

УДК 621.373.826

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВАННЫ РАСПЛАВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ СМЕСИ B_4C — $Ti-6Al-4V$

А. А. Голышев, А. М. Оришич

Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия
E-mails: alexgol@itam.nsc.ru, laser@itam.nsc.ru

Приведены результаты серии экспериментов по исследованию лазерной наплавки единичных треков с использованием металлокерамической порошковой смеси B_4C — $Ti-6Al-4V$. Изучено влияние параметров лазерной наплавки (мощности излучения, скорости движения луча и положения фокуса) на характеристики формируемых треков (геометрические размеры, микротвердость и элементный состав). Показано, что при увеличении концентрации армирующих частиц в исходной порошковой смеси изменяется характер процесса массопереноса внутри ванны расплава, вследствие чего изменяется форма наплавляемого единичного трека. Установлено, что в ванне расплава формируется сложная гетерогенная структура, включающая вторичные фазовые соединения, образующиеся в результате химических реакций при синтезе in-situ. Установлено, что значения микротвердости в различных точках единичного трека различаются более чем в два раза (в диапазоне $HV_{0,3} = 548 \div 1415$).

Ключевые слова: лазерная наплавка, CO_2 -лазер, карбид бора, сплав $Ti-6Al-4V$, микроструктура, микротвердость, безразмерные параметры.

DOI: 10.15372/PMTF20220210

Введение. Аддитивное производство (АП) — процесс создания деталей путем послойного выращивания материала на основе трехмерной модели [1]. В настоящее время аддитивные технологии применяются в аэрокосмической, автомобильной и биомедицинской промышленности при создании деталей сложной формы [2, 3]. Наиболее перспективным методом аддитивного производства является технология селективного лазерного плавления (selective laser melting (SLM)). В работах [4, 5] отмечены преимущества технологии SLM по сравнению с другими технологиями АП: меньшие затраты тепловой энергии, обеспечивающие более высокую точность размеров конечной детали; возможность использования различных материалов; высокая скорость обработки [6].

Существует два метода получения композитных покрытий с металлической матрицей: 1) метод ex-situ — введение различных керамических частиц (B_4C , WC , TiC , Al_2O_3 и т. д.) непосредственно в металлическую матрицу или ванну расплава; 2) метод in-situ — синтез армирующих частиц в самой матрице за счет химических реакций между элементами. Основным преимуществом метода in-situ является меньшее различие коэффициен-

Работа выполнена в рамках государственного задания Института теоретической и прикладной механики СО РАН (номер государственной регистрации 121030900259-0).

© Голышев А. А., Оришич А. М., 2022

тов теплового расширения керамических частиц и матрицы, что приводит к уменьшению скорости распространения трещин [7]. Кроме того, метод *in-situ* характеризуется образованием мелких частиц, которые равномерно распределены во всем объеме и являются более термодинамически стабильными, с хорошей межфазной совместимостью [7–11]. Форма и распределение армирующих частиц, образовавшихся *in-situ* и определяющих характеристики покрытия, зависят от параметров лазерного воздействия (мощности, скорости и т. д.), а также от концентрации порошков в смеси. При малых скоростях лазерного сканирования армирующие частицы, с одной стороны, распределяются равномерно, с другой — распределяются по размерам: на дне ванны расплава находятся мелкие частицы, на верхней поверхности — кластеры и дендриты; при больших скоростях сканирования изменение размера и формы является минимальным [12–14]. Как правило, чем больше скорость сканирования, тем больше скорость охлаждения [15], при этом образовавшиеся в результате экзотермической реакции армирующие частицы одного размера захватываются в междендритных областях, распределяясь равномерно. При малых скоростях охлаждения армирующие частицы, более легкие по сравнению с металлической матрицей, всплывают в ванне расплава [16]. В работах [17, 18] отмечается, что увеличение размера армирующих частиц приводит к уменьшению твердости и износостойкости покрытия, при этом оно становится более хрупким.

Процесс SLM обычно включает формирование ванны расплава (ВР) за счет плавления порошка в области лазерного воздействия и затвердевание ВР после прохождения лазера [19, 20]. Формирование ВР — начальный этап процесса АП. Структура затвердевшей ВР является элементарным строительным блоком выращиваемой детали АП. Поэтому понимание процесса формирования ВР при различных условиях АП имеет большое значение. Традиционный подход к исследованию влияния различных параметров лазерного воздействия на процесс АП заключается в изучении конечной структуры расплава, состоящего из многих слоев. Однако начальная форма ВР и состояние затвердевшей структуры изменяются при последующих проходах лазерного излучения, в результате чего частично переплавляется нижележащий слой [21, 22]. В работе [23] отмечается удовлетворительная корреляция между дефектами пористости и геометрией ВР единичного трека при одних и тех же параметрах процесса. В работе [24] определены размеры ВР и затвердевших единичных треков (Inconel 625) при различных значениях мощности и скорости сканирования лазера. В [25] проведены исследования геометрии ВР для смеси IN718 с одним слоем порошка и установлена связь между структурой ВР в поперечном сечении и дефектами пористости, однако не представлены данные о корреляции между параметрами процесса и характеристиками АП. В работе [26] описаны одотрековые эксперименты, в которых исследовалось влияние параметров лазера на геометрию ВР и структуру поверхностного слоя технически чистого титана и сплава Ti-6Al-4V.

В данной работе проведено экспериментальное исследование влияния лазерного излучения на структуру и характеристики единичных металлокерамических (B_4C — Ti-6Al-4V) треков с различной концентрацией армирующих частиц. Контролировались и варьировались параметры лазерного воздействия (мощность лазера P , скорость сканирования V , положение фокуса f и т. д.) в широком диапазоне значений плотности энергии ($60 \div 200$ Дж/мм²), а также начальная толщина слоя и концентрация керамических частиц в порошковой смеси. Исследованы геометрические характеристики единичных треков с целью оценки влияния технологических параметров на формирование ВР; изучены микроструктура и распределение керамических частиц в формируемых треках, а также определена их микротвердость.

Материалы и методика экспериментов. Металлокерамическая порошковая смесь наплавлялась на подложку в виде пластины из титанового сплава VT20 с размерами

50 × 50 × 5 мм. Для получения композитов на основе металлической матрицы использовалась металлокерамическая порошковая смесь, состоящая из порошка карбида бора В₄С с частицами осколочной формы, средний размер которых равен $d = 40$ мкм, и порошка титанового сплава Ti–6Al–4V с частицами сферической формы размером 10 ÷ 45 мкм. Лазерная наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия.

Обработка лазерным излучением порошковой смеси проводилась на созданном в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН автоматизированном лазерно-технологическом комплексе “Сибирь 4” [27, 28]. Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм фокусировалось вглубь материала, на его поверхность и над ней. Для реализации метода SLM на данном комплексе была спроектирована и изготовлена технологическая оснастка, состоявшая из технологической камеры с платформой, внутрь которой подавался защитный газ (гелий). На платформу помещалась подложка. С помощью микровинта платформа с подложкой опускалась на точно заданное расстояние. Далее на подложку насыпалась подготовленная смесь порошков, поверхность слоя выравнивалась с помощью технологического ножа. В технологическую камеру подавался газ, после чего осуществлялась отработка режимов лазерного воздействия (мощность лазерного излучения, скорость перемещения, положение фокуса, шаг между треками) при заданной толщине слоя порошка с целью получения качественных металлокерамических покрытий.

Формируемые треки и слои исследовались на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS 3000. Исследование микроструктуры проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15, оснащенного двумя детекторами: детектором обратнорассеянных электронов, позволяющим определять фазовый состав, и детектором вторичных электронов, предназначенным для анализа микрорельефа поверхности. Измерения микротвердости выполнялись на установке Wilson Hardness Group Tukon1102.

Результаты экспериментов и их обсуждение. На рис. 1 показана поверхность единичных треков при наплавке порошковой смеси Ti–6Al–4V при различных режимах лазерного воздействия (начальная толщина слоя равна $t = 400$ мкм). В качестве подложки, на которую осуществлялась наплавка порошковой смеси, использовалась пластина из сплава ВТ20 с размерами 50 × 50 × 5 мм. Из рис. 1 следует, что при различных режимах лазерного воздействия единичные треки различаются (разная ширина треков, разная геометрия краев трека и т. д.). Данные треки были исследованы с использованием оптического конфокального микроскопа для определения ширины и высоты наплавленного единичного трека, а также его шероховатости R_z и R_a . На рис. 2 представлены профили треков 1 и 10 (порошковая смесь Ti–6Al–4V, толщина слоя $t = 400$ мкм). Для трека 1 ширина трека равна 2478 мкм, высота — 330 мкм, шероховатость $R_z = 33,4$ мкм, $R_a = 12,2$ мкм (см. рис. 2, а). Для трека 10 ширина трека равна 1415 мкм, высота — 690 мкм, шероховатость $R_z = 37,4$ мкм, $R_a = 20,7$ мкм (см. рис. 2, б). Из полученных данных следует, что в зависимости от параметров лазерного воздействия как ширина трека, так и его высота существенно изменяются.

Все основные параметры, описывающие процесс лазерной наплавки, зависят от плотности энергии, которая представляет собой количество энергии, сообщаемое лазерным лучом единице площади оплаваемого материала при одном проходе луча. Длительность воздействия лазера в непрерывном режиме работы описывается выражением

$$\tau = 2r/V,$$

где r — радиус пятна лазера в фокальной плоскости; V — скорость сканирования.

Зная длительность лазерного воздействия на материал и мощность луча, можно определить передаваемую материалу энергию:

$$W = P\tau$$



Рис. 1. Поверхность единичных треков при лазерной наплавке порошковой смеси Ti-6Al-4V при различных режимах лазерного воздействия ($t = 400 \text{ мкм}$):

Номер трека	P , кВт	V , м/мин	f , мм
1	1,0	0,7	-15
2	1,0	1,1	-15
3	1,0	1,5	-15
4	0,7	0,7	-15
5	0,7	1,1	-15
6	0,7	1,5	-15
7	1,3	0,7	-15
8	1,3	1,1	-15
9	1,3	1,5	-15
10	1,0	0,7	-10
11	1,0	1,1	-10
12	1,0	1,5	-10
13	1,0	0,7	-20
14	1,0	1,1	-20
15	1,0	1,5	-20

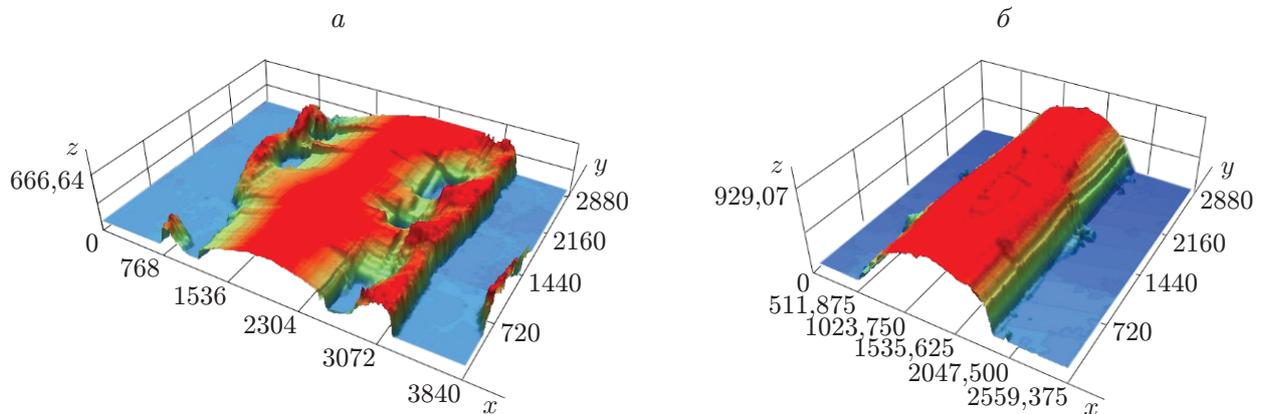


Рис. 2. Профили единичных треков при наплавке порошковой смеси Ti-6Al-4V ($t = 400 \text{ мкм}$):

a — трек 1 ($P = 1 \text{ кВт}$, $V = 0,7 \text{ м/мин}$, $f = -15 \text{ мм}$), b — трек 10 ($P = 1 \text{ кВт}$, $V = 0,7 \text{ м/мин}$, $f = -10 \text{ мм}$)

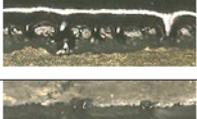
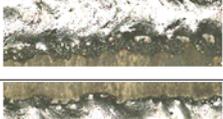
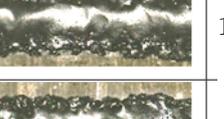
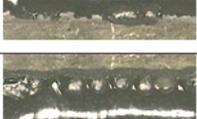
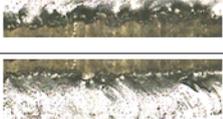
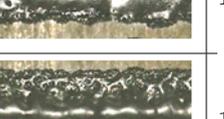
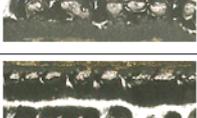
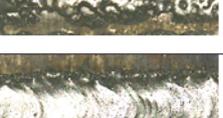
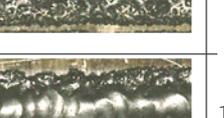
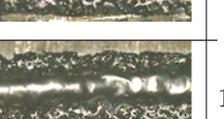
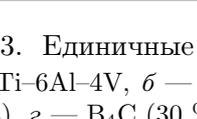
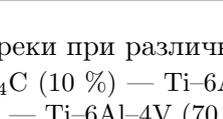
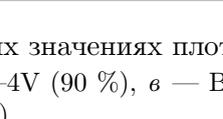
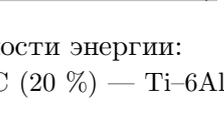
V , мм/с	<i>a</i>	<i>б</i>	<i>в</i>	<i>г</i>	J , Дж/мм ²
25,0					66,7
25,0					84,2
16,7					99,8
16,7					126,1
25,0					133,3
11,7					142,5
11,7					179,9
16,7					199,6
11,7					284,9

Рис. 3. Единичные треки при различных значениях плотности энергии:
a — Ti-6Al-4V, *б* — В₄С (10 %) — Ti-6Al-4V (90 %), *в* — В₄С (20 %) — Ti-6Al-4V (80 %), *г* — В₄С (30 %) — Ti-6Al-4V (70 %)

(P — мощность лазерного пучка). Плотность энергии определяется следующим образом:

$$J = W/S = 2P/(\pi rV)$$

(S — площадь пятна луча на поверхности).

На рис. 3 представлены фотографии единичных треков при лазерной наплавке порошковой смеси В₄С — Ti-6Al-4V с различной концентрацией керамики ($t = 400$ мкм), а также вычисленные значения плотности энергии J для каждого режима. Мощность лазерного излучения была постоянной и составляла 1000 Вт.

Из рис. 3 следует, что при малых значениях плотности энергии единичные треки являются существенно неоднородными. Отметим, что при использовании порошковой смеси Ti-6Al-4V достаточно однородный трек формируется при $J = 199,6$ Дж/мм². При добавлении керамических частиц в наплавляемую смесь оптимальный режим наблюдается при меньшей плотности энергии ($J = 179,9$ Дж/мм²). Это может быть обусловлено тем, что

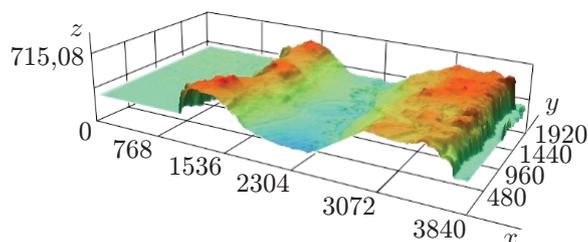


Рис. 4. Профиль единичного трека при наплавке порошковой смеси B_4C (30 %) — $Ti-6Al-4V$ (70 %) ($P = 1000$ Вт, $V = 0,7$ м/мин, $f = -15$ мм, $J = 199,6$ Дж/мм², $t = 400$ мкм)

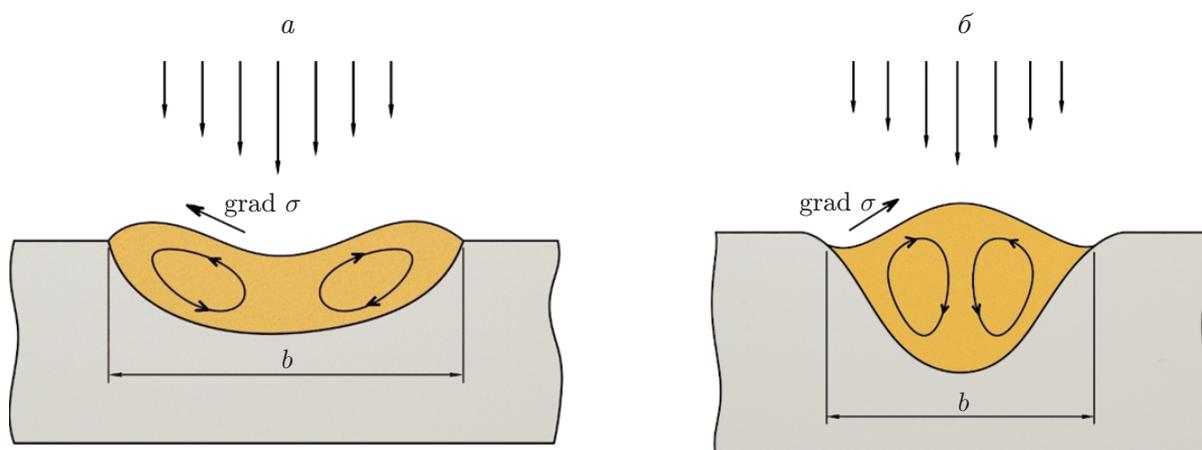


Рис. 5. Процесс перемешивания жидкости в ванне расплава в результате термокапиллярной (а) и концентрационно-капиллярной (б) конвекции

при добавлении частиц карбида бора происходит увеличение коэффициента поглощения лазерного излучения порошковой смесью. В результате оптимальный режим наблюдается при меньшем значении плотности энергии.

В случае керамики B_4C — $Ti-6Al-4V$ с массовой долей компонентов 30 и 70 % соответственно наблюдается большая неоднородность формируемых дорожек. На рис. 4 представлен профиль наплавленного трека ($J = 199,6$ Дж/мм²) порошковой смеси B_4C (30 %) — $Ti-6Al-4V$ (70 %). Видно, что в центральной части дорожки по всей ее длине имеется впадина. Подобное углубление в центральной части наблюдается для всех наплавленных треков порошковой смеси B_4C (30 %) — $Ti-6Al-4V$ (70 %) (см. рис. 3).

По-видимому, конвективный массоперенос оказывает более существенное влияние на структуру трека и распределение частиц керамики по объему по сравнению с диффузионным массопереносом. Конвекция в основном обусловлена наличием градиентов поверхностного натяжения (рис. 5) [11].

При лазерном нагреве температура материала в центре пучка максимальна и уменьшается по направлению к краям. Поверхностное натяжение жидкости (расплава) зависит от температуры и обычно уменьшается с ее ростом. Вследствие этого на поверхности возникает сила, направленная от центра светового пятна к его краям, а также движение жидкости, приводящее к формированию цилиндрического вогнутого мениска. Такое явление наблюдалось при высокой концентрации керамики в порошковой смеси (см. рис. 4). В свою очередь, при меньшей концентрации B_4C (см. рис. 2) знак зависимости коэффициента натяжения от температуры меняется, что обуславливает формирование выпуклого цилиндрического мениска.

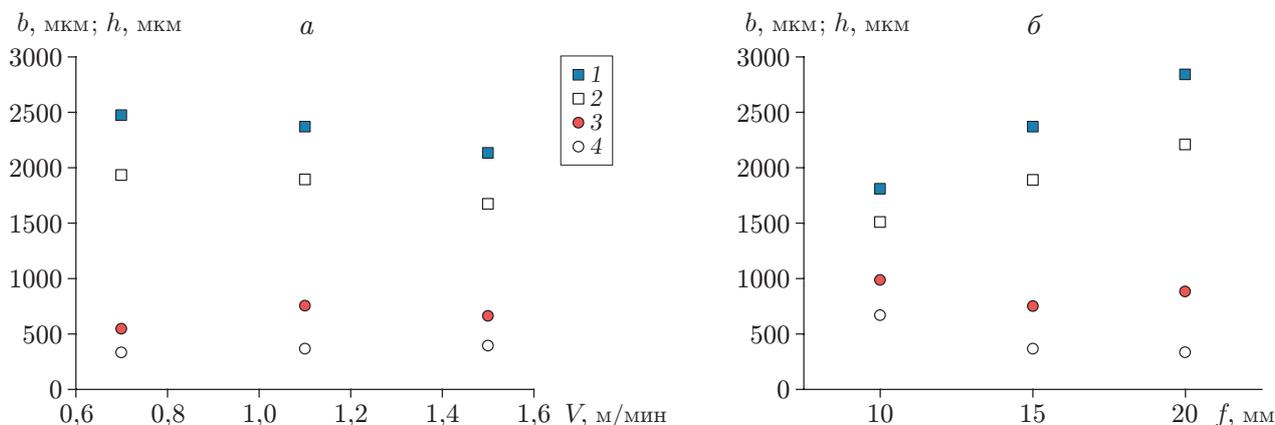


Рис. 6. Зависимости ширины b (1, 2) и высоты h (3, 4) единичного трека от скорости сканирования (а) и положения фокуса (б) при различной начальной толщине порошкового слоя:

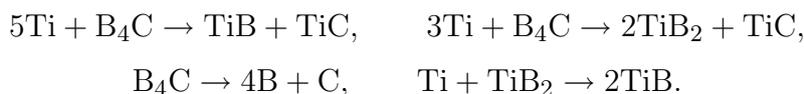
1, 3 — $t = 400 \mu\text{m}$, 2, 4 — $t = 800 \mu\text{m}$

Проведено исследование влияния начальной толщины порошкового слоя на форму треков, наплавляемых с использованием непрерывного лазерного излучения. На рис. 6 представлены зависимости ширины b и высоты h единичных треков Ti-6Al-4V от скорости сканирования и положения фокуса при различной начальной толщине порошкового слоя ($t = 400, 800 \mu\text{m}$). Видно, что зависимости ширины и высоты треков от параметров лазерного излучения аналогичны. Однако при толщине порошкового слоя $t = 800 \mu\text{m}$ имеют место меньшая ширина и большая высота трека, чем в случае $t = 400 \mu\text{m}$.

Изготовлены шлифы единичных треков при различной начальной концентрации керамики порошковой смеси. На рис. 7 представлены фотографии поперечных шлифов, полученные с использованием оптического микроскопа. Режим лазерного воздействия при всех значениях концентрации был одинаковым: $t = 400 \mu\text{m}$, $P = 1000 \text{ Вт}$, $V = 0,7 \text{ м}/\text{мин}$, $f = -15 \text{ мм}$. На рис. 7 темные зоны внутри трека представляют собой частицы карбида бора. Поры и трещины внутри единичных треков не обнаружены.

Поперечное сечение единичных треков, полученных в результате селективного лазерного плавления, представляет собой выступ линзообразной формы, одна часть которого находится внутри подложки, а другая часть — над ней. Ширина треков составляет приблизительно 2 мм , высота — $350 \div 500 \mu\text{m}$. Большинство частиц карбида бора располагаются по краям трека, что обусловлено конвективным массопереносом (см. рис. 5), а их концентрация существенно меньше начальной.

Наблюдаемое различие концентрации частиц карбида бора объясняется тем, что в процессе лазерного выращивания происходит экзотермическая реакция между карбидом бора и титаном с образованием новых химических соединений:



В результате данных реакций образуются вторичные керамические соединения TiC, TiB, TiB₂, что обуславливает формирование сложных гетерогенных структур (рис. 8). Зона 1 включает набор мелких зерен с характерным размером $1 \div 3 \mu\text{m}$ (см. рис. 8,а). Согласно результатам работы [12] в зоне 1 содержатся частицы TiC (светлые частицы на рис. 8,а) и TiB (темные частицы). Зона 2 включает продолговатые “усы”, на краях которых расположены частицы TiC субмикронного размера (см. рис. 8,б). На рис. 8 наиболее

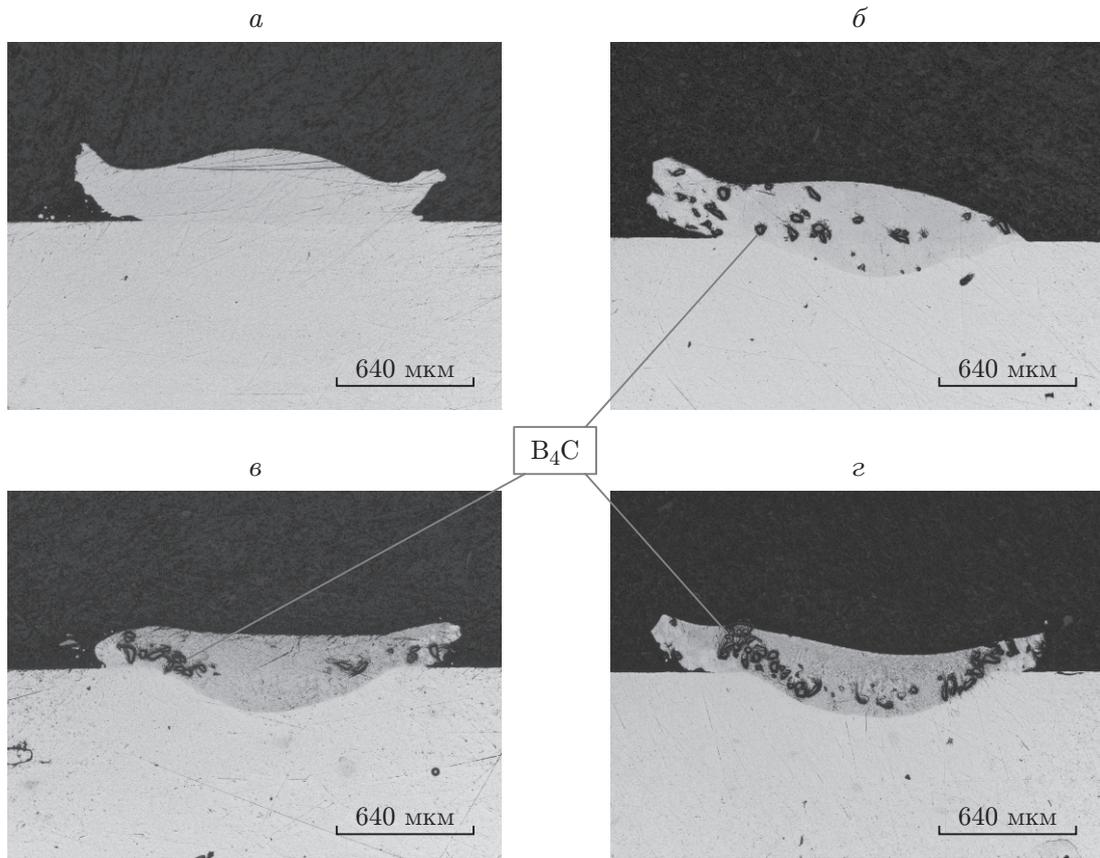


Рис. 7. Фотографии единичных треков, полученные с использованием оптического микроскопа:

a — Ti-6Al-4V, *б* — B_4C (10 %) — Ti-6Al-4V (90 %), *в* — B_4C (20 %) — Ti-6Al-4V (80 %), *г* — B_4C (30 %) — Ti-6Al-4V (70 %)

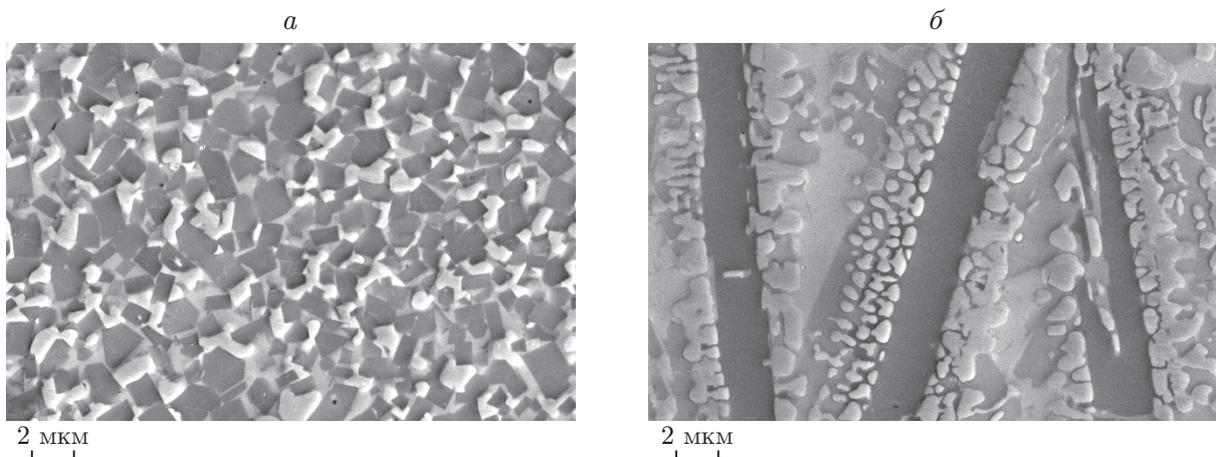


Рис. 8. Микроструктура массива B_4C (10 %) — Ti-6Al-4V (90 %), полученная с использованием спектрального электронного микроскопа:

a — зона 1, *б* — зона 2

темные группы частиц, имеющие игольчатую структуру (вискеры), представляют собой соединения бора и титана TiB и TiB₂.

В работах [20, 29] показано, что при воздействии лазерного излучения на вещество (резка, сварка, наплавка) в условиях отсутствия химических реакций внутри расплава определяющими параметрами являются число Пекле и безразмерная энергия. В настоящей работе впервые исследуется возможность применения этих безразмерных параметров для обработки экспериментальных данных и определения универсальных закономерностей для металлокерамических треков при наличии сложных химических превращений с разложением исходной керамики В₄С и образованием новых керамик.

Согласно [30] выражение для безразмерной энтальпии может быть записано в виде

$$\frac{\Delta H}{h_s} = 2^{3/4} \pi \frac{T_s}{T_m} = 2^{3/4} \frac{AP}{\rho C T_m \sqrt{\lambda_m V d^3}},$$

где T_s — температура поверхности; T_m — температура плавления; A — коэффициент интегрального поглощения; ρ — плотность; C — удельная теплоемкость; λ_m — температуропроводность.

Поскольку в проведенных экспериментах использовался один и тот же технологический наплавляемый материал, менялись только параметры лазерного излучения (мощность P , скорость V , условия фокусировки и зависящий от них размер фокального пятна d), остальные коэффициенты имели постоянное значение, поэтому могут быть заменены константой β :

$$\frac{\Delta H}{h_s} = 2^{3/4} \pi \frac{T_s}{T_m} = \beta \frac{AP}{\sqrt{V d^3}}.$$

На рис. 9 представлена зависимость безразмерной ширины трека h/d от параметра $AP/\sqrt{V d^3}$ для различных материалов. Видно, что при малых значениях безразмерной плотности энергии ($AP/\sqrt{V d^3} \leq 50$) все зависимости в пределах экспериментального разброса хорошо согласуются. Это позволяет предположить отсутствие влияния энергии химических реакций на данные зависимости. При больших значениях безразмерной плотности энергии ($AP/\sqrt{V d^3} \geq 50$) безразмерная ширина трека для смеси В₄С — Ti-6Al-4V

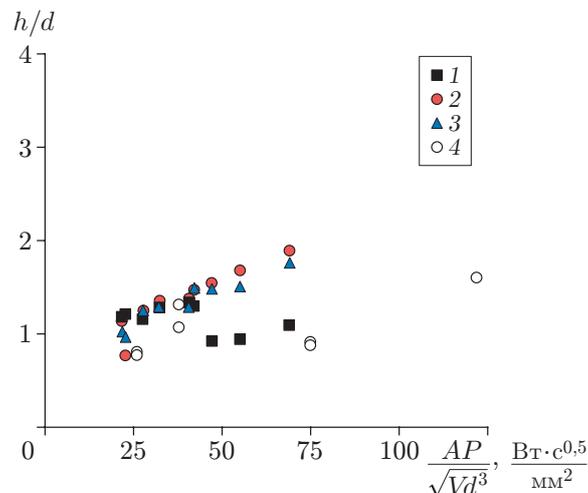


Рис. 9. Зависимость безразмерной ширины трека от безразмерной энергии для различных материалов:

1 — Ti-6Al-4V, 2 — В₄С (10 %) — Ti-6Al-4V (90 %), 3 — В₄С (20 %) — Ti-6Al-4V (80 %), 4 — WC (40 %) — NiCrSiB (60 %)

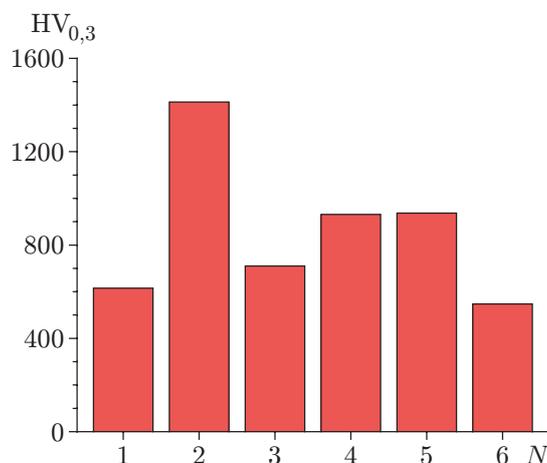


Рис. 10. Микротвердость образца B_4C (10 %) — $Ti-6Al-4V$ (90 %) в различных точках

оказывается приблизительно в 1,8 раза больше, чем для титанового сплава $Ti-6Al-4V$ и $WC-NiCrSiB$. По-видимому, это обусловлено влиянием энергии химических реакций. Следует отметить, что безразмерная ширина не зависит от массовой доли B_4C , варьируемой в диапазоне 10–20 %.

Определение микротвердости наплавленных металллокерамических треков проводилось по Виккерсу на микротвердомере Wilson Hardness Group Tukon1102 с нагрузкой массой 300 г. Установлено, что микротвердость единичного трека без керамики ($Ti-6Al-4V$) одинакова во всем объеме и варьируется в диапазоне $HV_{0,3} = 372 \div 404$. На рис. 10 представлены результаты измерения микротвердости образца B_4C (10 %) — $Ti-6Al-4V$ (90 %) в различных точках единичного трека (N — номер точки). Видно, что значение микротвердости изменяется более чем в два раза (в диапазоне $HV_{0,3} = 548 \div 1415$). Наблюдаемое различие микротвердости объясняется неоднородностью микроструктуры (см. рис. 8), а именно гетерогенной структуры, обусловленной тем, что в процессе лазерного выращивания происходит экзотермическая реакция между карбидом бора и титаном с образованием новых химических соединений. В результате микротвердость в разных зонах может различаться в несколько раз.

В таблице приведены значения микротвердости для зон 1, 2 (см. рис. 8) для образцов с различной концентрацией керамики в порошковой смеси. В обеих зонах наблюдается возрастание микротвердости с увеличением исходной концентрации керамики. Полученный результат объясняется тем, что в этом случае химические реакции происходят более активно. Это приводит к уменьшению массовой доли сплава $Ti-6Al-4V$ (металлической матрицы) и увеличению массовой доли твердых вторичных фазовых соединений.

Значения микротвердости для образцов с различной массовой долей ν керамики

ν , %		$HV_{0,3}$	
B_4C	$Ti-6Al-4V$	Зона 1	Зона 2
10	90	1253	1292
20	80	1419	1335
30	70	1462	1744

Заключение. В работе проведено исследование влияния параметров лазерного излучения (мощности, скорости движения луча и положения фокуса) на характеристики формируемого трека (геометрические размеры, микротвердость и элементный состав). Показана возможность использования безразмерных параметров при описании размеров треков и определении условий влияния на них энергии, выделяющейся при наличии сложных химических превращений с разложением исходной керамики B_4C и образованием новых керамик.

Экспериментально установлено, что при увеличении концентрации армирующих частиц в исходной порошковой смеси изменяется характер процесса массопереноса внутри ванны расплава, вследствие чего изменяется форма наплавляемого единичного трека. Показано, что формируется гетерогенная структура, включающая вторичные армирующие частицы, образующиеся в результате химических реакций при синтезе in-situ. Установлено, что значения микротвердости в различных точках единичного трека различаются более чем в два раза (в диапазоне $HV_{0,3} = 548 \div 1415$).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Moges T., Ameta G., Witherell P.** A review of model inaccuracy and parameter uncertainty in laser powder bed fusion models and simulations // *Trans. ASME. J. Manufactur. Sci. Engng.* 2019. V. 141. 040801.
2. **Kenel C., Grolimun D., Li X., et al.** In situ investigation of phase transformations in Ti-6Al-4V under additive manufacturing conditions combining laser melting and high-speed micro-X-ray diffraction // *Sci. Rep.* 2017. V. 7. 16358. DOI: 10.1038/s41598-017-16760-0.
3. **Murr L. E., Martinez E., Pan X. M., et al.** Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting // *Acta Materialia.* 2013. V. 61. P. 4289–4296. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.002.
4. **Bandyopadhyay A., Traxel K. D.** Invited review article: Metal-additive manufacturing. Modeling strategies for application-optimized designs // *Addit. Manufactur.* 2018. V. 22. P. 758–774.
5. **Gokuldoss P. K., Kolla S., Eckert J.** Additive manufacturing processes: Selective laser melting, electron beam melting and binder jetting-selection guidelines // *Materials.* 2017. V. 10. P. 672–684.
6. **Li Y., Zaloznik M., Zollinger J., et al.** Effects of the powder, laser parameters and surface conditions on the molten pool formation in the selective laser melting of IN718 // *J. Materials Process. Technol.* 2021. V. 289. 116930. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116930.
7. **Wu X.** In situ formation by laser cladding of a TiC composite coating with a gradient distribution // *Surf. Coatings Technol.* 1999. V. 115. P. 111–115. DOI: 10.1016/S0257-8972(99)00045-6.
8. **Wang H. Y., Jiang Q. C., Li X. L., Wang J. G.** In situ synthesis of TiC/Mg composites in molten magnesium // *Scripta Materialia.* 2003. V. 48. P. 1349–1354. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00014-9.
9. **Cui C., Guo Z., Wang H., Hu J.** In situ TiC particles reinforced grey cast iron composite fabricated by laser cladding of Ni-Ti-C system // *J. Materials Process. Technol.* 2007. V. 183. P. 380–385. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.10.031.
10. **Masanta M., Ganesh P., Kaul R., et al.** Development of a hard nano-structured multi-component ceramic coating by laser cladding // *Materials Sci. Engng. A.* 2009. V. 508. P. 134–140. DOI: 10.1016/j.msea.2008.12.031.

11. **Golyshev A., Orishich A.** Microstructure and mechanical characterization of Ti6Al4V-B4C metal ceramic alloy, produced by laser powder-bed fusion additive manufacturing // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2020. V. 109. P. 579–588. DOI: 10.1007/s00170-020-05509-1.
12. **Emamian A., Corbin S. F., Khajepour A.** The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding // Surf. Coatings Technol. 2011. V. 206. P. 124–131. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.06.062.
13. **Emamian A., Corbin S. F., Khajepour A.** Effect of laser cladding process parameters on clad quality and in-situ formed microstructure of Fe–TiC composite coatings // Surf. Coatings Technol. 2010. V. 205. P. 2007–2015. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.087.
14. **Golyshev A. A., Filippov A. A.** Comparative investigation of nickel-based metal-ceramic structures with ceramic particles of tungsten and boron carbides made by the selective laser melting method // Nanosci. Technol. 2020. V. 11. P. 247–257. DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033784.
15. **Das B., Gopinath M., Nath A. K., Bandyopadhyay P. P.** Online monitoring of thermo cycles during laser remelting of flame sprayed chromia coating in pulsed mode and coating properties // Optik. 2020. V. 227. 166030. DOI: 10.1016/j.ijleo.2020.166030.
16. **Khalili A., Goodarzi M., Mojtahedi M., Torkamany M. J.** Solidification microstructure of in-situ laser-synthesized Fe–TiC hard coating // Surf. Coatings Technol. 2016. V. 307. P. 747–752. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.09.051.
17. **AlMangour B., Grzesiak D., Yang J. M.** In-situ formation of novel TiC-particle-reinforced 316L stainless steel bulk-form composites by selective laser melting // J. Alloys Compounds. 2017. V. 706. P. 409–418. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.01.149.
18. **Wang X. H., Song S. L., Qu S. Y., Zou Z. D.** Characterization of in situ synthesized TiC particle reinforced Fe-based composite coatings produced by multi-pass overlapping GTAW melting process // Surf. Coatings Technol. 2007. V. 201. P. 5899–5905. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.10.042.
19. **Saedi S., Shayesteh Moghaddam N., Amerinatanzi A., et al.** On the effects of selective laser melting process parameters on microstructure and thermomechanical response of Ni-rich NiTi // Acta Materialia. 2018. V. 144. P. 552–560. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.10.072.
20. **Гольшев А. А., Оришич А. М., Филиппов А. А.** Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // ПМТФ. 2019. Т. 60, № 4. С. 194–205. DOI: 10.15372/PMTF20190402.
21. **Fabbro R.** Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding // J. Phys. D. Appl. Phys. 2010. V. 43. 445501. DOI: 10.1088/0022-3727/43/44/445501.
22. **Fotovvati B., Wayne S. F., Lewis G., Asadi E.** A review on melt-pool characteristics in laser welding of metals // Adv. Materials Sci. Engng. 2018. V. 11. P. 4–18. DOI: 10.1155/2018/4920718.
23. **Dilip J. J. S., Zhang S., Teng C., et al.** Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti–6Al–4V alloy parts fabricated by selective laser melting // Progr. Addit. Manufactur. 2017. V. 2. P. 157–167. DOI: 10.1007/s40964-017-0030-2.
24. **Ghosh S., Ma L., Levine L. E., et al.** Single-track melt-pool measurements and microstructures in Inconel 625 // JOM. 2018. V. 70. P. 1011–1016. DOI: 10.1007/s11837-018-2771-x.
25. **Scime L., Beuth J.** Melt pool geometry and morphology variability for the Inconel 718 alloy in a laser powder bed fusion additive manufacturing process // Addit. Manufactur. 2019. V. 29. 100830. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100830.
26. **Kusuma C., Ahmed S. H., Mian A., Srinivasan R.** Effect of laser power and scan speed on melt pool characteristics of commercially pure titanium (CP-Ti) // J. Materials Engng Perform. 2017. V. 26. P. 3560–3568. DOI: 10.1007/s11665-017-2768-6.

27. **Golyshev A. A., Malikov A. G., Orishich A. M., Shulyatyev V. B.** Experimental study of laser-oxygen cutting of low-carbon steel using fibre and CO₂-lasers under conditions of minimal roughness // Quantum Electron. 2014. V. 44. P. 970–974. DOI: 10.1070/qe2014v044n10abeh015412.
28. **Фомин В. М., Гольшев А. А., Маликов А. Г. и др.** Создание функционально-градиентного материала методом аддитивного лазерного сплавления // ПМТФ. 2020. Т. 61, № 5. С. 224–234. DOI: 10.15372/PMTF20200523.
29. **Golyshev A. A., Malikov A. G., Orishich A. M., Shulyat'ev V. B.** High-quality laser cutting of stainless steel in inert gas atmosphere by ytterbium fibre and CO₂ lasers // Quantum Electron. 2014. V. 44. P. 233–238. DOI: 10.1070/qe2014v044n03abeh015320.
30. **Rubenchik A. M., King W. E., Wu S. S.** Scaling laws for the additive manufacturing // J. Materials Process. Technol. 2018. V. 257. P. 234–243. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.034.

*Поступила в редакцию 23/III 2021 г.,
после доработки — 23/III 2021 г.
Принята к публикации 29/III 2021 г.*
