

УДК 62.1 + 53.043

ББК 34.5

УПРАВЛЕНИЕ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ¹

Кривилев М.Д. ², Харанжевский Е.В. ³,

Анкудинов В.Е. ⁴, Гордеев Г.А. ⁵

(Удмуртский государственный университет, Ижевск)

Рассматривается проблема оптимизации режимов лазерного спекания ультрадисперсных металлических порошков, характеризующаяся нестационарным теплопереносом в пористой среде, подверженной фазовому превращению. 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.

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 09-02-12110 офи-м и ФЦП “Кадры”, ГК № 2009-1.5-507-007-002.

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

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

⁴ Владимир Евгеньевич Анкудинов, студент (vladimir@ankudinov.org).

⁵ Георгий Андреевич Гордеев, студент (gordeevgeorgij@rambler.ru).

Введение

Лазерное спекание порошковых материалов основано на активно разрабатываемом методе селективного лазерного спекания (selective laser sintering – SLS) [8, 6], 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 механических и триботехнических свойств [10] 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 кристаллиза-

ции. 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 компонента порошковой смеси; (в) чистка полученного слоя; (г) сдвиг столика с образцом вниз на величину толщины одного слоя; (д) повторение всего процесса, то есть 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 дифракцией, растровой электронной микроскопии. Результаты исследований структуры приведены в работе [5] 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, которая 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.

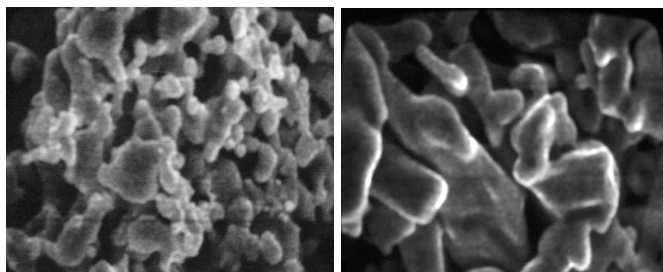


Рис. 1. Топография поверхности спечённых деталей с применением способа лазерного спекания (слева) и традиционной порошковой металлургии (справа).

1. Постановка задачи

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], разработка энергоэффективных технологий проектировании зданий [4]. Несмотря на большие разработки в данной области, изучение теплопереноса в пористых средах с одновременным протеканием фазовых переходов I рода остается актуальной задачей. Одним из частных случаев этой задачи 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 разработки метода оптимизации процессов лазерного спекания субмикронных частиц.

Для изучения этого процесса были решены следующие задачи: 1) формулировка математической модели с учетом изменяющихся теплофизических параметров, зависящих от локальной пористости порошка, 2) точное определение параметров лазерной обработки и геометрической структуры порошкового слоя, 3) расчет скоростей нагрева/охлаждения и градиентов температуры как функция расстояния от точки 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.

2. Модель

Математическая модель теплопереноса в пористых средах с фазовыми переходами была сформулирована для описания процессов высокоскоростного плавления 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 материала и перенос тепла

по механизму теплопроводности и радиации. Уравнение теплопроводности в системе с фазовыми переходами, подвергнутой лазерному нагреву, может быть сведено к тепловому уравнению модели двухфазной зоны [1, 2]. Выделение скрытой теплоты фазового перехода учитывается в модели посредством эффективной теплоемкости

$$(1) \quad \Psi(T) = 1 + \theta (dS/dT),$$

где Ψ – безразмерная эффективная теплоемкость, θ – адиабатическая температура, S – доля жидкой фазы в локальном объеме. Поглощение при проникновении лазерного излучения в вещество характеризуется законом, функционально близким к закону Бугера для оптически однородных сред:

$$(2) \quad J = J_0(t) \exp(-\alpha y),$$

где J и J_0 – плотности потока лазерного излучения на расстоянии y от поверхности и входящая мощность на поверхности образца соответственно, α – коэффициент поглощения излучения в объеме. Тогда уравнение теплопроводности для многокомпонентной многофазной системы запишется в виде:

$$(3) \quad \Psi(T) \frac{\partial T}{\partial t} = a(\varepsilon_V, \varepsilon_\sigma) \nabla^2 T + F,$$

где $F = \alpha J$ – объемный источник, a – коэффициент температуропроводности, ε_V и ε_σ – характеристики пористости порошкового слоя, определяемые как объемная доля пор и доля пор в плоском сечении. Зависимость температуропроводности от пористости вычислялась уравнением, сходным с подходом [4]:

$$(4) \quad a = a_0 \frac{1 - \varepsilon_\sigma}{1 - \varepsilon_V},$$

где a_0 – температуропроводность сплошной среды. Для получения замкнутой системы уравнений требуется ввести уравнения линии ликвидуса (линии фазового равновесия) и баланса массы

в приближении малой зональной ликвации

$$(5) \quad T = \varphi(C),$$

$$(6) \quad \frac{\partial (SC)}{dt} = k_v(C) C \frac{\partial S}{\partial t},$$

где k_v – коэффициент распределения, получаемый из кинетической фазовой диаграммы. При больших скоростях движения фронта затвердевания, наблюдаемых в экспериментах по лазерному оплавлению, необходимо учитывать зависимость k_v от степени отклонения термодинамического равновесия как на поверхности раздела, так и в объеме расплава [9]. Тогда функция Ψ имеет вид [1]:

$$(7) \quad \Psi = 1 - \frac{\theta}{1 - k_v(C)C\varphi'(C)} \exp \left\{ - \int_{C_0}^C \frac{dC}{(1 - k_v)C} \right\}.$$

Граничные условия на поверхности образца описываются уравнением

$$(8) \quad -\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = h_{eff}(T - T_{amb}) + \sigma\sigma_{SB}(T^4 - T_{amb}^4),$$

где σ – коэффициент поверхностной эмиссии, $\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ м}^2 \text{ К}^4$ – константа Стефана-Больцмана [7] и вектор нормали $\mathbf{n}$ направлен от порошкового тела в газовую среду. Учет потока тепла от лазерного излучения внесен в модель в виде объемного источника, мощность которого зависит от коэффициента поглощения α . Вводя зависимость α от температуры и фазового состава $\alpha = f(T, S)$, в модели учитывается изменение глубины проникновения при плавлении частиц порошка и изменении морфологии пористого тела. Для однозначного описания потока энергии требуется также задать импульсный характер лазерного излучения:

$$(9) \quad J_0(t) = \frac{P_{act}}{A} Sh (H(x + 2R_b - V_b t) - H(x - 2R_b - V_b t))$$

$$(10) \quad \times (H(t - n\tau_1 + \tau_2) - H(t - n\tau_1)),$$

где P_{act} - фактическая мощность излучения, A - площадь лазерного пучка, Sh - функция распределения плотности потока в лазерном луче (однородное или Гауссово распределения), R_b - радиус луча, V_b - скорость сканирования, τ_1 и τ_2 - время между импульсами и продолжительность одного импульса. Испарение металла с поверхности введено в модель посредством эффективного коэффициента теплообмена h_{eff} :

$$(11) \quad h_{eff} = f(T, h_{conv}, h_{boil}),$$

где переход от конвективного охлаждения поверхности, определяемого коэффициентом теплообмена за счет конвекции в газовой среде h_{conv} , к охлаждению за счет испарения, определяемого h_{boil} , происходит вблизи температуры кипения. Учет h_{conv} от скорости продувки камеры в дальнейшем может быть уточнен теплообмен при лазерной обработке в инертной среде. Граничные условия на нижней поверхности подложки задаются

$$(12) \quad -\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = h_{conv}(T - T_{amb}).$$

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

$$(13) \quad T_+ = T_-, \quad k_+ (\partial T_+ / \partial n) = k_- (\partial T_- / \partial n).$$

На вертикальных поверхностях образца задаются симметричные граничные условия

$$(14) \quad \partial T / \partial n = 0.$$

Начальные условия принимаются в виде

$$(15) \quad T = T_{amb},$$

где T_{amb} - комнатная температура или температура, до которой предварительно нагрет образец. Таким образом, система уравнений (1)–(15) 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 было реализовано методом конечных элементов средствами Comsol. Используемый в работе пакет позволяет дальнейшее расширение функциональности – создание

модели расчета структурообразования, которая в дальнейшем будет связана с моделью теплопереноса в единой вычислительной среде.

3. Результаты

3.1. ПАРАМЕТРЫ УПРАВЛЕНИЯ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ

Управление лазерным спеканием осуществляется с помощью параметров, приведенных в табл. 1. В списке управляющих параметров приведены как варьируемые параметры процесса, определяемые режимами обработки и способом подготовки порошка, так и постоянные параметры, зависящие от теплофизических 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) коэффициент поглощения α .

Мощность P_{act} подбирается в зависимости от температуры кипения материала порошка, коэффициента температуропроводности, формы и среднего размера частиц. Мощность излучения оказывает определяющее значение на процессы плавления частиц, на количество жидкой фазы, образовавшейся в результате действия импульса. Оптимальное значение мощности эмперически подбирать крайне сложно, т.к. необходимо достигать состояния при котором количество жидкой фазы в слое составляет около 15%, но при этом недопустимы как значительный перегрев жидкости, так и образование кипящего слоя.

Расчеты не выявили существенного эффекта частоты f на процесс сплавления частиц порошка, поскольку период импульсов много меньше характерного времени релаксации теплового поля. Фактически частота определяет количество импульсов излучения приходящихся в 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 по времени действия 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 тепло 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. Скорость сканирования в совокупности с мощностью излучения оказывает влияние на скорость кристаллизации материала при последующем охлаждении порошкового слоя. Коэффициент α характеризует глубину проникновения излучения в порошковый слой и зависит от гранулометрического состава частиц и плотности насыпки. Этот параметр в конечном счете определяет результирующую пористость образовавшегося слоя. Регулировать этот параметр крайне сложно, поэтому необходима теоретическая оптимизация управляющих параметров.

Расчеты показали интересную зависимость глубины l спеченного слоя от параметров V_b и α . Изменение скорости в диапазоне от 50 до 150 мм/с приводит к уменьшению l с 95 до 50 микрон. При этом характерный размер сечения зоны оплавления 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. Коэффициент α проникновения 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 – параметров, плохо регулируемых экспериментально. По этой причине оптимальным является использование V_b в качестве основного управляющего параметра. Величина α должна обязательно включаться в модель управления в качестве свободного параметра, оцениваемого из экспериментальных данных.

Таблица 1. Управляющие параметры лазерной обработки

параметр	обозн.	значение
номинальная мощность лазера	P_{nom}	40 Вт
частота генерации	f	32 кГц
радиус пятна лазера	R_b	10 мкм
скорость движения луча	V_b	0,1 м/с
фактическая мощность лазера	P_{act}	$0,26 \times P_{nom}$ Вт
продолжительность одного импульса	τ	100 нс
плотность потока энергии во время импульса	J_0	$1,5 \times 10^{13}$ Дж/(с м ²)
температура окружающей среды	T_{amb}	293 К
коэффициент поглощения	σ	0,4
коэффициент поглощения излучения в объеме порошка	α	5×10^4 1/м
эффективный коэффициент теплоотдачи на поверхности при нагревании	h_{conv}	50 Вт/(м ² К)
эффективный коэффициент теплоотдачи на поверхности при кипении	h_{boil}	10000 Вт/(м ² К)

3.2. ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ РАСЧЁТОВ ИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

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 мощностях <15 Вт калибровка мощности осуществляется неудовлетворительно. Фактическая мощность, поглощаемая черным телом, составляет ~ 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 порошковых образцов были выбраны устанавливаемый аппаратно уровень мощности 16 Вт и частота следования импульсов 28 кГц.

При расчете теплофизических свойств пористого порошкового слоя не менее важным является оценка степени пористости, т.к. пористость влияет на транспортные характеристики материала [4]. Следовательно, оценка пористости является важной задачей, которая была решена в проекте путем 3D реконструирования. Анализ реконструированной структуры позволил получить геометрические характеристики порошкового слоя, приведенные в табл. 2. Кроме РЭМ изображений при анализе также использовался метод прямого определения объёмной пористости ε_V путем взвешивания. В этом случае ε_V оценивается из формулы $m_{obr} = \rho_{tf}\varepsilon_V V_{obr}$, где m_{obr} – масса образца, ρ_{tf} – плотность твердой фазы порошковой смеси, V_{obr} – объем порошка. Этот метод дал более точные и адекватные данные, чем метод 3D реконструкции.

Таблица 2. Геометрические характеристики порошкового слоя

параметр	обозн.	значение
диаметр частиц до обработки	r_{start}	2,6 $\mu\text{м}$
диаметр частиц после обработки	r_{end}	0,75 $\mu\text{м}$
объёмная пористость	ε_V	0,62
пористость сечения	ε_σ	0,55

Влияния геометрических характеристик пористой среды на теплоперенос было проанализировано путем сравнения тепловых полей в среде с различной величиной объёмной пористости ε_V . Поскольку расчеты проводились в двумерном пространстве, ε_V определялось как отношение площади воздушных пор сферической формы к общей площади расчетной области. Для лучшего соответствия реальным структурам центры пор были смещены случайным образом. Это привело к возникновению пор со сложной формой, получающейся в результате кластеризации нескольких сферических пор, рис. 2. Данные расчетов при различных значениях пористости показали хорошее согласие с аналитическими решениями, полученными с использованием эффективной теплопроводности a , уравнение (4), 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 ломаных с изломами вблизи кластеров. 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. 3, где при $\varepsilon_V > 0,5$ наблюдается значительное отклонение от аналитического решения, совпадающего с численным решением при выборе $\varepsilon_V = 0$. Теплоперенос при $\varepsilon_V = 0,8$ уже не может описываться эффективной теплопроводностью a , постоянной во всей расчетной области. В этом случае требуется расчет a как функции пространственных координат. Важно отметить, что полученные оценки будут отличаться в трехмерном пространстве. Качественный анализ показы-

вает, что в этом случае приближение сплошной среды справедливо при значениях ε_V до $< 0,7 - 0,75$, поскольку имеется большее количество пространственных конфигураций пор, формирующих связную структуру материала.

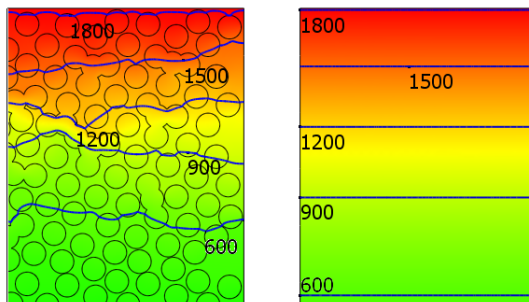


Рис. 2. 2D расчёт распределения температуры в порошковом слое в фиксированный момент времени при пористости 55% (слева) и в сплошной среде (справа).

3.3. РАЗВИТИЕ ИЗОТЕРМ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ОДИНОЧНЫМ ИМПУЛЬСОМ

Рисунок 4 показывает положение изотерм при облучении поверхности образца одиночным импульсом. Во время облучения (рис. 4а) происходит нагревание слоя порошка благодаря высокой, по сравнению с непрерывной средой, степени проникновения. В результате формируется зона с высокими температурными градиентами вблизи границы лазерного луча. В течение второй половины лазерного импульса (рис. 4б) происходит нагрев до температуры плавления $T_L=1784$ К с образованием зоны плавления. Высокая мощность излучения приводит к достижению поверхностным слоем температуры кипения $T_{boil}=3100$ К. Увеличение теплоотвода на поверхности за счет испарения вещества препятствует дальнейшему увеличению температуры. Перегрев приповерхностной области значительно выше температуры плавления

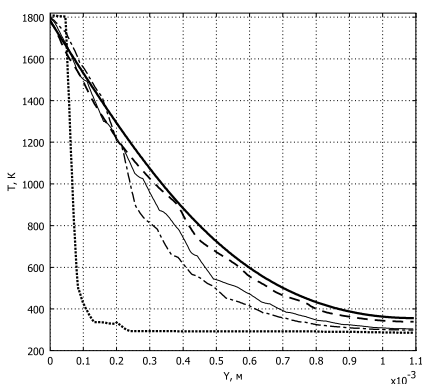


Рис. 3. Профили температуры в сечении, нормальном к поверхности порошкового слоя, при фиксированном времени и различных значениях пористости 0, 10, 50, 55 и 80% в 2D модели.

и отвод избыточного тепла в подложку за счет теплопроводности приводят к подплавлению частиц порошка в объеме порошкового слоя (рис. рис. 4б) и формированию связного каркаса. Дальнейшее остывание области происходит медленно, и время релаксации температурного поля τ_{relax} сопоставимо с временем следования импульсов τ_1 . Это создает условия для осуществления непрерывного плавления слоя порошка импульсным лазерным излучением, если скорость сканирования $V_b \sim R_b/\tau_1$.

3.4. ОЦЕНКА ГРАДИЕНТОВ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА В ЗОНЕ ОПЛАВЛЕНИЯ

Рисунок 5 показывает результат расчета движения фронта застывания вдоль оси лазерного луча после одиночного импульса. За время $t < \tau_2$ облучения наблюдается скорость движения фазовой границы $V > 10$ м/с. Данное высокое значение скорости объясняется не только большой мощностью облучения, но

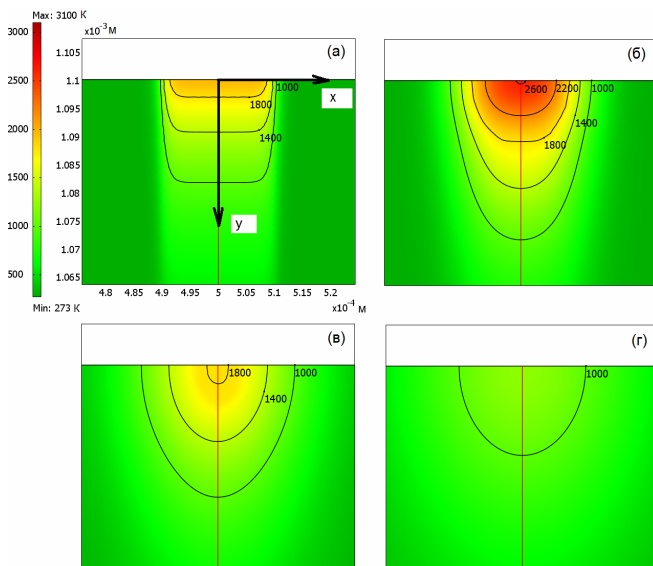


Рис. 4. Развитие температурного поля при облучении поверхности образца одиночным импульсом длительностью $\tau = 10^{-7}$ с при однородном распределении плотности излучения в лазерном пучке. Время, показанное на рисунках: а) 6×10^{-8} с, б) 5×10^{-7} с, в) 2×10^{-6} с, г) 5×10^{-6} с.

и эффективным проникновения 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. 5 видно, что в первой половине действия излучения оплавления нет и $Y \equiv 0$. После продвижение фронта на 10 мкм на графике $Y(t)$ наблюдается плато, связанное с подводом тепла из приповерхностной перегретой области, как обсуждалось выше. Далее фронт затвердевания начинает двигаться с некоторым ускорением в направлении поверхности образца, и его положение описывается $Y \sim Y_{\max} - \lambda\sqrt{t}$. Ускорение обусловлено интенсивным отводом тепла как в объем порошкового слоя, так и в газовую среду.

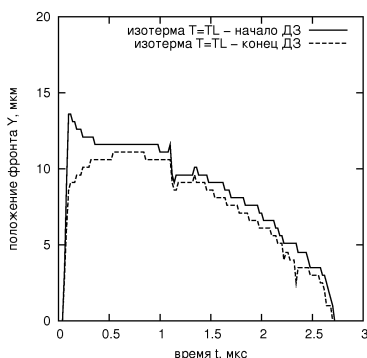


Рис. 5. Положение фронта затвердевания вдоль оси лазерного луча в зависимости от времени. Изотермы соответствуют температурам ликвидуса и солидуса.

Изменение температуры во времени показывает на рис. 6а скачок T на поверхности $y = 0$ мкм до температуры кипения $T_{boil} = 3100$ К. 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 нахож-

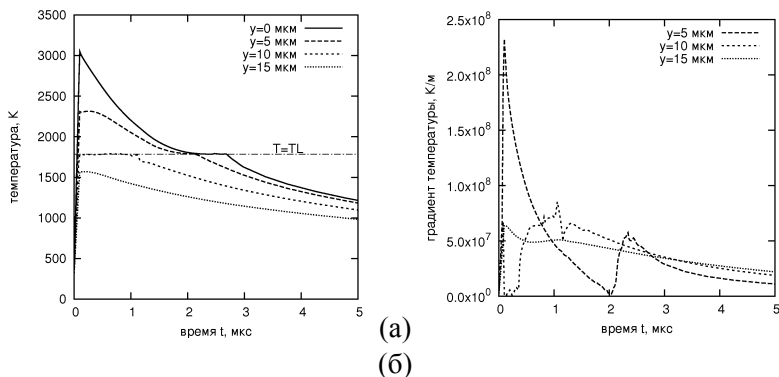


Рис. 6. Температура (а) и градиент температуры (б) как функции времени t и расстояния y от поверхности образца.

дения точки в двухфазной зоне уменьшается. При $y \sim Y_{\text{max}}$ точка находится на плато, как обсуждалось ранее.

Анализ изменения градиентов в контрольных точках (рис. 6б) 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. 6 и 5 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 значения 10^8 К/с.

4. 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, скорости кристаллизации и морфологию кристаллической структуры спеченного слоя. Вторым параметром является коэффициент проникновения, который в отличие от первого параметра не является зачастую регулируемым 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. Переход к температурам выше температуры плавления сопровождается началом фазового перехода на поверхности частиц с образованием многочисленных связей между отдельными частицами. За счет релаксации температурного поля при отводе тепла в подложку, 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 затвердевающем металлическом слитке* // Вестник УдГУ. Физика. Химия. —2008. —с. 37–57.
3. ЖУРАВЛЕВ В.А. *Затвердевание и кристаллизация с гетеропереходами*. —РХД, 2006.
4. ЛЫКОВ А.В. *Явления переноса в капиллярно-пористых телах*. —М.: Гос. изд. техн.-теорет. лит., 1954.

5. 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. — N 1. — с. 76-85.
6. 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. — N 1-3. — P. 210.
7. BIRD R., STEWART W.E., LIGHTFOOT E.N. *Transport phenomena.* — Wiley, 2002.
8. 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.
9. 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.
10. 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).

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

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

Abstract: Optimization of laser sintering of submicron metal powder is studied in connection with unsteady heat transfer in a porous body which undergoes phase transformations. The heating/cooling rates and the depth of the sintered layer are estimated after an 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.