

DOI: 10.7242/1999-6691/2017.10.3.23

УДК 004.94; 621.762; 621.7.044

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Г.А. Гордеев, М.Д. Кривилев, В.Е. Анкудинов

Удмуртский государственный университет, Ижевск, Российская Федерация

Разработана компьютерная модель селективного лазерного плавления (СЛП) высокодисперсных порошков металлов и сплавов при использовании импульсной лазерной обработки. Порошковый слой рассматривается в приближении сплошной среды, где эффективные теплофизические характеристики зависят от локальной пористости. Модель позволяет получать на выходе нестационарные поля температуры, локальной пористости, изучать форму и размеры сплавленного с подложкой трека (слоя). Рассматриваются этапы физико-математической постановки задачи и численная реализация построенной на ее основе конечно-элементной модели. Важной особенностью последней является зависимость базисных функций от переменной – положения верхней границы, которая характеризует усадку порошкового слоя. Вследствие этого требуется контроль качества дискретной сетки и ее динамическое обновление. На этапе верификации модели проведено качественное и количественное сравнение лабораторного и численного экспериментов по СЛП порошка железа на подложке. С помощью разработанной модели исследовано влияние управляющих параметров импульсной лазерной обработки – пиковой мощности лазера, энергии лазерного импульса, длительности импульса – на процесс СЛП порошка железа. Показано, что повышение плотности мощности лазерного излучения за счет увеличения энергии импульса или уменьшения длительности импульса, а также повышение длительности импульса при фиксированном значении плотности мощности лазерного излучения повышают эффективность и качество сплавления порошка с подложкой или с предыдущим слоем. При этом положительный эффект уменьшается после достижения пороговых значений управляющих параметров, что при переходе к интенсивному испарению порошка обусловлено ростом теплоотдачи как во внешнюю среду, так и в подложку. Прогнозируется, что при фиксированных значениях энергии импульса и эффективного радиуса лазерного луча изменение длительности импульса незначительно сказывается на шероховатости боковых поверхностей трехмерного изделия.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, импульсная лазерная обработка, численное моделирование, приближение сплошной среды, метод конечных элементов, управляющие параметры

COMPUTER SIMULATION OF SELECTIVE LASER MELTING OF FINE-GRAINED METALLIC POWDERS

G.A. Gordeev, M.D. Krivilyov and V.E. Ankudinov

Udmurt State University, Izhevsk, Russian Federation

A mathematical model of selective laser melting (SLM) of fine-grained metallic powders subjected to pulse laser annealing has been developed. The powder bed is considered in approximation of a continuous medium, where its effective thermophysical properties depend on local porosity. The model allows calculation of the unsteady distributions of temperature, specific enthalpy, local porosity, morphology and thickness of the track (layer) under study. In this paper, all stages of problem solving are described, including its mathematical formulation and numerical implementation. An important feature of the finite element model is the dependence of basic functions on the variable which characterizes the shrinkage of the powder bed. Thus, the finite element mesh requires regular control of quality and dynamic remeshing. Validation of the model is done through qualitative comparison with the SLM experiments performed at similar regimes. The effect of peak power density, pulse energy, and pulse duration on the quality of the track is studied to reveal governing parameters of SLM using Fe powder as a reference system. It is shown that an increase in pulse energy with increasing power density and pulse duration leads to better efficiency and quality of layer cohesion. At the same time, this positive effect decays at some critical parameters. This happens due to powder burning and intensifying of heat transfer to the substrate. It was shown that, at fixed pulse energy and effective beam radius, variation of power density and pulse duration keeps the roughness on the lateral faces of a 3D element.

Key words: selective laser melting, pulse laser processing, numerical simulation, approximation of a continuous medium, finite element method, governing parameters

1. Введение

Аддитивные технологии (АТ) или технологии послойного синтеза сегодня являются быстроразвивающимся направлением постиндустриальной промышленности. Метод селективного лазерного плавления (СЛП) — один из наиболее перспективных методов АТ [1–3]. Здесь модельным (строительным) материалом являются порошки металлов и пластиков, а лазер используется как источник тепла, посредством которого производится выборочное по пространству сплавление частиц порошка между собой и с предыдущим слоем. В работе исследован метод СЛП высокодисперсных порошков металлов и сплавов. Этим методом, как и некоторыми другими методами АТ, возможно получать высокопрочные металлические детали практически любой формы за относительно короткой промежуток времени при низком уровне отходов и брака. При этом в большей части промышленных машин для объемной печати металлических изделий разогрев осуществляют непрерывные лазеры, однако применяются и импульсные лазеры (ИЛ) [4, 5]. В ряде приложений [1, 6, 7] исследования в области обработки нано-, микро- и миллисекундными продемонстрировали потенциальные преимущества ИЛ

по сравнению с непрерывными лазерами. Непрерывным лазерам отдается предпочтение при изготовлении массивных крупноразмерных деталей, в то время как лазеры, работающие в импульсном режиме, приводят к лучшим результатам при объемной печати тонких изделий, изделий с решетчатой структурой (таких как медицинские стенты [7]) или в тех случаях, когда требуется соблюдение малых допусков в размерах. Также к ИЛ прибегают при СЛП порошков металлов с высокой температурой плавления и металлов с высоким коэффициентом отражения [5]. ИЛ при обработке высокодисперсных порошков хорошо зарекомендовали себя в случае получения функциональных градиентных покрытий, обладающих улучшенными электрохимическими, триботехническими и механическими свойствами [8]. Лазеры, работающие в импульсном режиме, дают возможность повысить прочность связи между слоями и уменьшить зону термического воздействия за счет большей пиковой мощности и меньшей продолжительности импульса. СЛП на основе непрерывных лазеров приводит к появлению нежелательных включений в форме металлических шариков, к так называемому каплеобразованию («balling»-эффекту), что частично преодолевается с помощью ИЛ [9]. В [4] показано, что использование ИЛ помогает решить проблему образования трещин после лазерной обработки. Наносекундные лазеры позволяют с высокой точностью изготавливать изделия сложной формы и, благодаря давлению паров при такой обработке, дополнительно сжимать порошок [6]. К тому же ИЛ могут выполнять и обратную задачу: получать объемные изделия с низкой внутренней изотропной и анизотропной структурной плотностью и со сплошной прочной наружной поверхностью, что актуально и имеет перспективу для машиностроения и, в особенности, для авиастроения.

В разработке технологии СЛП существует проблема, связанная с тем, что удовлетворительные по качеству слои для каждого конкретного металла или сплава формируются только в узком диапазоне режимов лазерного излучения. Экспериментальный поиск таких режимов крайне трудоемок. Численное моделирование СЛП-процессов не только снижает трудозатраты на подбор режимов для удовлетворительного по качеству и времени спекания порошков, но также делает возможным исследование объемных процессов теплопереноса и усадки порошка. Из всего разнообразия существующих численных моделей, описывающих процессы лазерной обработки, можно выделить три класса [10–12]: 1) модели с учетом произвольной насыпки и сплавления частиц с помощью прямого моделирования переноса материала (моделирование методом конечных объемов); 2) модели, учитывающие произвольную насыпку и использующие для определения границ расплавленной области функции состояния (метод дискретных элементов, метод клеточных автоматов); 3) модели, рассматривающие порошок в приближении сплошной среды и изображающие усадку порошка в виде непрерывной функции (метод конечных элементов, модели с подвижной границей). Модели, предлагающие прямой расчет плавления каждой частицы [10, 13], принимают во внимание совокупность всех физических процессов при лазерной обработке: течение расплава; давление, создаваемое факелом над порошком; взаимодействие металла с лазерным излучением. Однако такой подход обладает существенным недостатком — медленной скоростью расчетов, на его основе невозможно быстро построить карту допустимых сценариев поведения системы при данных управляющих параметрах. Метод дискретных элементов применим для вычисления механических свойств, но серьезно ограничен геометрией частиц (так же как и метод клеточных автоматов), что не позволяет получать реалистичное представление о форме и границах спеченной области, несмотря на преимущество в скорости расчетов [14]. Сбалансированной по скорости расчетов и возможностям является модель, в которой обрабатываемый порошковый материал рассматривается в приближении сплошной среды с учетом усадки в виде кинетического уравнения и уравнения движения границы области спекания [15, 16].

В настоящей работе разработана численная модель СЛП высокодисперсных порошков металлов, включающая теплоперенос в исследуемой системе, изменение локальной пористости порошка и его усадку. Макроскопическую модель СЛП порошка металла предлагается рассматривать в приближении сплошной среды. Отметим, что большинство моделей, представленных в литературе, разработано для описания процесса непрерывной лазерной обработки, тогда как обсуждаемая далее модель пригодна как при импульсной, так и при непрерывной лазерной обработке металлических порошков.

2. Построение модели СЛП металлических порошков

2.1. Концептуальная постановка задачи

При построении физико-математической модели СЛП металлических порошков были приняты следующие физические допущения:

1) Спекаемый материал рассматривается в приближении сплошной среды; для описания высокодисперсного порошка используются эффективные теплофизические параметры и макроскопические термодинамические переменные, усредненные по ансамблю частиц с объемом не менее представительного. Согласно оценкам, представительный объем включает от 3^3 до 5^3 частиц порошка, что находится на нижнем пределе статистической достаточности количества элементов в статистическом ансамбле для гранулированных сред [17–19] и подтверждено в работах [20, 21].

2) Не проводится прямой расчет конвекции расплавленного металла и влияния капиллярных сил на форму зоны оплавления. Полноценное включение в модель уравнения Навье – Стокса для расчета конвекции в трехфазной системе (расплав, твердая фаза, газовая фаза) сильно усложнило бы модель и потребовало значительных компьютерных ресурсов при проведении вычислительного эксперимента.

3) Спекание/сплавление порошка рассматривается как многофакторный физический процесс, обуславливаемый гранулометрическим составом порошка, его реологическими свойствами, линейным расширением металлической и газовой фаз, капиллярными явлениями [3]. Реология и макрокинетика спекания определяются в публикациях [22–24] путем сопряжения аналитических моделей и экспериментальных данных. В настоящей работе для описания усадки применено кинетическое уравнение аррениусовского типа, предложенное изначально для полимерных порошков [25]. Уравнение является феноменологическим, и точность решения задачи при его использовании зависит от выбора управляющих параметров — энергии активации E_a и предэкспоненциального множителя A . Эволюционная зависимость газовой пористости, температуры, вязкости друг от друга отражает макрокинетику спекания, поэтому применимость данного уравнения была экстраполирована на металлические порошки.

4) В [10] экспериментально показано, что коэффициент поглощения лазерного излучения k_{abs} для нержавеющей стали, сплава Ti-6Al-4V и алюминия практически не зависит от температуры в диапазоне до 500°C. По этой причине он считается постоянным.

5) В литературе отмечается (см. [26]), что переход к кипению повышает эффективный коэффициент теплообмена сплавляемой системы на 1–3 порядка. В модели фазовый переход «расплав–пар» при испарении материала на поверхности учитывается путем введения зависимости коэффициента теплообмена h от температуры T .

6) Эффект экранирования лазерного излучения плазменным факелом не принимается во внимание. Для оценки тепловых потерь в плазменном факеле проанализированы источники [1, 27]. Согласно данным из [27] большая локальная мощность лазерного излучения приводит к образованию плазмы в защитной газовой атмосфере или на воздухе. При низкой степени ионизации эрозионный факел, характеризующийся низкой температурой плазмы, практически прозрачен для инфракрасного и оптического диапазонов, и потери энергии лазерного излучения в приповерхностном плазменном факеле незначительны. Для создания непрерывного оптического разряда в инертных газах необходима высокая пороговая мощность. Для аргона она составляет примерно $P_{min} > 670$ Вт, для гелия — $P_{min} > 7600$ Вт [27]. Указанные мощности лазерного излучения не достигаются при его импульсных миллисекундных воздействиях. Для наносекундных импульсных лазеров указанный эффект может быть существенным.

7) В статье [28] показано, что за счет совмещения поглощения и диффузного рассеяния ЛИ в металлических порошках характер поглощения более сложный, чем в оптически однородных средах. Таким образом, тепловой источник при лазерной обработке порошков является объемным, что было отмечено и в работе [29]. Источник лазерного излучения рассматривается в модели как поверхностный тепловой источник, что обусловлено выбором объекта исследования. В настоящей статье изучаются высокодисперсные (с характерным размером частиц от 3 до 8 мкм) порошки, для которых ранее экспериментально показано [30], что в начальном состоянии насыпки мощность объемного излучения практически полностью затухает на глубине нескольких частиц. Используемая при СЛП мощность лазерного источника способствует также быстрому образованию на поверхности порошкового слоя расплава, что обуславливает переход теплового источника от объемного к поверхностному.

8) При описании кинетики затвердевания не принимается во внимание зональная ликвация компонентов для сплавов и зависимость ликвидуса от химического состава, поскольку достигаемые скорости нагрева и температурные градиенты настолько значительны, что ширина двухфазной зоны пренебрежимо мала.

9) В модели не учитывается теплоперенос через газовую фазу в порах. Оценка тепловых потоков дает основание заключить, что поток через металлический скелет значительно превышает поток через газовую фазу для большинства металлов. Исключение могут составлять порошки нержавеющей стали с низкой теплопроводностью металлической фазы.

2.2. Физико-математическая модель СЛП металлических порошков

В работе предложена физико-математическая модель СЛП порошков металлов и сплавов. Объект плавления формализован до одиночного металлического порошкового слоя Ω_p , нанесенного на подложку Ω_s . Подложкой Ω_s в процессе плавления служат полученные на предыдущих этапах обработки слои. При исследовании прямолинейного движения лазерного луча по поверхности порошкового слоя трехмерная модель СЛП обладает симметрией относительно плоскости $\partial\Omega_{sym}$, образованной осью x , соответствующей направлению движения лазерного луча, и осью z (Рис. 1). Два полупространства, разделяемые этой плоскостью — $\Omega = \Omega_p + \Omega_s$, являются симметричными, поэтому в трехмерной модели рассматривается только одна четверть пространства.

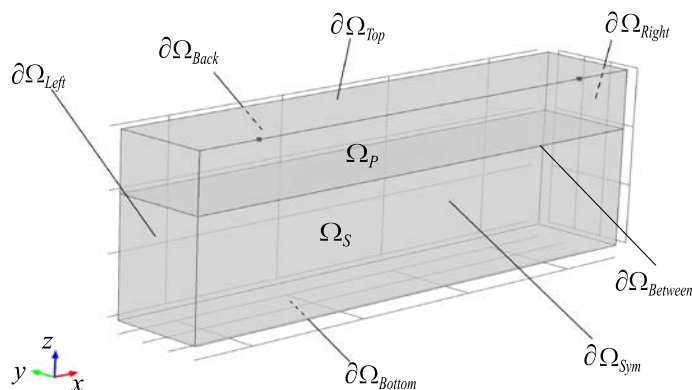


Рис. 1. Схема трехмерной расчетной области, где Ω_p и Ω_s определяют порошковый слой и подложку соответственно; границы области обозначены символами $\partial\Omega$ с нижним индексом

Для представления теплофизических процессов, происходящих в порошковой среде Ω_p , используется уравнение теплопроводности с фазовыми переходами в пористой среде [31–34]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial H}(H) \frac{\partial H}{\partial t}, \quad (1)$$

$$(1-\varepsilon) \frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (k(\varepsilon) \nabla T), \quad (2)$$

$$\frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = -\varepsilon A \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right). \quad (3)$$

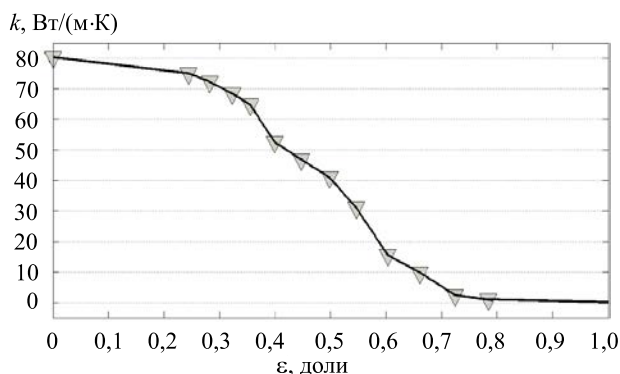


Рис. 2. Эффективный коэффициент теплопроводности $k(\varepsilon)$ железа в зависимости от пористости ε

Уравнения (1), (2) являются расширением модели двухфазной зоны на плавление пористой среды [31], при этом состояние системы со временем t описывается двумя переменными: температурой T и удельной энтальпией H . Дополнительно решается кинетическое уравнение (3) для нахождения локальной пористости ε порошкового слоя. Уравнение (3) отвечает процессу уменьшения ε , возникающему по причине вязкопластичного течения порошковой среды, находящейся под влиянием капиллярных сил [15, 35], где R — универсальная газовая постоянная. Уравнение включает зависимость от температуры аррениусовского типа

с энергией активации E_a и предэкспоненциальным множителем A . Если первый параметр достаточно легко оценивается из экспериментов, то второй — варьируемый — служит для согласования модели с экспериментом. В настоящей работе A вычисляется на масштабном уровне конгломератов частиц порошка железа при расчете консолидации таких частиц в рамках отдельной модели [35]. Коэффициент теплопроводности $k(\varepsilon)$ (Рис. 2), как функция пористости [36–39], также устанавливается численно на масштабном уровне отдельных частиц и их конгломератов с помощью методов, развитых в более ранних работах авторов настоящей статьи [20, 21]. Зависимость эффективного коэффициента теплопроводности от пористости находится для частично сплавленных металлических порошков. За счет учета зависимости теплофизических характеристик от пористости осуществляется связь между пространственными макро- и мезоскопическими масштабами, позволяющая рассчитывать теплоотвод в структурно сложных металлических порошках. Следует отметить, что в [20, 21] насыпка порошка моделировалась случайной выкладкой частиц порошка сферической формы, требуемая пористость для которой достигалась изъятием частиц из упаковки. Модель учитывала дисперсионный состав порошка. В объеме насыпки для $\sim 10^3$ частиц решалось нестационарное уравнение теплопроводности, для которого по результатам расчетов для полученных тепловых полей формулировалась обратная автомодельная задача теплопроводности [39]. В результате отыскивался эффективный коэффициент теплопроводности k как функция локальной пористости ε .

В предлагаемой здесь модели функция $T(H)$, например, для железа [31, 40], интерполируется кусочно-непрерывной функцией $T_{\text{int}}(H)$ полиномиального вида:

$$T_{\text{int}}(H) = \begin{cases} H < H_{tr} : & p_4 H^4 + p_3 H^3 + p_2 H^2 + p_1 H, \\ H \geq H_{tr} : & p_5 H + p_6, \end{cases} \quad (4)$$

где H_{tr} определяет область перехода к линейному росту $T(H)$, и коэффициенты p_1, \dots, p_6 в интерполяционных полиномах вычисляются исходя из способа интерполирования функции $T(H)$ (Рис. 3а). Функция $\frac{\partial T(H)}{\partial H}$ (Рис. 3б) получается путем аналитического дифференцирования функции $T_{\text{int}}(H)$:

$$\frac{\partial T}{\partial H}(H) = \begin{cases} H < H_{tr} : & 4p_4 H^3 + 3p_3 H^2 + 2p_2 H + p_1, \\ H \geq H_{tr} : & p_5. \end{cases} \quad (5)$$

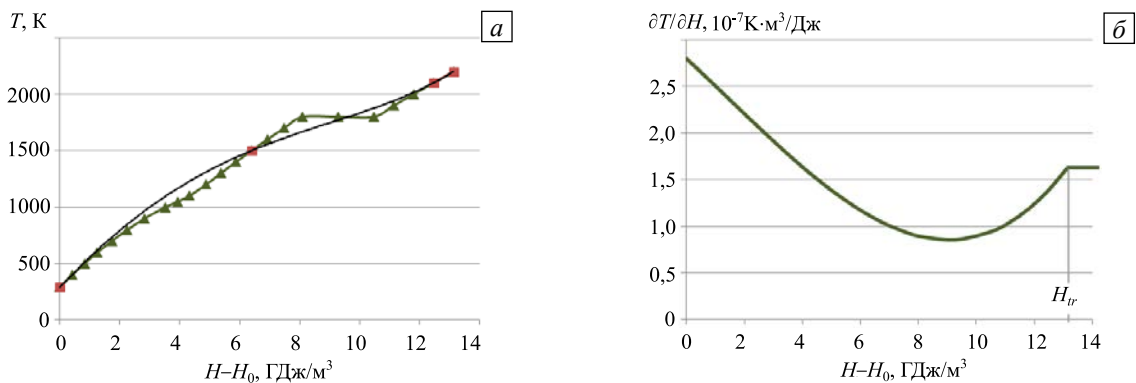


Рис. 3. Графики температуры T (а) и производной $\partial T/\partial H$ (б) для железа в зависимости от удельной энтальпии H ; справочные экспериментальные данные для $T(H)$ обозначены треугольниками, отрезок интерполяционной функции $T_{\text{int}}(H)$ показан сплошной линией, где $T_{\text{int}}(H) = 4,3 \times 10^{-38} H^4 - 2,5 \times 10^{-28} H^3 - 1,44 \times 10^{-17} H^2 + 2,8 \times 10^{-7} H$, а $H_0 = H(T_{\text{amb}})$ соответствует удельной энтальпии железа при начальной температуре T_{amb} .

Подложка Ω_s , как сказано выше, состоит из материала, уже подвергнутого лазерной обработке, поэтому пористость в ней принимается равной нулю. Таким образом, в расчетной области Ω_s рассматриваются только уравнение (1) для температуры T и уравнение (2) для энтальпии H , которое (только для Ω_s) приводится к виду:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (k_0 \nabla T), \quad (6)$$

где k_0 — теплопроводность материала подложки (или сплавленного предыдущего слоя в случае СЛП). На границах $\partial\Omega_{\text{Sym}}$, $\partial\Omega_{\text{Back}}$, $\partial\Omega_{\text{Left}}$ и $\partial\Omega_{\text{Right}}$ выполняются условия нулевого потока:

$$\mathbf{n} \cdot \mathbf{q}_H = 0, \quad (7)$$

$$\mathbf{n} \cdot \mathbf{q}_T = 0, \quad (8)$$

$$\mathbf{n} \cdot \mathbf{q}_e = 0. \quad (9)$$

На границе $\partial\Omega_{\text{Between}}$, разделяющей порошковый слой и подложку, задаются зависимые переменные и их потоки согласно выражениям:

$$T|_+ = T|_-, \mathbf{q}_T|_+ = \mathbf{q}_T|_-, \quad H|_+ = H|_-, \mathbf{q}_H|_+ = \mathbf{q}_H|_-, \quad \mathbf{q}_e = 0. \quad (10)$$

На верхней границе $\partial\Omega_{\text{Top}}$ полагается присутствие поверхностного источника F , соответствующего нагреву лазерным лучом и охлаждению за счет конвекции и излучения:

$$\mathbf{n} \cdot \mathbf{q}_n|_{\partial\Omega_{Top}} = F(x, y, t) + h_{eff}(T)(T_{amb} - T) + \sigma\sigma_{SB}(T_{amb}^4 - T^4), \quad (11)$$

где σ — коэффициент излучения, σ_{SB} — константа Стефана–Больцмана; вектор нормали \mathbf{n} направлен внутрь области Ω . В правой части этого выражения второе слагаемое отвечает за конвективное охлаждение, а третье — за тепловое излучение образца.

Испарение металла с поверхности вводится в модель посредством эффективного коэффициента теплообмена h_{eff} . Функция $h_{eff}(T)$ осуществляет переход от конвективного охлаждения поверхности к охлаждению за счет испарения при достижении температуры кипения (Рис. 4) [26]. Источник F раскрыт в уравнении:

$$F(x, y, t) = k_{abs} J_{max} F_t \exp\left(-\frac{(x_b(t) - x)^2 + (y_b(t) - y)^2}{2\sigma_b^2}\right), \quad (12)$$

$$x_b = x_0 + vt, \quad y_b = y_0, \quad J_{max} = \frac{1}{2\pi\sigma_b^2} \frac{E_{imp}}{\tau_{imp}}, \quad (13)$$

где k_{abs} — коэффициент поглощения лазерного излучения, который оценивается по данным из литературных источников [10, 27, 41], J_{max} обозначает пиковую плотность мощности лазера в фокусе

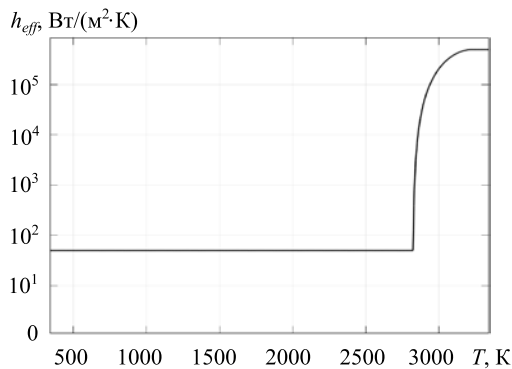


Рис. 4. Функция эффективного коэффициента теплообмена h_{eff} для железа в зависимости от температуры поверхности T

лазерного луча, F_t отвечает за импульсный характер лазерного излучения и принимает значения 0 или 1. Правая часть уравнения (12) соответствует гауссовому распределению мощности лазерного излучения в движущемся луче со среднеквадратичным отклонением σ_b , при котором около 80% энергии лазера передается на поверхность через пятно с эффективным радиусом R_b . Точка с координатами (x_b, y_b) — центр сфокусированного на поверхность $\partial\Omega_{Top}$ лазерного луча, где (x_0, y_0) — начальное положение центра лазерного излучения, v — скорость движения лазерного луча. К управляющим параметрам лазерной обработки относятся: E_{imp} — энергия лазерного импульса; τ_{imp} — длительность лазерного

импульса. На нижней границе $\partial\Omega_{Bot}$ задаются условия фиксированных значений температуры окружающей среды T_{amb} и удельной энтальпии $H(T_{amb})$:

$$H|_{\partial\Omega_{Bot}} = H(T_{amb}), \quad (14)$$

$$T|_{\partial\Omega_{Bot}} = T_{amb}. \quad (15)$$

Следующее далее уравнение используется для нахождения усадки порошка через зависимую переменную Z , которая определяет вертикальную координату верхней границы $\partial\Omega_{Top}$:

$$Z|_{\partial\Omega_{Top}} = \left(\frac{(1 - \varepsilon_0)h_0}{h_0 - \int_z \varepsilon dz} - 1 \right) h_0, \quad (16)$$

где h_0 — толщина изначально насыпанного порошкового слоя. Интеграл $\int \varepsilon dz$ вычисляется исходя из закона сохранения массы внутри слоя Ω_s при условии неучета конвективных потоков, и рассматривается в каждой точке (x, y) границы $\partial\Omega_{Top}$.

Для получения замкнутой системы уравнений записываются начальные условия для температуры, удельной энтальпии и локальной пористости порошкового слоя Ω_p , соответствующие комнатной температуре T_{amb} и насыпной плотности ε_0 :

$$H(t=0) = H(T_{amb}), \quad (17)$$

$$T(t=0) = T_{amb}, \quad (18)$$

$$\varepsilon(t=0) = \varepsilon_0. \quad (19)$$

2.3. Численная модель СЛП металлических порошков

Для решения задачи на основе разработанной физико-математической модели СЛП используются численные методы. Уравнения (1)–(19) сводятся к системе линейных алгебраических уравнений методом конечных элементов (МКЭ) в вариационной постановке Галеркина [42, 43]. В трехмерной четверти пространства (в расчетной области) зависимые переменные (температура T , удельная энтальпия порошка H , локальная пористость ε) интерполируются базисными линейными функциями $[N]$ на каждом элементе построенной конечно-элементной сетки:

$$T(l) = N_i \Phi 1_i + N_j \Phi 1_j + N_k \Phi 1_k + N_p \Phi 1_p = [N] \{ \Phi 1 \}, \quad (20)$$

$$H(l) = N_i \Phi 2_i + N_j \Phi 2_j + N_k \Phi 2_k + N_p \Phi 2_p = [N] \{ \Phi 2 \}, \quad (21)$$

$$\varepsilon(l) = N_i \Phi 3_i + N_j \Phi 3_j + N_k \Phi 3_k + N_p \Phi 3_p = [N] \{ \Phi 3 \}, \quad (22)$$

где $\Phi 1$, $\Phi 2$, $\Phi 3$ — значения зависимых переменных T , H и ε в узлах трехмерного конечного элемента l ; скобки $[\]$ и $\{ \}$ соответствуют вектору-строке и вектору-столбцу соответственно.

Важной особенностью построенной численной модели является обусловленность базисных функций $N = f(x, y, z, Z)$ другой зависимой переменной — Z , так как в результате усадки положение узлов сетки z в порошковом слое Ω_p меняется во времени. Для упрощения модели положение узлов сетки z внутри порошкового слоя Ω_p считается прямо пропорциональным смещению Z верхней границы и вычисляется из соотношения:

$$z = z_0 (Z/h_0), \quad (23)$$

где z_0 — начальное положение узлов КЭ сетки.

В двумерном пространстве $\partial\Omega_{top}$, где двумерный элемент есть грань трехмерного пространства, зависимая переменная Z интерполируется следующими линейными функциями:

$$Z(x, y) = Z(l) = L_i Z_i + L_j Z_j + L_k Z_k = [L] \{ Z \}. \quad (24)$$

Согласно методу Галеркина в классической постановке для решения МКЭ базисные функции выбираются в качестве весовых функций, поэтому уравнения модели записываются в следующем вариационном виде:

$$\left\{ \begin{array}{l} \int_{\Omega_p + \Omega_s} [N]^T \left(\frac{\partial \left[\frac{\partial T}{\partial H} (H) N \right] \{ \Phi 2 \}}{dt} - \frac{\partial [N] \{ \Phi 1 \}}{dt} \right) dV = 0, \\ \int_{\Omega_p} [N]^T \left(\nabla \left([k(\varepsilon) \nabla N] \{ \Phi 1 \} \right) - \frac{\partial [(1-\varepsilon)N] \{ \Phi 2 \}}{dt} \right) dV + \int_{\partial\Omega_{top}} [L]^T F(x, y, t) dS + \\ + \int_{\Omega_s} [N]^T \left(\nabla \left([k_0 \nabla N] \{ \Phi 1 \} \right) - \frac{\partial [N] \{ \Phi 2 \}}{dt} \right) dV = 0, \\ \int_{\Omega_p} [N]^T \left(- \left[A \exp \left(- \frac{E_a}{RT} \right) N \right] \{ \Phi 3 \} - \frac{\partial [N] \{ \Phi 3 \}}{dt} \right) dV = 0, \\ \int_{\partial\Omega_{top}} [L]^T \left(\left(\frac{(1-\varepsilon_0)h_0}{h_0 - \int_z \varepsilon dz} - 1 \right) h_0 - [L] \{ Z \} \right) dS = 0. \end{array} \right. \quad (25)$$

В дальнейшем путем применения ряда методов и преобразований [42, 43], привлечения формулы Грина–Стокса, формулы дифференцирования назад для достижения линейного порядка аппроксимации,

правил оптимальной дискретизации расчетной области, система уравнений (25) приводится к матричному виду для всех конечных элементов:

$$\begin{cases} [K_1]\{\Phi 1\}^{(n)} + [K_2]\{\Phi 2\}^{(n)} + \{F_1\} = 0, \\ [K_3]\{\Phi 1\}^{(n)} + [K_4]\{\Phi 2\}^{(n)} + \{F_2\} = 0, \\ [K_5]\{\Phi 3\}^{(n)} + \{F_3\} = 0, \\ [K_6]\{Z\}^{(n)} + \{F_4\} = 0, \end{cases} \quad (26)$$

где

$$[K_1] = - \int_{Al} [N]^T [N] dA \Bigg|^{(n)}, \quad (27)$$

$$[K_2] = \int_{Al} [N]^T \left[\frac{\partial T}{\partial H} (\Phi 2^{(k)}) N \right] dA \Bigg|^{(n)}, \quad (28)$$

$$\{F_1\} = - \int_{Al} [N]^T [N] dA \Big|^{(n-1)} \{\Phi 1\}^{(n-1)} - \int_{Al} [N]^T \left[\frac{\partial T}{\partial H} (\Phi 2^{(n-1)}) N \right] dA \Big|^{(n-1)} \{\Phi 2\}^{(n-1)}, \quad (29)$$

$$[K_3] = \left(- \int_{Al \in \Omega_P} [\nabla N]^T [k(\Phi 3^{(k)}) \nabla N] dA - k_0 \int_{Al \in \Omega_S} [\nabla N]^T [\nabla N] dA \right) \Bigg|^{(n)} \Delta t - \left(\int_{Sl \in \partial \Omega_{TOP}} [L]^T [h(\Phi 1^{(k)}) L] dS \right) \Delta t, \quad (30)$$

$$[K_4] = - \int_{Al \in \Omega_P} [N]^T [(1 - \Phi 3^{(k)}) N] dA - \int_{Al \in \Omega_S} [N]^T [N] dA \Bigg|^{(n)}, \quad (31)$$

$$\begin{aligned} \{F_2\} = & \left(- \int_{Al \in \Omega_P} [N]^T [(1 - \Phi 3^{(n-1)}) N] dA - \int_{Al \in \Omega_S} [N]^T [N] dA \right) \Bigg|^{(n-1)} + \\ & + \left[\left(F(x, y, t) + h(\Phi 1^{(k)}) T_{amb} + \sigma \sigma_{SB} (T_{amb}^4 - (\Phi 1^{(k)})^4) \right) \int_{Sl \in \partial \Omega_{TOP}} L dS \right] \Bigg|^{(n)} \Delta t, \end{aligned} \quad (32)$$

$$[K_5] = \left(- \int_{Al \in \Omega_P} [N]^T \left[A \exp \left(- \frac{E_a}{R \Phi 1^{(k)}} \right) N \right] dA \right) \Bigg|^{(n)} \Delta t - \int_{Al} [N]^T [N] dA \Bigg|^{(n)}, \quad (33)$$

$$\{F_3\} = - \int_{Al} [N]^T [N] dA \Big|^{(n-1)} \{\Phi 3\}^{(n-1)}, \quad (34)$$

$$[K_6] = - \int_{Sl \in \partial \Omega_{TOP}} [L]^T [L] dA, \quad (35)$$

$$\{F_4\} = \left[\left(\frac{(1 - \varepsilon_0) h_0}{h_0 - \int_z \varepsilon dz} - 1 \right) h_0 \int_{Sl \in \partial \Omega_{TOP}} L dS \right] \Bigg|^{(n)}. \quad (36)$$

Приближенное решение нелинейной системы уравнений (26)–(36) на n -м шаге по времени отыскивалось с использованием решения с $(n-1)$ -го временного шага и (k) -й итерации. Результат решения системы линейных уравнений (26)–(36) дает представление о процессе СЛП во всей расчетной области Ω на каждом временном шаге, начиная с известного начального решения (17)–(19).

2.4. Компьютерная модель СЛП металлических порошков

Представляемый матричными уравнениями (26) алгоритм реализован с помощью программного кода, написанного на высокоуровневом языке среды MatLab R2013a, и включал два этапа. К первому этапу относилось создание M -файла, содержащего параметры действий в соответствии с алгоритмом, набор используемых уравнений (20)–(25), описание вспомогательных функций и значений всех параметров модели, входящих в соотношения (1)–(19). Дальнейшее выполнение алгоритма осуществлялось согласно указаниям в M -файле. Синтезируемый M -файл удовлетворял формату, требуемому программным пакетом Comsol Multiphysics 4.3 [44]. Второй этап реализации заключался в экспорте M -файла в программную среду пакета COMSOL Multiphysics, запуске, расчете по заложенному в него алгоритму, а также в сохранении в специализированных (пригодных для последующего анализа и визуализации) файлах

COMSOL Multiphysics (с расширением *mph*) вычисленных данных для полей характеристик нестационарного процесса спекания порошка.

Для решения системы приведенных линейных уравнений выбирался прямой решатель MUMPS [44], распараллеливающий расчетный процесс для многопроцессорных вычислительных систем. Нестационарная система линейных уравнений решалась с помощью метода дифференцирования назад (BDF-метода). Особенность разработанной дискретной конечно-элементной модели, заключающаяся в связи базисных функций с зависимой переменной — усадкой Z , на каждом временном шаге требовала проверки качества конечных треугольных элементов. Качество конечного элемента выражалось через безразмерный параметр, характеризующий отклонение формы элемента от правильного тетраэдра. При низком качестве дискретной сетки осуществлялась ее динамическая перестройка. В зависимости от величины шага между импульсами, определяемой скоростью движения лазерного луча и частотой лазерного излучения, задавалась длина расчетной области Ω , а ее ширина и толщина выбирались такими, чтобы полученный объем Ω за время расчета был достаточным для отвода тепловой энергии, поступающей от импульсного лазерного источника в подложку. В автомоделном приближении величина зоны термического воздействия при характерной длительности импульса 2 мс оценивалась как $X \sim 200$ мкм, что значительно меньше размеров расчетной области Ω .

3. Верификация модели

Для верификации созданной компьютерной модели сравнивались результаты лабораторного и численного экспериментов. Серия лабораторных экспериментов, заключающихся в сплавлении порошка железа на стальной подложке толщиной 150 мкм посредством единичного прямолинейного лазерного сканирования, проводилась для различных сочетаний управляющих параметров лазерной обработки. Начальная плотность насыпки порошка железа устанавливалась методом с использованием воронки и составляла $\varepsilon_0 = 0,62$. Порошок железа для экспериментов был получен химическим способом, характерные размеры частиц равнялись 3–6 мкм. Применялся твердотельный иттербиевый инфракрасный лазер в составе лазерной установки БУЛАТ АКУ-300М с длиной волны 1064 нм. Эксперимент выполнялся при различных значениях эффективного радиуса лазерного луча: $R_b = 200, 300$ и 400 мкм. Для каждого значения R_b варьировались параметры длительности импульса τ_{imp} от 1 до 4,5 мс и энергии одного импульса E_{imp} от 0,4 до 4,7 Дж. Погрешность толщины насыпки порошкового слоя принималась равной 10 мкм, что соответствовало толщине фольги в системе подачи и подготовки порошка. Погрешность измерения энергии одного импульса E_{imp} в лабораторном эксперименте составляла 0,1 Дж.

При лазерной обработке поверхности одиночным прямолинейным сканированием формировалась продолговатая зона сплавления. После спекания или сплавления порошка с различными режимами обработки и удаления с подложки неспекшегося порошка у части образцов исследовалась структура и форма оставшегося на подложке спеченного и сплавленного трека (Рис. 5). Для этого образцы разрезались перпендикулярно траектории движения луча лазера и шлифовались. Далее микрошлифы травились с помощью 5% -го раствора HNO_3 в спирте. В процессе травления на поверхности шлифа происходило растворение одних фаз, окисление и окрашивание других, в результате чего стало возможным выявить микро- и макроструктуру образца. Различие цвета спеченного слоя, сплавленного слоя и подложки

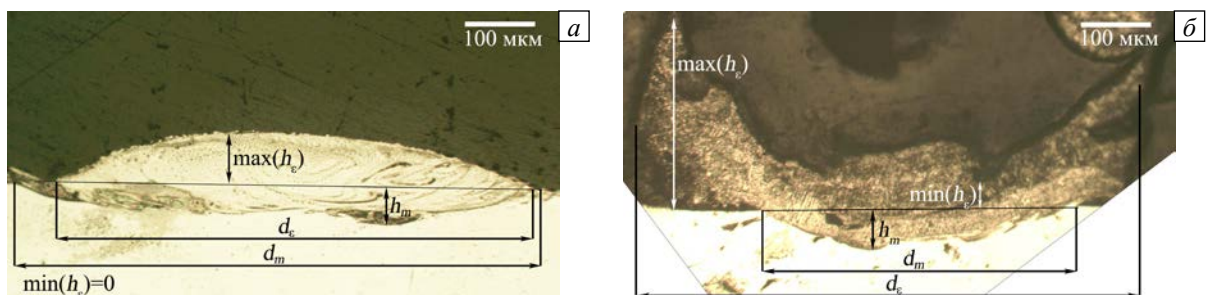


Рис. 5. Шлифы поперечного сечения одиночной дорожки слоя (трека) в образцах, полученных при следующих параметрах лазерной обработки: (а) — $E_{imp} = 3,4$ Дж, $R_b = 400$ мкм, $\tau_{imp} = 1,5$ мс, $v = 50$ Гц, $v = 20$ мм/с; (б) — $E_{imp} = 2,2$ Дж, $R_b = 200$ мкм, $\tau_{imp} = 4$ мс, $v = 50$ Гц, $v = 10$ мм/с; (в) — $E_{imp} = 1,6$ Дж, $R_b = 200$ мкм, $\tau_{imp} = 4$ мс, $v = 50$ Гц, $v = 10$ мм/с; (г) — $E_{imp} = 1,1$ Дж, $R_b = 200$ мкм, $\tau_{imp} = 4$ мс, $v = 50$ Гц, $v = 10$ мм/с; на рисунке h_m — глубина проплавления в подложку; d_m — ширина сплавленного порошкового слоя с подложкой; $r_m = d_m/2$, h_e и d_e — толщина и ширина трека; $r_e = d_e/2$

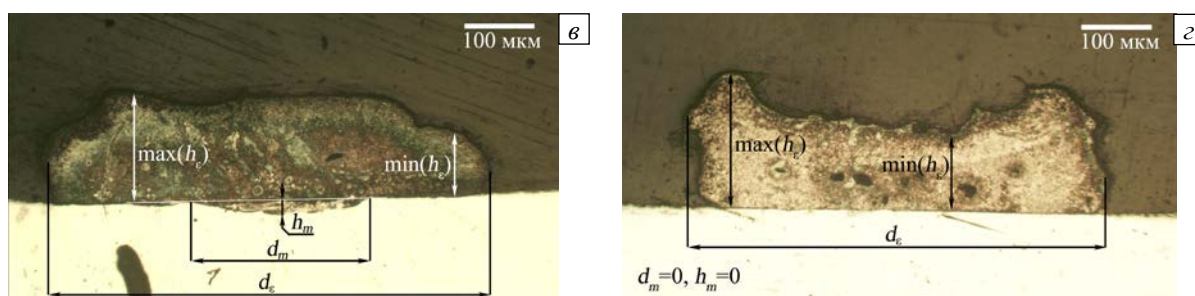


Рис. 5. Продолжение

обусловлено разными начальными концентрациями углерода в порошке железа и подложке, а также последующим конвективным перемешиванием расплавленного порошка и подложки. Для каждой серии лабораторных экспериментов с разными значениями R_b было подготовлено и изучено по 5–7 микрошлифов. Общее число шлифов равнялось 83. В случае если исследуемая характеристика изменялась в некотором диапазоне значений, рассматривались ее максимальная и минимальная величины.

Также были проведены численные расчеты при условиях и параметрах обработки, аналогичных экспериментальным. Результаты расчетов визуализировались, анализировались и сравнивались с экспериментальными данными (Рис. 6).

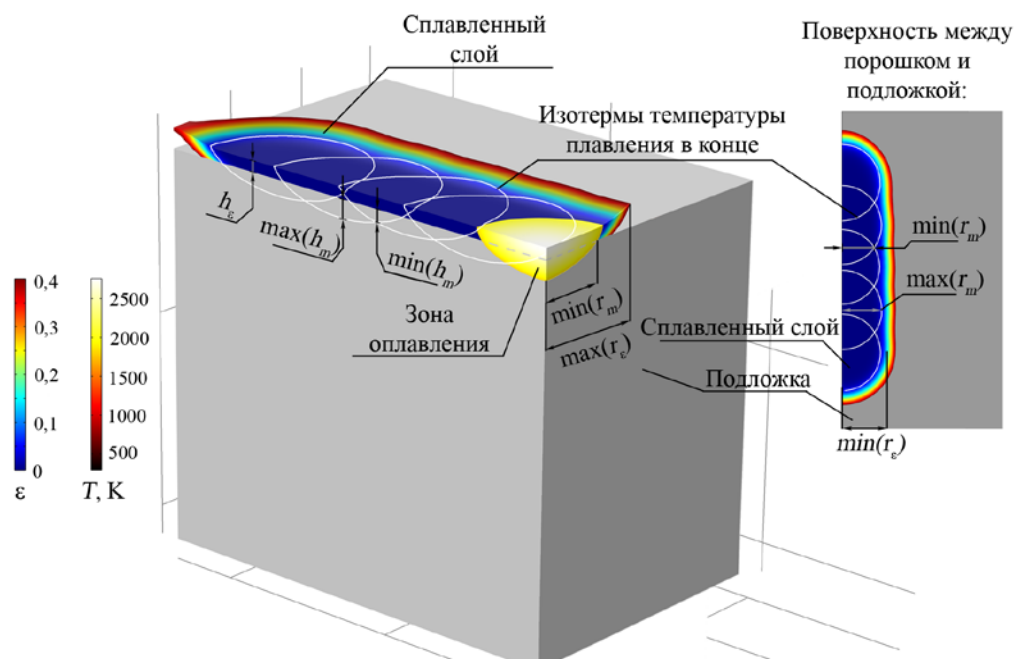


Рис. 6. Визуализация результатов численного моделирования сплавления порошка под действием лазерного излучения с параметрами: $E_{imp} = 4,3$ Дж, $R_b = 400$ мкм, $\tau_{imp} = 1,5$ мс, $\omega = 30$ Гц, $\nu = 12$ мм/с; параметры треков приведены в подписи к Рис. 5

Для анализа селективного лазерного плавления и сравнения результатов численного и лабораторного экспериментов следует назвать основные использованные термины:

- сплавленный трек (слой) — трек (слой) из сплавленных между собой и с подложкой частиц порошка преимущественно по механизму жидкофазного спекания;
- спеченный трек (слой) — трек (слой) из порошка, спекшегося внутри себя и с подложкой преимущественно по двум механизмам: механизму твердофазного спекания [3] и за счет частичного подплавления поверхности частиц; сплавление порошка с подложкой при этом не происходит;
- зона оплавления — зона существования расплавленного металла в исследуемый момент времени в ходе лазерной обработки металлического порошка;
- проплавленная зона — область трека, где произошло сплавление порошка по механизму жидкофазного спекания; при существовании эта зона располагается в верхней части спеченного трека и ориентирована вдоль траектории движения луча лазера;

– спеченная зона — это в рамках данного исследования периферийная область сплавленного трека, где сплавление порошка не наблюдается, но происходит твердофазное спекание порошка и спекание за счет частичного оплавления поверхности порошка;

– в численном эксперименте за спеченный слой принимается слой, у которого локальная пористость ε после обработки находится в диапазоне от $\varepsilon=0$ до $\varepsilon=0,4$, причем локальная пористость $\varepsilon=0$ соответствует полностью компактированному локальному объему, $\varepsilon=0,4$ — плохо спеченному локальному объему; вдоль траектории движения лазерного луча ширина трека полагается достаточно равномерной, тогда как ширина сплавленного порошкового слоя с подложкой и глубина проплавления в подложку изменяются вдоль траектории движения луча лазера; проплавленная зона отвечает двум условиям: за время обработки температура была выше или равнялась температуре плавления и этого времени было достаточно для полной усадки порошка (достижения материалом высокой относительной плотности); фронт плавления или кристаллизации металла определяется изоповерхностью температуры плавления T_m (Рис. 6);

– в лабораторном эксперименте область в подложке, где после травления изменяются цвет и структура, рассматривается как зона оплавления подложки (Рис. 5).

Обобщая результаты лабораторного эксперимента, можно качественно разделить все приведенные на рисунке 5 профили оплавленных треков на три группы:

Группа №1. (Рис. 5а). В первой группе наблюдается хорошее сплавление трека с подложкой, отсутствие остаточной пористости, выпуклая симметричная форма верхней границы сплавленного трека, структура и цвет поверхности после травления оплавленного порошка и подложки похожи между собой. Для этой группы профилей характерна высокая средняя мощность лазерной обработки. В образцах произошло полное компактирование, локальная пористость после обработки во всем обработанном объеме стала малой настолько, что визуально на поверхности шлифа поры не определяются. Можно предположить, что в таких образцах имело место сильное конвективное перемешивание расплавленного порошка с подложкой, что объясняет одинаковость цвета сплавленного трека и подложки после травления, а также последствия конвективного перемешивания. В результате последнего и воздействия сил натяжения сформировалась выпуклая поверхность показанного профиля. В численном эксперименте конвекция и силы натяжения не учитывались, поэтому форма рассчитанного сплавленного трека не соответствует лабораторному эксперименту. При выбранных режимах обработки в эксперименте достигалось кипение на поверхности порошкового слоя, что компьютерная модель показывала, но сами потери порошка от кипения при вычислениях не учитывались.

Группа №2. (Рис. 5б). Во второй группе наблюдается как спекание, так и сплавление порошка с подложкой. Присутствуют крупные и небольшие поры по краям сплавленного трека, которые ближе к центру располагаются реже. Форма верхней границы треков имеет симметричную вогнутую форму, структура и цвет поверхности после травления спекшегося порошка и подложки отличаются между собой. Для этой группы образцов характерны высокие значения энергии импульса E_{imp} , но значения средней мощности меньше, чем в группе №1. В таких образцах присутствует сплавленная зона в спеченных треках. Если мощность лазера недостаточная, то остаточная пористость наблюдается визуально. Возникшие после завершения лазерного воздействия конвекция и силы натяжения не смогли сформировать выпуклую, как у треков в группе №1, поверхность. При этом в центральной части такого трека начинает формироваться выпуклая зона. Численные расчеты прогнозируют как похожую форму треков, так и характеристики спеченной зоны по краям с высокой остаточной пористостью. Используемая для уравнения (3) модель консолидации частиц на мезоскопическом масштабном уровне [35] тоже подтверждает наличие крупных пор при неполной консолидации частиц порошка.

Группа №3. (Рис. 5в, г). В третьей группе во всем спеченном объеме присутствуют крупные или мелкие поры. Наблюдается неоднородная форма верхней границы сплавленного трека, либо она начинает стремиться к выпуклому (как в группе №1) или вогнутому (как в группе №2) профилю. После травления структура и цвет поверхности спекшегося порошка и подложки сильно отличаются друг от друга. Для этой группы профилей характерны меньшие, чем для групп №1 и №2, значения средней мощности лазера и энергии импульса E_{imp} . В таких образцах имеет место неполное компактирование порошка, поэтому их форма неровная и несимметричная. Для этой группы характерна высокая остаточная пористость, что также согласуется с моделью консолидации частиц на мезоскопическом масштабном уровне [35]. Отсутствие или фрагментарное и неглубокое оплавление подложки может быть обусловлено просачиванием расплавленного металла и его адгезией при затвердевании с подложкой. Поэтому обработка порошка лазерным излучением с такими режимами приводит только к спеканию, для плавления же температура недостаточна (Рис. 5г). В таких образцах после обработки плохо спеченный порошок, возможно, был удален с поверхности при подготовке шлифа, что вместе с присутствующей остаточной пористостью не позволяет точно анализировать форму спеченных треков. Их толщина, установленная численно, хуже соотносится с экспериментом. Часть образцов имела структуру, промежуточную между группами №2 и №3 и №1 и группами №2 и №3.

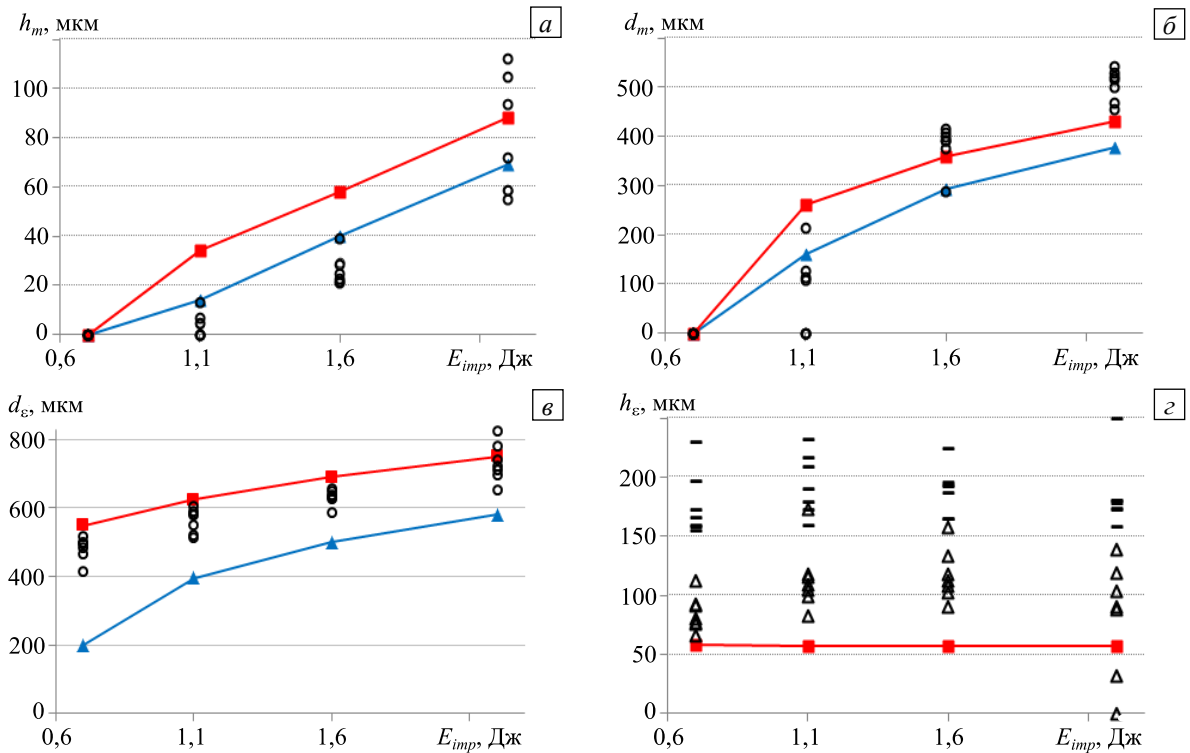


Рис. 7. Зависимости от энергии импульса E_{imp} характеристик спеченного трека: (а) – глубины проплавления в подложку h_m ; (б) – ширины сплавленного порошкового слоя с подложкой d_m ; (в) – ширины трека d_c ; (г) – толщины трека h_c , полученные в численных расчетах (линии \blacksquare и \blacktriangle) и лабораторных экспериментах (\circ) в различных сечениях одного трека для управляющих параметров лазерной обработки: $R_b = 200$ мкм, $\tau_{imp} = 4$ мс, $\nu = 50$ Гц, $v = 10$ мм/с; на фрагментах (а, б, в) линии \blacksquare и \blacktriangle определяют, соответственно, максимальное и минимальное значения исследуемой характеристики, использованные при вычислениях. На фрагменте (г) обозначено: \blacksquare – толщина спеченного трека h_c в расчете, символы -- и Δ – максимальное и минимальное значения параметра h_c на микрошлифе (методика измерения данных величин для численного и лабораторного экспериментов представлена на Рис. 5)

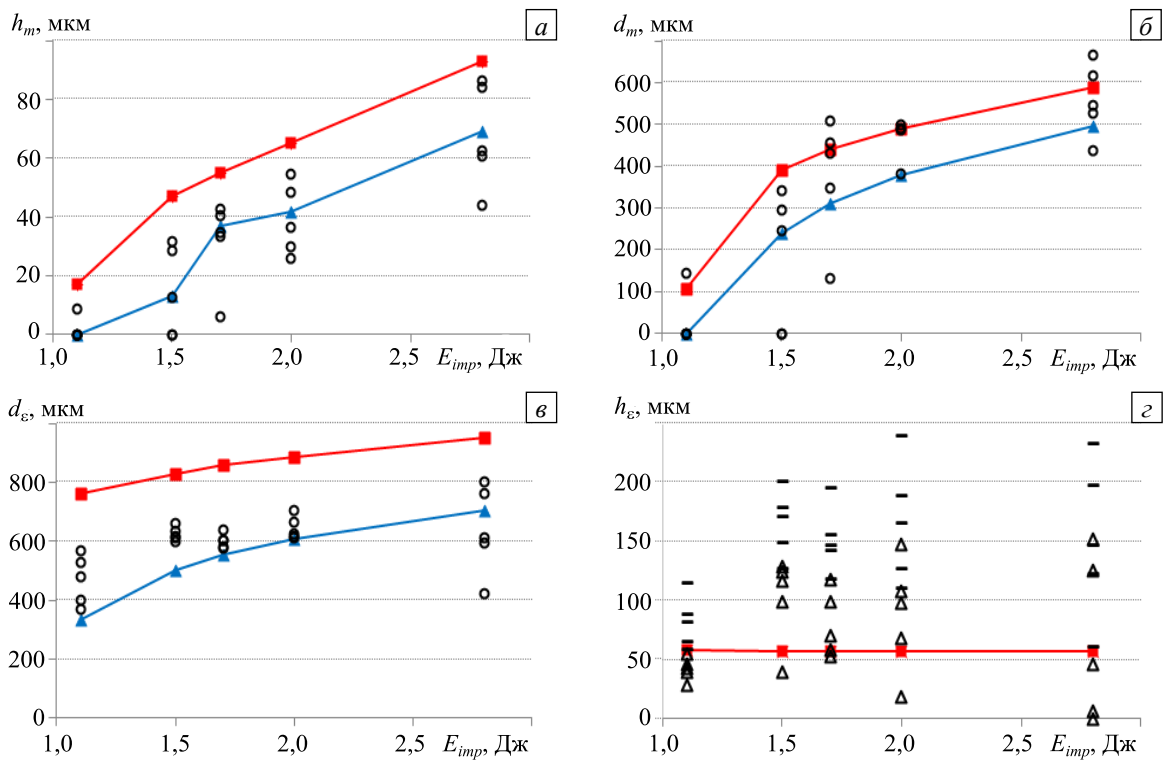


Рис. 8. Зависимости от энергии импульса E_{imp} характеристик поперечного сечения трека h_m , d_m , d_c и h_c , полученные в численных расчетах и в лабораторном эксперименте (\circ) при $R_b = 300$ мкм, $\tau_{imp} = 3$ мс, $\nu = 50$ Гц, $v = 15$ мм/с (обозначения аналогичны Рис. 7)

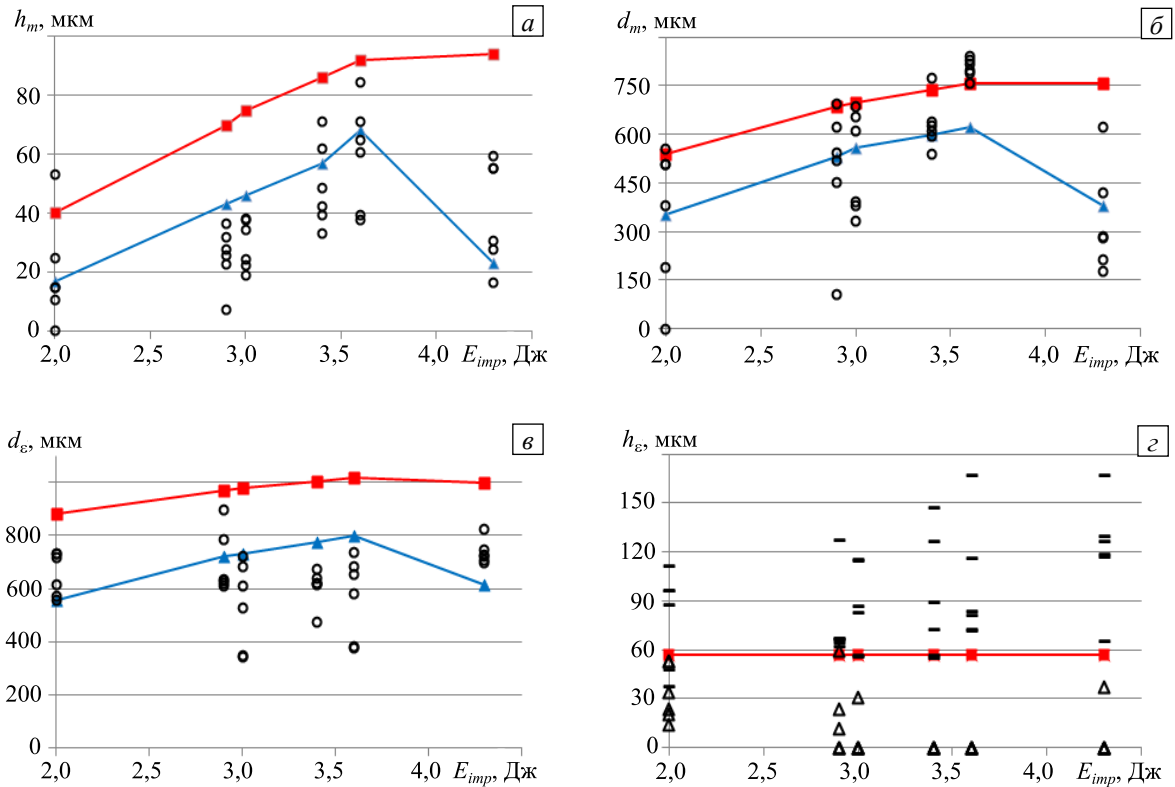


Рис. 9. Зависимости от энергии импульса E_{imp} характеристик поперечного сечения трека h_m , d_m , d_ϵ и h_ϵ , полученные в численных расчетах и в лабораторном эксперименте (\circ) при $R_b = 400$ мкм, $\tau_{imp} = 1,5$ мс, $\nu = 50$ Гц, $v = 20$ мм/с; для режима $E_{imp} = 4,3$ Дж изменялись частота $\nu = 30$ Гц и скорость сканирования $v = 12$ мм/с (обозначения аналогичны принятым на Рис. 7)

Для численных и лабораторных экспериментов с варьирующимся параметром E_{imp} проведено сравнение следующих количественных характеристик сплавленного трека: глубины h_m проплавления в подложку; ширины d_m сплавленного порошкового слоя с подложкой; толщины h_ϵ трека; ширины d_ϵ трека (Рис. 7–9). Данные параметры одновременно оценивались на шлифах в лабораторном эксперименте и по визуальным картинкам результатов численного эксперимента, получаемым по схеме, представленной на рисунке 6. Как видно из рисунков 7–9, имеет место хорошее количественное соответствие численного и лабораторного экспериментов, что позволяет использовать компьютерную модель СЛП для анализа и оптимизации технологического процесса применительно к металлическим порошкам. Наблюдаемые отличия в результатах расчета и эксперимента не велики и могут быть связаны с вводимыми в численную модель допущениями: отсутствием учета поверхностного натяжения, точного расчета конвекции в расплавленной зоне и потерь вещества при кипении. Принимать во внимание необходимо и то, что в лабораторном эксперименте — в микрошлифах, граница проплавленной зоны в подложке хорошо определяется визуально только там, где в течение некоторого времени происходило активное конвективное перемешивание металлов исходного порошка и подложки, которое привело к изменению химического состава трека.

4. Результаты моделирования усадки порошка железа при СЛП

Компьютерная модель (1)–(36) позволяет рассчитывать многоимпульсную лазерную обработку металлического порошкового слоя. При завершении работы программы на выходе формируются нестационарные поля температуры, энтальпии, локальной пористости, усадки порошка. На рисунке 6 была приведена визуализация полей локальной пористости и температуры при СЛП порошка железа для режима обработки с параметрами $E_{imp} = 4,3$ Дж, $R_b = 400$ мкм, $\tau_{imp} = 1,5$ мс, $v = 12$ мм/с и частоты лазерной генерации $\nu = 30$ Гц. Компьютерная модель СЛП, как было показано при верификации модели, описывает образование одиночных сплавленных треков. В начале воздействия лазерного импульса осуществляется интенсивный нагрев материала, температура обрабатываемой поверхности увеличивается. При достижении ею значения 0,7–0,9 от температуры плавления начинается процесс усадки порошка.

Интенсивность усадки многократно возрастает при переходе через температуру плавления (см. Рис. 6). От параметров лазерной обработки, характеристик обрабатываемой среды и условий теплоотвода зависит скорость усадки порошкового слоя, а также размеры и форма спеченного/сплавленного трека (Рис. 6).

4.1. Определение управляющих параметров

В литературе выделяются три основных группы параметров управления процессом СЛП: параметры излучения, свойства порошка, параметры установки [3, 45]. К параметрам лазерного излучения относятся: длина волны лазерного источника; энергия лазерного импульса E_{imp} ; частота лазерного излучения ν ; длительность импульса τ_{imp} . Свойства порошковой композиции включают: дисперсность порошка; способ приготовления композиции; теплофизические, механические и оптические характеристики порошка. Параметрами лазерной установки являются: радиус лазерного пятна R_b ; скорость перемещения пятна v ; коэффициент перекрытия пятен k_{imp} ; технические решения проектировщиков СЛП-машин, обеспечивающие способы сканирования ЛИ обрабатываемой поверхности, послойного нанесения и разравнивания порошка на платформе-основании; реализация и контроль защитной атмосферы и температуры в зоне спекания и другие. В некоторых случаях важна не столько интегральная энергетическая характеристика E_{imp} , сколько локальная — пиковая плотность J_{max} мощности лазерного излучения, зависящая от E_{imp} , τ_{imp} и R_b согласно выражению:

$$J_{max} = E_{imp} / (BR_b^2\tau_{imp}) \quad (37)$$

где B — нормировочный коэффициент, определяющий распределение (13) энергии внутри луча лазера.

Основные промышленные принтеры для трехмерной печати методом СЛП позволяют получить сплавленный слой толщиной от 10 до 200 мкм [1, 3, 46]. В настоящей статье рассматривается случай насыпки порошка железа толщиной $h=100$ мкм. Дисперсионный состав наносимого металлического порошка вводится в модель в виде начальной пористости ϵ_0 . Размеры частиц порошка железа для модели подобраны аналогичными размерам порошка железа в лабораторном эксперименте и составляют 3–6 мкм, что приводит к однородному насыпному слою с $\epsilon_0=0,62$. В дальнейших исследованиях в численных расчетах используются зафиксированные параметры лазерного излучения: $R_b=300$ мкм; $\nu=100$ Гц; $k_{imp}=50\%$.

4.2. Влияние управляющих параметров лазерной обработки на процесс СЛП

Из уравнения (3) следует, что на динамику пористости ϵ в локальном объеме воздействуют три параметра: зависимые переменные модели температура T , локальная пористость ϵ , а также длительность высокотемпературного воздействия. Однако эти параметры вносят разный вклад в кинетику уплотнения порошка: длительность высокотемпературного воздействия и локальная пористость входят в уравнение линейно, а температура T — в нелинейном виде, через экспоненциальный множитель. Локальная пористость порошка влияет на интенсивность процесса компактирования, и по существу — это коэффициент затухания процесса [25, 35]. К основным параметрам, которые сказываются на локальной температуре, относятся энергия импульса E_{imp} , длительность лазерного импульса τ_{imp} и локальная энергетическая характеристика — плотность мощности лазерного излучения (в качестве верхней оценки можно рассматривать пиковую плотность мощности лазерного излучения J_{max}), являющуюся функцией E_{imp} и τ_{imp} при условии $R_b = const$.

В зависимости от поставленных задач частота лазерной генерации ν может подбираться на практике различными способами. Например, таким образом, чтобы температурное поле между импульсами успевало релаксировать до температур, близких к начальным условиям. В настоящей работе с помощью компьютерной модели СЛП было изучено воздействие на процесс СЛП наиболее значимых управляющих параметров: E_{imp} , τ_{imp} и зависимого параметра J_{max} . Для оценки качества и размеров сплавленного и спеченного треков исследовались эффективные параметры: $\min(r_m)$, $\max(r_m)$ и h_m (Рис. 6). Также анализировалась связь с максимальной температурой T_{max} , которая достигается во время импульсной лазерной обработки и негативно отражается на качестве сплавленного слоя при достижении температур, близких к температуре кипения порошка.

4.3. Влияние длительности и энергии импульса на процесс СЛП при фиксированном значении пиковой мощности

Длительность импульса τ_{imp} находилась в диапазоне от 1 до 4,5 мс, при этом для поддержания зафиксированного значения параметра пиковой плотности мощности $J_{max} = 2,2 \text{ ГДж/м}^2$ энергия лазерного импульса E_{imp} линейно менялась от 0,39 до 1,74 Дж. Рисунок 10а показывает, что при данной мощности лазерного излучения максимальная температура T_{max} быстро достигает температуры, близкой к температуре кипения железа, но из-за резкого роста значения эффективного коэффициента теплообмена h_{eff} дальнейшее поднятие максимальной температуры существенно замедляется. При используемых режимах лазерной обработки с $\tau_{imp} \geq 1,5$ мс начинает происходить как процесс спекания, так и сплавления порошка с подложкой. Глубина проплавления в подложку h_m , максимальная полутолщина трека $\max(r_\epsilon)$ и его минимальная полутолщина $\min(r_\epsilon)$ при $\tau_{imp} \geq 1,5$ мс растут почти линейно с повышением значения τ_{imp} (Рис. 10б, в). Причем в выбранном диапазоне значений длительности импульса τ_{imp} график $\max(r_m)$ устремляется вверх приблизительно в 1,5 раза интенсивнее графика $\min(r_m)$. Изменение характера охлаждения с конвективного на охлаждение за счет кипения расплава не сильно сказывается на линейных зависимостях $h_m(\tau_{imp})$ и $d_\epsilon(\tau_{imp})$. С увеличением длительности импульса τ_{imp} разность между $\max(r_\epsilon)$ и $\min(r_\epsilon)$ уменьшается, что соответствует укорочению длины краев спеченной зоны и, как следствие, снижению шероховатости боковой поверхности изделий, получаемых методом СЛП. Такой вывод сделан на основе гипотезы, что острые края спеченной зоны приводят к неровности боковой поверхности изделия (вдоль контура заливки), которую можно интерпретировать как появление шероховатости поверхности изделия в случае послойного СЛП изготовления.

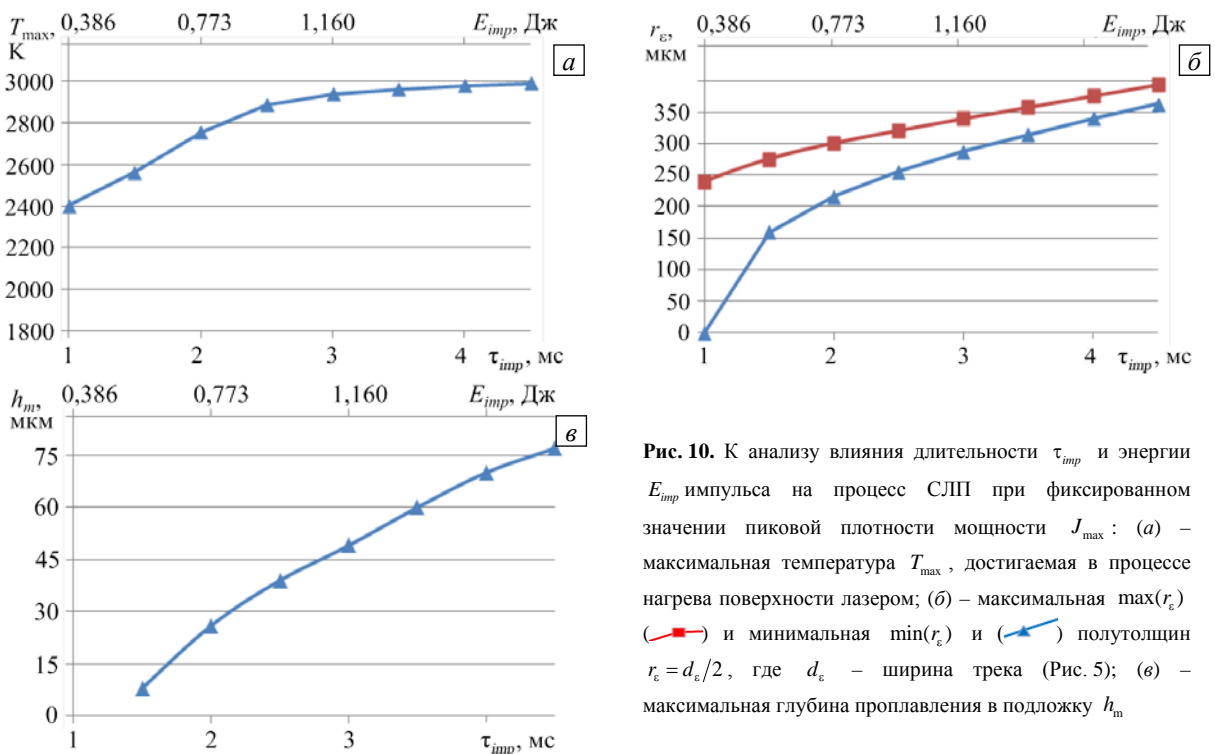


Рис. 10. К анализу влияния длительности τ_{imp} и энергии E_{imp} импульса на процесс СЛП при фиксированном значении пиковой плотности мощности J_{max} : (а) – максимальная температура T_{max} , достигаемая в процессе нагрева поверхности лазером; (б) – максимальная $\max(r_\epsilon)$ и минимальная $\min(r_\epsilon)$ и (в) – полутолщин $r_\epsilon = d_\epsilon/2$, где d_ϵ – ширина трека (Рис. 5); (г) – максимальная глубина проплавления в подложку h_m

4.4. Влияние энергии импульса на процесс СЛП при фиксированном значении длительности импульса

Параметр длительности импульса был выбран равным $\tau_{imp} = 3$ мс, энергия лазерного импульса E_{imp} принимала значения от 0,63 до 1,37 Дж, пиковая плотность мощности J_{max} при этом менялась в диапазоне от 1,2 до 2,6 ГВт/м².

Как и в предыдущем случае, имеет место линейное повышение максимальной температуры T_{max} при увеличении плотности мощности до $J_{max}(E_{imp}) > 2,2 \text{ ГВт/м}^2$. Выше этого порога охлаждение от конвективного переходит к охлаждению за счет кипения, дальнейшее возрастание максимальной

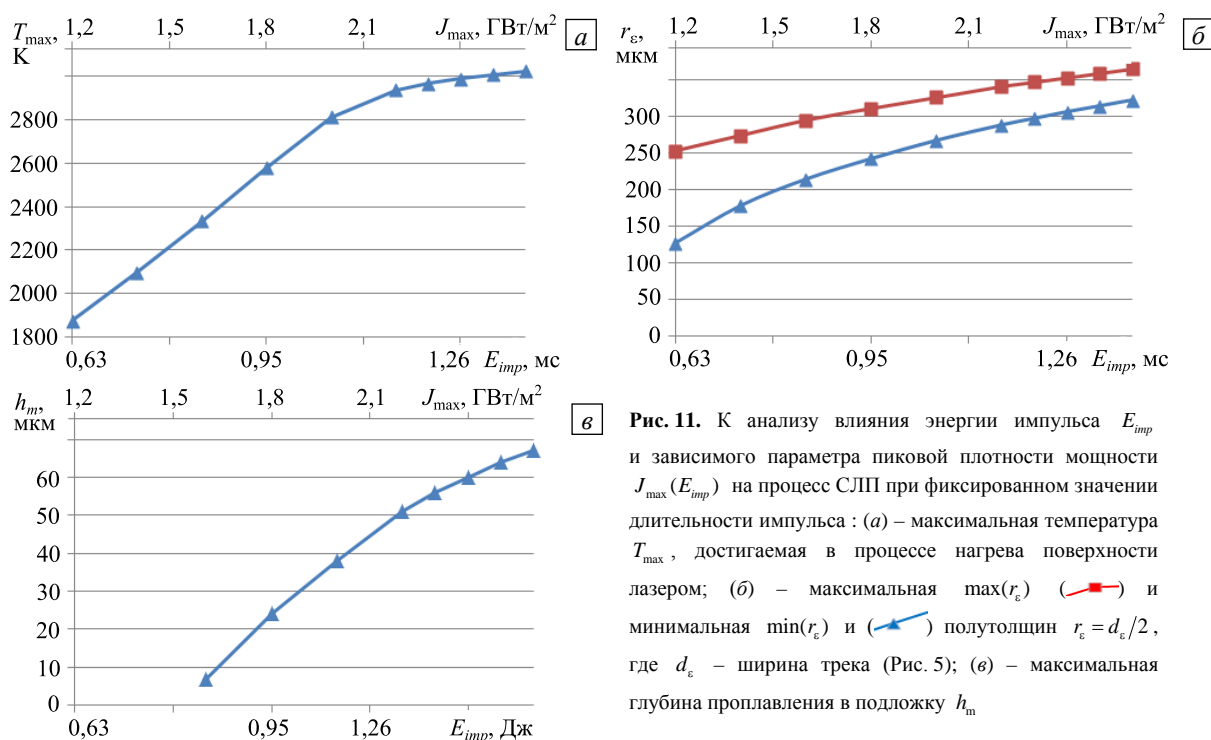


Рис. 11. К анализу влияния энергии импульса E_{imp} и зависимого параметра пиковой плотности мощности $J_{max}(E_{imp})$ на процесс СЛП при фиксированном значении длительности импульса: (а) – максимальная температура T_{max} , достигаемая в процессе нагрева поверхности лазером; (б) – максимальная $\max(r_{\varepsilon})$ (■) и минимальная $\min(r_{\varepsilon})$ (▲) полутолщины $r_{\varepsilon} = d_{\varepsilon}/2$, где d_{ε} – ширина трека (Рис. 5); (в) – максимальная глубина проплавления в подложку h_m

температуры T_{max} происходит со скоростью приблизительно в пять раз меньшей, чем при $J_{max} < 2$ ГВт/м² (Рис. 11а). В используемых режимах лазерной обработки уже при $J_{max} = 1,2$ ГВт/м² наблюдается спекание порошка железа с подложкой, а при $J_{max} \geq 1,6$ ГВт/м² начинается и сплавление порошка с подложкой. Вслед за ростом $J_{max}(E_{imp})$ увеличиваются управляющие параметры, причем глубина проплавления в подложку h_m и минимальная толщина трека $\min(r_{\varepsilon})$ — слабо нелинейно, а максимальная толщина трека $\max(r_{\varepsilon})$ — почти линейно (Рис. 11б, в). Переход на конвективное охлаждение за счет кипения меняет зависимость $h_m(E_{imp})$ в сторону большей нелинейности и меньшей интенсивности, что объясняется снижением скорости отвода энергии от лазера в подложку. С наращиванием пиковой плотности мощности $J_{max}(E_{imp})$ разность между $\max(r_{\varepsilon})$ и $\min(r_{\varepsilon})$ уменьшается, при этом скорость сходимости функций $\max(r_{\varepsilon})$ и $\min(r_{\varepsilon})$ друг к другу мала (Рис. 11в).

4.5. Влияние длительности импульса на процесс СЛП при фиксированном значении энергии импульса

При фиксированном значении энергии импульса E_{imp} пиковая плотность мощности $J_{max}(\tau_{imp})$ уменьшается по гиперболическому закону (37) по мере линейного роста значения управляющего параметра длительности импульса τ_{imp} . Для изучения влияния длительности импульса τ_{imp} и зависимого параметра пиковой плотности мощности $J_{max}(\tau_{imp})$ на процесс СЛП при фиксированном значении энергии импульса E_{imp} были выбраны следующие параметры лазерной обработки: $E_{imp} = 0,9$ Дж; длительность импульса τ_{imp} менялась в диапазоне от 1 до 4,5 мс, при этом значения пиковой плотности мощности $J_{max}(\tau_{imp})$ не выходили за пределы от 1,14 до 5,12 ГВт/м².

Расчеты показали, что максимальная температура T_{max} слабо нелинейно уменьшается при увеличении значения длительности импульса τ_{imp} без перелома, связанного с переходом теплообмена с внешней средой на теплоотвод за счет кипения (Рис. 12а). Результаты расчетов демонстрируют существенный рост размеров спеченного (Рис. 12б, в) и сплавленного (Рис. б) треков при повышении мощности импульса за счет уменьшения его длительности τ_{imp} . Если спеченный трек формируется во всем диапазоне исследуемых значений τ_{imp} , то процесс сплавления порошка с подложкой начинает происходить при $\tau_{imp} < 3,5$ мс. Глубина проплавления в подложку h_m линейно уменьшается при увеличении τ_{imp} , начиная со значений $\tau_{imp} > 2,5$ мс. До этого значения величина h_m также ведет себя линейно, но скорость ее изменения приблизительно в семь раз меньше, чем у τ_{imp} (Рис. 12в), что может быть связано с конвективным

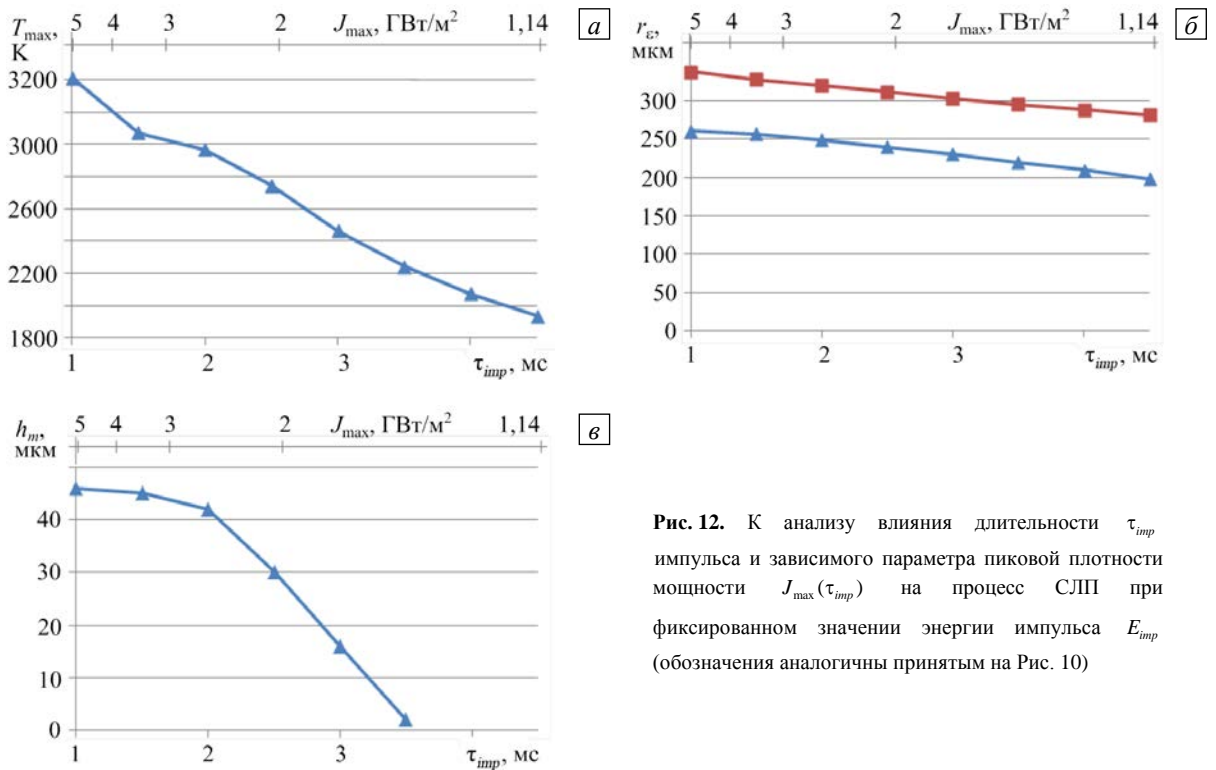


Рис. 12. К анализу влияния длительности τ_{imp} импульса и зависимого параметра пиковой плотности мощности $J_{max}(\tau_{imp})$ на процесс СЛП при фиксированном значении энергии импульса E_{imp} (обозначения аналогичны принятым на Рис. 10)

теплоотводом за счет кипения. В расчетах на всем диапазоне значений параметра τ_{imp} наблюдается линейная зависимость размеров трека $\max(r_{\epsilon})$ и $\min(r_{\epsilon})$ от τ_{imp} с примерно постоянной скоростью падения (Рис. 12б). Таким образом, в целом форма и, в частности, размер краев спеченной зоны, которую можно интерпретировать как оценку шероховатости боковой поверхности изделий, определяются параметром энергии импульса E_{imp} .

5. Выводы

В работе рассматривается процесс СЛП порошков металлов. Обсуждается физико-математическая постановка, формулируется модель и описывается ее численная реализация. Теплоперенос с учетом фазовых переходов при СЛП рассчитывался в модели через нестационарные поля температуры T и удельной энтальпии H . Благодаря представлению порошка металла в приближении сплошной среды с локальной пористостью ϵ удалось существенно сократить вычислительные затраты в сравнении с моделями, напрямую учитывающими многофазную структуру порошкового слоя. Особенность численной реализации математической модели методом конечных элементов заключается в зависимости базисных функций от зависимой переменной — усадки порошкового слоя.

Проведенный вычислительный эксперимент позволил изучить нестационарные поля температуры, форму и размер зоны сплавления порошка с подложкой.

Разработанная компьютерная модель СЛП порошков металлов была верифицирована на примере сплавления порошка железа на подложке. Сравнение результатов численного и лабораторного экспериментов показало их хорошее соответствие, что подтверждает адекватность разработанной модели и открывает возможность ее использования для дальнейшего анализа процесса СЛП металлических порошков.

Результаты вычислительного эксперимента дают основание заключить, что наращивание плотности мощности лазерного излучения за счет увеличения энергии импульса E_{imp} или уменьшения его длительности τ_{imp} , а также повышение значения τ_{imp} при фиксированной плотности мощности J_{max} лазерного излучения делают сплавление порошка с подложкой или с предыдущим слоем более эффективным и качественным. Но указанный положительный эффект снижается после достижения пороговых значений величин E_{imp} , что обусловлено при переходе к кипению порошка ростом теплоотдачи как во внешнюю среду, так и в подложку. Кипение металла оказывает ощутимое влияние на интенсивность процессов спекания и сплавления порошка.

При фиксированном значении параметра энергии импульса E_{imp} сокращение длительности τ_{imp} и, соответственно, увеличение мощности J_{max} ведет к улучшению эффективных характеристик СЛП.

Однако существенное уменьшение параметра τ_{imp} делает эффективные характеристики СЛП хуже. При уменьшении длительности τ_{imp} и, соответственно, росте значения параметра плотности мощности J_{max} во время импульса резко нарастает максимальная температура T_{max} .

Параметр энергии импульса E_{imp} в рабочих диапазонах СЛП и радиус лазерного луча R_b определяют форму краев проплавленной зоны. С увеличением энергии импульса E_{imp} длина краев проплавленной зоны сокращается, что можно интерпретировать как уменьшение шероховатости боковой поверхности изделия при трехмерной печати изделия. При фиксированных значениях энергии импульса E_{imp} и эффективного радиуса луча R_b изменение длительности импульса τ_{imp} мало сказывается на характере шероховатости боковых поверхностей трехмерного изделия.

Авторы выражают благодарность коллегам И.В. Шутову, А.И. Мосину, А.В. Склиминой, А.А. Богданову и Е.В. Харанжевскому за неоценимую помощь в проведении лабораторного эксперимента.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 16-38-00839-мол_а), ФГБУ «Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере» по программе «УМНИК», Министерства образования и науки РФ (проект № 11.6513.2017/БЧ в рамках базовой части госзадания), ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (проект № 2017-14-579-0048), госкорпорации Роскосмос и ЦНИИмаш в рамках реализации космического эксперимента «Перитектика».

Литература

1. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технология аддитивного производства. – М.: Техносфера, 2016. – 656 с.
2. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. – 2015. – № 2(11). – С. 52-55.
3. Шишковский И.В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. – СПб.: Питер, 2016. – 400 с.
4. Olakanmi E.O., Cochrane R.F., Dalgarno K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties // Prog. Mater. Sci. – 2015. – Vol. 74. – P. 401-477. DOI
5. Demir A.G., Colombo P., Previtali B. From pulsed to continuous wave emission in SLM with contemporary fiber laser sources: effect of temporal and spatial pulse overlap in part quality // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2017. – P. 1-14. DOI
6. Regenfuss P., Streek A., Hartwig L., Klötzer S., Brabant Th., Horn M., Ebert R., Exner H. Principles of laser micro sintering // Rapid Prototyp. J. – 2007. – Vol. 13, no. 4. – P. 204-212. DOI
7. Demir A.G., Previtali B. Additive manufacturing of cardiovascular CoCr stents by selective laser melting // Mater. Design. – 2017. – Vol. 119. – P. 338-350. DOI
8. Kharanzhevskiy E., Ipatov A., Nikolaeva I., Zakirova R. Short-pulse laser sintering of multilayer hard metal coatings: structure and wear behavior // Lasers in Manufacturing and Materials Processing. – 2015. – Vol. 2, no. 2. – P. 91-102. DOI
9. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B. Selective laser melting of iron-based powder // J. Mater. Process. Tech. – 2004. – Vol. 149, no. 1-3. – P. 616-622. DOI
10. King W.E., Anderson A.T., Ferencz R.M., Hodge N.E., Kamath C., Khairallah S.A., Rubenchik A.M. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges // Applied Physics Reviews. – 2015. – Vol. 2, no. 4. – 041304. DOI
11. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L. Review of selective laser melting: Materials and applications // Applied Physics Reviews. – 2015. – Vol. 2, no. 4. – 041101. DOI
12. Kumar S. Selective laser sintering: A qualitative and objective approach // JOM. – 2003. – Vol. 55, no. 10. – P. 43-47. DOI
13. Gusarov A.V., Yadroitsev I., Bertrand Ph., Smurov I. Model of radiation and heat transfer in laser-powder interaction zone at selective laser melting // J. Heat Transfer. – 2009. – Vol. 131, no. 7. – 072101. DOI
14. Oschmann T., Schiemann M., Kruggel-Emden H. Development and verification of a resolved 3D inner particle heat transfer model for the Discrete Element Method (DEM) // Powder Technol. – 2016. – Vol. 291. – P. 392-407. DOI
15. Dong L., Makradi A., Ahzi S., Remond Y. Three-dimensional transient finite element analysis of the selective laser sintering process // J. Mater. Process. Tech. – 2009. – Vol. 209, no. 2. – P. 700-706. DOI
16. Hodge N.E., Ferencz R.M., Solberg J.M. Implementation of a thermomechanical model for the simulation of selective laser melting // Comput. Mech. – 2014. – Vol. 54, no. 1. – P. 33-51. DOI
17. Прилоус Б.И. О введении понятия представительного объемного элемента в теорию структурированного континуума // Интерэкспо Гео-Сибирь. – 2013. – Т. 2, № 2. – С. 115-120.
18. Зайцев А.В., Лукин А.В., Ташинов А.А., Трефилов Н.В. Случайные структуры двухфазных композитов: синтез, закономерности, новая оценка характерных размеров представительных объемов // Вестник ПГТУ. Математическое моделирование систем и процессов. – 2004. – № 12. – С. 30-44.
19. Трусов П.В., Волегов П.С., Яниц А.Ю. Двухуровневые модели поликристаллов: о независимости образа процесса нагружения представительного макрообъема // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16, № 6. – С. 33-41.
20. Анкудинов В.Е., Кривилев М.Д. Теоретический анализ зависимости теплофизических характеристик от пористости // Вестник Удмуртского университета. Серия Физика и Химия. – 2012. – № 4. – С. 3-8.
21. Анкудинов В.Е. Моделирование теплопереноса в пористых средах с неоднородным распределением пор // Математическое моделирование в естественных науках, Материалы XXIII Всероссийской школы-конференции молодых ученых и студентов. – ПНИПУ, 2014. – С. 23-26.
22. Ивсенен В.А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании. – М.: Металлургия, 1971. – 265 с.
23. Скорород В.В. Реологические основы теории спекания. – Киев: Наукова думка, 1972. – 152 с.
24. German R.M. Liquid phase sintering. – NY: Plenum Press, 1985. – 236 p.

25. Kruth J.-P., Levy G., Klocke F., Childs T.H.C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2007. – Vol. 56, no. 2. – P. 730-759. DOI
26. Bird R., Stewart W.E., Lightfoot E.N. Transport phenomena – Wiley, 2007. – 905 p.
27. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисуров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.
28. Иванова А.М., Котова С.П., Курпьянов Н.Л., Петров А.Л., Тарасова Е.Ю., Шишковский И.В. Физические особенности селективного лазерного спекания порошковых металл-полимерных композиций // *Квантовая электроника*. – 1998. – Т. 25(5). – С. 433-438. DOI
29. Gusarov A.V., Kruth J.-P. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment // *Int. J. Heat Mass Transfer*. – 2005. – Vol. 48, no. 16. – P. 3423-3434. DOI
30. Костенков С.Н., Харанжевский Е.В., Кривилев М.Д. Метод определения характеристик взаимодействия лазерного излучения с нанокompозитными порошковыми материалами // *ФММ*. – 2012. – Т. 113, № 1. – С. 98-103. (English version DOI).
31. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия. – 1987. – 224 с.
32. Кривилев М.Д., Харанжевский Е.В., Гордеев Г.А., Анкудинов В.Е. Управление лазерным спеканием металлических порошковых смесей // *Управление большими системами*. – 2010. – № 31. – С. 299-322.
33. Gordeev G.A., Ankudinov V.E., Krivilyov M.D., Kharanzhevskiy E.V. Optimization of processing parameters in laser sintering of metallic powders // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2012. – Vol. 27. – 012079. DOI
34. Гордеев Г.А., Кривилев М.Д., Анкудинов В.Е. Численное моделирование лазерной обработки металлических порошковых материалов методом конечных элементов // *Вестник Удмуртского университета. Серия Физика и Химия*. – 2014. – № 3. – С. 15-22.
35. Krivilyov M.D., Mesarovic S.Dj., Sekulic D.P. Phase-field model of interface migration and powder consolidation in additive manufacturing of metals // *J. Mater. Sci.* – 2017. – Vol. 52, no. 8. – P. 4155-4163. DOI
36. Zhang Y., Faghri A. Melting of a subcooled mixed powder bed with constant heat flux heating // *Int. J. Heat Mass Transfer*. – 1999. – Vol. 42, no. 5. – P. 775-788. DOI
37. Zhang Y., Faghri A., Buckley C.W., Bergman T.L. Three-dimensional sintering of two-component metal powders with stationary and moving laser beams // *J. Heat Transfer*. – 2000. – Vol. 122, no. 1. – P. 150-158. DOI
38. Williams J.D., Deckard C.R. Advances in modeling the effects of selected parameters on the SLS process // *Rapid Prototyping Journal*. – 1998. – Vol. 4, no. 2. – P. 90-100. DOI
39. Kaviany M. Principles of heat transfer in porous media. – Springer New York, 1995. – 726 p. DOI
40. Desai P.D. Thermodynamic properties of iron and silicon // *J. Phys. Chem. Ref. Data*. – 1986. – Vol. 15, no. 3. – P. 967-983. DOI
41. Shao T.M., Lin X.C., Zhou M. Absorption of some powder materials to YAG laser // *Science in China (Series A)*. – 2001. – Vol. 44. – P. 489-494.
42. Зенкевич О.К. Метод конечных элементов: от интуиции к общности // *Механика*. – 1970. – № 6. – С. 90-104.
43. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
44. COMSOL Multiphysics Reference Guide. – COMSOL AB, v4.3, 2012. – 702 p.
45. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зув И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
46. Thijs L., Kempen K., Kruth J.-P., Van Humbeek J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder // *Acta Mater.* – 2013. – Vol. 61, no. 5. – P. 1809-1819. DOI

References

1. Gibson I., Rosen D., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies*. New York: Springer, 2015. 656 p.
2. Kablov E.N. Additivnye tekhnologii – dominanta natsionalnoi tekhnologicheskoi initsiativy [Additive technologies – the dominant of the national technology initiative]. *Intellekt i tekhnologii* [Intelligence and technologies], 2015, vol. 2(11), pp. 52-55.
3. Shishkovskiy I.V. *Osnovy additivnykh tekhnologij vysokogo razresheniya* [Fundamentals of high-resolution additive technologies]. St.-Petersburg: Piter, 2016. 400 p.
4. Olakanmi E.O., Cochrane R.F., Dalgarno K.W., A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Prog. Mater. Sci.*, 2015, vol. 74, pp. 401-477. DOI
5. Demir A.G., Colombo P., Previtali B. From pulsed to continuous wave emission in SLM with contemporary fiber laser sources: effect of temporal and spatial pulse overlap in part quality. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2017, pp. 1-14. DOI
6. Regenfuss P., Streek A., Hartwig L., Klötzer S., Brabant Th., Horn M., Ebert R., Exner H. Principles of laser micro sintering. *Rapid Prototyp. J.*, 2007, vol. 13, no. 4, pp. 204-212. DOI
7. Demir A.G., Previtali B. Additive manufacturing of cardiovascular CoCr stents by selective laser melting. *Mater. Design*, 2017, vol. 119, pp. 338-350. DOI
8. Kharanzhevskiy E., Ipatov A., Nikolaeva I., Zakirova R. Short-pulse laser sintering of multilayer hard metal coatings: structure and wear behavior. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2015, vol. 2, no. 2, pp. 91-102. DOI
9. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B. Selective laser melting of iron-based powder. *J. Mater. Process. Tech.*, 2004, vol. 149, no. 1-3, pp. 616-622. DOI
10. King R. E., Anderson A. T., Ferencz R. M., Khairallah S.A., Rubenchik A.M. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, no. 4, 041304. DOI
11. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, no. 4, 041101. DOI
12. Kumar S. Selective laser sintering: A qualitative and objective approach. *JOM*, 2003, vol. 55, no. 10, pp. 43-47. DOI

13. Gusarov A.V., Yadroitsev I., Bertrand Ph., Smurov I. Model of radiation and heat transfer in laser-powder interaction zone at selective laser melting. *J. Heat Transfer*, 2009, vol. 131, no. 7, 072101. DOI
14. Oschmann T., Schiemann M., Kruggel-Emden H. Development and verification of a resolved 3D inner particle heat transfer model for the Discrete Element Method (DEM). *Powder Technol.*, 2016, vol. 291, pp. 392-407. DOI
15. Dong L., Makradi A., Ahzi S., Remond Y. Three-dimensional transient finite element analysis of the selective laser sintering process. *J. Mater. Process. Tech.*, 2009, vol. 209, no. 2, pp. 700-706. DOI
16. Hodge N. E., Ferencz R. M., Solberg J. M. Implementation of a thermomechanical model for the simulation of selective laser melting. *Comput. Mech.*, 2014, vol. 54, no. 1, pp. 33-51. DOI
17. Prilous B.I. About introduction of concept of the representative volume element in the theory of the structured continuum. *Interexpo Geo-Siberia*, 2013, vol. 2, no. 2, pp. 115-120.
18. Zaitsev A.V., Lukin A.V., Tashkinov A.A., Trefilov N.V. Sluchajnye struktury dvukhfaznykh kompozitov: sintez, zakonmernosti, novaya otsenka kharakternykh razmerov predstavitelnykh ob'emov [Random structures of two-phase composites: synthesis, regularities, a new estimate of the representative sizes of representative volumes]. *PSTU Mechanics Bulletin*, 2004, no. 12, pp. 30-44.
19. Trusov P.V., Volegov P.S., Yanz A.Yu. Two-scale models of polycrystals: Independence of the loading process image of a representative macrovolume. *Phys. Mesomech.*, 2013, vol. 16, no. 6, pp. 33-41.
20. Ankudinov V.Ye., Krivilyov M.D., Theoretical analysis of dependence of thermophysical properties on porosity. *Bulletin of Udmurt University. Physics & Chemistry*, 2012, no. 4-4, pp. 3-8.
21. Ankudinov V. Modelirovanie teploperenosa v poristykh sredakh s neodnorodnym raspredeleniem por [Modeling of heat transfer in porous media with inhomogeneous distribution of pores]. *Matematicheskoe modelirovanie v estestvennykh naukakh* [Mathematical modeling in the natural sciences], Perm State Polytechnic University, 2014. Pp. 23-26.
22. Invenson V.A. *Densification of metal powders during sintering*. New York: Springer, 1995. 242 p.
23. Skorokhod V.V. *Reologicheskie osnovy teorii spekaniya* [Rheological principles of sintering theory]. Kiev: Naukova dumka, 1972. 152 p.
24. German R.M. *Liquid phase sintering*. NY: Plenum Press, 1985. 236 p.
25. Kruth J.-P., Levy G., Klocke F., Childs T.H.C. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2007, vol. 56, no. 2, pp. 730-759. DOI
26. Bird R., Stewart W.E., Lightfoot E.N. *Transport phenomena*. Wiley, 2007. 905 p.
27. Grigoryants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoi obrabotki* [Technological processes of laser treatment]. Moscow: Bauman State Technical University, 2006. 664 p.
28. Ivanova A.M., Kotova S.P., Kupriyanov N.L., Petrov A.L., Tarasova E.Yu., Shishkovskii I.V. Physical characteristics of selective laser sintering of metal-polymer powder composites. *Quantum Electronics*, 1998, vol. 28, no. 5, pp. 420-425. DOI
29. Gusarov A.V., Kruth J.-P. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment. *Int. J. Heat Mass Transfer*, 2005, vol. 48, no. 16, pp. 3423-3434. DOI
30. Kostenkov S.N., Kharanzhevskii E.V., Krivilev M.D. Determination of characteristics of laser radiation interaction with nanocomposite powder materials. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 1, pp. 93-97. DOI
31. Borisov V.T. *Teoriya dvukhfaznoi zony metallicheskogo slitka* [Theory of two-phase zone of metal slab]. Moscow: Metallurgiya, 1987. 224 p.
32. Krivilev M.D., Haranzhevskiy E., Gordeev G., Ankudinov V. Control of laser sintering in metallic powders. *Large-scale systems control*, 2010, no. 31, pp. 299-322.
33. Gordeev G.A., Ankudinov V.E., Krivilyov M.D., Kharanzhevskiy E.V. Optimization of processing parameters in laser sintering of metallic powders. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2012, vol. 27, 012079. DOI
34. Gordeev G.A., Krivilyov M.D., Ankudinov V.E., Numerical simulation of laser processing of metal powders by the finite element method. *Bulletin of Udmurt University. Physics & Chemistry*, 2014, no. 4-3, pp. 15-22.
35. Krivilyov M.D., Mesarovic S.Dj., Sekulic D.P. Phase-field model of interface migration and powder consolidation in additive manufacturing of metals. *J. Mater. Sci.*, 2017, vol. 52, no. 8, pp. 4155-4163. DOI
36. Zhang Y., Faghri A. Melting of a subcooled mixed powder bed with constant heat flux heating. *Int. J. Heat Mass Transfer*, 1999, vol. 42, no. 5, pp. 775-788. DOI
37. Zhang Y., Faghri A., Buckley C.W., Bergman T.L. Three-dimensional sintering of two-component metal powders with stationary and moving laser beams. *J. Heat Transfer*, 2000, vol. 122, no. 1, pp. 150-158. DOI
38. Williams J.D., Deckard C.R. Advances in modeling the effects of selected parameters on the SLS process. *Rapid Prototyping Journal*, 1998, vol. 4, no. 2, pp. 90-100. DOI
39. Kaviani M. *Principles of heat transfer in porous media*. Springer New York, 1995. 726 p. DOI
40. Desai P.D. Thermodynamic Properties of Iron and Silicon. *J. Phys. Chem. Ref. Data*, 1986, vol. 15, no. 3, pp. 967-983. DOI
41. Shao T.M., Lin X.C., Zhou M. Absorption of some powder materials to YAG laser. *Science in China (Series A)*, 2001, vol. 44, pp. 489-494.
42. Zenkiewicz O.C. The finite element method: From intuition to generality. *Appl. Mech. Rev.*, 1970, vol. 3, pp. 249-256.
43. Segerlind L.J. *Applied finite element analysis*. NY: John Wiley & Sons, 1982. 428 p.
44. *COMSOL Multiphysics Reference Guide*. COMSOL AB, v4.3, 2012. 702 p.
45. Rykalin N.N., Uglov A.A., Zuev I.V., Kokora A.N. *Lazernaya i elektronno-luchevaya obrabotka materialov: Spravochnik*. [Laser and electron-beam processing of materials: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 1985. 496 p.
46. Thijs L., Kempen K., Kruth J.-P., Van Humbeek J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by Selective Laser Melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Mater.*, 2013, vol. 61, no. 5, pp. 1809-1819. DOI

Поступила в редакцию 15.03.2016; опубликована в электронном виде 04.10.2017

Сведения об авторах

Гордеев Георгий Андреевич, инж., Удмуртский государственный университет (УдГУ), Удмуртская Республика, 426034, Ижевск, Университетская улица, д. 1, корп. 1; e-mail: gordeevgeorgii@gmail.com

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

Анкудинов Владимир Евгеньевич, инж., УдГУ; e-mail: vladimir@ankudinov.org