

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 536.42

ПОДХОДЫ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ПРЕДЕЛЬНОЙ СКОРОСТИ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

© 2024 г. В. Н. Чувильдеев^а, А. В. Семеньева^а*, С. В. Шотин^а, М. Ю. Грязнов^а

^аНижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
пр-т Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

*e-mail: semenycheva@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 09.04.2024 г.

После доработки 15.05.2024 г.

Принята к публикации 28.05.2024 г.

Проведена качественная оценка максимальной скорости обработки металлического порошкового материала, обеспечивающей получение изделия с высокой плотностью, при послойном лазерном сплавлении. Величина максимальной скорости определяется характерными значениями времени протекания основных физических процессов, обеспечивающих формирование сплошного материала при послойном лазерном сплавлении: нагрева, прогрева, расплавления, растекания.

Ключевые слова: послойное лазерное сплавление, растекание, скорость послойного лазерного сплавления, конвекция Марангони, титановый сплав Ti6Al4V, нержавеющая аустенитная сталь 316L, никелевый сплав Inconel 718, нелегированный титан Ti Grade 2, алюминиевый сплав AlSi10Mg

DOI: 10.31857/S0015323024090029, **EDN:** KFKOBR

1. ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии являются перспективным методом производства изделий со сложной внутренней геометрией в том числе из труднообрабатываемых материалов для аэрокосмической, автомобильной и химической промышленности, а также биомедицины [1–3]. Одной из наиболее распространенных технологий, которая позволяет создавать изделия с высокими физико-механическими свойствами в сочетании с высокой точностью соответствия готового изделия первоначальной 3D-модели, является технология послойного лазерного сплавления (ПЛС) [2, 4–6]. В настоящее время проводятся многочисленные исследования по оптимизации процесса изготовления изделий из различных материалов методом ПЛС [7–9]. Необходимо отметить, что большинство этих исследований основано на экспериментальном подборе параметров сплавления для конкретного материала с целью максимизации определенных механических или эксплуатационных свойств [10–12]. Теоретические модели процесса ПЛС в настоящее время разработаны еще недостаточно. Они, как правило, являются полуэмпирическими и создаются для каждого материала и каждой группы

экспериментов [13–15]. Это связано с высокой сложностью физических процессов, возникающих при ПЛС, и их существенным взаимным влиянием. В настоящей работе рассматривается лишь один из аспектов сложной задачи построения теории послойного лазерного сплавления – определение предельной скорости ПЛС.

Для того чтобы оценить максимальную скорость формирования высокоплотного материала методом послойного лазерного сплавления необходимо рассмотреть основные процессы, протекающие в слое порошка, обрабатываемого лазером, и определить характерные времена процессов, обеспечивающих создание элементарного объема сплошного материала, обладающего высокими физико-механическими свойствами. Эти процессы достаточно хорошо известны.

Во-первых, это процессы, влияющие на нагрев материала, протекающие, главным образом, на поверхности обрабатываемого лазером слоя порошка: поглощение и отражение лазерного излучения. Процессы поглощения и отражения существенно зависят от термодинамических свойств обрабатываемого материала, а также от геометрических параметров порошкового слоя – его насыпной плотности, глубины и

т.д. Важно учитывать, что в случае длительного процесса существенное влияние на характер и степень поглощения энергии оказывает испарение, так как при определенных режимах над поверхностью образуется облако пара, способного интенсивно поглощать энергию лазера [16, 17]. Хорошо известно также, что характер протекания указанных процессов зависит от длины волны лазера и особенностей геометрии (профиля) лазерного пятна [13, 18].

Во-вторых, это процессы, обеспечивающие прогрев элементарного объема материала: теплопередача за счет теплопроводности и, после частичного расплавления, теплопередача за счет конвекции.

В-третьих, это процесс расплавления элементарного объема материала, обеспечивающий превращение порошкового слоя в сплошной материал получаемого изделия. Здесь важным фактором является температура исходного порошка, зависящая от стратегии сканирования и температуры “подложки” (здесь и далее под “подложкой” будем понимать сплошной материал, на котором находится очередной слой порошка: в случае первого слоя — это платформа построения, в остальных — это предыдущий сплавленный слой.)

В-четвертых, это процесс растекания капель расплава по подложке. Необходимо учесть, что при этом происходит усадка поверхности. При описании растекания необходимо учесть процесс смачивания расплавом поверхности “подложки” и поверхности частиц порошка, находящихся вне зоны воздействия лазера. (В некоторых материалах (например, в алюминии) расплав не смачивает свой оксид [19], и это накладывает дополнительные требования к режиму нагрева.)

В-пятых, это процесс кристаллизации. Важно отметить, что процесс кристаллизации элементарного объема ($\sim 10^{-3}$ мм³) в условиях ПЛС происходит с весьма высокой скоростью, так как скорость охлаждения составляет $\sim 10^5$ К/с — 10^6 К/с [20, 21], что практически недостижимо в условиях традиционного литья. Управление скоростью кристаллизации за счет выбора стратегии сканирования позволяет создавать особые (отличающиеся от обычных литых) структуры в ПЛС-материалах и обеспечивать их высокие физико-механические свойства. Высокие скорости охлаждения, реализующиеся в процессе ПЛС, могут приводить к возникновению высоких внутренних напряжений, образованию “горячих” трещин и т.д.

В-шестых, это процессы, обеспечивающие при кристаллизации формирование мелкозер-

нистой структуры, необходимой для обеспечения высоких механических свойств в сплавленном материале. В материалах с мартенситными превращениями (в титане, в сталях) процессы, формирующие структуру, контролируются кинетикой этих превращений, которую можно изменять путем управления скоростью охлаждения, которая, в свою очередь, зависит от стратегии сканирования [14, 20], а также процессами конвективного движения потоков расплавленного материала. В материалах, не претерпевающих фазовых переходов, процессы конвективного движения оказывают определяющее влияние на формирование структур.

И, наконец, еще одна группа процессов, недостаточная в настоящее время исследованная в условиях ПЛС — возникающие в сплавах процессы, контролируемые диффузией атомов легирующих элементов. Это процессы зернограничной и межфазной сегрегации при затвердевании и охлаждении. Зернограничная сегрегация оказывает существенное влияние на свойства, контролируемые поведением границ зерен и фаз в материале изделия: процессы усталостного разрушения, ползучести, коррозии и т.д.

Важно отметить, что величина минимального времени обработки элементарного объема практически полностью определяется первыми четырьмя процессами: нагревом, прогревом, расплавлением и растеканием. Другие три в большей степени зависят от стратегии сканирования, определяющей время охлаждения, и происходят, главным образом, после смещения луча лазера из нагретой им области. В связи с этим далее кратко проанализированы первые четыре процесса.

Цель работы — создание подходов к оценке предельной скорости процесса послойного лазерного сплавления, обеспечивающей получение материала с высокой плотностью, и анализ факторов, определяющих эту величину.

2. СКОРОСТЬ СПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТАРНОГО ОБЪЕМА

Представим элементарный объем, сплавляемый в процессе ПЛС, в виде половины эллипсоида, который имеет по вертикальной оси высоту z и в плоскости слоя имеет форму круга с диаметром d , тогда

$$V_0 = \frac{1}{2} \cdot \frac{4}{3} \pi z \frac{d^2}{4}. \quad (1)$$

Для того чтобы в процессе ПЛС изделие “выросло” на указанный элементарный объем, необходимо обеспечить “превращение” нахо-

дящегося в этом объеме порошка в сплошной материал путем его расплавления и кристаллизации.

Величину скорости сплавления элементарного объема при ПЛС-процессе S_V^{AT} можно представить в виде:

$$S_V^{AT} = \frac{V_0}{t_A}, \quad (2)$$

где t_A — минимальное время обработки области объемом V_0 , достаточное для формирования сплошного материала.

Для расчета необходимого времени t_A требуется оценить времена всех четырех указанных выше физических процессов, протекающих при ПЛС: нагрев, прогрев, расплавление, растекание. Каждый из этих процессов осуществляется за характерное время. Если бы процессы протекали последовательно, время t_A можно было бы вычислить как сумму их характерных времен. Однако процессы нагрева, прогрева, и расплавления протекают во многом параллельно, поэтому будем оценивать не отдельные времена, а общее время их протекания. Процесс растекания может начаться только после частичного расплавления объема, поэтому в первом приближении мы можем оценить это время отдельно. Перейдем к оценке характерных времен основных процессов.

3. ВРЕМЯ НАГРЕВА, ПРОГРЕВА И РАСПЛАВЛЕНИЯ

Время, позволяющее полностью реализовать процессы нагрева, прогрева и расплавления, должно отвечать двум основным критериям. Первый (энергетический) критерий состоит в следующем: необходимо, чтобы время, на протяжении которого нагревается элементарный объем, было достаточным, чтобы получить энергию, необходимую для полного его расплавления (t_e). Второй критерий — кинетический: необходимо, чтобы время, в течение которого осуществляется лазерный нагрев элементарного объема V_0 , соответствовало времени распространения тепла в указанном объеме (t_l).

3.1. Энергетический критерий (время t_e)

Для того чтобы расплавить элементарный объем V_0 , необходимо нагреть материал в этом объеме до температуры $(T_m + \Delta T)$. Для этого (без учета теплоотвода) необходимо подвести энергию E_0 :

$$E_0 = V_0 \left[C_P^S \rho^S (T_m - T_0) + L \rho^S \right] + V_0 \left[C_P^L \rho^L ((T_m + \Delta T) - T_m) \right]. \quad (3)$$

Первое слагаемое описывает энергию, необходимую для нагрева твердого материала, имеющего теплоемкость C_P^S и плотность ρ^S , от исходной температуры T_0 (температуры нагрева подложки) до температуры плавления T_m . Второе слагаемое описывает дополнительную энергию, необходимую для плавления (L — латентная теплота плавления). Третье слагаемое описывает энергию, необходимую для нагрева расплава до температуры $(T_m + \Delta T)$, здесь C_P^L , ρ^L — теплоемкость и плотность расплава, соответственно. Экспериментально установлено [22, 23], что при эффективных режимах ПЛС температура в бассейне расплава всегда выше температуры плавления и может возрастать до температуры испарения (T_{vap}), поэтому максимальную величину ΔT будем рассчитывать по формуле:

$$\Delta T = T_{\text{vap}} - T_m. \quad (4)$$

При мощности лазера W можно записать очевидное выражение:

$$\phi W t_e = V_0 B, \quad (5)$$

где

$$B = C_P \rho^S (T_m - T_0) + L \rho^S + (C_P^L \rho^L \cdot T). \quad (6)$$

Здесь ϕ — коэффициент поглощения лазерного излучения материалом. Эта величина зависит от термодинамических свойств поверхности нагреваемого материала, длины волны лазера и др. [24]. Значение ϕ для сплава Ti6Al4V обычно принимается равным 0.40 [25, 26].

Таким образом время t_e , очевидно, определяется из равенства

$$t_e = (BV_0)/(\phi W). \quad (7)$$

При характерных значениях параметров, указанных в табл. 1, величина t_e составляет $\sim 10^{-5}$ с. Здесь и далее в тексте расчеты будут проводиться для сплава Ti6Al4V. В табл. 1 приведены физические и термодинамические параметры материала, в табл. 2 — параметры технологического режима, обеспечивающего получение материала с плотностью выше 99.7%, для указанного сплава, а также для некоторых других материалов, используемых для создания изделий методом ПЛС.

3.2. Кинетический критерий (t_l)

Перейдем теперь к вычислению времени, необходимого для распространения тепла на глубину z , обеспечивающего прогрев элементарного объема от начальной температуры T_0 до температуры $(T_m + \Delta T)$.

Для вычисления t_l необходимо определить механизм передачи тепла с поверхности в глубинную порошкового материала в условиях лазерного

Таблица 1. Физические и термодинамические параметры материалов, используемых при создании изделий методом ПЛС

Соединение	Материал					
	Обозначение	Ti6Al4V	316L	Inconel 718	Ti Grade 2	AlSi10Mg
Температура плавления (ликвидуса), °C	T_m	1650 [25, 27]	1447 [33]	1350 [39]	1660 [43]	597 [11]
Температура испарения, °C	T_{vap}	3287 [27]	2740 [33]	2917 [9]	3287 [44]	2470 [12]
Плотность (твердой фазы при $T=0.5T_m$), кг/м ³	ρ^S	4309 [28]	7500 [29]	7700 [28]	4260 [45]	2630 [50]
Плотность (жидкой фазы), кг/м ³	ρ^L	3750 [15]	6490 [29]	6600 [28]	3950 [28]	2350 [50]
Удельная теплоемкость (твердой фазы при $T=0.5T_m$), Дж/(кг·K)	C_P^S	700 [28]	433 [33]	650 [28]	636 [46]	1100 [51]
Удельная теплоемкость (жидкой фазы), Дж/(кг·K)	C_P^L	831 [25]	734 [33]	720 [28]	912 [46]	1060 [51]
Латентная теплота плавления, Дж/кг	L	$286 \cdot 10^3$ [25, 29]	$260 \cdot 10^3$ [29]	$295 \cdot 10^3$ [40]	$419 \cdot 10^3$ [47]	$423 \cdot 10^3$ [28]
Коэффициент поглощения (длина волны 1 мкм)	φ	0.40 [25, 26]	0.40 [8]	0.55 [41]	0.77 [48]	0.18 [52]
Температурный градиент поверхностного натяжения, Н/(м·K)	$\partial \sigma / \partial T$	$-0.28 \cdot 10^{-3}$ [30]	$-0.49 \cdot 10^{-3}$ [34]	$-0.37 \cdot 10^{-3}$ [28]	$-0.26 \cdot 10^{-3}$ [34]	$-0.30 \cdot 10^{-3}$ [53]
Температуропроводность (твердой фазы при $T=0.5T_m$), м ² /с	α	$7.65 \cdot 10^{-6}$ [28]	$3.8 \cdot 10^{-6}$ [35]	$5.6 \cdot 10^{-6}$ [28]	$9.1 \cdot 10^{-6}$ [45]	$62.0 \cdot 10^{-6}$ [54]
Динамическая вязкость, кг/(м·с)	μ	$2.36 \cdot 10^{-3}$ [25]	$3.00 \cdot 10^{-3}$ [36]	$5.31 \cdot 10^{-3}$ [29]	$1.20 \cdot 10^{-3}$ [49]	$0.79 \cdot 10^{-3}$ [11]
Теплопроводность (твердой фазы при $T=0.9T_m$), Вт/(м·K)	λ	23 [28]	30 [37]	29.3 [29]	31 [28]	217 [51]
Поверхностное натяжение на границе твердое тело – газ, Н/м	σ^S	2.10* (Ti) [31]	2.48 [38]	2.45* (Ni) [31]	2.10 [31]	1.16* (Al) [31]
Поверхностное натяжение на границе жидкость – газ, Н/м	σ^L	1.50 [32]	1.74 [38]	1.73 [42]	1.65 [34]	0.90 [55]

* В том случае, если не удалось найти достоверные значения, в качестве значения поверхностной энергии сплавов были использованы значения, соответствующие основному компоненту (указан в скобках).

Таблица 2. Параметры режимов сплавления, обеспечивающие получение высокоплотного материала, и достигнутые значения плотности

Параметры технологического режима	Обозначение	Ti6Al4V [10]	316L [56]	Inconel 718 [57]	Ti Grade 2 [58]	AlSi10Mg [12]
Мощность лазера, Вт	W	100	250	195	165	350
Скорость сканирования, мм/с	v	500	600	1200	138	1650
Толщина слоя, мкм	$z / 2$	30	40	20	100	30
Диаметр пятна лазера, мкм	d	100	100	90	100	120
Относительная плотность, %		≥99.7	99.9	99.95	99.6	99.7

нагрева. В характерных для ПЛС условиях возможно возникновение двух механизмов передачи тепла – теплопередачи за счет теплопроводности и, после начала расплавления, – за счет конвекции. Для оценки роли каждого из этих механизмов обычно применяется критерий, связанный с величиной числа Нуссельта [59].

Число Нуссельта представляет собой отношение полного теплового потока к части теплового потока, обусловленного только теплопроводностью в слое толщиной z , и определяется как [60]

$$\text{Nu} = \frac{kz}{\lambda}, \quad (8)$$

где k — коэффициент теплоотдачи, λ — коэффициент теплопроводности. Если перенос тепла осуществляется только за счет теплопроводности, то $Nu=1$. Если же тепло переносится также путем конвекции, то $Nu>1$.

Точное определение величины числа Нуссельта для ПЛС процессов представляет собой сложную задачу. Это значение, как известно [15, 59], существенно зависит от характера конвекционного потока — является ли он ламинарным или турбулентным, а также от геометрических параметров бассейна расплава. Принято считать, что число Nu может быть выражено как некоторая функция, зависящая от чисел Прандтля и Релея (в случае свободной конвекции) или Прандтля и Рейнольдса (в случае вынужденной конвекции) [15]. Эта функция должна быть определена отдельно для каждого конкретного случая. В ряде работ приведены результаты, полученные путем численного моделирования, где число Нуссельта выражено через число Релея [15] и число Марангони [60]. При характерных значениях параметров сплава Ti6Al4V (табл. 1) при использовании различных режимов ПЛС значение Nu лежит в интервале 0.2–17. Это означает, что при оценке t_t , кроме времени распространения тепла за счет теплопроводности t_t^c , следует учитывать время конвективного переноса тепла t_t^k , который, однако, может развиваться только в расплаве. Т. е. он может начаться лишь после того, как некоторый слой z_0 будет расплавлен путем прогрева за счет теплопроводности за время $t_{z_0}^c$.

Таким образом, характерное время распространения тепла на глубину z в первом приближении может быть определено следующим образом:

$$t_t = t_{z_0}^c + \frac{t_t^k \cdot t_t^c}{t_t^k + t_t^c}. \quad (9)$$

3.2.1. Расчет времени теплопереноса за счет теплопроводности (t_t^c)

Величину t_t^c можно оценить по формуле

$$t_t^c = F \frac{z^2}{\alpha}, \quad (10)$$

где F — коэффициент Фурье (принимается равным 1 в соответствии с [61]), α — коэффициент температуропроводности. Принято читать, что плотный материал можно получить, если лазер проплавляет слой порошка и предыдущий сплавленный слой на глубину, равную как минимум толщине слоя порошка [10]. Поэтому величина z принимается равной двум толщинам слоя порошка. При характерных значениях параметров материала Ti6Al4V (табл. 1, 2) $t_t^c \approx 4 \cdot 10^{-4}$ с. Это время заметно превышает время обработки лазером элементарного объема V_0 при стандартных режимах ПЛС $\sim 10^{-5}$ с. Следовательно, при

ПЛС перенос тепла за счет теплопроводности не является основным способом переноса тепла и существуют другие, более быстрые механизмы.

3.2.2. Расчет времени теплопереноса за счет конвекции (t_t^k)

Оценим теперь время t_t^c . Как известно в жидкости (расплаве) возможно возникновение конвективного движения двух типов. Первый тип — конвекция Рэлея — связан с силой тяжести (легкое, более горячее, вещество поднимается вверх, а холодное, более тяжелое, опускается вниз). Второй тип — конвекция Марангони — связан с силами поверхностного натяжения, точнее с зависимостью силы поверхностного натяжения от температуры. Для оценки вкладов указанных сил в процесс конвекции используют число Бонда, являющееся мерой соотношения силы тяжести и сил поверхностного натяжения в слое толщиной z [61]:

$$Bo = \frac{\rho^L g z^2}{\sigma^L}, \quad (11)$$

где g — ускорение свободного падения, σ^L — сила поверхностного натяжения расплава. При характерных значениях параметров материалов, указанных в таблице 1, величина $Bo \ll 1$ (см. табл. 3). Это означает, что при ПЛС силы тяжести менее важны, чем силы поверхностного натяжения, и ими в первом приближении можно пренебречь [60, 61].

Исходя из определения [62], число Нуссельта можно записать следующим образом:

$$Nu = \frac{q^\lambda + q^c}{q^\lambda}, \quad (12)$$

где q^λ и q^c — интенсивность тепловых потоков, обусловленных теплопроводностью и конвекцией соответственно.

Если считать, что время теплопереноса обратно пропорционально интенсивности теплового потока, то в первом приближении можно записать соотношение:

$$t_t^c = \frac{1}{(Nu - 1)} t_t^k = F \frac{z^2}{(Nu - 1)\alpha}. \quad (13)$$

На основании данных различных моделей [15, 63] для сплава Ti6Al4V в оптимальных режимах ПЛС примем, что число Нуссельта $Nu \approx 7$, тогда $t_t^c \approx 10^{-5}$ с.

3.2.3. Скорость течения Марангони

Для описания конвекции Марангони используется так называемое число Марангони [64]:

$$Ma = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right) \Delta T \frac{1}{\mu \alpha} d, \quad (14)$$

Таблица 3. Характерные времена и значения безразмерных параметров для различных материалов, вычисленные с использованием значений параметров материалов и оптимальных параметрах технологических режимов, приведенных в табл. 1, 2

Характерные времена процессов и числа подобия	Материал				
	Ti6Al4V	316L	Inconel 718	Ti Grade 2	AlSi10Mg
t_e, c	$8 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-5}$	$9 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-5}$
t_t^λ, c	$4 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-3}$	$6 \cdot 10^{-5}$
Bo	$8 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$6 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-4}$	—
t_t^c, c	$1 \cdot 10^{-5}$	$9 \cdot 10^{-6}$	$4 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-5}$	—
Ma	2540	5558	1755	3874	—
Nu	7	7	5	9	0.5
$t_{z_0}^\lambda, c$	$7 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-6}$	—
t_t, c	$2 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-6}$	$2 \cdot 10^{-5}$	$8 \cdot 10^{-5}$
t_R, c	$4 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-5}$	$4 \cdot 10^{-5}$	$9 \cdot 10^{-5}$	$6 \cdot 10^{-5}$

где $\partial\sigma/\partial T$ — температурный градиент поверхностного натяжения, ΔT — разность температур в центре бассейна и на его краях, μ — динамическая вязкость расплава, d — характерный размер бассейна расплава в горизонтальной плоскости.

Как видно из соотношения (14) интенсивность потоков Марангони существенно зависит от разности температур ΔT . Точное определение распределения температур на поверхности расплавленного микрообъема является сложной задачей, в связи с этим будем использовать простое приближение, в соответствии с которым температура на краях бассейна расплава равна температуре плавления, а в центральной точке — температуре испарения. Таким образом при характерных для ПЛС процесса значениях параметров (табл. 1) величина $Ma \approx 4 \cdot 10^3$ (см. в частности [60]).

Оценим характерное время t_M , в течение которого потоки конвекции Марангони могут развиться в слое расплава толщиной z . Эта величина описывает время одного конвекционного “оборота” расплава в бассейне. В первом приближении величина t_M может быть вычислена по формуле:

$$t_M = (\pi z) / V_M, \quad (15)$$

здесь V_M — скорость течения Марангони, которая, в свою очередь, определяется следующим образом [60]:

$$V_M = \left(\left| \frac{\partial\sigma}{\partial T} \right| \right) \Delta T \frac{1}{\mu}. \quad (16)$$

При характерных значениях параметров материала Ti6Al4V (см. табл. 1) скорость Марангони составляет $V_M \approx 10^2$ м/с, см. также [59, 64]. Характерное время t_M , вычисляемое по формуле

(15), в этом случае равно 10^{-6} с. Важно отметить, что время Марангони оказывается как минимум на порядок меньше, чем характерное время теплопереноса за счет теплопроводности t_t^λ , т. е. конвекционные потоки более эффективно осуществляют необходимый теплоперенос.

3.2.4. Расчет минимальной толщины слоя, в котором может возникнуть конвекция Марангони (z_0)

Оценим теперь величину z_0 — минимальную характерную толщину слоя расплавленного порошка, в котором может начаться конвекция Марангони.

Тепловой поток, прогревающий материал за счет воздействия лазера, может быть рассчитан как отношение мощности лазерного луча с учетом коэффициента поглощения к площади материала, на которую он воздействует:

$$\dot{q}^+ = \frac{\phi W}{\pi(d^2/4)}. \quad (17)$$

Тепловой поток, отводящий тепло в материал за счет теплопроводности, равен

$$\dot{q}^- = \kappa \Delta T, \quad (18)$$

где $\dot{q}$ — плотность теплового потока, κ — средний коэффициент теплоотдачи, который до начала конвекции обусловлен теплопроводностью материала и толщиной слоя, в котором распространяется тепло. В соответствии с (8):

$$\kappa = \frac{Nu \lambda}{z}.$$

При отсутствии конвекции $Nu=1$. Приравняв значения тепловых потоков $\dot{q}^-$ и $\dot{q}^+$ получим выражение:

$$z_0 = \frac{\Delta T (\pi d^2 / 4) \text{Nu} \cdot \lambda}{\phi W}. \quad (19)$$

При характерных значениях параметров материала, указанных в табл. 1, и оптимальных параметрах режима сплавления (см. табл. 2) для сплава Ti6Al4V получим, что величина z_0 составляет ~ 7 мкм. Характерное время прогрева такого слоя $t_{z_0}^\lambda \approx 10^{-6}$ с.

Таким образом в соответствии с формулой (9) величина времени распространения тепла t_t практически полностью определяется развитием процесса конвекции Марангони и в первом приближении составляет примерно 10^{-5} с.

Поскольку почти для всех рассмотренных материалов (за исключением сплава AlSi10Mg) $t_{z_0}^\lambda \ll t_t^c$ (см. табл. 3), для упрощения дальнейшего анализа выражение (9) можно переписать в следующем виде:

$$t_t = F \frac{z^2}{\alpha \text{Nu}}. \quad (20)$$

3.3. Расчет минимального значения времени нагрева, прогрева и расплавления

Таким образом, значение времени, необходимого для осуществления прогрева и расплавления микрообъема при ПЛС, определяется как наибольшее из времен t_e и t_t и составляет 10^{-5} с. В случае сплава Ti6Al4V минимальное время обработки лазером одного микрообъема для получения сплошного материала с высокими свойствами не должно быть меньше, чем 10 мкс. Если в первом приближении считать, что скорость сканирования может быть определена как отношение диаметра пятна к времени обработки одного микрообъема, из вышеуказанного следует, что скорость движения лазерного луча (скорость сканирования) не должна превышать величину 10^4 мм/с. Это соответствует режимам ПЛС, используемым для получения изделий с высокими физико-механическими свойствами [6, 65, 66].

4. ВРЕМЯ РАСТЕКАНИЯ

Растекание капли расплава по подложке обусловлено разностью сил поверхностного натяжения капли и подложки $\Delta\sigma$. При этом сопротивление растеканию может контролироваться либо вязкостью расплава, либо инерционными силами. Для оценки вкладов этих факторов в гидродинамике используется число Онезорге (Oh), выражение для которого имеет вид [67]:

$$\text{Oh} = \frac{\mu}{(\rho^L \sigma^L z)^{1/2}}, \quad (21)$$

где μ — динамическая вязкость, ρ^L — плотность вещества капли, σ^L — поверхностное натяжение на границе раздела жидкость—газ, z — характерный размер капли (в данном случае считаем характерный размер капли равным глубине области проплавления).

При высоких значениях Oh сопротивление контролируется вязкостью, при малых — инерцией. При указанных в табл. 1 значениях параметров величина Oh составляет $\sim 10^{-2}$, следовательно, основной вклад в сопротивление растеканию вносят инерционные силы. Характерное время растекания капель по поверхности подложки в этом случае определяется формулой Рэлея [61]:

$$t_R = \left(\frac{\rho^L V_0}{\sigma^S - \sigma^L} \right)^{1/2}, \quad (22)$$

где ρ^L — плотность расплава, V_0 — объем капли, σ^S и σ^L — поверхностное натяжение на границе твердое тело—газ и жидкость—газ соответственно. При характерных значениях параметров, указанных в табл. 1, величина t_R равна $\sim 10^{-5}$ с, то есть имеет тот же порядок, что и величина t_t , однако, как правило, меньше ее в несколько раз.

Как видно из выражения (22), время растекания существенно зависит от разности значений поверхностного натяжения расплава и подложки. Эта величина может варьироваться в достаточно широких пределах и зависит от химического состава и температуры поверхности, по которой растекается капля.

В условиях ПЛС одним из существенных факторов, влияющих на величину $\Delta\sigma$, является наличие оксидов на поверхности подложки [68]. Эти оксиды могут возникать при взаимодействии материала подложки с кислородом, адсорбированным на поверхности порошка, а также с остаточным кислородом, содержащимся в защитном газе (например, аргоне), наполняющем камеру установки и используемом для ее продувки в процессе ПЛС.

5. ОБСУЖДЕНИЕ

Как упоминалось выше, минимальное время обработки элементарного объема, в течение которого обеспечивается формирование сплошного материала, должно быть достаточным для осуществления каждого из указанных выше процессов: нагрева, прогрева, расплавления и растекания, и определяется временем протекания самого “медленного” из них:

$$t_A = \max(t_e, t_t, t_R) = 10^{-5} \text{ с}. \quad (23)$$

Проанализируем факторы, влияющие на соотношение характерных значений t_e , t_t и t_R . При-

равнивая попарно полученные выше выражения для оценки характерных времен процессов (7), (20) и (22), можно получить условия на соотношение геометрических параметров бассейна, параметров обработки и параметров, на которые можно влиять, изменяя стратегию сканирования.

Приравнивая время поглощения энергии, необходимой для расплавления, t_c и время распространения тепла t_r , получим:

$$\frac{z}{d^2} = \frac{\pi \alpha B \text{Nu}}{4 \phi W}. \quad (24)$$

Приравнивая время распространения тепла t_r и время растекания t_R , получим выражение:

$$\frac{z^{3/2}}{d} = \frac{\alpha \text{Nu}}{2} \left(\frac{\pi \rho^L}{\Delta \sigma} \right)^{1/2}. \quad (25)$$

Приравнивая время поглощения энергии, необходимой для расплавления, t_c и время растекания t_R , получим выражение:

$$dz^{1/2} = \frac{\phi W}{B} \left(\frac{\rho^L}{\Delta \sigma \pi} \right)^{1/2}. \quad (26)$$

Как видно из (24) – (26), число параметров, на которые можно непосредственно повлиять с помощью изменения режима сплавления, крайне ограничено. В первую очередь, это геометрические параметры бассейна: его глубина z и диаметр d , а также мощность лазера W . Температура подложки T_0 в первом приближении влияет только на время поглощения энергии. Таким образом время t_c можно уменьшать за счет повышения этой температуры. Однако эта процедура сопряжена с определенными технологическими трудностями, поэтому для оптимизации режимов используется достаточно редко.

Необходимо отметить, что в соотношения (24) и (25) входит число Нуссельта, вычисление которого сопряжено с рядом сложностей [63, 69]. При этом входящие в эти соотношения геометрические параметры характеризуют конечное состояние бассейна расплава, и таким образом, также зависят от характера конвективного течения. Для дальнейшего анализа воспользуемся следующим приближением. Известно [63], что режимам, которые приводят к формированию мелкого и широкого бассейна, соответствует число Нуссельта, равное 2–3. Необходимо отметить, что такая форма бассейна во многих случаях приводит к неполному проплавлению слоя порошка, либо неполному его приплавлению к подложке (в литературе часто используется термин “несплавление” [10]). Режимы, при которых формируется относительно равноосный “полукруглый” бассейн, характеризуются числом Нуссельта в диапазоне 5–10. Неоднократно упоминалось, что такая форма

бассейна является оптимальной для получения высокоплотного материала [63, 70]. Число Нуссельта, превышающее 12, соответствует бассейну, глубина которого существенно превышает его ширину, что обычно приводит к неустойчивости конвективного течения, приводящей к разбрызгиванию и неравномерному остыванию расплавленной области [17].

В этом приближении для качественного анализа поведения материала при сплавлении рассмотрим три типичных диапазона технологических параметров, соответствующих неполному расплавлению материала, регулярному плавлению с формированием сплошного материала и формированию материала с дефектами, связанными с неустойчивым конвективным течением. Этим диапазонам поставим в соответствие числа Нуссельта 2, 7 и 15 соответственно. Каждой величине числа Нуссельта поставим в соответствие характерное соотношение геометрических параметров бассейна расплава:

$$\begin{aligned} \text{Nu} = 2, d &= 5z; \\ \text{Nu} = 7, d &= 2z; \\ \text{Nu} = 15, d &= z. \end{aligned} \quad (27)$$

Для анализа результатов моделирования будем использовать представление в виде карт. По горизонтальной оси отложим объемную плотность мощности (VED) – величину, характеризующую энергию, поглощаемую единицей объема материала за время нахождения лазера “в точке”, и вычисляемую по формуле [2]:

$$\text{VED} = \frac{4 \phi W}{\pi v dz}. \quad (28)$$

По вертикальной оси отложим толщину слоя ($z/2$). Подставляя значения числа Нуссельта и соответствующие соотношения геометрических параметров (27) в формулы (24), (25) и (26), построим границы областей, для которых характерны различные соотношения времен t_c , t_r и t_R (рис. 1, 2).

Из рис. 1 видно, что для сплава Ti6Al4V при малых значениях удельной плотности мощности и малых толщинах слоя (соответствующих малому размеру частиц порошка) определяющую роль играет процесс растекания расплава, а при больших толщинах слоя – процесс поглощения энергии, необходимой для расплавления t_c . С ростом удельной плотности мощности между ними возникает область, в которой определяющую роль играет конвекция Марангони, и размер этой области увеличивается с ростом удельной плотности мощности.

При этом на аналогичной карте, построенной для стали 316L (рис. 2), область, соответствующая конвекции Марангони как самому “медленному” процессу, присутствует при любых плотностях мощности.

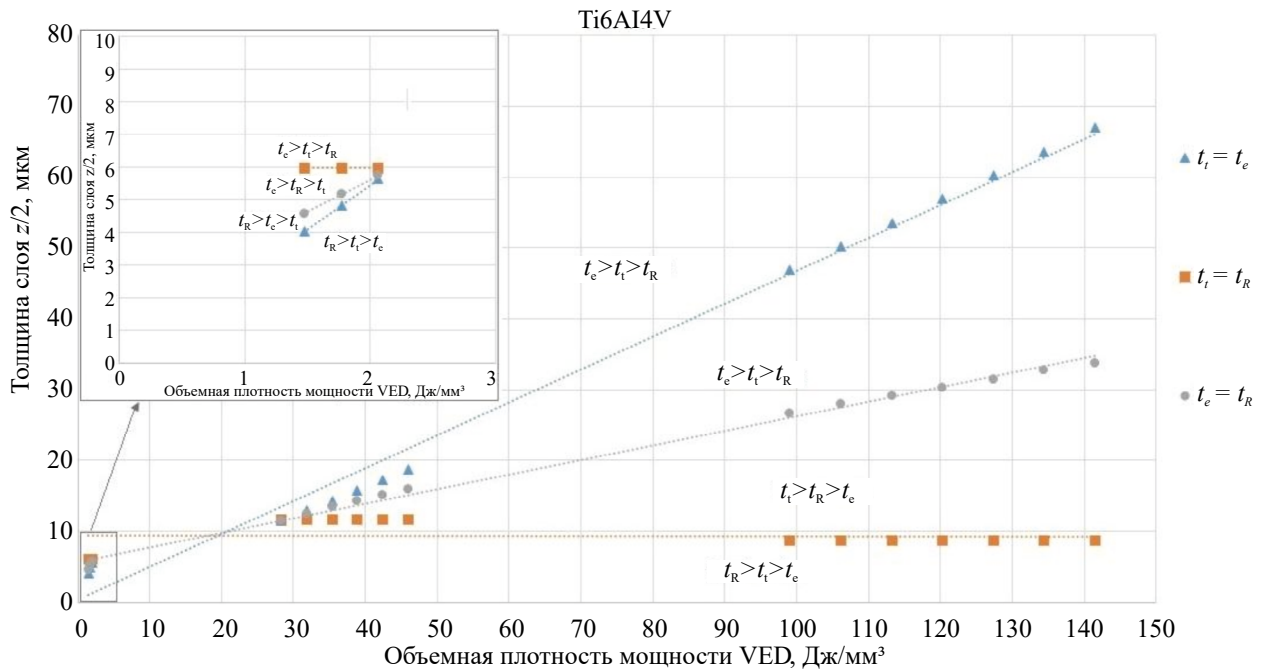


Рис. 1. Карта в осях “объемная плотность мощности” – “толщина слоя” для ПЛС сплава Ti6Al4V. Режимы взяты из работы [10]. Треугольными маркерами выделены значения, вычисленные по формуле (24), круглыми маркерами – значения, вычисленные по формуле (25), а квадратными – вычисленные по формуле (26). В формулы были подставлены экспериментальные значения параметров режимов из работы [10] и значения геометрических параметров и числа Нуссельта из выражения (27). Линии представляют собой линейную аппроксимацию положений этих точек.

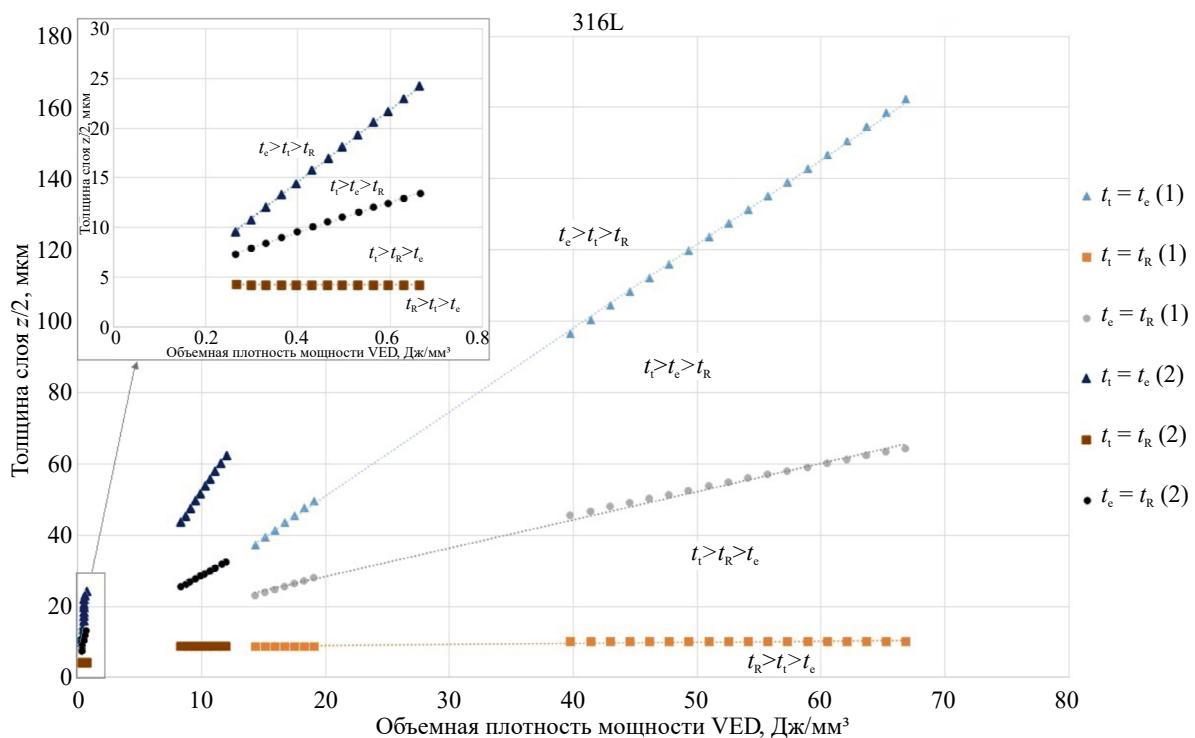


Рис. 2. Карта в осях “объемная плотность мощности” – “толщина слоя” для ПЛС стали 316L. Взяты режимы из работы [56] для двух скоростей сканирования (1) – 1000 мм/с и (2) – 500 мм/с. Треугольными маркерами выделены значения, вычисленные по формуле (24), круглыми маркерами – значения, вычисленные по формуле (25), а квадратными – вычисленные по формуле (26). В формулы были подставлены экспериментальные значения параметров режимов из работы [56] и значения геометрических параметров и числа Нуссельта из выражения (27). Линии представляют собой линейную аппроксимацию положений этих точек.

Важно подчеркнуть, что, зная границы областей, соответствующих доминированию того или иного процесса, можно в дальнейшем определить области параметров, в которых возможно создание качественного материала при оптимальных (например, с экономической точки зрения) технологических режимах. Таким образом предложенный подход позволяет сделать первый шаг к теоретическому определению технологических режимов, обеспечивающих получение высокоплотного материала методом ПЛС.

Важно отметить, что в данной работе не рассмотрены процессы, возникающие при охлаждении. Для объяснения особенностей формирования структуры и зависящих от нее механических и эксплуатационных свойств ПЛС материалов необходимо построить модели таких процессов как кристаллизация, формирование структуры, а также диффузионное перераспределение атомов легирующих элементов, что будет сделано в следующей работе.

6. ВЫВОДЫ

1) Разработаны подходы к оценке предельной скорости процесса послойного лазерного сплавления, обеспечивающей получение материала с высокой плотностью.

2) Получены соотношения, которые позволяют оценить времена характерных физических процессов, лимитирующих сплавление порошка в условиях ПЛС.

3) Для ряда рассмотренных материалов: титанового сплава Ti6Al4V, стали 316L, никелевого сплава Inconel 718, титана Ti Grade 2 установлено, что существует три основных процесса, лимитирующих скорость сплавления — процесс поглощения энергии, необходимой для расплавления, процесс конвекции Марангони и процесс растекания.

4) В алюминиевом сплаве AlSi10Mg процесс распространения тепла контролируется не конвекцией Марангони, как в других рассмотренных материалах, а обычной теплопроводностью.

5) Показано, что, управляя геометрическими характеристиками бассейна расплава за счет подбора параметров технологического режима, таких как мощность, толщина слоя, диаметр пятна и др., можно добиться максимизации скорости ПЛС.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 22-19-00271.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Altıparmak S.C., Xiao B. A market assessment of additive manufacturing potential for the aerospace industry // J. Manuf. Process. 2021. V. 68. P. 728–738.

2. Zhang S., Xu S., Pan Y., Li J., Li T. Mechanism Study of the Effect of Selective Laser Melting Energy Density on the Microstructure and Properties of Formed Renewable Porous Bone Scaffolds // Metals. 2022. V. 12. P. 1712.

3. Liu G., Zhang X., Chen X., He Y., Cheng L., Huo M., Yin J., Hao F., Chen S., Wang P., Yi S., Wan L., Mao Z., Chen Z., Wang X., Cao Z., Lu J. Additive manufacturing of structural materials // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2021. V. 145. P. 100596.

4. Старицын М.В., Кузнецов П.А., Петров С.Н., Михайлов М.С. Композитная структура как упрочняющий фактор нержавеющей аустенитной хромоникелевой аддитивной стали // ФММ. 2020. Т. 121. № 4. С. 381–387.

5. Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Абдуллина Д.Н., Петухов Е.А., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В., Клёнов А.И., Пильщиков А.А. Структура и механические свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления // ФММ. 2021. Т. 122. № 5. С. 527–534.

6. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Семеньева А.В., Мурашов А.А. Улучшение физико-механических характеристик нелегированного титана BT1–0 и исследование влияния на них режимов селективного лазерного сплавления // ЖТФ. 2022. Т. 93. № 2. С. 241–248.

7. Казанцева Н.В., Ежов И.В., Виноградова Н.И., Ильиных М.В., Фелелов А.С., Давыдов Д.И., Оленева О.А., Карабаналов М.С. Влияние геометрии построения образца в методе селективного лазерного сплавления на микроструктуру и прочностные характеристики сплава Ti-6Al-4V // ФММ. 2018. Т. 119. № 11. С. 1138–1164.

8. Metelkova J., Kinds Y., Kempen K., de Formanoir C., Witvrouw A., Van Hooreweder B. On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L // Addit. Manuf. 2018. V. 23. P. 161–169.

9. Zhou H., Su H., Guo Y., Yang P., Liu Y., Shen Z., Zhao D., Liu H., Huang T., Guo M., Zhang J., Liu L., Fu H. Formation and evolution mechanisms of pores in Inconel 718 during selective laser melting: Meso-scale modeling and experimental investigations // J. Manuf. Process. 2022. V. 81. P. 202–213.

10. Dilip J.J.S., Zhang S., Teng C., Zeng K., Robinson C., Pal D., Stucker B. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting // Prog. Addit. Manuf. 2017. V. 2. P. 157–167.

11. Yu G., Gu D., Dai D., Xia M., Ma C., Chang K. Influence of processing parameters on laser penetration depth and melting/re-melting densification during selective laser melting of aluminum alloy // Appl. Phys. A. 2016. V. 122. P. 891.

12. Andani M.T., Dehghani R., Karamooz-Ravari M.R., Mirzaeifar R., Ni J. A study on the effect of energy input

- on spatter particles creation during selective laser melting process // *Addit. Manuf.* 2018. V. 20. P. 33–43.
13. Yuan W., Chen H., Li S., Heng Y., Yin S., Wei Q. Understanding of adopting flat-top laser in laser powder bed fusion processed Inconel 718 alloy: simulation of single-track scanning and experiment // *J. Mater. Res. Technol.* 2022. V. 16. P. 1388–1401.
 14. Cai L., Liang S.Y. Analytical Modelling of Temperature Distribution in SLM Process with Consideration of Scan Strategy Difference between Layers // *Materials*. 2021. V. 14. P. 1869.
 15. Zhuang J.-R., Lee Y.-T., Hsieh W.-H., Yang A.-S. Determination of melt pool dimensions using DOE-FEM and RSM with process window during SLM of Ti6Al4V powder // *Opt. Laser Technol.* 2018. V. 103. P. 59–76.
 16. Chien C.-Y., Le T.-N., Lin Z.-H., Lo Y.-L. Numerical and experimental investigation into gas flow field and spattering phenomena in laser powder bed fusion processing of Inconel 718 // *Mater. Des.* 2021. V. 210. P. 110107.
 17. Lee K.-H., Yun G.J. A novel heat source model for analysis of melt Pool evolution in selective laser melting process // *Addit. Manuf.* 2020. V. 36. P. 101497.
 18. Lou S., Jiang X., Sun W., Zeng W., Pagani L., Scott P.J. Characterisation methods for powder bed fusion processed surface topography // *Precision Engineering*. 2019. V. 57. P. 1–15.
 19. Landry K., Eustathopoulos N. Dynamics of wetting in reactive metal/ceramic systems: linear spreading // *Acta Mater.* 1996. V. 44. № 10. P. 3923–3932.
 20. Zhang L.-Ch., Attar H. Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: A Review // *Adv. Eng. Mater.* 2016. V. 8. № 4. P. 463–475.
 21. Kang N., Mansori M.E., Coniglio N., Coddet C. Nano-wear-induced behavior of selective laser melting commercial pure titanium // *Procedia Manuf.* 2018. V. 26. P. 1034–1040.
 22. Chen H., Zhang Y., Giam A., Yan W. Experimental and computational study on thermal and fluid behaviours of powder layer during selective laser melting additive manufacturing // *Addit. Manuf.* 2022. V. 52. P. 102645.
 23. Zhang D., Zhang P., Liu Z., Feng Z., Wang C., Guo Y. Thermo-fluid field of molten pool and its effects during selective laser melting (SLM) of Inconel 718 alloy // *Addit. Manuf.* 2018. V. 21. P. 567–578.
 24. Pawlowski L. Thick Laser Coatings: A Review // *J. Therm. Spray Technol.* 1999. V. 8. P. 279–295.
 25. Amin A.K.M.N. Titanium Alloys – Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications. Croatia: InTech, 2012. 242 p.
 26. Ao X., Liu J., Xia H., Yang Y. A Numerical Study on the Mesoscopic Characteristics of Ti-6Al-4V by Selective Laser Melting // *Materials*. 2022. V. 15. P. 2850.
 27. Akbari M., Saedodin S., Toghraie D., Shoja-Razavi R., Kowsari F. Experimental and numerical investigation of temperature distribution and melt pool geometry during pulsed laser welding of Ti6Al4V alloy // *Opt. Laser Technol.* 2014. V. 59. P. 52–59.
 28. Mills K.C. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys / ASM International, Materials Park (OH). 2002. 204 p.
 29. Valencia J., Quested P. Thermophysical Properties / ASM Handbook 15 Casting ASM Handbook Committee. 2008. P. 468–481.
 30. Mingxuan Y., Zhou Y., Bojin Q. Study on Surface Depression of Ti-6Al-4V with Ultrahigh-Frequency Pulsed Gas Tungsten Arc Welding // *Metall. Mater. Trans. B*. 2015. V. 46B. P. 1935–1941.
 31. Vitos L., Ruban A.V., Skriver H.L., Kollár J. The surface energy of metals // *Surf. Sci.* 1998. V. 411. P. 186–202.
 32. Wang Z., Yan W., Liu W.K., Liu M. Powder-scale multi-physics modeling of multi-layer multi-track selective laser melting with sharp interface capturing method // *Comput. Mech.* 2019. V. 63. P. 649–661.
 33. Tomashchuk I., Sallamand P., Jouvard J.M. The modeling of dissimilar welding of immiscible materials by using a phase field method // *Appl. Math. Comput.* 2013. V. 219. P. 7103–7114.
 34. Iida T., Guthrie I.L. Physical properties of liquid materials. Oxford: Clarendon Press, 1988. 312 p.
 35. Touloukian Y.S., Powell R.W., Ho C.Y., Nicolaou M.C. Thermal Diffusivity: Metallic elements and alloys / Thermophysical Properties of Matter. V. 10. Springer New York, Washington. 1973. 752 p.
 36. Galantucci L.M., Lavecchia F., Percoco G. Experimental study aiming to enhance the surface finish of fused deposition modeled parts // *CIRP Ann. Manuf. Technol.* 2009. V. 58. P. 189–192.
 37. Touloukian Y.S., Powell R.W., Ho C.Y., Klemens P.G. Thermal Conductivity: Metallic elements and alloys / Thermophysical Properties of Matter. V. 1. Springer New York, Washington. 1970. 1584 p.
 38. Su Y., Li Z., Mills K.C. Equation to estimate the surface tensions of stainless steels // *J. Mater. Sci.* 2005. V. 40. P. 2201–2205.
 39. Lee Y.S., Nordin M., Babu S.S., Farson D.F. Influence of Fluid Convection on Weld Pool Formation in Laser Cladding // *Weld. J.* 2014. V. 93. P. 292–300.
 40. Xiao W., Li S., Wang C., Shi Y., Mazumder J., Xing H., Song L. Multi-scale simulation of dendrite growth for direct energy deposition of nickel-based superalloys // *Mater. Des.* 2019. V. 164. P. 107553.
 41. Elahi S.M., Tavakoli R., Boukellal A.K., Isensee T., Romero I., Tourret D. Multiscale simulation of powder-bed fusion processing of metallic alloys // *Comp. Mater. Sci.* 2022. V. 209. P. 111383.
 42. Mills K.C., Su Y.C. Review of surface tension data for metallic elements and alloys: Part 1 – Pure metals // *Int. Mater. Rev.* 2006. V. 51. № 6. P. 329–351.
 43. Welsh G., Loyer R., Collings W. Material Properties Handbook: Titanium alloys / ASM International, Materials Park (OH). 1994. 1169 p.

44. *Khoo Z.X., Liu Y., An J., Chu C.K., Shen Y.F., Kuo C.N.* Review of Selective Laser Melted NiTi Shape Memory Alloy // *Materials*. 2018. V. 11. P. 519.
45. *Зиновьев В.Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справочник. Москва: Металлургия, 1989. 384 с.
46. *Ларионов Л.Н., Юрченко Ю.Ф.* Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник. Киев: Наукова думка, 1985. 440 с.
47. *Black J., Hasting G.* Handbook of Biomaterials properties. New York: Springer Science & Business Media, 1998. 560 p.
48. *Li Y., Gu D.* Thermal behavior during selective laser melting of commercially pure Titanium powder: Numerical simulation and experimental study // *Addit. Manuf.* 2014. V. 1. P. 99–109.
49. Транспортные свойства металлических расплавов: Справ. Изд. / Под. ред. Н.А. Ватолина. М.: Металлургия, 1995. 649 с.
50. *Wei P., Wei Z., Chen Z., He Y., Du J.* Thermal behavior in single track during selective laser melting of Al-Si10Mg powder // *Appl. Phys. A*. 2017. V. 123. P. 604.
51. *Dai D., Gu D.* Effect of metal vaporization behavior on keyhole-mode surface morphology of selective laser melted composites using different protective atmospheres // *Appl. Surf. Sci.* 2015. V. 355. P. 310–319.
52. *Liu B., Li B.-Q., Li Z., Bai P., Wang Y., Kuai Z.* Numerical investigation on heat transfer of multi-laser processing during selective laser melting of AlSi10Mg // *Results Phys.* 2019. V. 12. P. 454–459.
53. *Du D., Haley J.C., Dong A., Fautrelle Y., Shu D., Zhu G., Li X., Sun B., Lavernia E.J.* Influence of static magnetic field on microstructure and mechanical behavior of selective laser melted AlSi10Mg alloy // *Mater. Des.* 2019. V. 181. P. 107923.
54. *Tang M., Pistorius P.C., Narra S., Beuth J.L.* Rapid Solidification: Selective Laser Melting of AlSi10Mg // *JOM*. 2016. V. 68. P. 960–966.
55. *Dai D., Gu D.* Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of AlN/AlSi10Mg composites // *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2016. V. 100. P. 14–24.
56. *Yakout M., Elbestawi M.A., Veldhuis S.C.* Density and mechanical properties in selective laser melting of Invar 36 and stainless steel 316L // *J. Mater. Process. Technol.* 2019. V. 266. P. 397–420.
57. *Caiazza F., Alfieri V., Casalino G.* On the Relevance of Volumetric Energy Density in the Investigation of Inconel 718 Laser Powder Bed Fusion // *Materials*. 2020. V. 13. № 3. P. 538.
58. *Attar H., Ehtemam-Haghighi S., Kent D., Wu X., Dargusch M.S.* Comparative study of commercially pure titanium produced by laser engineered net shaping, selective laser melting and casting processes // *Materials Science & Engineering A*. 2017. V. 705. P. 385–393.
59. *Mun J., Yun B.G., Ju J., Chang B.M.* Indirect additive manufacturing based casting of a periodic 3D cellular metal – Flow simulation of molten aluminum alloy // *J. Manuf. Process.* 2015. V. 17. P. 28–40.
60. *Ladani L., Romano J., Brindley W., Burlatsky S.* Effective liquid conductivity for improved simulation of thermal transport in laser beam melting powder bed technology // *Addit. Manuf.* 2017. V. 14. P. 13–23.
61. *Bauerei A., Scharowsky T., Körner C.* Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting // *J. Mater. Process. Technol.* 2014. V. 214. P. 2522–2528.
62. *Уонг Х.* Основные формулы и данные по теплообмену для инженеров. Москва: Атомиздат, 1979. 212 с.
63. *Mochizuki H.* Consideration on Nusselt numbers of liquid metals under low Peclet number Conditions // *Nucl. Eng. Des.* 2018. V. 339. P. 171–180.
64. *Kou S., Limmaneevichitr C., Wei P.S.* Oscillatory Marangoni Flow: A Fundamental Study by Conduction-Mode Laser Spot Welding // *Weld. J.* 2011. V. 90. P. 229–240.
65. *Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Пискунов А.В., Котков Д.Н., Семеньева А.В., Сахаров Н.В., Мурашов А.А.* Механические свойства нелегированного титана ВТ1–0, полученного методами послойного лазерного сплавления и интенсивной пластической деформации // *Проблемы прочности и пластичности*. 2022. Т. 84. № 4. С. 570–581.
66. *Максимкин И.П., Царёв М.В., Юхимчук А.А., Бойцов И.Е., Малков И.Л., Мокрушин В.В., Царёва И.А., Забродина О.Ю., Канунов А.Е., Кашафдинов И.Ф., Мусьяев Р.К., Бучирин А.В., Балувев В.В., Вертей А.В., Шевнин Е.В., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю.* Свойства поверхности частиц порошков стали 316L и сплава Inconel 718 и взаимодействие с водородом образцов, полученных из этих порошков методом ПЛС // *Материаловедение*. 2022. № 1. С. 7–17.
67. *Gilani N., Aboulkhair N.T., Simonelli M., East M., Ashcroft I.A., Hague R.J.M.* From impact to solidification in drop-on-demand metal additive manufacturing using MetalJet // *Additive Manufacturing*. 2022. V. 55. P. 102827.
68. *Kaplan W.D., Chatain D., Wynblatt P., Carter W.C.* A review of wetting versus adsorption, complexions, and related phenomena: the rosetta stone of wetting // *J. Mater. Sci.* 2013. V. 48. P. 5681–5717.
69. *Chattopadhyay K., Morales R.D., Nájera-Bastida A., Rodríguez-Ávila J., Muñiz-Valdés C.R.* Assessment of Nusselt Number Correlations for Liquid Metals Applied in Alloying Processes in Turbulent Flows // *Metall. Mater. Trans. B*. 2021. V. 52. P. 1789–1804.
70. *Liu B., Fang G., Lei L., Yan X.* Predicting the porosity defects in selective laser melting (SLM) by molten pool geometry // *Int. J. Mech. Sci.* 2022. V. 228. P. 107478.

APPROACHES TO DETERMINING THE LIMITING RATE OF SELECTIVE LASER MELTING OF METALS AND ALLOYS

V. N. Chuvildeev^{1, *}, A. V. Semenycheva¹, S. V. Shotin¹, M. Yu. Gryaznov¹

¹*National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, 603022 Russia*

**e-mail: semenycheva@nfti.unn.ru*

The study provides a qualitative assessment of the maximum rate of metal powder processing, which ensures obtaining a high density product by selective laser melting. The maximum rate is determined by the characteristic time of the main physical processes for the formation of a solid material in the course of selective laser melting: heating, melting, and spreading.

Keywords: selective laser melting, spreading, selective laser melting rate, Marangoni convection, titanium alloy Ti6Al4V, austenitic stainless steel 316L, nickel alloy Inconel 718, unalloyed titanium Ti Grade 2, aluminum alloy AlSi10Mg