

## **ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

© 2024 г. *И.С. Никитин<sup>1</sup>, В.И. Голубев<sup>1,2</sup>, А.Д. Никитин<sup>1</sup>,  
Б.А. Стратула<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Институт автоматизации проектирования РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup> Московский Физико-Технический Институт, Долгопрудный, Россия

[i\\_nikitin@list.ru](mailto:i_nikitin@list.ru), [golubev.vi@mipt.ru](mailto:golubev.vi@mipt.ru), [nikitin\\_alex@bk.ru](mailto:nikitin_alex@bk.ru), [stratula@matway.net](mailto:stratula@matway.net)

Исследование выполнено в рамках проекта РНФ № 23-19-00640.

DOI:

На основе энтальпийной формулировки нелинейной задачи теплопроводности для трехфазной среды проведено численное моделирование процесса селективного лазерного плавления. Численно решена трехмерная нестационарная задача формирования ванны расплава и затвердевшего трека в порошковом слое на подложке под действием подвижного лазерного луча. Исследованы геометрические параметры одиночного и множественных треков в зависимости от мощности и скорости лазерного луча, проведено сравнение с данными экспериментов, обсуждены причины расхождения результатов в диапазоне высоких мощностей. Исследована геометрическая структура и типы дефектов множественного послойного селективного лазерного плавления при построении образцов из титановых и алюминиевых сплавов в зависимости от параметров процесса с целью дальнейшей оценки усталостной прочности при длительном высокочастотном нагружении.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, нелинейная задача теплопроводности, энтальпийная формулировка, численное моделирование

## **NUMERICAL SIMULATION OF SELECTIVE LASER MELTING OF TITANIUM AND ALUMINUM ALLOY POWDERS**

*I.S. Nikitin<sup>1</sup>, V.I. Golubev<sup>1,2</sup>, A.D. Nikitin<sup>1</sup>, B.A. Stratula<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Institute for Computer Aided Design of RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup> Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

Numerical modeling of selective laser melting (SLM) process has been performed based on the enthalpy formulation of the nonlinear heat conduction problem for a multi-phase

medium. A three-dimensional nonstationary problem of formation of a molted pool under a moving laser beam and consequent solidification of the pool were numerically simulated. The geometrical parameters of single and multiple tracks as a function of laser beam power and speed were investigated. The results obtained from the simulation were compared with experimental data. Reasons for the discrepancy between calculated and experimental data were discussed. For the purpose of further estimation of fatigue resistance under long-term high-frequency loading the geometrical structure and mechanical properties and imperfections of emerging in multi-track multi-layer simulation were studied.

Keywords: selective laser melting, nonlinear heat conduction, enthalpy formulation, numerical solution.

## **1. Введение**

В последние годы в рамках нарастающего внедрения и применения аддитивных технологий (АТ) большое внимание уделяется исследованию различных вариантов АТ, уже реализованных и перспективных, для создания деталей, изделий, элементов конструкций путем их послойного построения с целью оптимизации параметров этого сложного процесса [1,2].

В данной работе исследуется процесс селективного лазерного плавления (СЛП) порошковых титановых и алюминиевых сплавов путем его численного моделирования и сравнения результатов с данными экспериментов.

Решению этой проблемы посвящено достаточно большое количество работ [3-6]. Характерной чертой исследуемого процесса является определенный диапазон мощности (50-300 Вт) и скорости (500-1500 мм/с) движения лазерного луча, используемого для построения металлических изделий путем многократных проходов по тонкому порошковому слою на наращиваемой подложке в соответствии с заданной программой.

В классической математической постановке [7] такой задачи требуется решить нелинейное (как минимум, кусочно-линейное по коэффициентам) уравнение теплопроводности для трехфазной системы (порошковый слой, жидкая ванна расплава под движущимся лазерным лучом, твердый след за ней, твердая подложка) с неизвестной подвижной фазовой границей (жидкость – порошок, жидкость – твердое тело). На этой границе должно выполняться условие Стефана. В этом условии скачок межфазного теплового потока связан с удельной теплотой плавления и скоростью движения межфазной границы.

В трехмерной нестационарной постановке сложность численного решения этой задачи даже для простой геометрии связана с поиском и выделением этой подвижной неизвестной поверхности и удовлетворению условия Стефана на ней.

Современные подходы к решению подобного рода задач связаны с так называемой энтальпийной формулировкой многофазной нелинейной задачи теплопроводности, не требующей явного выделения неизвестных межфазных границ [8], или с обобщенной постановкой этой задачи путем введения эффективной теплоемкости с особенностью в виде дельта-функции на межфазной границе [7].

Такие подходы были использованы в работах [3-6,9] по моделированию СЛП, а также при решении задач таяния льда на поверхности океана [10]. В значительной части этих работ поверхностное воздействие лазерного луча с граничным условием на подвижный тепловой поток заменялось на приповерхностный объемный источник в правой части уравнения теплопроводности в приближении [11] (эллипсоид Голдака).

Для конечно-разностной аппроксимации нелинейного энтальпийного уравнения задачи в зависимости от требований к численному решению в многомерном случае используются явные и неявные схемы с расщеплением по направлениям Яненко-Самарского, Писмена-Рекфорда, Дугласа-Грина [7,12]. Для моделирования процесса СЛП с учетом сильной нелинейности задачи в работе будет использована простая и надежная явная схема, в частности, для того, чтобы избежать итерационного решения системы нелинейных уравнений неявной аппроксимации. Несмотря на сильное ограничение шага расчета по времени, связанное с условием устойчивости для параболического уравнения, эта схема показала достаточную эффективность за счет возможности распараллеливания вычислительного алгоритма.

Результатом численного моделирования является построение геометрии различных треков – следов отвержденных ванн расплава после прохождения лазерного луча в зависимости от его мощности и скорости, а также иных параметров процесса – толщины порошкового слоя, его пористости и характеристик теплопроводности, теплоемкости, плотности всех фаз материала – жидкой, твердой, порошковой. Геометрия единичного трека определяется формой его сечения, в частности, шириной и глубиной его следа, глубиной проникновения в подложку, необходимой для сцепления слоев. Кроме того, необходимо получить результаты расчета линейной (однослойной) цепочки перекрывающихся треков, а также двух-, трех- и более многослойных цепочек наложенных треков. Эту картину, наблюдаемую в экспериментах по нанесению треков на пластинку при различных параметрах лазерного луча, необходимо иметь для представления о структуре возможных дефектов в напечатанном изделии [13].

Этими дефектами в случае недостаточной мощности или при слишком

быстром движении луча могут являться как недоплавы между треками и подложкой, возникающие по причине недостаточной глубины треков для связи с подложкой (самый недопустимый случай), так и недоплавы из-за недостаточного перекрытия соседних по горизонтали и вертикали треков, создающих системы пор в материале.

При определенном увеличении мощности луча или его замедлении и при достаточном перекрытии соседних по горизонтали и вертикали треков возникают периодические системы зон переплавов, геометрия которых также представляет интерес. Такая структура, несмотря на отсутствие пор, также является в какой-то мере дефектной, поскольку при дополнительном переплавлении отвержденных зон меняется строение кристаллической решетки сплава. Так, например, исходная альфа-фаза титанового сплава при переплавлении переходит в бета-фазу, а при дополнительном переплавлении в альфа+бета [14]. Эти состояния имеют отличающиеся механические характеристики, по измерениям микротвёрдости – до 20% [14,15]. Упругие характеристики также могут отличаться на 5-10%. Таким образом, материал, полученный с использованием СЛП технологии, даже в этом относительно благоприятном случае имеет слабо неоднородную периодическую структуру, определяемую расположением зон переплавов, в том числе многократных. Это неустраняемая особенность СЛП материалов без дополнительной, скажем, термической обработки.

В данной работе рассматривается чисто термический подход к задаче формирования ванны расплава и отвержденного трека, а также многослойных структур в СЛП материале. Расчетами показано, что учет фазового перехода «твёрдое тело – жидкость» недостаточен для согласования численных и экспериментальных данных по глубине единичного трека при существенном увеличении мощности или замедлении скорости лазерного луча.

Следует также отметить, что избыточное увеличение мощности и/или уменьшение скорости движения лазерного луча будет приводить к расплыванию и испарению ванны расплава, искажению плоскости межслойной границы, нарушать регулярность структуры и создавать более хаотическую систему дефектов из недо- и переплавов. Для детального исследования этих эффектов следует применять термомеханическую постановку задачи [3, 14, 16], в которой учитываются более тонкие эффекты конвективного и кондуктивного теплопереноса, термокапиллярных сил, действующих на границу раздела фаз, а также эволюцию свободной поверхности расплава.

Однако такие технологические режимы построения СЛП изделий являются ухудшающими для потенциальных прочностных и усталостных

свойств изготавливаемого изделия [17]. Поэтому определение диапазона приемлемых параметров 3D-печати в первом приближении можно провести без учета гидродинамической составляющей связанной термомеханической постановки задачи.

Значительную часть расхождений с экспериментальными результатами при определении геометрии поперечного сечения отвержденных треков удается снять за счет учета следующего фазового перехода «жидкость – пар» при возможном превышении температуры испарения в ванне расплава с дополнительными затратами энергии на парообразование. Поэтому в рамках настоящей работы рассматривается термическое приближение и приводится сравнительный анализ постановок задачи СЛП с одним и двумя фазовыми переходами.

Следует отметить, что диапазон параметров мощности-скорости лазерного луча для создания относительно благоприятной структуры СЛП материала является достаточно узким и его определение расчетным образом представляет собой отдельную серьезную задачу. В данной работе главный прикладной интерес решения этой задачи заключается в расчете геометрических особенностей и типа дефектов структуры в зависимости от параметров процесса СЛП с целью дальнейшего определения их влияния на усталостные характеристики напечатанного материала. Обзор работ этого направления в области малоциклового и многоциклового усталости дан в [17].

Статические прочностные испытания образцов из СЛП сплавов показывают, что их упругие модули и статический предел прочности мало отличаются от макроскопических механических характеристик образцов, полученных традиционными способами, например, горячекатаных [18].

Однако высокочастотные (20 кГц) циклические испытания на пьезоэлектрической установке Lazur [19,20] показали, что в режиме сверхмногоциклового усталостного разрушения (СВМУ) [21,22] при числе циклов  $N > 10^8$  долговечность СЛП образцов может падать на два порядка для материалов с сильно развитой системой дефектов типа пор - недоплавов. Но даже для образцов со слабо неоднородной структурой, возникающей за счет периодической системы переплавленных зон, долговечность при таких испытаниях уменьшается в 2-3 раза [20]. Этот эффект можно объяснить более быстрым зарождением начальных повреждений на внутренних структурных границах за счет повышенной концентрации напряжений, а также повышенной чувствительностью количества циклов до разрушения от уровня амплитуды напряжений в высокочастотном цикле в режиме СВМУ за счет более пологого ниспадания правой ветви бимодальной усталостной  $S-N$  кривой [21,22].

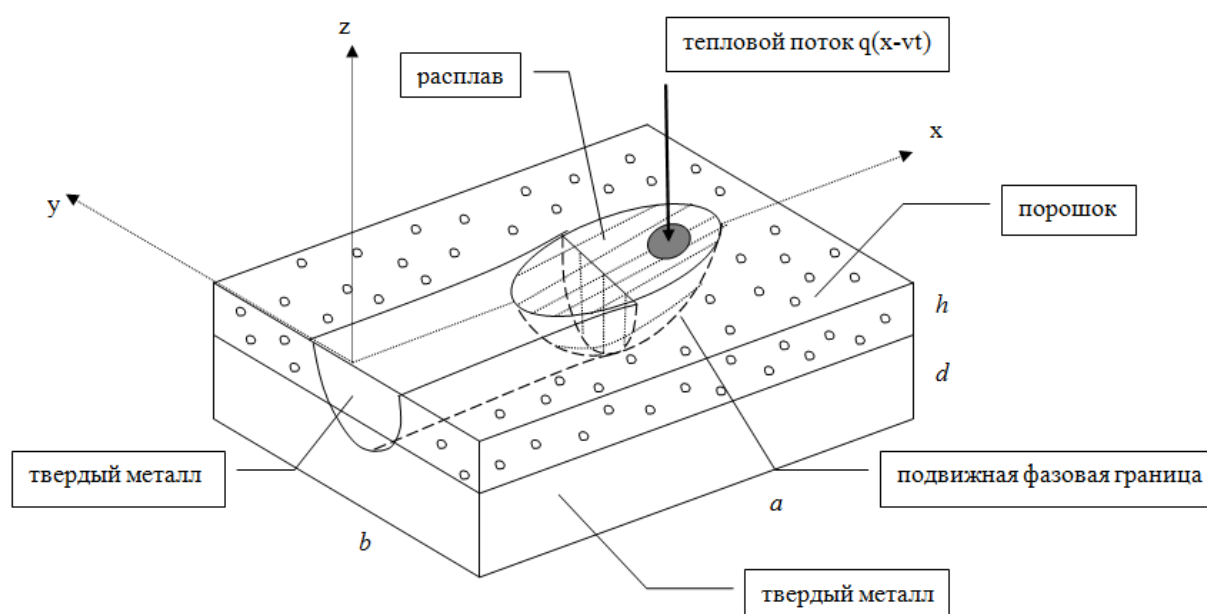
Вычислительные эксперименты для расчета диапазона параметров процесса СЛП и относительно благоприятной структуры напечатанного образца являются этапом, необходимым для определения усталостной прочности изделия в режиме СВМУ и оценки долговечности его эксплуатации при длительных высокочастотных нагрузках. Инструментом дальнейших исследований может служить мультирежимная модель циклической повреждаемости [22,23].

## 2. Математическая постановка задачи

Классическая формулировка задачи Стефана о фазовом переходе с подвижной границей включает: уравнение теплопроводности для жидкой и твердой фазы, смешанные граничные условия на внешних границах, специальное условие на границе раздела фаз (условие Стефана) с учетом удельной теплоты фазового перехода (плавления) на подвижной границе раздела фаз.

При численном решении задачи Стефана в ее классической формулировке необходимо явно отслеживать границу раздела фаз. Формы областей каждой отдельной фазы меняются со временем, их расчет представляет собой отдельную нетривиальную задачу.

Графическая схема постановки задачи о подвижном тепловом потоке от лазерного луча при его воздействии на слой порошка с образованием ванны расплава представлена на рис.1.



**Рис.1.** Графическая схема задачи о подвижном тепловом потоке от лазерного луча при его воздействии на слой порошка с образованием ванны расплава.

Энтальпийная формулировка поставленной задачи, не требующая явного выделения неизвестных межфазных границ, выглядит следующим образом.

Уравнение для энтальпии:

$$\frac{\partial E}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial z} \right). \quad (1)$$

Граничные условия на гранях параллелепипеда имеют следующий вид.

Верхняя грань  $z = 0$ :

$$\begin{aligned} k(E) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} &= -\beta (T_{z=0} - T_{ext}) + q(x - vt, y) / (\pi R^2), \\ q(x - vt, y) &= q_0 H(R - r), \end{aligned} \quad (2)$$

где  $R$  – радиус пятна лазерного луча,  $q_0$  – полная мощность лазерного луча,  $r(x - vt, y) = \sqrt{(x - vt)^2 + y^2}$  – расстояние до центра лазерного пятна, который движется со скоростью  $v$  вдоль оси  $x$ ,  $H(x)$  – функция Хэвисайда.

На остальных гранях:

$$\begin{aligned} x = 0, \quad x = a, \quad k(E) \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0,a} &= -\beta (T_{x=0,a} - T_{ext}), \\ y = -b/2, \quad y = b/2, \quad k(E) \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=-b/2,b/2} &= -\beta (T_{y=-b/2,b/2} - T_{ext}), \\ z = -(h+d), \quad k(E) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=-(h+d)} &= -\beta (T_{z=-(h+d)} - T_{ext}). \end{aligned} \quad (3)$$

Начальные условия:

$$E(x, y, z, t) \Big|_{t=0} = E(T_0) = \rho_0(x, y, z) c_0(x, y, z) T_0,$$

где  $\rho_0(z)$ ,  $c_0(z)$ ,  $k_0(z)$  – начальные характеристики плотности, теплоемкости и теплопроводности порошковой и твердой фазы, определяемые вертикальной координатой точки расположения,  $T_{ext}$  – температура внешней среды,  $\beta$  – коэффициент теплопередачи металл - внешняя среда, например: при  $z < -h$ ,  $\rho_0(z) = \rho_S$ , при  $z > -h$ ,  $\rho_0(z) = \rho_P$ .

Здесь и далее индексами  $S$  и  $P$  помечены значения параметров порошковой и твердой фаз.

Принимается следующая зависимость температуры от энтальпии (рис.2):

$$T = \begin{cases} \frac{E}{\rho_0(z)c_0(z)}, & E < E_-, \\ T_m, & E_- \leq E < E_+, \\ T_m + \frac{E - E_+}{\rho_L c_L}, & E_+ \leq E, \end{cases} \quad (4)$$

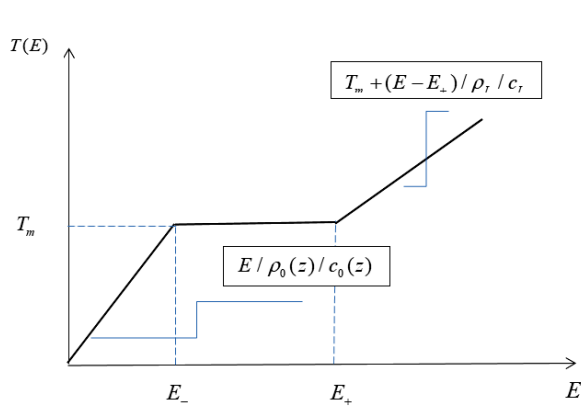
$$E_- = \rho_0(z)c_0(z)T_m,$$

$$E_+ = \rho_0(z)c_0(z)T_m + \rho_0(z)\lambda,$$

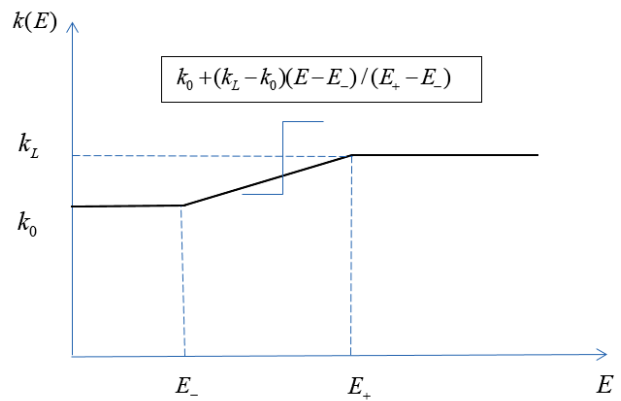
где  $\rho_L$ ,  $c_L$  и  $k_L$  – характеристики (плотность, коэффициенты теплоемкости и теплопроводности) жидкой фазы,  $T_m$  – температура плавления,  $\lambda$  – удельная теплота плавления.

Зависимость теплопроводности от энтальпии имеет вид (рис.3):

$$k(E) = \begin{cases} k_0(T), & E < E_-, \\ k_0(T_m) + [k_L(T_m) - k_0(T_m)] \frac{E - E_-}{E_+ - E_-}, & E_- \leq E < E_+, \\ k_L(T), & E_+ \leq E. \end{cases} \quad (5)$$



**Рис.2.** Зависимость температуры от энтальпии.



**Рис.3.** Зависимость теплопроводности от энтальпии.

### 3. Численная схема решения

Для аппроксимации уравнения (1) с заданными граничными и начальными условиями используется явная разностная схема в варианте метода конечных объемов [24,25].

Аппроксимация во внутренних точках основана на интегрировании уравнения (1) по объему ячейки с центральной точкой определения неиз-



вестных сеточных функций  $E_{ijk}^{n+1}$ ,  $T_{ijk}^{n+1}$  на слое  $n+1$  по времени и имеет вид:

$$\begin{aligned} \iiint_V \frac{\partial E}{\partial t} dv &= \oint_S (Q_x n_x + Q_y n_y + Q_z n_z) ds, \\ Q_x &= k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial x}, \quad Q_y = k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial y}, \quad Q_z = k(E) \frac{\partial T(E)}{\partial z}, \\ \frac{E_{ijk}^{n+1} - E_{ijk}^n}{\Delta t} \Delta v_{ijk} &= \sum_l (Q_x n_x + Q_y n_y + Q_z n_z)_l \Delta s_{ijk}^l, \end{aligned}$$

где  $l$  – нумерация граней ячейки,  $x_i$ ,  $y_j$ ,  $z_k$  – координаты центров ячеек, на которые разбивается область решения,  $i = 1..IM$ ,  $j = 1..JM$ ,  $k = 1..KM$ .

В рассматриваемом случае внутренних ячеек-параллелепипедов с гранями, параллельными осям декартовой системы координат, тепловые потоки через грани ячейки равны:

$$\begin{aligned} (Q_x n_x)_{ijk} &= (Q_x^+)_{ijk} - (Q_x^-)_{ijk}, \\ (Q_x^+)_{ijk} &= \frac{(k_{i+1,jk}^n + k_{ijk}^n)}{2} \frac{(T_{i+1,jk}^n - T_{ijk}^n)}{(x_{i+1,jk} - x_{ijk})}, \\ (Q_x^-)_{ijk} &= \frac{(k_{i-1,jk}^n + k_{ijk}^n)}{2} \frac{(T_{i,jk}^n - T_{i-1,jk}^n)}{(x_{ijk} - x_{i-1,jk})} \end{aligned} \quad (6)$$

и аналогичные выражения для направлений по осям  $x$  и  $y$ .

Формулы для значений энтальпии во внутренних ячейках в итоге имеют вид:

$$\begin{aligned} E_{ijk}^{n+1} &= E_{ijk}^n + \sum_l (Q_x n_x + Q_y n_y + Q_z n_z)_l \Delta s_{ijk}^l \Delta t / \Delta v_{ijk}, \\ i &= 2..IM - 1, \quad j = 2..JM - 1, \quad k = 2..KM - 1. \end{aligned} \quad (7)$$

При этом учитываются принятые зависимости (4)-(5) для  $T_{ijk}^n(E_{ijk}^n)$ ,  $k_{ijk}^n(E_{ijk}^n)$ .

Аппроксимацию уравнения (1) в граничных ячейках опишем на примере верхней грани  $z = 0$  (рис.4).

Расчетная формула при этом по форме совпадает с (7) с учетом значения  $k = KM$  для граничной ячейки на верхней грани, но значение потока вычисляется с учетом его граничного значения:

$$Q_z^+ = -\beta(T_{ijk}^b - T_{ext}) + q(x - vt, y).$$

Граничное значение температуры  $T_{ijk}^b$  находится путем линейной экстраполяции по значениям  $T_{ijk}^n$  и  $T_{ij,k-1}^n$  в центре граничной и примыкающей к ней ячейки. Расчет остальных граничных поверхностей производится аналогично путем вычисления соответствующих тепловых потоков с экстраполяцией граничных значений температуры по ближайшим двум центральным точкам ячеек.

$$Q_z^+ = -\beta (T_{ijk}^b - T_{ext}) + q(x - vt) / (\pi r^2)$$

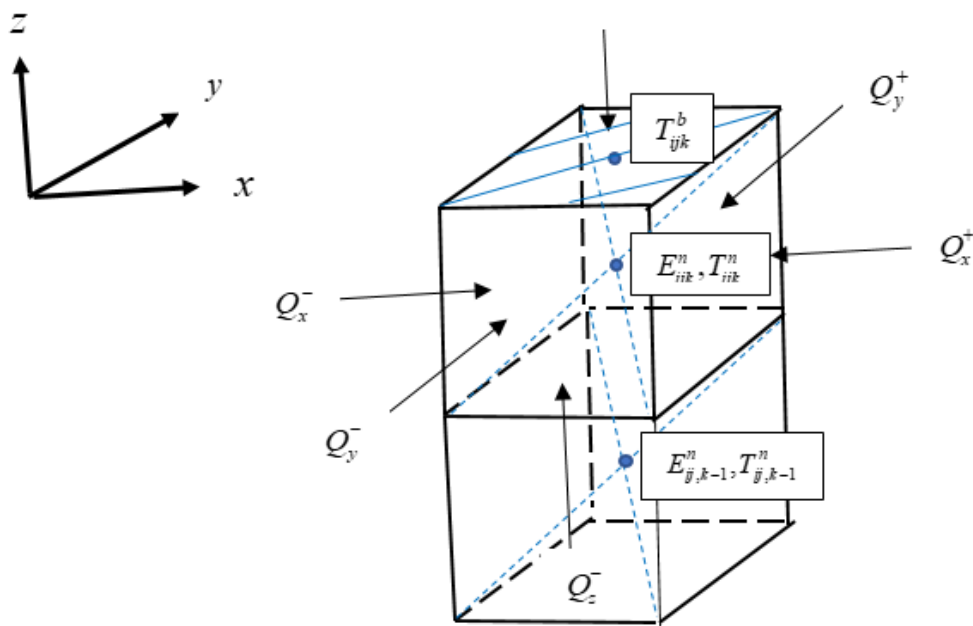


Рис.4. Потоки в элементарных объемах.

Шаг по времени выбирается из условия устойчивости для выбранной явной аппроксимации трехмерного нестационарного параболического уравнения и имеет стандартный вид:

$$\Delta t = \min_{ijk} (h^2) / \max_{ijk} (k / (\rho c)) / 8.$$

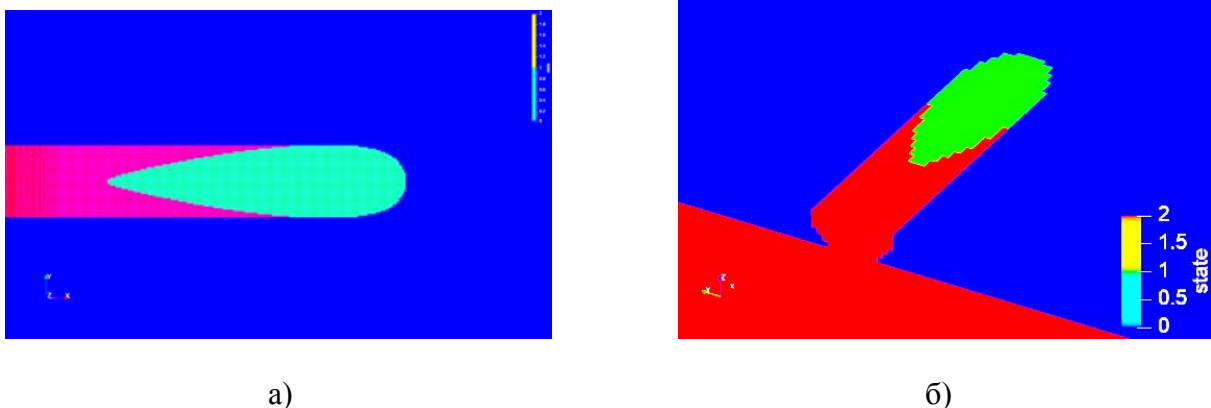
Отметим, что стандартная разностная аппроксимация уравнения для энтальпии и граничных условий, выраженных через градиенты температуры, для узловых значений на поверхности тела без применения метода конечных объемов, привела бы к необходимости вычисления энтальпии по найденным граничным значениям температуры. Поскольку обратная функция  $E(T)$  является неоднозначной, такая операция вызвала бы дополнительные трудности и необходимость «размазывания» участка плавления на некоторый малый интервал температур [7].

#### 4. Результаты расчётов процесса СЛП для титановых и алюминиевых сплавов

Описанная численная схема была использована для параметрических расчетов единичных и множественных перекрывающихся треков, возникающих при воздействии подвижного лазерного луча на порошковый слой с образованием ванны расплава достаточной глубины, обеспечивающей совместное переплавление и отвердевание порошкового следа и части подложки. Численные результаты сравнивались с результатами экспериментов, проведенных для титанового сплава Ti-6Al-4V [13] и для алюминиевого сплава на установке для 3Д-печати M350.

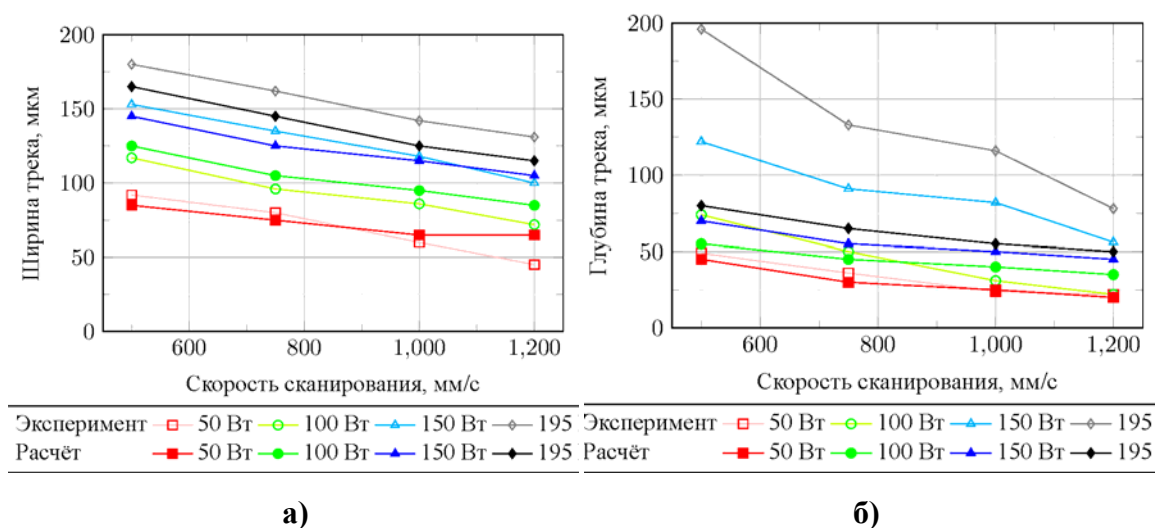
**4.1. Единичный трек, титановый сплав Ti-6Al-4V.** Были проведены расчеты единичного затвердевшего трека и ванны расплава для подвижного лазерного луча с мощностью  $q_0 = 100$  Вт, скоростью движения  $v = 800$  мм/с, радиусом пятна  $R = 40$  мкм. Расчеты проводились на сетке со сгущением в окрестности ванны расплава и минимальным пространственным шагом 2.5 мкм. Физические свойства трёх состояний, (твёрдого сплава, порошка и расплава), использованные при расчете, не являются постоянными величинами и могут варьироваться в зависимости от температуры [3]. В рамках рассматриваемого приближения для титанового и алюминиевого сплавов при расчете использованы кусочно-постоянные значения, взятые из [26, 27] и приведенные в табл.1 в Приложении 1.

На рис.5 представлены результаты расчета формы ванны расплава и единичного затвердевшего трека. Различным цветом выделены фазовые состояния материала (синим – порошок, зелёным – расплав, красным – твёрдый сплав). Хорошо видно, что при данных параметрах процесса происходит желаемое сплавление трека с подложкой, но с достаточно малой зоной сцепления, составляющей примерно 20% от общей глубины трека.



**Рис.5.** Одиночный трек СЛП в титановом сплаве,  $q_0 = 100$  Вт,  $v = 800$  мм/с, вид сверху – а), вид на сечение трека и его сплавление с подложкой – б).

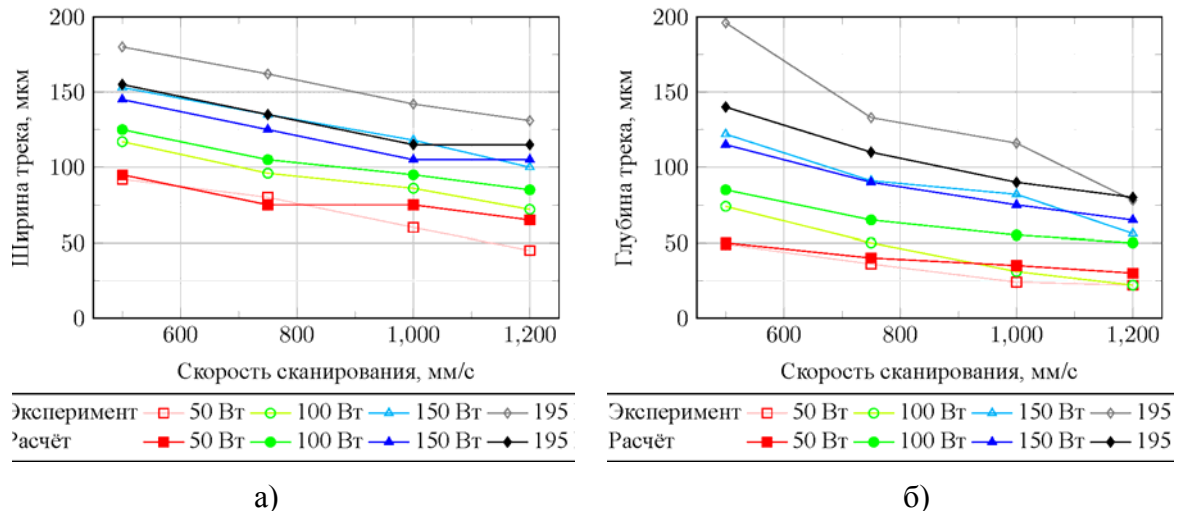
На основе серии расчетов были получены данные о ширине и глубине сечений сформировавшихся треков и построены их зависимости от скорости сканирования лазерного луча в диапазоне 500–1200 мм/с и для различных значений мощности из достаточно широкого диапазона 50–195 Вт (рис.6, закрашенные точки). Эти зависимости сравнивались с результатами экспериментов из [13] (рис.6, полые точки). Стоит отметить, что тепловой поток частично уменьшается за счет отражения лазерного луча. Этот эффект учитывается введением коэффициента поглощения, который может варьироваться от низких значений ( $\sim 0,3$ ) в порошковом слое (на начальной стадии плавления) до высоких ( $\sim 0,7$ ) (при переходе в режим глубокого проплавления). В настоящей работе использовано близкое к максимальному значение коэффициента поглощения, равное 0.65 для всех рассматриваемых фаз.



**Рис.6.** Результаты расчётов ширины – а) и глубины – б) трека без учета возможного испарения с поверхности ванны расплава в сравнении с экспериментальными результатами [13].

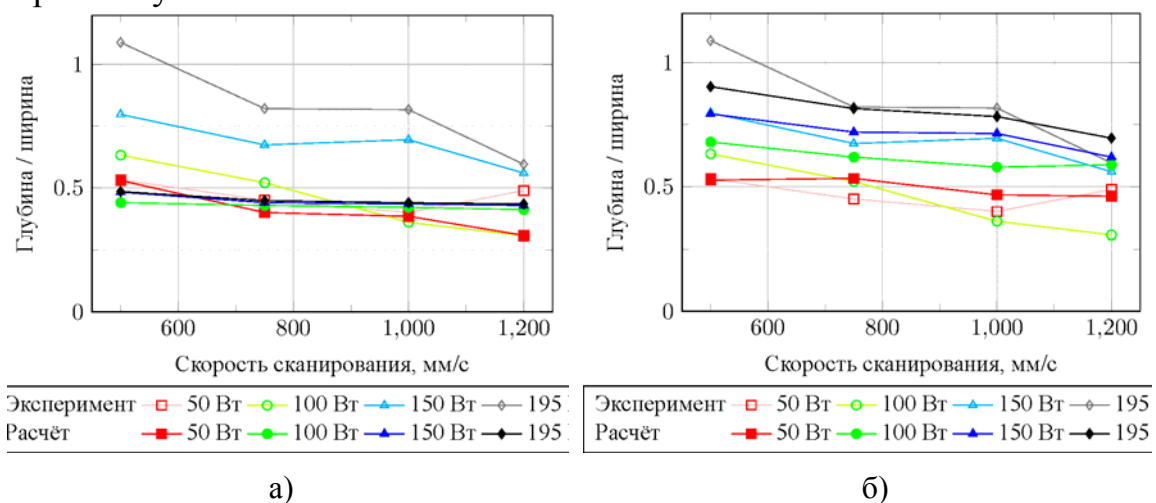
Из расчетных и экспериментальных графиков на рис.6 видно удовлетворительное соответствие значений ширины трека в рассматриваемых диапазонах параметров лазерного луча, но довольно значительное расхождение по глубине проплавления трека в области больших мощностей и малых скоростей. Это расхождение можно объяснить неучетом эффекта частичного испарения жидкого расплава при превышении температуры парообразования  $T_V$  и гидродинамической циркуляцией жидкости в ванне расплава (конвекция Марангони) [16]. Термомеханическая составляющая процесса в данной работе не учитывается, но эффект испарения может быть учтен. Для этого зависимости (4-5) для  $T(E)$  и  $k(E)$  были расширены на интервал, включающий фазовый переход жидкость-пар при температуре  $T_V$  в виде,

аналогичном уже учтенному фазовому переходу твердое тело-жидкость. При этом учитываются дополнительные энергозатраты на удельную теплоту парообразования  $L$  и вводятся дополнительные коэффициенты теплопроводности  $k_V$  и теплоемкости  $c_V$ .



**Рис.7.** Результаты расчетов ширины – а) и глубины – б) трека с учетом испарения с поверхности ванны расплава в сравнении с экспериментальными результатами [13].

Результаты расчетов геометрических параметров процесса СЛП с учетом испарения с поверхности ванны расплава при значениях  $L = 4$  МДж,  $k_V = 1200$  Вт/м °С,  $c_V = 1150$  Дж/кг/°С приведены на **рис.7**. Из графиков видно, что учет возможного испарения позволил сблизить результаты по глубине трека в области больших мощностей и малых скоростей движения лазерного луча.

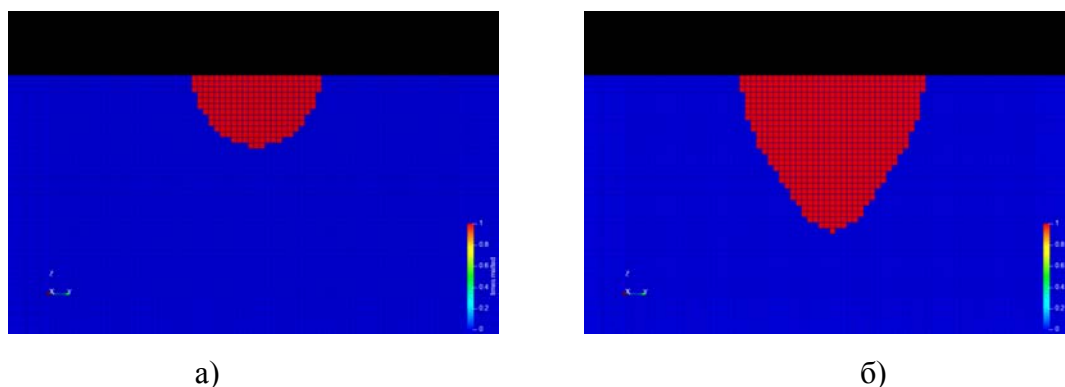


**Рис.8.** Сравнение результатов расчетов и экспериментальных данных [13] для безразмерного геометрического параметра без учета – а) и с учетом испарения – б) с поверхности ванны расплава.

Наиболее показательное сравнение результатов экспериментов и расчетов без учёта и с учётом испарения с поверхности ванны расплава для без-

размерного параметра отношения глубины к ширине трека, представленное на [рис.8](#). Учет испарения привел к хорошему совпадению в области повышенных мощностей. Однако при малых мощностях результаты хотя и сближаются, но сохраняют существенные различия из-за неучёта конвективных течений в расплаве [16].

На [рис.9](#) для наглядности изображены сечения треков с характерным нелинейным ростом глубины проплавления при замедлении скорости движения луча с 1200 мм/с до 500 мм/с при достаточно высокой его мощности 195 Вт.

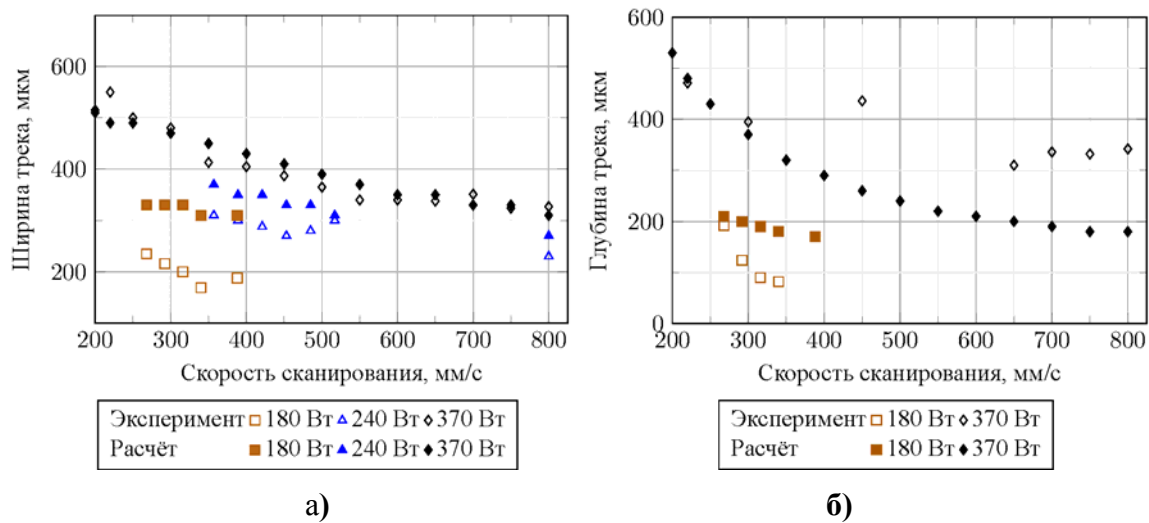


**Рис.9.** Форма сечения треков с учетом испарения при уменьшении скорости лазерного луча,  $q_0 = 195$  Вт,  $v = 1200$  мм/с – а),  $q_0 = 195$  Вт,  $v = 500$  мм/с – б).

На [рис.9-б](#) видно заострение и относительное углубление сечения следа, наблюдаемое в эксперименте и в расчете с учетом испарения. Вертикально вытянутая зона расплава влияет на процесс более глубокого проплавления подложки, приводя к риску формирования дополнительных дефектов типа «переплав».

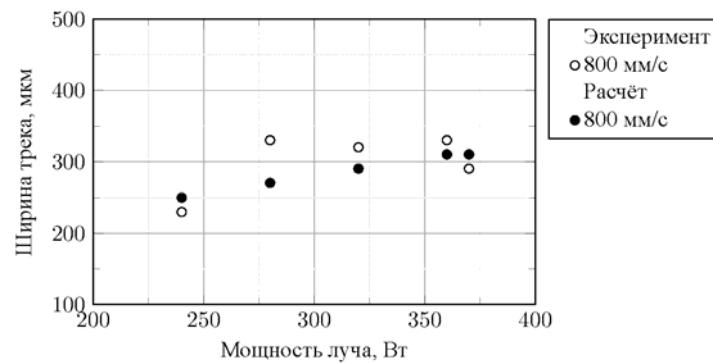
**4.2. Единичный трек, алюминиевый сплав AlSi10Mg.** Также были проведены расчеты единичного затвердевшего трека и ванны расплава при воздействии подвижного лазерного луча для алюминиевого сплава. Физические свойства трёх состояний, представленных в задаче и использованных при расчете – твёрдого сплава, порошка и расплава – представлены в Приложении 1.

С учетом опыта расчетов для титанового сплава сразу приведем результаты расчетов с учетом возможного испарения с поверхности ванны расплава, представленные на [рис.10](#) для ширины и глубины сечений сформировавшихся треков в зависимости от скорости сканирования лазерного луча в диапазоне 200–800 мм/с и для различных значений мощности из диапазона 180–370 Вт ([рис.10](#), закрашенные точки). Эти зависимости сравнивались с результатами экспериментов, проведенных авторами на установке для 3Д-печати M350 ([рис.11](#), полые точки).

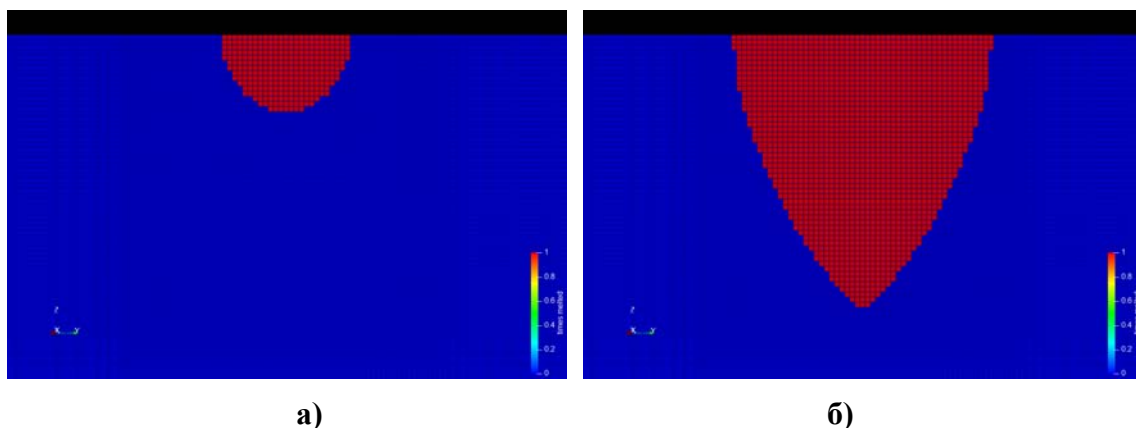


**Рис.10.** Результаты расчётов ширины – а) и глубины – б) трека с учетом испарения с поверхности ванны расплава в сравнении с экспериментальными результатами.

Как и в предыдущих расчетах результаты по ширине треков воспроизводятся лучше, чем по их глубине. Об этом также говорят результаты сравнения экспериментальных и расчетных значений ширины треков в зависимости от мощности луча при фиксированной скорости его движения, приведенные на рис.11.



**Рис.11.** Зависимость ширины трека от мощности лазерного луча.

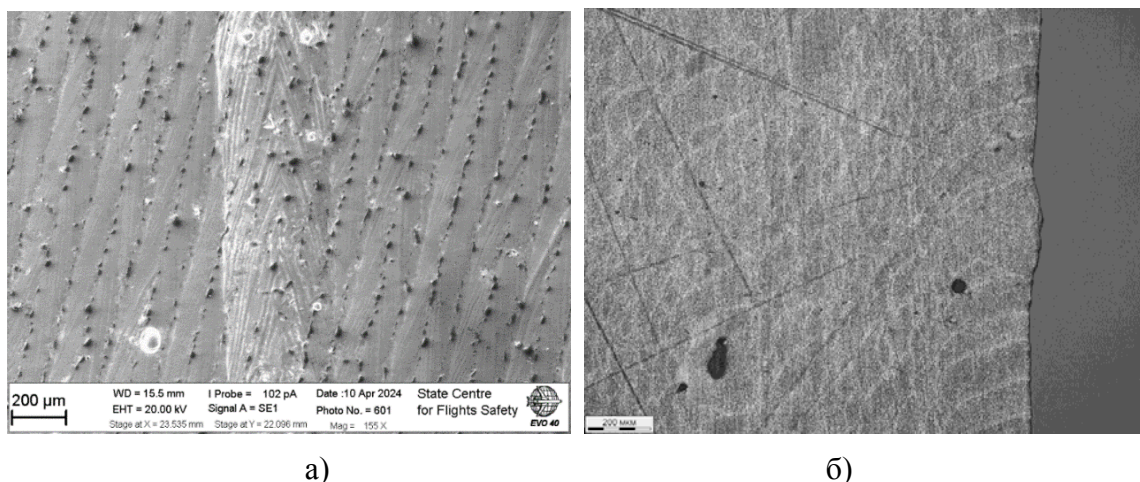


**Рис.12.** Форма сечения треков с учетом испарения при уменьшении мощности лазерного луча,  $q_0 = 100$  Вт,  $v = 200$  мм/с – а),  $q_0 = 370$  Вт,  $v = 200$  мм/с – б).



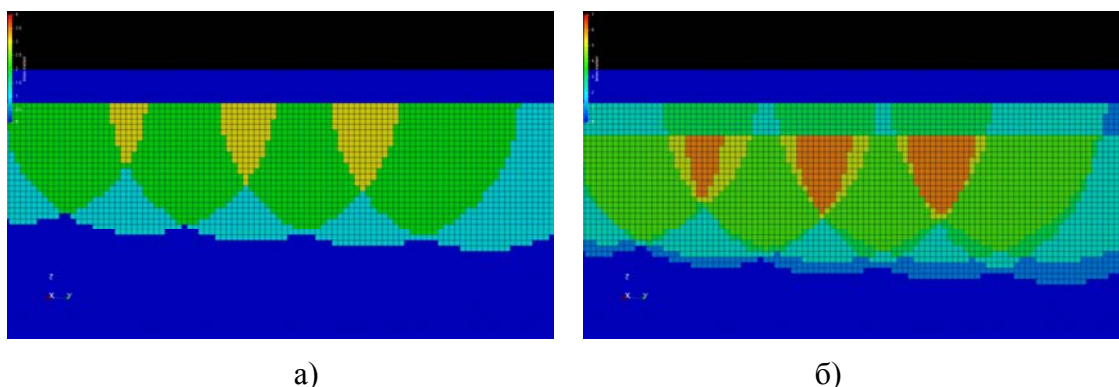
На **рис.12** дополнительно изображены сечения треков с характерным нелинейным ростом глубины проплавления при увеличении мощности луча со 180 Вт до 370 Вт при фиксированной скорости 450 мм/с. На рис.12-б также видно заострение и относительное углубление сечения следа, наблюдаемое в эксперименте и в расчете с учетом испарения.

**4.3. Формирование многослойной структуры СЛП материала, алюминиевый сплав.** Для представления о наблюдаемой микроскопической структуре напечатанного материала приведем полученные снимки поверхности (выделенный трек, рис.13-а) и среза сечения (система перекрывающихся треков, рис.13-б), полученные с помощью электронного и оптического микроскопов при различных сочетаниях мощности скорости движения лазерного луча.



**Рис.13.** Наблюдаемая в электронный микроскоп структура напечатанного алюминиевого сплава, а) - вид сверху,  $q_0 = 370$  Вт,  $v = 650$  мм/с, электронный микроскоп, б) - сечение приповерхностного слоя,  $q_0 = 370$  Вт,  $v = 450$  мм/с, оптический микроскоп.

Результаты численных расчетов многократного и многослойного прохождения лазерного луча, дающие представление о структуре формирующейся системы дефектов при перекрывающихся треках, показаны на рис.14.

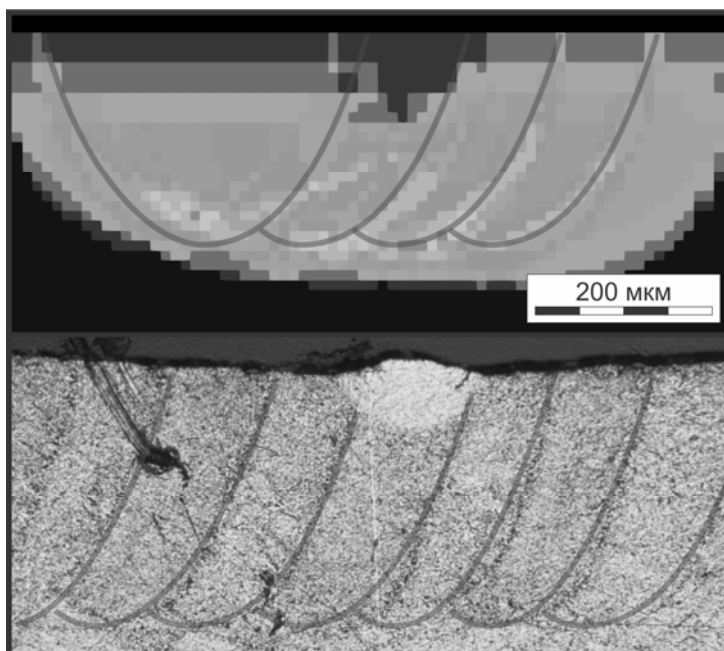


**Рис.14.** Зоны переплавок (синий цвет – 0 переходов, жёлтый – 3 перехода, оранжевый – 4 перехода) для трехслойной печати – а), четырехслойной печати – б).



Для трехслойной (рис.14-а) и четырехслойной (рис.14-б) печати разным цветом показаны области с многократным переходом из жидкого в твердое состояние (переплавы, синий цвет – 0 переходов, жёлтый – 3 перехода, оранжевый – 4 перехода).

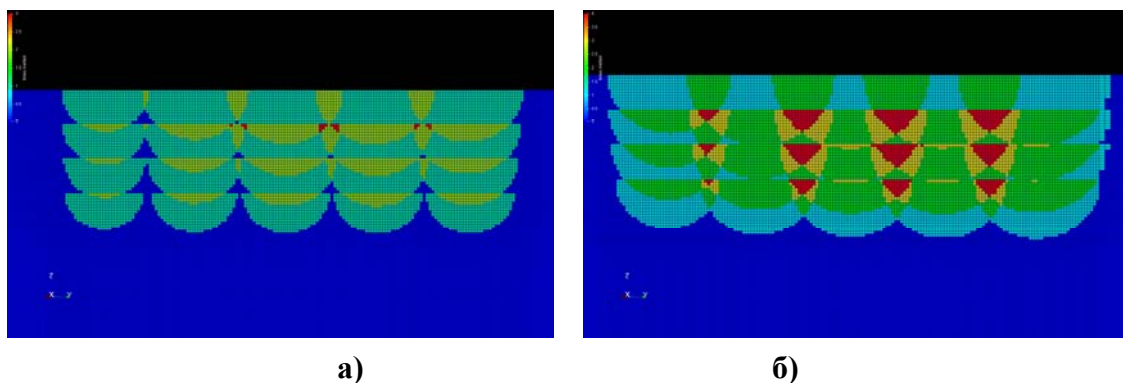
Было проведено прямое численное моделирование процесса создания подложки в алюминиевом порошке и сравнение с реально напечатанной подложкой (рис.15). Для создания подложки использовалось селективное лазерное плавление со следующими параметрами процесса: диаметр пятна 80 мкм, мощность 320 Вт, скорость сканирования 1500 мм/с, шаг луча 105 мкм. Можно сказать, что геометрическая структура перекрывающихся треков воспроизводится достаточно хорошо.



**Рис.15.** Геометрическая структура перекрывающихся треков. Верхняя часть – расчет, нижняя часть – эксперимент, оптический микроскоп.

**4.4. Результаты расчёта множественного недоплава и переплава, титановый сплав.** Аналогичные расчеты для определения структуры дефектов различного типа были проведены для титанового сплава.

На рис.16-а показана смешанная структура дефектов, возникающая при определенных параметрах процесса СЛП,  $q_0 = 50$  Вт,  $v = 1000$  мм/с. В начале процесса видны недоплавы (дефекты в виде пор, синий цвет), которые постепенно уходят при многократном многослойном прохождении лазерного луча и трансформируются в периодическую структуру неоднородностей (переплавы, жёлтый и оранжевый цвет). На рис.16-б при параметрах  $q_0=50$  Вт,  $v = 500$  мм/с, с уменьшением скорости движения луча, видны множественные переплавы (желтый и оранжевый цвет), недоплавы (поры) отсутствуют.



**Рис.16.** Результаты расчета структуры дефектов для титанового сплава, а) –  $q_0 = 50$  Вт,  $v = 1000$  мм/с, недоплавы, б) –  $q_0 = 50$  Вт,  $v = 500$  мм/с, множественные переплавы, недоплавы отсутствуют.

Таким образом, послойное переплавление перекрывающихся треков создает регулярную, квазипериодическую неоднородную структуру с характерными размерами, по порядку величины совпадающую с поперечными размерами треков, т.е. 100-500 мкм в зависимости от параметров процесса СЛП. Размеры дефектов при этом составляют 30-40 мкм. Эти данные могут послужить материалом для дальнейшей оценки наблюдаемого эффекта падения усталостной прочности СЛП образцов с помощью модели циклической повреждаемости при длительных высокочастотных испытаниях [19,20,23].

### Заключение

На основе энтальпийной формулировки трехмерной нестационарной нелинейной задачи теплопроводности для трехфазной системы проведено математическое моделирование процесса селективного лазерного плавления порошков титановых и алюминиевых сплавов для построения металлических изделий.

Численно решена задача формирования ванны расплава и затвердевшего трека в порошковом слое на подложке под действием подвижного лазерного луча.

Определены параметры геометрии единичного трека, а также однослойной и многослойной систем перекрывающихся треков в зависимости от мощности и скорости лазерного луча, что позволило оценить структуру и типы дефектов, возникающих при послойной СЛП печати образца. Результаты этих расчетов были сопоставлены с данными экспериментов для титанового и алюминиевого сплава.

Показано, что первоначальное расхождение численных и экспериментальных результатов по глубине единичного трека при достаточно большой мощности луча можно существенно уменьшить, введя в рассмотрение процесс испарения с поверхности жидкой ванны расплава и учтя соответствующие энергетические затраты.

Исследована геометрическая структура и типы дефектов множественного послойного СЛП построения сплавов в зависимости от параметров процесса.

Полученные результаты о структуре СЛП образцов и системах возникающих дефектов позволят оценить падение усталостной прочности при длительном высокочастотном нагружении с использованием модели циклической повреждаемости.

## Приложение 1

**Таблица 1.** Характеристики Ti-6Al-4V и AlSi10Mg [26, 27].

Характеристика			Величина	
Название	Обозначение	Размерность	Ti-6Al-4V	AlSi10Mg
Плотность твёрдой фазы	$\rho_S$	кг/м <sup>3</sup>	4400	2670
Насыпная плотность порошка	$\rho_P$	кг/м <sup>3</sup>	3750	2100
Плотность жидкой фазы	$\rho_L$	кг/м <sup>3</sup>	3900	2460
Температура плавления	$T_m$	°K	1920	870
Температура испарения	$T_V$	°K	3530	2600
Удельная теплота плавления	$\lambda$	кДж/кг	286	440
Удельная теплота парообразования	$L$	МДж/кг	4.0	8.0
Теплопроводность твёрдой фазы, $T=300^\circ\text{K}$	$k_S$	Вт/м °K	3.9	148.3
Теплопроводность твёрдой фазы, $T=T_m$	$k_S$	Вт/м °K	28.1	136.5
Теплопроводность жидкой фазы, $T=T_m$	$k_L$	Вт/м °K	28.6	77.4
Теплопроводность жидкой фазы, $T=T_V$	$k_L$	Вт/м °K	57.7	118.0
Теплопроводность газа, $T=T_V$	$k_V$	Вт/м °K	60.0	120.0
Теплопроводность порошка	$k_P$	—	0.95	0.90
Теплоёмкость твёрдой фазы	$C_S$	Дж/кг/°K	760	990
Теплоёмкость порошка	$C_P$	Дж/кг/°K	760	990
Теплоёмкость жидкой фазы	$C_L$	Дж/кг/°K	1150	1470
Коэффициент теплопередачи металл-воздух	$\beta$	Вт/м <sup>2</sup> /°K	10-100	10-100

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *И.В. Шिशковский*. Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий. – М.: Физматлит. 2009, 424с.  
*I.V. Shishkovskii*. Lazernyi sintez funktsionalnykh mezostruktur i obieemnykh izdelii. – М.: Fizmatlit. 2009, 424s.
2. *G.G. Gladush and I. Smurov*. Physics of Laser Materials Processing. - Berlin Heidelberg: Springer-Verlag. 2011. 534p.
3. *Г.А. Гордеев, М.Д. Кривилев, В.Е. Анкудинов*. Компьютерное моделирование селективного лазерного плавления высокодисперсных металлических порошков // Вычислительная механика сплошных сред. 2017, т.10, № 3, с.293-312.  
*G.A. Gordeev, M.D. Krivilev, V.E. Ankudinov*. Kompiuternoe modelirovanie selektivnogo lazernogo plavleniia vysokodispersnykh metallicheskiykh poroshkov // Vychislitelnaia mekhanika sploshnykh sred. 2017, t.10, № 3, s.293-312.
4. *А.Г. Князева* Моделирование физических и химических явлений в процессах обработки поверхностей материалов высокоэнергетическими источниками// Математическое моделирование систем и процессов. 2009, № 17, с.66-84.  
*A.G. Kniazeva*. Modelirovanie fizicheskikh i khimicheskikh iavlenii v protsessakh obrabotki poverkhnostei materialov vysokoenergeticheskimi istochnikami// Matematicheskoe modelirovanie sistem i protsessov. 2009, № 17, s.66-84.
5. *А.В. Агаповичев, А.В. Сотов, В.Г. Смелов*. Математическое моделирование процесса селективного лазерного сплавления порошка титанового сплава ВТ6// Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2020, т.19, № 2, с.53-62.  
*A.V. Agapovichev, A.V. Sotov, V.G. Smelov*. Matematicheskoe modelirovanie protsessa selektivnogo lazernogo splavleniia poroshka titanovogo splava VT6// Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie. 2020, t.19, № 2, s.53-62.
6. *F.Kh. Mirzade, V.G. Niziev, V.Ya. Panchenko et al*. Kinetic approach in numerical modeling of melting and crystallization at laser cladding with powder injection // Physica B: Condensed Matter. 2013, v.423, p.69–76.
7. *А.А. Самарский, П.Н. Вабищевич*. Вычислительная теплопередача. – М.: Едиториал УРСС, 2009, 782с.  
*A.A. Samarskii, P.N. Vabishchevich*. Vychislitelnaia teploperedacha. – М.: Editorial URSS, 2009, 782s
8. *R.E. White*. An enthalpy formulation of the Stephan problem // SIAM J. Num. Anal. 1982, v.19, No. 6, p.1129—1157.
9. *V. Vasil'ev, M. Vasilyeva*. An Accurate Approximation of the Two-Phase Stefan Problem with Coefficient Smoothing // Mathematics. 2020, 8, p.1924.
10. *V.I. Golubev, M.V. Muratov, E.K. Guseva, D.S. Konov, I.B. Petrov*. Thermodynamic and Mechanical Problems of Ice Formations: Numerical Simulation Results // Lobachevskii Journal of Mathematics. 2022, v.43, No. 4, p.970–979.
11. *J. Goldak, A. Chakravarti, M. Bibby*. A new finite element model for welding heat sources // Metallurgical Transactions B. 1984, v.15, No 2, p.299-305.
12. *И.Б. Петров*. Вычислительная математика для физиков. – М.: Физматлит. 2021, 376с.

- I.B. Petrov. Vychislitelnaia matematika dlia fizikov. – M.: Fizmatlit. 2021, 376s.*
13. *J.J.S. Dilip, S. Zhang, C. Teng, K. Zeng, C. Robinson, D. Pal, B. Stucker.* Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting // *Progress in Additive Manufacturing.* 2017, v.2, No 3, p.157-167.
  14. *H. Ali, L. Ma, H. Ghadbeigi, K. Mumtaz.* In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V// *Materials Science & Engineering A.* 2017, v.695, p.211–220.
  15. *C. Kumar, M. Das, P. Biswas.* A 3-D Finite Element Analysis of Transient Temperature Profile of Laser Welded Ti-6Al-4V Alloy // *Lasers Based Manufacturing, Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering.* S.N. Joshi and U.S. Dixit (eds.). Springer India. 2015.
  16. *S.A. Khairallah, A.T. Anderson et al.* Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // *Acta Materialia.* 2016, v.108, p.36-45.
  17. *H. Liu, H. Yu, C. Guo et al.* Review on Fatigue of Additive Manufactured Metallic Alloys: Microstructure, Performance, Enhancement, and Assessment Methods // *Adv. Mater.* 2023. 2306570
  18. *A.V. Babaytsev, A.A. Orekhov, L.N. Rabinskiy.* Properties and microstructure of AlSi10Mg samples obtained by selective laser melting // *Nanosci. Techn.* 2020, v.11, p.213–222.
  19. *A. Babaytsev, A. Nikitin, A. Ripetskiy.* VHCF of the 3D-Printed Aluminum Alloy AlSi10Mg // *Inventions.* 2023, v.8. p.33.
  20. *А.Д. Никитин, Б.А. Стратула.* Моделирование циклической повреждаемости и усталостной прочности при высокочастотном нагружении 3Д-напечатанных образцов из алюминиевого сплава // *Математическое моделирование и численные методы.* 2024, № 1, с.18–37.  
*A.D. Nikitin, B.A. Stratula.* Modelirovanie tsiklicheskoï povrezhdaemosti i ustalostnoi prochnosti pri vysokochastotnom nagruzhenii 3D-napechatannykh obraztsov iz aliuminievoï сплава // *Matematicheskoe modelirovanie i chislennyye metody.* 2024, № 1, s.18–37.
  21. *А.А. Шанявский, А.Д. Никитин, А.П. Солдатенков.* Сверхмногоцикловая усталость металлов. – М.: Физматлит, 2022, 496с.  
*A.A. Shaniavskii, A.D. Nikitin, A.P. Soldatenkov.* Sverkhmnogotsiklovaia ustalost metallo. – М.: Fizmatlit, 2022, 496s.
  22. *И.С. Никитин, Н.Г. Бураго, А.Д. Никитин.* Повреждаемость и усталостное разрушение элементов конструкций в различных режимах циклического нагружения // *Прикладная математика и Механика.* 2022, т.86, № 2, с.276-290.  
*I.S. Nikitin, N.G. Burago, A.D. Nikitin.* Povrezhdaemost i ustalostnoe razrushenie elementov konstruktssii v razlichnykh rezhimakh tsiklicheskogo nagruzheniia // *Prikladnaia matematika i Mekhanika.* 2022, t.86, № 2, s.276-290.
  23. *Н.Г. Бураго, И.С. Никитин, А.Д. Никитин, Б.А. Стратула.* Численное моделирование усталостного разрушения на основе нелокальной теории циклической повреждаемости // *Математическое моделирование.* 2024, т.36, №. 3, с.3-19.  
*N.G. Burago, I.S. Nikitin, A.D. Nikitin, B.A. Stratula.* Chislennoe modelirovanie ustalostnogo razrusheniia na osnove nelokalnoi teorii tsiklicheskoï povrezhdaemosti // *Matematicheskoe modelirovanie.* 2024, t.36, №. 3, s.3-19.

24. *В.М. Ковеня, Д.В. Чирков.* Метод конечных разностей и конечных объемов для решения задач математической физики. – Новосибирск: Изд-во НГУ, 2013, 86с.  
*V.M. Kovenia, D.V. Chirkov.* Metod konechnykh raznostei i konechnykh obieemov dlia resheniia zadach matematicheskoi fiziki. – Novosibirsk: Izd-vo NGU, 2013, 86s.
25. *С.П. Патанкар.* Численное решение задач теплопроводности и конвективного теплообмена при течении в каналах. – М.: Изд-во МЭИ, 2003, 312  
*S.P. Patankar.* Chislennoe reshenie zadach teploprovodnosti i konvektivnogo teploobmena pri techenii v kanalakh. – M.: Izd-vo MEI, 2003, 312
26. *Boivineau, M., Cagran, C., Doytier, D. et al.* Thermophysical Properties of Solid and Liquid Ti-6Al-4V (TA6V) Alloy // Int J Thermophys. 2006, v.27, p.507–529.
27. *Sheng Luo, Hongze Wang, Zhenyang Gao, Yi Wu, Haowei Wang.* Interaction between high-velocity gas and liquid in gas atomization revealed by a new coupled simulation model // Materials and Design. 2021, v.212, 5, p.110264.

Поступила в редакцию 04.07.2024

После доработки 04.09.2024

Принята к публикации 09.09.2024