерном сплавлении с коаксиальной подачей жаропрочных никелевых порошков.
- Показано, как концентрация растворимой примеси влияет на температуру переохлаждения и изменяет кинетику процесса кристаллизации, что может приводить к изменению микроструктурных свойств наплавленных слоев.
- В случае наплавки высоких валиков могут появляться микроструктурные градиенты, связанные с различной скоростью охлаждения на поверхности и в глубине валика (за счет теплопроводности в подложку).
- Полученные результаты дают возможность совершенствовать рекомендации при лазерном сплавлении жаропрочных порошков для нахождения оптимальных режимов воздействия не только с точки зрения геометрических параметров, но так же и структуры наплавленного валика.

Установлена значительная роль растворимой примеси в процессе быстрой кристаллизации наплавленного слоя, что может быть использовано для планирования экспериментов наплавки жаропрочных сплавов на основе никеля.

Авторы выражают благодарность А.В.Дуброву за предоставленную программу расчета гидродинамических течений ванны расплава. Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России в рамках Соглашения о предоставлении субсидии №14.626.21.0001 (уникальный идентификатор ПНИЭРФМЕФ162614X0001) по Федеральной целевой программе "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы".

ЛИТЕРАТУРА

1. Gladush G.G., Smurov I. Physics of Laser Materials Processing. – Berlin: Heidelberg: Springer-Verlag, 2011.
2. Шишковский И.В. Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий. – М.: Физматлит, 2009.
3. Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. – Surface & Coatings Technology, 2012, v.206, p.2152–2160.
4. Tian Y., McAllister D., Colijn H., Mills M., Farson D., Nordin M., Babu S. Rationalization of Microstructure Heterogeneity in INCONEL718 Builds Made by the Direct Laser Additive Manufacturing Process. – Metallurgical and

height for the used parameters of the welding process.

Transfer of the dissolved impurities is carried out by the hydrodynamic flow. Figure 2a shows the distribution of concentration on the initial stage of the welding process. As it can be seen from the picture, in the area where there are no melting vortex flows the impurity concentration remains at the initial values. Figure 2b shows the distribution of concentration at the stage when the welding process is becoming the stationary one. It can be seen that the hydrodynamic flows in the properly selected modes, can mix the impurity up to the almost uniform concentration.

By the time of 1500 ms from beginning of the welding process the temperature fields and the bead height are becoming stationary. Figure 3 shows the molten pool, and epy temperature fields for different concentrations of epy dissolved impurities under the same conditions of laser fusion. It can be seen that with the higher content of impurities the molten pool is extended, and the depth of fusion penetration is somewhat increased. In the case of equal energy input we obtain large molten pools, since it is believed that increase in the amount of impurities reduces the effective melting temperature.

For a detailed study of the microstructure of the clad deposits several areas along the bead depth can be used. Figure 4 shows the dynamics of the main variables in the three areas along the bead depth (381 mkm over the substrate surface, at the substrate level and 373 mkm below the substrate level). The figure shows the value of the average particle size in the area in question. Generation of the latent heat of crystallization occurs with increase in supercooling. In the areas remoted from the substrate the process is conducted in the virtually continuous supercooling conditions. Decrease in the effective melting temperature leads to reduction in the growth velocity. In turn, it slows down (delays) the metastable process. Thus, the greater supercooling can be reached that leads to increased nucleation velocity and decreased average crystallite size.

Figure 5 shows the spatial distribution of the average crystallite size in the cross section. The area that are almost adjacent to the substrate have a crystallite size less than the areas removed from it. This is due to the fact that relatively more effective heat removal into the substrate results in a rapid reduction in temperature.

In order to verify the model used for the microstructure calculation we have used the



- Materials Transactions A, 2014, v. 45A, Septmner. p. 4470-4483.
5. **Гришаев Р.В., Мирзаде Ф.Х., Хоменко М.Д.** – Перспективные материалы, 2011, v. 10, p. 135-142.
 6. **Гришаев Р.В., Мирзаде Ф.Х., Хоменко М.Д.** – Перспективные материалы, 2013, v. 14, p. 241-248.
 7. **Hea X., Song L., Yu G., Mazumder J.** Solute transport and composition profile during direct metal deposition with coaxial powder injection. – Applied Surface Science, 2011, v. 258, p. 898-907.
 8. **Caо Y., Choi J.** – J. Laser Appl., 2006, v. 18, № 3, p. 245.
 9. **Nie P., Ojo O.A., Li Z.** Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy. – Acta Materialia, 2014, v. 77, p. 85-95.
 10. **Mirzade F.K., Nizieв V.G., Panchenko V.Y., Khomenko M.D., Grishaev R.V., Pityana S., van Rooyen C.** – Physica B: Condensed Matter, 2013, v. 423, p. 69-76.
 11. **Christian J.W.** The theory of transformations in metals and alloys, 3rd ed. – Oxford: Elsevier Science, 2002.
 12. **Беленький В.З.** Геометрико-вероятностные модели кристаллизации. – М.: Наука, 1980.
 13. **Скрипов В.П., Коверда В.П.** Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей. – М.: Наука, 1984.
 14. **Мирзаде Ф.Х.** Самоорганизация пространственно неоднородных структур при объемной кристаллизации полидисперсных систем. – Журнал технической физики, 2006, v.76, №9, p.74-80.
 15. **Crespo D., Pradell T.** Evaluation of time-dependent grain-size populations for nucleation and growth kinetics. – Physical Review B, 1996, v. 54, №5, p.3101-3109.
 16. **Farjasa J., Roura P.** Solid-phase crystallization under continuous heating: Kinetic and microstructure scaling laws. – J. Mater. Res., 2008, v.23, №2, p.418-426.
 17. **Хоменко М.Д., Мирзаде Ф.Х., Низьев В.Г.** Использование параллельных вычислений в задачах моделирования лазерной наплавки. – Тезисы Национального Суперкомпьютерного Форума (НСКФ-2014). – Переяславль-Залесский, 2014.
 18. **Pei Y.T., De Hosson J.T.M.** Functionally graded materials produced by laser cladding. – Acta mater, 2000, v.48, p.2617-2624.

experimental measurements of the silumin microstructure deposited on an aluminum substrate by the laser fusion [18]. Figure 6 shows that the calculation gives the higher values of the crystallite size, however, the tendency relating to decrease in size depending on the depth from the bead surface is retained. The difference in values is evidently linked to inaccurate determination of the basic kinetic constants such as the activation energy and surface tension. Anyway, the calculation can be used as the evaluation method, as well as to determine the presence (or absence) of the microstructure gradient in the deposited bead.

SUMMARY AND CONCLUSION

- We have received the dynamics of temperature fields, the distribution of impurities and the profile of the deposited bead during the laser fusion with coaxial feed of the heat-resistant nickel powders.
- We have demonstrated how the concentration of the soluble impurities affects the supercooling temperature and alters the kinetics of the crystallization process that may lead to changes in the microstructural properties of the clad deposits.
- The high bead depositions may lead to the microstructural gradients connected with different cooling rate at the surface and in the depth of the bead (due to heat conduction in the substrate).
- The results obtained make it possible to improve the recommendations during the laser fusion of the heat-resistant powders for determination of the optimal exposure modes not only in terms of geometric parameters, but also in terms of the structure of the deposited bead.

We have determined the significant role of the soluble impurity in the process of rapid crystallization of the clad deposit that can be used for planning the experiments for deposition of the heat-resistant nickel-based alloys.

The authors enclose gratitude for Dubrov A.V. for the provided calculation program for the hydrodynamic flows of the molten pool. This paper has been prepared with the financial support from the state represented by the Ministry of Education and Science of Russia under the grant agreement No.14.626.21.0001 (the unique identifier: ПНИЭНRFMEFI162614X0001) according to the federal target-oriented program "Research and development by high-priority development areas of the scientific and technological complex of Russia for 2014-2020".