

УДК 62.1 + 53.043

ББК 34.5

## УПРАВЛЕНИЕ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ<sup>1</sup>

Кривилев М. Д.<sup>2</sup>, Харанжевский Е. В.<sup>3</sup>, Гордеев Г. А.<sup>4</sup>  
Анкудинов В. Е.<sup>5</sup>

(Удмуртский государственный университет, Ижевск)

*Рассматривается проблема оптимизации режимов лазерного спекания ультрадисперсных металлических порошков, характеризующаяся нестационарным теплопереносом в пористой среде при одновременном протекании фазовых превращений. На основании анализа механизмов переноса и геометрических характеристик пористой среды рассчитаны скорости нагрева/охлаждения и глубина спекания порошка при различных режимах обработки. Численным моделированием установлено, что основными управляющими параметрами системы являются скорость сканирования луча и коэффициент проникновения лазерного излучения, зависящий от пористости и структуры порошкового слоя. Механизм теплопереноса при значениях пористости свыше 70% значительно отличается от теплопереноса в сплошной среде, что приводит к ухудшению качества спеченного слоя.*

**Ключевые слова:** лазерная обработка, кристаллическая структура, численное моделирование, оптимизация режимов.

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты №09-02-12110 офу-м, №08-02-91957-ННIOа и ФЦП «Кадры», ГК №2009-1.5-507-007-002. Авторы признательны П. К. Галенко, Д. А. Данилову, В. Г. Лебедеву и С. М. Решетникову за ценное обсуждение содержания статьи.

<sup>2</sup> Михаил Дмитриевич Кривилев, кандидат физико-математических наук, доцент, (mk@udsu.ru).

<sup>3</sup> Евгений Викторович Харанжевский, кандидат технических наук, доцент (eh@udsu.ru).

<sup>4</sup> Георгий Андреевич Гордеев, студент (gordeevgeorgij@rambler.ru).

<sup>5</sup> Владимир Евгеньевич Анкудинов, студент (vladimir@ankudinov.org).

## **Введение**

Лазерное спекание порошковых материалов основано на активно разрабатываемом методе селективного лазерного спекания (*selective laser sintering – SLS*) [9, 7], когда смесь материалов с различными температурами плавления подвергают тепловой обработке. В результате происходит синтез материала со сложной структурой, где керамические и металлические частицы связаны посредством матрицы на органической основе, и появляется возможность быстрого создания прототипов деталей практически из любых материалов. Гибкость технологии достигается благодаря непосредственному компьютерному управлению процессом, причем в отличие от традиционных методов изготовления деталей, где требуется механическая обработка, трехмерные детали изготавливаются непосредственно путем послойного напекания порошка. Металлические изделия, изготовленные методом *SLS*, применяются в мелкосерийном производстве, например, для изготовления литейных форм, в том числе для литья под давлением. Несмотря на то, что *SLS*-технология обеспечивает получение хорошей точности размеров деталей и повторяемость производства, её применение ограничено резким снижением, по сравнению с традиционным литьем, механических и триботехнических свойств [11] деталей. Более того, в результате оплавления частиц порошка (обычно используются порошки со средним размером частиц 5 мкм) и действия термокапиллярных сил в материале образуются поры и раковины размером до 100 мкм, что является дефектом, ограничивающим применение деталей.

Общей чертой *SLS*-технологий является низкая скорость введения тепловой энергии. Наиболее часто в этих процессах используется непрерывный режим генерации лазерного излучения. Понимание механизмов, управляющих процессами структурообразования при лазерной обработке, естественным образом приводит к идее модернизации семейства *SLS*-технологий путём изменения энергетических режимов лазерной обработки материалов в сторону значительного увеличения скорости кристаллизации.

Высокая локальность скоростной лазерной обработки ультрадисперсных материалов позволяет избежать недостатков, присущих традиционным *SLS*-технологиям (термические напряжения, крупные поры, неровность поверхности и большой припуск на механическую обработку), формировать и фиксировать метастабильное структурное состояние с уникальными механическими свойствами.

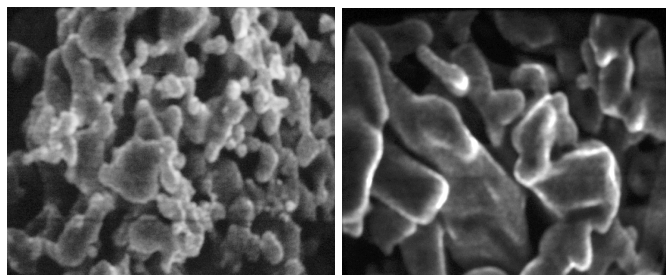
Лазерное спекание порошков представляет собой многократно повторяющийся процесс, включающий несколько стадий: (а) нанесение порошкового слоя и выравнивание его роликом; (б) лазерная обработка (сканирование) порошкового слоя с полным проплавлением легкоплавкой компоненты порошковой смеси; (в) чистка полученного слоя; (г) сдвиг столика с образцом вниз на величину толщины одного слоя; (д) повторение всего процесса, т. е. нанесение следующего порошкового слоя, лазерное сканирование и т.д. Обработка осуществляется в камере с продувкой инертным газом и управляется компьютером для получения заданной 3D-геометрии детали.

Поверхность получаемых покрытий представляет собой сложное наноструктурное состояние, характеризующееся наличием метастабильных фаз. Особенностью структуры является система связанных пор разного масштаба: от наноразмерных пор до пор размером в несколько микрометров. Данные выводы сделаны по результатам сопоставления нескольких методов исследования: Оже-спектроскопии, рентгеновской дифракции, растровой электронной микроскопии. Результаты исследований структуры приведены в работе [6] и показывают сложную зависимость структурных параметров спечённых слоёв от режимов лазерного излучения.

Эмпирический поиск энергетических режимов лазерной обработки, обеспечивающих получение заданного структурно-фазового состояния, крайне затруднителен и трудоёмок. Фактически, только в очень узком диапазоне режимов излучения формируются удовлетворительные по качеству слои. В связи с этим актуальной задачей является развитие способа оптимизации па-

раметров лазерной обработки, основанного на математическом моделировании физических процессов, протекающих в зоне лазерного воздействия. Создание компьютерного пакета, предсказывающего характеристики структуры и механические свойства, является перспективным с точки зрения создания систем автоматического управления производством, использующим *SLS*-технологии.

В настоящей работе исследуется проблема оптимизации лазерного спекания порошков, которое характеризуется сверхвысокими (до  $10^7$ – $10^8$  К/с) скоростями нагрева локальных областей порошкового слоя. Как следует из РЭМ-изображений поверхности спеченных деталей из порошка тантала (рис. 1), лазерное спекание приводит не только к уменьшению характерного размера структурных элементов, но также к изменению их формы в сравнении с традиционным спеканием. Следовательно, задача управления процессами структурообразования посредством контролируемой тепловой обработки образцов является актуальной.



*Рис. 1. Топография поверхности спечённых деталей с применением способа лазерного спекания (слева) и традиционной порошковой металлургии (справа)*

Проблема описания теплопереноса в пористых средах возникает в ряде научных и технических задач, включая фильтрацию жидкостей в почве, теплоперенос через дендритный каркас при кристаллизации сплавов [1, 3], разработку энергоэффективных технологий проектирования зданий [4]. Несмотря на большие разработки в данной области, изучение теплопереноса в пористых

средах с одновременным протеканием фазовых переходов I рода остается актуальной задачей. Одной из частных задач является описание нестационарного теплопереноса при высокоинтенсивном лазерном спекании порошковых материалов. В связи с этим целью данной работы является определение характеристик тепловых полей, возникающих в порошковом слое при импульсной лазерной обработке, выбор управляющих параметров процесса и разработка метода оптимизации процессов лазерного спекания субмикронных частиц.

Для изучения этого процесса были выполнены следующие этапы: 1) формулировка математической модели с учетом изменяющихся теплофизических параметров, зависящих от локальной пористости порошка и температуры; 2) точное определение параметров лазерной обработки и геометрической структуры порошкового слоя; 3) расчет скоростей нагрева/охлаждения и градиентов температуры как функций расстояния до плоскости сканирования лазерного луча; 4) анализ управляющих параметров. Объектом изучения был выбран порошок бинарной системы Fe-0,5 вес.% Ni, подвергаемый обработке импульсным лазером с продолжительностью импульса 100 нс. В работе были использованы экспериментальный и теоретический методы, а также проведено сопоставление между результатами численного моделирования и натурным экспериментом.

## **1. Модель**

Математическая модель теплопереноса в пористых средах с фазовыми переходами сформулирована для описания процессов высокоскоростного оплавления порошкового слоя бинарных металлических сплавов с перитектическим превращением. Моделирование нестационарных тепловых полей выполнено с помощью модели двухфазной зоны [1, 3, 2], расширенной на случай высоких скоростей нагрева среды и перенос тепла по механизмам теплопроводности и радиации. Тогда уравнение теплопроводности может быть сведено к тепловому уравнению модели двухфаз-

ной зоны [1, 2]:

$$(1) \quad \Psi(T) \frac{\partial T}{\partial t} = a(\varepsilon_V, \varepsilon_\sigma) \nabla^2 T + F(q_L),$$

где  $\Psi$  – безразмерная эффективная теплоемкость, учитывающая выделение скрытой теплоты фазового перехода;  $T$  – абсолютная температура;  $t$  – время;  $a$  – коэффициент температуропроводности;  $\varepsilon_V$  и  $\varepsilon_\sigma$  – характеристики пористости порошкового слоя, определяемые как объемная доля пор и доля пор в плоском сечении соответственно;  $F = \alpha q_L$  – интенсивность объемного источника тепла, связанная с мощностью лазерного воздействия на различной глубине  $y$  порошкового слоя. Здесь  $q_L$  и  $\alpha$  – плотность потока энергии лазерного излучения и коэффициент поглощения светового излучения в локальном объеме порошкового слоя соответственно. Коэффициент  $\alpha$  зависит как от температуры, так и фазового состава локального объема, определяя в модели изменение глубины проникновения лазерного излучения при оплавлении частиц и изменении морфологии пористого тела. Поскольку в работе не удалось измерить эту зависимость экспериментально, было выбрано оценочное значение  $\alpha = \text{const}$  на основании данных о глубине спеченного слоя при различных режимах обработки. Геометрия расчетной области  $\Omega$  представлена на рис. 2, где порошковый слой и подложка представлены подобластями  $\Omega_P$  и  $\Omega_S$ . Поглощение при проникновении лазерного излучения в вещество характеризуется законом, функционально близким к закону Бугера для оптически однородных сред, записанным для выбранной системы координат (рис. 2) в виде:

$$(2) \quad q_L(t, x, y) = q_{L0}(t, x)|_{y=0} \exp(-\alpha y),$$

где  $q_{L0}(t, x)|_{y=0}$  – плотность потока энергии облучения на поверхности образца. Зависимость температуропроводности от пористости вычислялась уравнением, сходным с подходом [4]:

$$(3) \quad a = a_0 \frac{1 - \varepsilon_\sigma}{1 - \varepsilon_V},$$

где  $a_0$  – температуропроводность сплошной среды.

Функция  $\Psi$  безразмерной теплоемкости в общем виде определяется выражением  $\Psi(T) = 1 + \theta (dS/dT)$ , где  $\theta$  – адиабатическая температура;  $S$  – объемная доля жидкой фазы в локальном

объеме, теплоемкость которого вычисляется. В работе использовалось выражение для  $\Psi$ , полученное авторами [2] в приближении малой зональной ликвации примесных компонентов:

$$(4) \quad \Psi = 1 - \frac{\theta}{(1-k)C\varphi'(C)} \exp \left\{ - \int_{C_0}^C \frac{dC}{(1-k)C} \right\}.$$

где  $C$  – концентрация примесного (неосновного) компонента;  $k = C_S/C_L$  – коэффициент распределения, получаемый из фазовой диаграммы и равный отношению концентраций  $C_S$  и  $C_L$  на границе раздела «твердая фаза–расплав»;  $T_L = \varphi(C)$  – уравнение, описывающее зависимость температуры ликвидуса  $T_L$  (линии фазового равновесия, определяемой диаграммой состояния сплава) от концентрации. Для линейной фазовой диаграммы температура ликвидуса задается  $T_L = T_A + mC$ , где  $T_A$  – температура кристаллизации основного компонента;  $m$  – тангенс угла наклона линии ликвидус. При больших скоростях движения фронта затвердевания, наблюдаемых в экспериментах по лазерному оплавлению, необходимо учитывать релаксационные процессы в диффузионном переносе примеси и зависимости  $k$  и  $m$  от степени отклонения от термодинамического равновесия как на поверхности раздела, так и в объеме расплава [10]. В данной работе использовались равновесные значения параметров  $k$  и  $m$ , полученные из равновесных фазовых диаграмм [5]. Расширение модели с учетом локально-неравновесной диффузии является предметом дальнейших исследований.

Учет теплового воздействия лазерного излучения в уравнении (1) производится объемным источником  $F$ , зависящим от потока  $q_L(t, x, y)$ , определяемого, в свою очередь, потоком  $q_{L0}(t, x)$  тепла на поверхности образца в уравнении (2). Функция  $q_{L0}(t, x)|_{y=0}$  задается периодической по времени и зависящей от пространственных координат функцией, отражающей как импульсный характер лазерного излучения, так и распределение

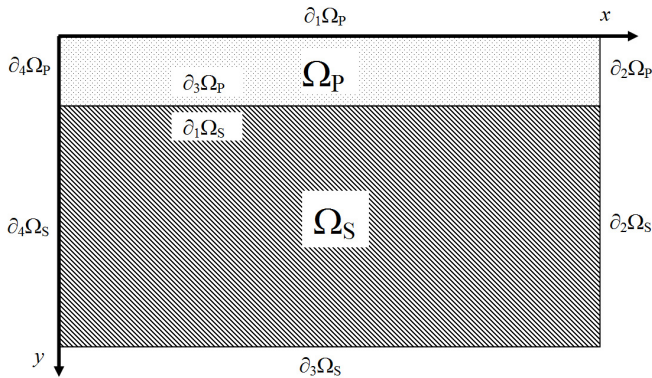


Рис. 2. Расчетная область  $\Omega$  разбита на две подобласти  $\Omega_P$  и  $\Omega_S$ , соответствующие порошковому слою и подложке. Граничные условия определяются уравнениями (5)–(12)

плотности излучения внутри лазерного луча:

$$(5) \quad q_{L0}(t, x)|_{y=0} = \frac{P_{act}}{R_b} g(x)\xi(t), \quad g(x) = g_u(x) \text{ или } g_n(x),$$

$$(6) \quad g_u(x) = (1/2)H(|x - X_b| - R_b),$$

$$(7) \quad g_n(x) = \frac{R_b^2}{(2\pi\sigma_b^2)^{1/2}} \exp\left(-\frac{(x - X_b)^2}{2\sigma_b^2}\right),$$

$$(8) \quad \xi = H(\tau_2 - t \bmod \tau_1).$$

где  $P_{act}$  – фактическая мощность облучения поверхности;  $g(x)$  – функция распределения плотности потока в лазерном луче;  $\xi$  – функция П-образной модуляции лазерного излучения;  $R_b$ ,  $V_b$ ,  $X_0$  и  $X_b = X_0 + V_b t$  – радиус, скорость, начальное положение и текущая координата центра лазерного пучка соответственно;  $\sigma_b$  – стандартное отклонение;  $\tau_1$  и  $\tau_2$  – время (период) между импульсами и продолжительность одного импульса;  $H$  – функция Хэвисайда. Функция  $g$  задается в виде однородного или Гауссова распределения выбором функций  $g_u$  или  $g_n$  соответственно в зависимости от характеристик системы фокусировки. Нормировка функции  $g$  осуществляется из условия, что 90% мощности лазерного излучения приходится на элемент поверхности, ограничен-



ный эффективным радиусом  $R_b$  лазерного луча. На рис. 3 представлены графики функций  $\xi$ ,  $g_u$  и  $g_n$ , модулирующих тепловой поток относительно временной и пространственных координат.

На поверхности  $\partial_1\Omega_P$  образца происходит конвективное и радиационное охлаждение в соответствии с [8]

$$(9) \quad \mathbf{n} \cdot \mathbf{q}|_{\partial_1\Omega_P} = h_{\text{эфф}}(T - T_{\text{окр}}) + \epsilon\epsilon_{SB}(T^4 - T_{\text{окр}}^4),$$

где  $\epsilon$  – коэффициент поверхностной эмиссии;  $\epsilon_{SB} = 5,67 \times 10^{-8} \text{ Вт м}^{-2} \text{ К}^{-4}$  – константа Стефана–Больцмана;  $T_{\text{окр}}$  – температура окружающей среды; вектор нормали  $\mathbf{n}$  направлен от порошкового слоя в газовую среду. Испарение металла с поверхности учтено в модели посредством эффективного коэффициента  $h_{\text{эфф}}$  теплообмена:

$$(10) \quad h_{\text{эфф}}(T) = h_{\text{конв}} + (1/2)(h_{\text{кип}} - h_{\text{конв}}) \tanh((T - T_{\text{кип}})/\Delta T_h),$$

где переход от конвективного охлаждения поверхности, определяемого коэффициентом  $h_{\text{конв}}$  теплообмена за счет конвекции в газовой среде, к охлаждению за счет испарения, определяемого  $h_{\text{кип}}$ , происходит вблизи температуры кипения  $T_{\text{кип}}$  в интервале температур  $\Delta T_h$ . Учет  $h_{\text{конв}}$  от скорости продувки камеры в дальнейшем может быть уточнен теплообмен при лазерной обработке в инертной среде. Граничные условия на нижней поверхности подложки задаются

$$(11) \quad \mathbf{n} \cdot \mathbf{q}|_{\partial_3\Omega_S} = h_{\text{конв}}(T - T_{\text{окр}}).$$

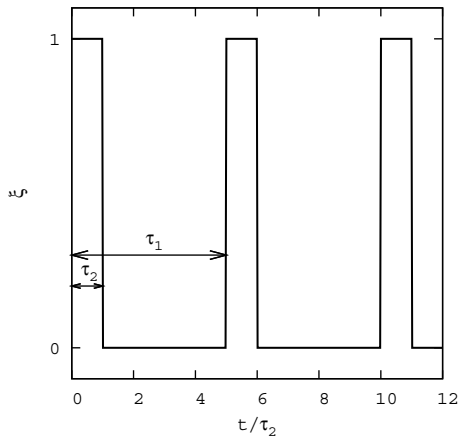
Граница раздела порошкового слоя и подложки характеризуется непрерывностью температуры и теплового потока:

$$(12) \quad T|_{\partial_3\Omega_P} = T|_{\partial_1\Omega_S}, \quad k(\partial T/\partial n)|_{\partial_3\Omega_P} = k(\partial T/\partial n)|_{\partial_1\Omega_S}.$$

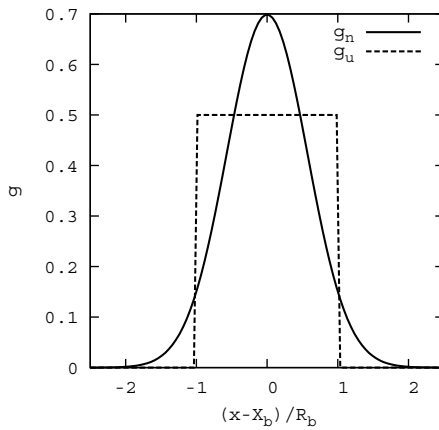
На вертикальных границах  $\partial_2\Omega_P$  и  $\partial_4\Omega_P$  порошкового слоя и границах  $\partial_2\Omega_S$  и  $\partial_4\Omega_S$  подложки задаются периодические граничные условия, аналогичные уравнениям (12), когда температура и потоки на противоположных границах приравниваются для уменьшения расчетного времени. Начальные условия принимаются в виде

$$(13) \quad T|_{\Omega_P, \Omega_S} = T_{\text{нач}},$$

где  $T_{\text{нач}}$  – температура, до которой предварительно нагрет образец.



(а)



(б)

Рис. 3. (а) Модулирование потока лазерного луча при импульсной обработке функцией  $\xi$ , зависящей от безразмерного времени  $t/\tau_2$ , где  $\tau_1$  и  $\tau_2$  – время (период) между импульсами и продолжительность одного импульса соответственно; (б) распределение  $g$  плотности теплового потока как функция безразмерного расстояния  $(x - X_b)/R_b$  от центра лазерного луча. Функция  $g$  может задаваться в виде однородного  $g_u$  или нормального  $g_n$  распределения

Таким образом, система уравнений (1)–(13) описывает процесс импульсной лазерной обработки порошкового слоя и является замкнутой. Численная модель была реализована в коммерческом вычислительном пакете *Comsol MultiPhysics*, предназначенном для решения физических и инженерных задач. Нестационарное уравнение теплопроводности для поставленной краевой задачи рассчитывалось методом конечных элементов.

## 2. Результаты

### 2.1. ПАРАМЕТРЫ УПРАВЛЕНИЯ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ

Управление лазерным спеканием осуществляется с помощью параметров, приведенных в таблице 1. В списке управляющих параметров приведены как варьируемые параметры процесса, определяемые режимами обработки и способом подготовки порошка, так и теплофизические параметры, зависящие от свойств конкретной порошковой смеси или характеристик установки. Далее проанализируем влияние первой группы параметров, состоящей из 1) фактической мощности излучения  $P_{act}$ ; 2) частоты генерации  $f$ ; 3) радиуса пятна  $R_b$ ; 4) скорости движения луча  $V_b$ ; 5) коэффициента поглощения  $\alpha$ .

Мощность  $P_{act}$  подбирается в зависимости от температуры кипения материала порошка, коэффициента температуропроводности, формы и среднего размера частиц, чтобы предотвратить горение образца. Мощность излучения оказывает определяющее значение на динамику плавления частиц. Количественно это характеризуется количеством жидкой фазы, образовавшейся в результате действия импульса. Оптимальное значение мощности эмпирически подбирать крайне сложно, так как необходимо достигать состояния, при котором количество жидкой фазы в порошковом слое составляет около 15%, но при этом недопустим перегрев расплава, приводящий к образованию кипящего слоя.

Расчеты не выявили существенного эффекта частоты  $f$  на процесс сплавления частиц, поскольку период импульсов много меньше характерного времени релаксации теплового поля. Фактически частота определяет количество импульсов излучения, при-

ходящихся на одну точку порошкового слоя при заданной скорости движения луча лазера, т. е. определяет количество подведенной энергии в порошковый слой. Однако следует учитывать специфические особенности генерации лазерного излучения. Частота следования импульсов оказывает влияние на распределение генерируемой мощности в течение импульса: с уменьшением частоты резко растет пиковое значение мощности. Заниженное значение частоты приведет к резкому перегреву области и интенсивному кипению поверхности порошка, при котором наблюдается существенное снижение доли образовавшейся жидкой фазы. Увеличение частоты приводит к более равномерному прогреву порошкового слоя, при этом резко сокращаются скорости нагрева и охлаждения образцов. Поверхность частиц уже не оплавляется, так как тепловая энергия эффективно отводится в объем образца. При этом также наблюдается сокращение доли образовавшейся жидкой фазы.

Скорость движения луча  $V_b$  в совокупности с частотой импульсов влияет на количество импульсов, приходящихся в одну точку. Фактически скорость сканирования выбирается исходя из температуры плавления компонентов: для более тугоплавких материалов необходимо уменьшать скорость сканирования и, наоборот, для легкоплавких материалов – увеличивать. Расчеты показали интересную зависимость глубины  $l$  спеченного слоя от величины  $V_b$ . Изменение скорости в диапазоне от 50 до 150 мм/с приводит к уменьшению  $l$  с 95 до 50 микрон. При этом продольный размер зоны оплавления на поверхности порошкового слоя снижается с 225 до 150 мкм. Таким образом, скорость сканирования является эффективным методом управления параметрами процесса, поскольку позволяет изменять условия спекания порошка и, соответственно, скорости кристаллизации, что оказывает влияние на окончательную микроструктуру образца.

Коэффициент  $\alpha$  характеризует глубину проникновения излучения в порошковый слой и зависит от гранулометрического состава частиц и плотности насыпки. Этот параметр в конечном счете определяет окончательную пористость образовавшегося слоя.

Коэффициент проникновения  $\alpha$  позволяет изменять глубину  $l$  в диапазоне от 80 до 140 мкм при  $V_b = 50$  мм/с. Тем не менее этот параметр зависит от пористости подготовленной смеси и коэффициента поглощения излучения поверхностью частиц порошка, т. е. от параметров, плохо регулируемых экспериментально. По этой причине оптимальным является использование  $V_b$  в качестве основного управляющего параметра, а величина  $\alpha$  должна обязательно включаться в модель управления в качестве свободного параметра, оцениваемого из экспериментальных данных.

Таблица 1. Управляющие параметры лазерной обработки

№	параметр, размерность	обозн.	значение
1	мощность лазерного излучения, Вт	$P_{act}$	10
2	частота генерации импульсов, кГц	$f$	32
3	эффективный радиус зоны лазерного воздействия, мкм	$R_b$	10
4	скорость движения луча, см/с	$V_b$	10
5	продолжительность одиночного импульса, нс	$\tau_2$	100
6	плотность потока энергии во время импульса, Вт/м <sup>2</sup>	$J_0$	$1,5 \times 10^{13}$
7	температура окружающей среды, К	$T_{окр}$	293
8	коэффициент поверхностной эмиссии	$\epsilon$	0,4
9	коэффициент поглощения излучения в объеме порошка, 1/м	$\alpha$	$5 \times 10^4$
10	конвективный коэффициент теплопередачи на внешней поверхности порошкового слоя, Вт/(м <sup>2</sup> К)	$h_{конв}$	50
11	эффективный коэффициент теплоотдачи на поверхности при кипении расплава, Вт/(м <sup>2</sup> К)	$h_{кип}$	10000

## 2.2. ОЦЕНКА ФАКТИЧЕСКОЙ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ПОРИСТОСТИ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ

Точность результатов компьютерного моделирования технологического процесса зависит не только от разработки адекватной математической модели, но также от правильной оценки краевых условий, фактически наблюдаемых в эксперименте. Технически это выражается в необходимости полного контроля мощности лазерного излучения, попадающего на образец. В работе было выполнено калориметрирование лазерной установки методом анализа нагрева черного тела с известными теплофизическими характеристиками. Как показывают измерения, при малых (<15 Вт) мощностях лазерного излучения калибровка мощности осуществляется неудовлетворительно. Фактическая мощность, поглощаемая черным телом, составляет  $\sim 30\%$  от ожидаемого значения. При мощностях >15 Вт уровень поглощаемого излучения повышается до 60–70% от ожидаемого значения. В меньшей степени фактическая мощность зависит от частоты генерации импульсов. По результатам термометрирования в качестве основного режима для лазерного спекания порошка Fe-5 вес.%Ni были выбраны устанавливаемый аппаратно уровень мощности 16 Вт и частота следования импульсов 32 кГц.

При расчете теплофизических свойств пористого порошкового слоя не менее важным является оценка степени пористости, так как пористость влияет на транспортные характеристики материала [4]. Оценка пористости производилась методом 3D-реконструирования. Анализ реконструированной структуры позволил получить геометрические характеристики порошкового слоя, приведенные в таблице 2. Кроме РЭМ изображений при анализе также использовался метод прямого определения объемной пористости  $\varepsilon_V$  путем взвешивания. В этом случае  $\varepsilon_V$  оценивается из формулы  $m_{\text{обр}} = \rho_{\text{т.ф.}} \varepsilon_V V_{\text{обр}}$ , где  $m_{\text{обр}}$  – масса образца;  $\rho_{\text{т.ф.}}$  – плотность твердой фазы порошковой смеси;  $V_{\text{обр}}$  – объем порошка. Этот метод дал более точные и адекватные данные, чем метод 3D-реконструкции.

Таблица 2. Геометрические характеристики порошкового слоя

параметр, размерность	обозн.	значение
диаметр частиц до обработки, мкм	$r_{\text{нач}}$	2,6
диаметр частиц после обработки, мкм	$r_{\text{кон}}$	0,75
объёмная пористость	$\varepsilon_V$	0,62
пористость сечения	$\varepsilon_\sigma$	0,55

Влияния геометрических характеристик пористой среды на теплоперенос было проанализировано путем сравнения тепловых полей в среде с различной величиной объемной пористости  $\varepsilon_V$ . Поскольку расчеты проводились в двумерном пространстве,  $\varepsilon_V$  определялось как отношение площади воздушных пор сферической формы к общей площади расчетной области. Для лучшего соответствия реальной морфологии порошкового слоя центры пор были смещены случайным образом. Это привело к возникновению пор со сложной формой, получающихся в результате кластеризации нескольких сферических пор, рис. 4. Данные расчетов при различных значениях пористости показали хорошее согласие с аналитическими решениями, полученными с использованием эффективной температуропроводности  $a$  (уравнение (3)) в диапазоне  $\varepsilon_V < 0,55$ . При  $\varepsilon_V \geq 0,55$  механизм образования кластеров приводит к нарушению связности материала на масштабах, равных размеру одиночных пор. Изотермы принимают вид кривых с точками перегиба вблизи границ кластеров, рис. 4. В результате температурное поле становится неоднородным и температурные профили в различных сечениях расчетной области, проведенных по нормали к поверхности облучения, зависят от локальных геометрических характеристик. Данный эффект наглядно показан на рис. 5, где при  $\varepsilon_V > 0,5$  наблюдается значительное отклонение температурного профиля от аналитического решения, совпадающего с численным решением при  $\varepsilon_V = 0$ .

Теплоперенос при  $\varepsilon_V = 0,8$  уже не может описываться эффективной температуропроводностью  $a$ , постоянной во всей рас-

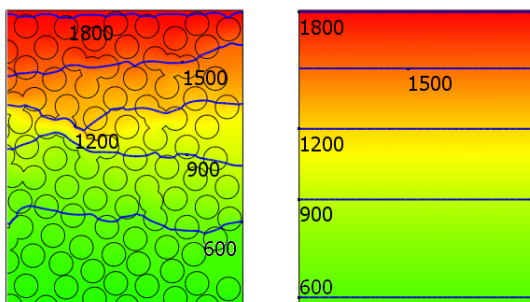


Рис. 4. 2D расчёт распределения температуры в порошковом слое в фиксированный момент времени при пористости  $\varepsilon_V = 0,55$  (слева) и в сплошной среде при  $\varepsilon_V = 0$  (справа)

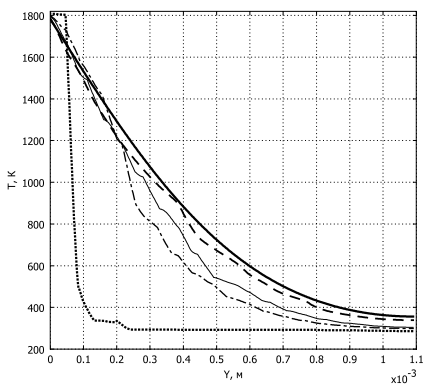


Рис. 5. Профили температуры в сечении, нормальном к поверхности порошкового слоя, при фиксированном времени и различных значениях пористости 0, 10, 50, 55 и 80% ( $\varepsilon_V=0; 0,1; 0,5; 0,55$  и  $0,8$  соответственно)



четной области. В этом случае требуется ее расчет как функции пространственных координат. Важно отметить, что полученные оценки будут отличаться в трехмерном пространстве. Качественный анализ показывает, что в этом случае приближение сплошной среды справедливо при значениях  $\varepsilon_V < 0,7 - 0,75$ , поскольку имеется большее, чем в двумерном случае, количество пространственных конфигураций пор, формирующих связную структуру материала для осуществления теплопереноса.

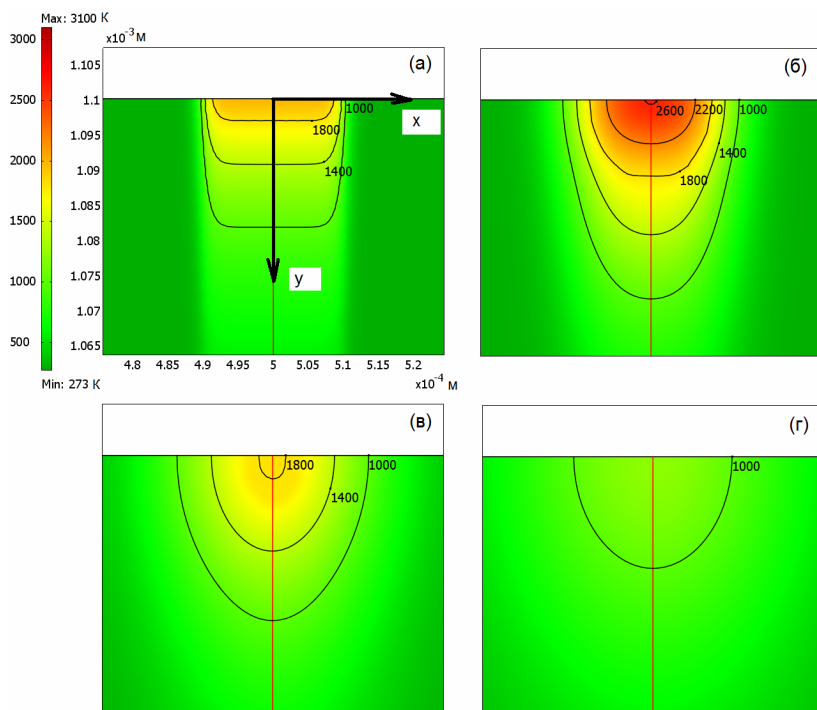


Рис. 6. Динамика изменения изотерм при облучении поверхности образца одиночным импульсом длительностью  $\tau_2 = 100$  нс при однородном распределении плотности излучения в лазерном пучке. Безразмерное время  $t/\tau_2$ , отнесенное к длительности импульса, равно: а) 0,6, б) 5, в) 20, г) 50

### 2.3. РАЗВИТИЕ ИЗОТЕРМ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ОДИНОЧНЫМ ИМПУЛЬСОМ

Рис. 6 показывает положение изотерм при облучении поверхности образца одиночным импульсом. Во время облучения (рис. 6а) происходит нагревание слоя порошка благодаря высокому, по сравнению с непрерывной средой, проникновению излучения. Это связано с эффектом дифракции лазерного излучения с длиной волны  $\sim 1$  мкм на квазипериодической структуре с характерным размером структурных элементов в диапазоне 1–10 мкм. В результате формируется зона с высокими температурными градиентами вблизи границы лазерного луча. В течение второй половины лазерного импульса (рис. 6б) модель предсказывает нагрев до температуры плавления  $T_L = 1784$  К с образованием зоны плавления. Высокая мощность излучения приводит к нагреванию поверхностного слоя до температуры кипения  $T_{\text{кип}} = 3100$  К. Резкое увеличение теплоотода на поверхности за счет испарения вещества препятствует дальнейшему росту температуры. Так как достигается значительный перегрев приповерхностной области выше температуры плавления (рис. 6б), то теплоотвод в подложку приводит к подплавлению частиц порошка в объеме порошкового слоя и формированию связанного каркаса. Дальнейшее остывание области реализуется медленно, так как время релаксации температурного поля  $\tau_{\text{релак}}$  сопоставимо с временем следования импульсов  $\tau_1$ .

### 2.4. ОЦЕНКА ГЛУБИНЫ СПЕЧЕНОГО СЛОЯ

При выборе режима обработки, удовлетворяющего соотношению  $V_b \sim R_b/\tau_1$ , создаются условия для осуществления непрерывного плавления слоя порошка импульсным лазерным излучением. В этом случае каждая точка поверхности вдоль траектории движения луча получает несколько импульсов, что приводит к формированию квазистационарной (в движущейся системе координат, связанной с лучом лазера) зоны оплавления. Динамика развития изотерм для системы Fe-5 вес.% Ni представлена на рис. 7. Как следует из результатов расчетов, после начала обра-

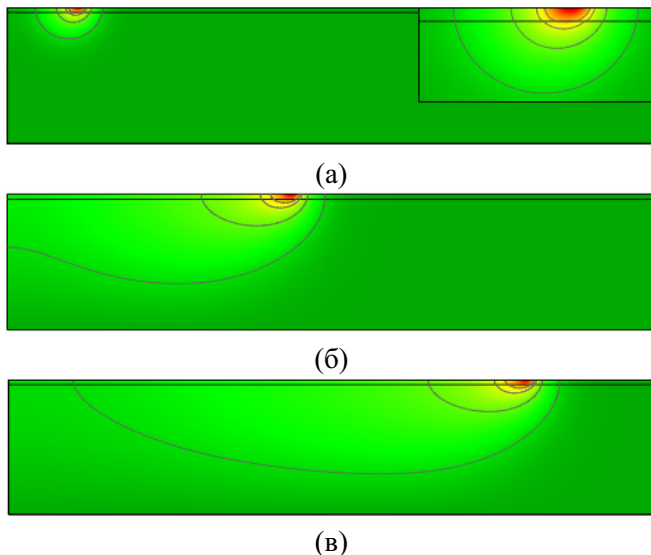


Рис. 7. Положение изотерм  $T = 1769, 1500, 1000, 500$  и границы зоны оплавления, определяемой изотермой  $T = T_L = 1769$  К, при лазерном спекании слоя порошка  $Fe - 5 \text{ вес.}\% Ni$  на подложке из среднеуглеродистой стали. Рисунки (а)–(в) соответствуют временам 1, 12 и 24 мс соответственно. Скорость сканирования 15 см/с, протяженность области 5 мм, толщина порошкового слоя 40 мкм, толщина подложки 1 мм

ботки происходит формирование зоны оплавления, когда наблюдается неполное спекание порошкового слоя. По мере движения луча вдоль поверхности порошковый слой и подложка постепенно прогреваются, и глубина зоны оплавления увеличивается до объема всего порошкового слоя. Помимо процесса спекания частиц порошка при лазерной обработке обычно требуется получить покрытие, устойчивое к механическим воздействиям. Это достигается за счет оплавления верхней поверхности подложки и возникновения точек контакта между порошковым слоем и подложкой. По мере движения луча глубина зоны оплавления незначительно увеличивается, оставаясь на 20–30% больше толщины

слоя насыпки порошка, рис. 7(б, в). Таким образом, появляется возможность создания тонких покрытий на поверхности изделий, которые, в зависимости от выбора порошковой смеси, обладают коррозионностойкими, каталитическими или механопрочностными свойствами.

## 2.5. ОЦЕНКА ГРАДИЕНТОВ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА В ЗОНЕ ОПЛАВЛЕНИЯ

Рис. 8 показывает результат расчета движения фронта затвердевания вдоль оси лазерного луча после одиночного импульса. В течение действия импульса  $t < \tau_2$  фронт плавления двигается со скоростями  $V > 10$  м/с. Данное высокое значение скорости объясняется не только большой мощностью облучения, но и эффективным проникновением лазерного излучения в пористую среду. Благодаря этому происходит предварительный разогрев порошкового слоя, и движение изотермы  $T = T_L$  в дальнейшем реализуется со значительными скоростями. На рис. 8 видно, что в первой половине действия излучения оплавления нет и  $Y \equiv 0$ . После продвижения фронта на 10 мкм на графике  $Y(t)$  наблюдается плато, связанное с переносом тепла из приповерхностной перегретой области в объем порошкового слоя, как отмечалось ранее. Далее фронт затвердевания начинает двигаться с некоторым ускорением в направлении поверхности, и его положение описывается зависимостью  $Y \sim Y_{\max} - \lambda\sqrt{t}$ . Ускорение обусловлено интенсивным отводом тепла как в объем порошкового слоя, так и в газовую среду.

Изменение температуры во времени на рис. 9а свидетельствует о скачке температуры на поверхности  $y = 0$  до температуры кипения  $T_{\text{кип}} = 3100$  К. Последующее остывание до температуры плавления происходит за 2 мкс, что превышает время одного импульса на порядок величины. Перегиб температурной кривой при  $T = T_L$  свидетельствует о достаточно протяженном времени кристаллизации. С удалением от поверхности образца продолжительность нахождения точки в двухфазной зоне уменьшается. При  $y \sim Y_{\max}$  (кривая, соответствующая расстоянию  $y = 10$  мкм на рис. 9а) точка находится на плато, как обсуждалось ранее.

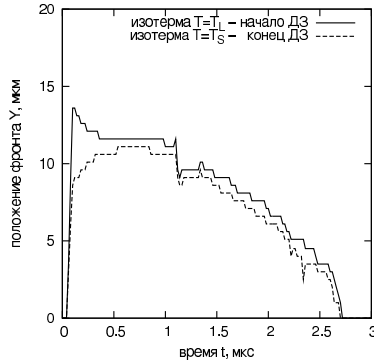


Рис. 8. Положение  $Y$  фронта затвердевания вдоль оси лазерного луча в зависимости от времени  $t$ . Изотермы соответствуют температурам ликвидуса  $T_L$  и солидуса  $T_S$

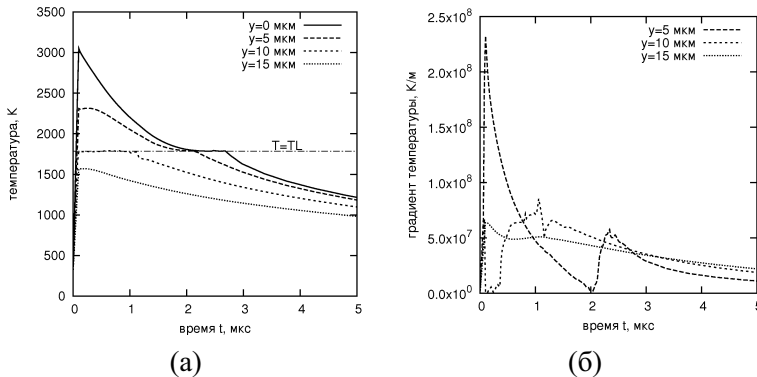


Рис. 9. Температура (а) и градиент температуры (б) как функции времени  $t$  и расстояния  $y$  от поверхности образца

Анализ изменения градиентов в контрольных точках (рис. 9б) показывает скачок градиента при приближении температуры к температуре плавления. Данный эффект связан с конечным временем нахождения контрольной точки в двухфазной зоне, где градиент температуры всегда значительно ниже, чем в точках перед фронтом кристаллизации. На основании анализа рис. 9 и 8 можно оценить характерные величины температурных градиентов и скоростей охлаждения в различных точках образца: градиент  $|\text{grad}T|$

варьируется в интервале  $10^7$ – $10^8$  К/м, а скорости  $V_c$  нагрева и охлаждения достигают значений до  $10^8$  К/с.

### **3. Выводы и перспективы**

Анализ процесса лазерного спекания порошка позволил выделить из набора управляющих параметров два наиболее важных параметра. Первым параметром является скорость сканирования лазерного луча, определяющая глубину спекания, скорость кристаллизации и морфологию кристаллической структуры спеченного слоя. Вторым параметром является коэффициент проникновения, который, в отличие от первого параметра, не является свободно изменяемым параметром, поскольку зависит от способов подготовки порошка перед обработкой. Тем не менее пренебрежение или неточная оценка второго параметра приводят к значительному отклонению режимов обработки от желаемых характеристик. Следовательно, этот параметр, зависящий от пористости среды и других факторов, должен присутствовать в адекватной модели оптимизации процесса.

При высокой пористости среды наблюдается изменение транспортных характеристик вещества, что приводит к прогреву порошка на значительную глубину до момента достижения температуры плавления. В результате лазерная обработка трансформируется из метода локальной тепловой обработки поверхности в метод объемного нагрева. Нагрев до температур выше температуры плавления сопровождается началом подплавления поверхности частиц с образованием многочисленных связей между отдельными частицами. За счет релаксации температурного поля при отводе тепла в подложку и высокой поверхностной энергии границы раздела жидкой и газообразной фаз течение жидкой фазы приводит к формированию связанной морфологии, т. е. спеканию порошкового слоя. Зависимость транспортных характеристик от анизотропии, расположения и формы пор будет являться предметом дальнейших исследований. Переход к 3D-модели позволит в дальнейшем уточнить полученные в 2D-модели оценки.

## Литература

1. БОРИСОВ В. Т. *Теория двухфазной зоны металлического слитка*. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.
2. ВИНОГРАДОВ В. В., ТЯЖЕЛЬНИКОВА И. Л. *О теоретических аспектах формирования макро- и микроструктуры в затвердевающей металлической слитке* // Вестник УдГУ. Физика. Химия. – 2008. – С. 37–57.
3. ЖУРАВЛЕВ В. А. *Затвердевание и кристаллизация с гетеропереходами*. – М., Ижевск: РХД, 2006.
4. ЛЫКОВ А. В. *Явления переноса в капиллярно-пористых телах*. – М.: Гос. изд. техн.-теорет. лит., 1954.
5. ЛЯКИШЕВ Н. П. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. – М.: Машиностроение. – Т. 2. – 1997.
6. ХАРАНЖЕВСКИЙ Е. В., ИПАТОВ А. Г. *Структура и топография поверхностных слоёв, полученных лазерным высокоскоростным спеканием порошков Fe-C-Ni, Fe-C-Cu* // Вестник Удмуртского Университета. Физика. Химия. – 2010. – № 1. – С. 76–85.
7. ABE F., OSAKADA K., SHIOMI M. ET AL. *The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting* // J. Mater. Process. Technol. – 2001. – V. 111., № 1–3. – P. 210.
8. BIRD R., STEWART W. E., LIGHTFOOT E. N. *Transport phenomena*. – New York: Wiley, 2002.
9. DECKARD C. R., BEAMAN J. J. *Recent advances in selective laser sintering* // Proceedings of the 14th Conference on Production Research and Technology, Michigan, 1987. – P. 447–451.
10. GALENKO P. K., DANILOV D. A. *Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt* // Phys. Lett. A. – 1997. – V. 235. – P. 271–280.
11. KRUTH J. P. *Selective laser melting of iron-based powder* // J. Mater. Process. Technol. – 2004. – V. 149. – P. 616–622.

## CONTROL OF LASER SINTERING IN METALLIC POWDERS

**Mikhail Krivilyov**, Udmurt State University, Izhevsk, Cand.Sc., assistant professor (mk@udsu.ru).

**Evgeniy Haranzhevskiy**, Udmurt State University, Izhevsk, Cand.Sc., assistant professor (eh@udsu.ru).

**Georgiy Gordeev**, Udmurt State University, Izhevsk, student (gordeevgeorgij@rambler.ru).

**Vladimir Ankudinov**, Udmurt State University, Izhevsk, student (vladimir@ankudinov.org).

*Abstract: Optimization of laser sintering of submicron metal powders is studied in connection with unsteady heat transfer in a porous layer under simultaneous phase transformations. The heating/cooling rates and the depth of the sintered layer are estimated after analysis of geometrical characteristics of the metallic powder. Computer modeling revealed that the control parameters of the process are the scanning velocity and the permeability coefficient which depends on porosity and structure of the powder layer. At high porosity >70%, the mechanism of heat transfer drastically changes and an approximation of continuum becomes incorrect which degrades the quality of the sintered layer.*

Keywords: laser sintering, crystal structure, numerical simulation, process optimisation.

*Статья представлена к публикации членом редакционной коллегии А. Г. Бутковским*