

УДК 621.373.826

ЗАКОНЫ ПОДОБИЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

А. А. Голышев^{*,**}, А. М. Оришич^{*,**}, А. А. Филиппов^{*}

* Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

** Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: alexgol@itam.nsc.ru, laser@itam.nsc.ru, filippov@itam.nsc.ru

Проведено исследование влияния параметров лазерного излучения (мощности, скорости движения луча и положения фокуса) на характеристики формируемого трека (размеры, элементный состав и микротвердость). Показано, что при учете различия коэффициентов поглощения лазерного излучения в режиме теплопроводности и кинжальном режиме лазерного воздействия размеры треков могут быть определены единой зависимостью от энергетического параметра. Исследовано влияние режимов воздействия лазерного излучения на химический состав и микротвердость металлокерамических (WC–NiCrBSi) треков. Показано, что независимо от режима формирования трека эти параметры определяются безразмерным параметром, описывающим степень разбавления химических веществ. Установлено, что при малых значениях этого параметра, которые реализуются при режиме теплопроводности, создается трек с максимальной массовой долей вольфрама и наибольшим значением микротвердости. Обнаружено, что микротвердость наплавленной металлокерамической структуры в 4–5 раз больше микротвердости материала подложки.

Ключевые слова: аддитивные технологии, лазерная наплавка, CO₂-лазер, карбид вольфрама, никель, микроструктура, микротвердость, безразмерные параметры.

DOI: 10.15372/PMTF20190421

Введение. В настоящее время потребность различных отраслей промышленности в высокоточных деталях, а также в сложных, но легких конструкциях обуславливает интерес к аддитивным технологиям (АТ), включающим набор технологических процессов, основанных на поэтапном построении трехмерной структуры. Известно более 10 способов и технологий послойного синтеза деталей. Наиболее широко используемой универсальной АТ производства трехмерных деталей является селективное лазерное плавление (selective laser melting (SLM)) [1].

Часть работы, связанная с настройкой методики оптимизации наплавки, отработкой технологии получения качественных образцов и отработкой процесса измерений микротвердости и элементного состава, выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Новосибирской области в рамках научного проекта № 19-48-543004р_мол.а. Часть работы, связанная с поиском обобщенных параметров и законов подобия, выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. (код проекта АААА-А17-117030610122-6).

© Голышев А. А., Оришич А. М., Филиппов А. А., 2019

В работах [2, 3] отмечается, что механические свойства деталей из нержавеющей стали марки 316L, формируемых с использованием АТ, могут быть такими же, как и механические свойства отливок, или приближаться к механическим свойствам кованных деталей. Однако на качество деталей существенное влияние оказывает большое количество параметров, изменение которых необходимо контролировать. В соответствии с [4] на начальном этапе оптимизации АТ формируются одиночные треки с различными комбинациями мощности излучения лазера, скорости сканирования и диаметра пучка при заданной толщине слоя порошковой смеси. Затем анализируется морфология ванны расплава, что позволяет выбрать подходящий набор параметров для дальнейшего формирования трехмерной детали. После этого определяются оптимальная стратегия сканирования и интервал между соседними треками.

Подвод энергии оказывает наиболее значительное влияние на морфологию трека и, следовательно, на стабильность процесса, от чего в конечном счете зависит качество создаваемой детали. Недостаточная мощность излучения лазера или чрезмерно высокая скорость сканирования приводит к неустойчивости процесса. Это явление называется сферидизацией (balling) [5]. В то же время известно, что при превышении порогового значения подводимой энергии режим теплопроводности переходит в режим кинжального проплавления (см., например, [6–9]), в результате чего образуются очень глубокие зоны проплавления подложки со сферическими пустотами в ее нижней области.

В настоящее время существует большое количество работ, посвященных исследованию законов формирования отдельных треков при наплавке металлических порошков [10–14]. Созданы теоретические модели и найдены безразмерные параметры, позволяющие обобщать экспериментальные данные. Экспериментально подтверждена целесообразность использования нормированной энтальпии для объединения влияния мощности, скорости и размера пучка, что возможно до достижения порога режима кинжального проплавления [11–14]. В остальных случаях наблюдается большой разброс значений. Поэтому нормализованная энтальпия, используемая при превышении порога, не учитывает физические процессы, происходящие в режиме кинжального проплавления.

Для улучшения характеристик формируемых изделий применяются металломатричные композитные покрытия. Впервые металломатричные композиты (ММК) были созданы в 50-х гг. XX в. В настоящее время разрабатываются новые виды таких композитов. Необходимые механические свойства этих материалов могут быть получены с использованием определенной комбинации армирующих элементов и металлических матриц. Для применения в промышленных условиях разработано несколько видов ММК, в том числе ММК на основе Al, Ti, Fe, Cu, Mg и Ni, армированные либо волокнами, либо частицами [15].

Покрытия на основе никелевых сплавов характеризуются коррозионной стойкостью, стойкостью к адгезионному и абразивному износу и широко используются в технике [16–18]. Для улучшения твердости покрытия и повышения износостойкости деталей в никелевые сплавы включаются твердые керамические частицы, например частицы карбида вольфрама WC. Карбид вольфрама, имеющий высокую износостойкость в сочетании с высокой вязкостью, термостойкостью и хорошей смачиваемостью расплавленным металлом, применяется при изготовлении деталей для различных отраслей промышленности [19]. Металлокерамические структуры, содержащие карбид вольфрама и никелевый сплав, используются для защиты деталей, которые подвергаются высокоинтенсивному износу [20].

Следует отметить, что детальное исследование законов формирования металлокерамических треков и возможности обобщения экспериментальных данных с использованием безразмерных параметров ранее не проводилось.

Целью данной работы является оптимизация процесса лазерной наплавки для получения качественных одиночных треков с минимальной шероховатостью из порошковой смеси с массовой долей компонентов 40 % WC — 60 % NiCrBSi на основе метода SLM. В процессе оптимизации варьируются скорость движения луча V , мощность излучения P и параметр фокусировки f .

При оптимизации процесса лазерной порошковой наплавки металлокерамической смеси изучалась возможность обобщения экспериментальных данных, нахождения определяющих безразмерных параметров и законов подобия при формировании металлокерамического трека. Особое внимание уделяется анализу влияния режима лазерного воздействия (режима теплопроводности и режима кинжального проплавления) на геометрические характеристики, химический состав и микротвердость формируемого металлокерамического трека.

Материалы и методика экспериментов. Металлокерамическая порошковая смесь наплавлялась на подложку в виде пластины из нержавеющей стали марки 12X18H10T с размерами $50 \times 50 \times 5$ мм. В качестве наплавляемого материала использовалась изготавливаемая компанией “Техникорд” порошковая смесь 40 % WC — 60 % NiCrBSi. Используемые частицы керамики (WC) имели осколочную форму, частицы металлопорошка NiCrBSi — сферическую (средний диаметр частиц равен 40 мкм).

Толщина нанесенного слоя порошковой смеси во всех экспериментах оставалась постоянной и составляла 1,5 мм. Наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия, подававшегося через сопло.

Обработка порошковой смеси лазерным излучением осуществлялась на созданном в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН комплексе “Сибирь 4” [21]. С помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм фокусировалось вглубь материала, на его поверхности и над ней.

Формируемые треки исследовались с помощью оптического конфокального микроскопа Olympus LEXT OLS 3000, микроструктура треков — с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15, оснащенного детектором обратнорассеянных электронов, позволяющим определять фазовый состав, и детектором вторичных электронов, предназначенным для анализа микрорельефа поверхности. Кроме того, для оценки состава покрытия использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Oxford Instruments X-Max 80 mm².

В большинстве известных работ исследовались диапазоны параметров (положение фокуса, мощность излучения и скорость движения луча), в которых происходил непрерывный переход от режима теплопроводности к режиму кинжального проплавления (см., например, [11]). Это позволяло изучить параметры, при которых происходит переход к режиму кинжального проплавления, но затрудняло изучение этих режимов по отдельности.

В данной работе в различных диапазонах параметров исследуются режим кинжального проплавления при $f = -3$ мм, $P = 600 \div 1500$ Вт, $V = 0,5 \div 1,3$ м/мин и $f = -6$ мм, $P = 1000$ Вт, $V = 0,7$ м/мин (в указанных диапазонах формировался устойчивый трек) и режим теплопроводности при $P = 1000$ Вт, $V = 0,7$ м/мин. Изменение режима формирования трека достигалось варьированием положения фокуса, который располагался на различных расстояниях от верхней поверхности подложки. Диаметры пятна излучения на поверхности материала при различных положениях фокуса приведены в таблице.

Результаты исследований и их обсуждение. Ниже приведены результаты экспериментов и выполнен их анализ.

Исследование формирования структуры трека. На рис. 1–3 представлены шлифы поперечных сечений наплавленных треков при постоянной скорости сканирования 0,7 м/мин, мощности лазерного излучения 1000 Вт и различных положениях фокуса (w — ширина

Значения диаметра пятна излучения
в зависимости от положения фокуса

f , мм	d , мм
± 20	2,40
± 15	1,85
± 9	1,19
± 6	0,86
± 3	0,54

трека, H_c — высота наплава, H_m — глубина проплава, α — краевой угол, F_c — площадь наплава, F_m — площадь проплава). Наплавляемый одиночный валик можно разделить на две зоны: зону наплавки H_c (часть валика находится над поверхностью подложки) и зону проплавления H_m (часть валика расположена в подложке). Однако в материале подложки возникает также зона термического влияния, которая может оказывать влияние на механические характеристики получаемых после наплавки изделий.

Анализ приведенных на рис. 1 данных позволяет сделать вывод о существовании двух режимов формирования треков, обусловленных различием процессов взаимодействия излучения с веществом. При $f = -3; -6$ мм реализуется режим кинжального проплавления, для которого характерны наличие парогазовой каверны, глубокое проникание излучения внутрь подложки с существенным ее проплавлением. При других положениях фокуса энергия излучения передается внутрь материала за счет теплопроводности, что обуславливает небольшую глубину проплавления подложки (см. рис. 1).

Следует отметить, что для режима кинжального проплавления характерным является образование пор. На рис. 4 представлены шлифы поперечных сечений наплавленных треков при различных значениях скорости сканирования и мощности лазерного излучения. Механизмы формирования пор, теоретически подробно исследованные, например, в работе [8], обусловлены захватом газа, находящегося между частицами порошка, и течением расплава в каверне. В данном процессе важную роль играют поверхностное натяжение и вязкость, которые зависят от температуры, что обуславливает уменьшение пористости с увеличением мощности излучения (см. рис. 4). Из рис. 4 следует, что с ростом мощности излучения происходит увеличение глубины проплава (фактически глубины каверны) вследствие дополнительного прогрева материала и резкое уменьшение пор в размере. При теплопроводном режиме формирования трека поры не возникали.

Законы подобия при формировании металлокерамических треков. В настоящее время установлено, что для таких процессов взаимодействия лазерного излучения с веществом, как резка, сварка, наплавка, определяющими безразмерными параметрами являются число Пекле и безразмерная энергия [11, 12, 22, 23]. В частности, в работах [11, 12] обнаружено, что данные параметры могут определять геометрические характеристики трека при наплавке металлического порошка. В данной работе впервые исследуется возможность применения этих безразмерных параметров для обобщения экспериментальных данных и нахождения универсальных закономерностей для металлокерамических треков.

Согласно [12] выражение для безразмерной энтальпии записывается в виде

$$\frac{\Delta H}{h_s} = 2^{3/4} \pi \frac{T_s}{T_m} = 2^{3/4} \frac{AP}{\rho C T_m \sqrt{\lambda_m V d^3}}, \quad (1)$$

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

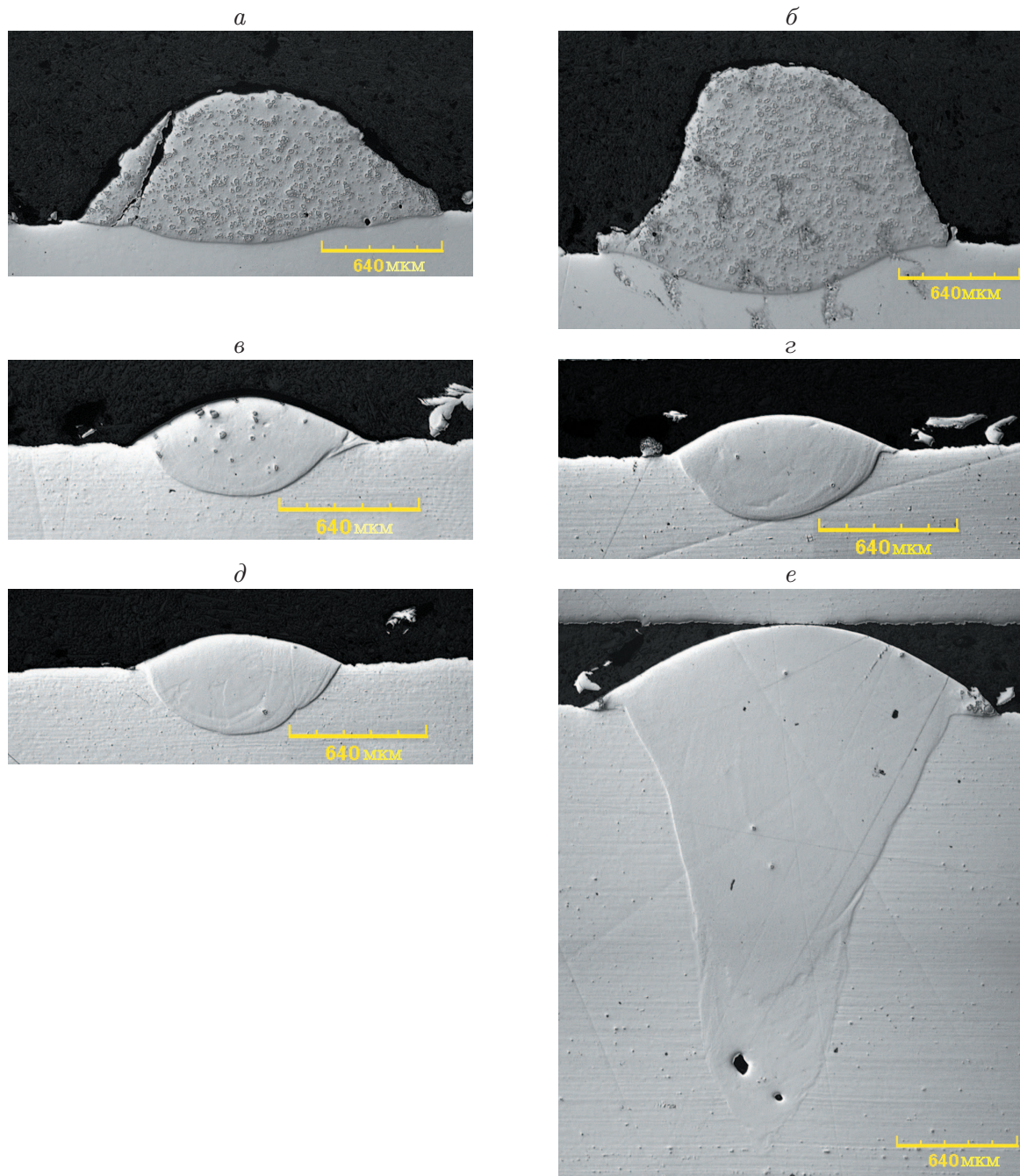


Рис. 1. Поперечное сечение трека при различных положениях фокуса:
 a — $f = 20$ мм, $б$ — $f = -20$ мм, $в$ — $f = 9$ мм, $г$ — $f = -9$ мм, $д$ — $f = 3$ мм, e —
 $f = -3$ мм

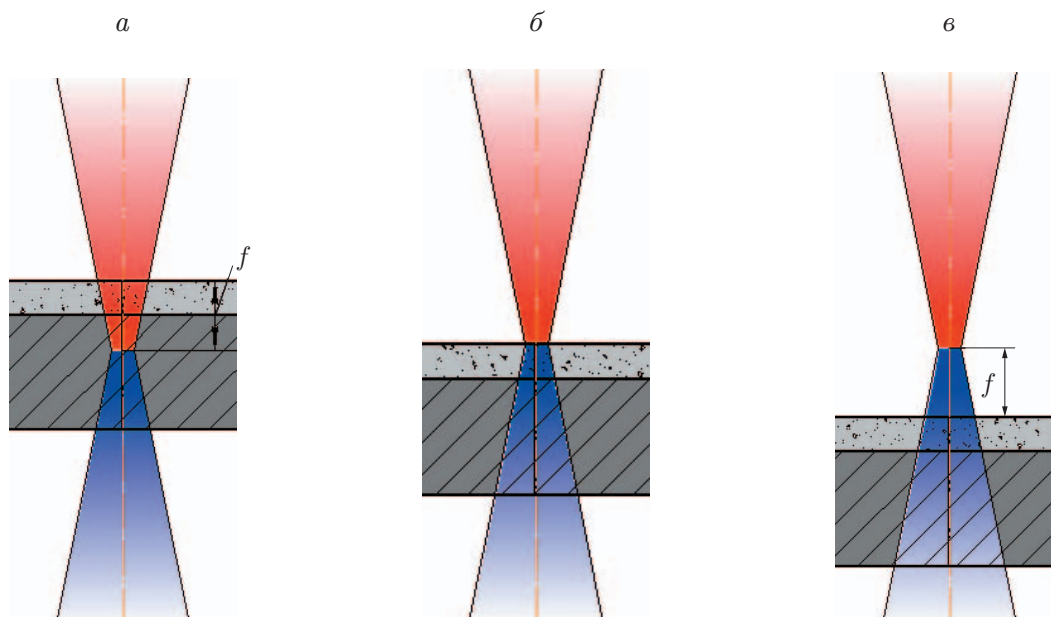


Рис. 2. Положения фокуса:
 а — $f < 0$, б — $f = 0$, в — $f > 0$

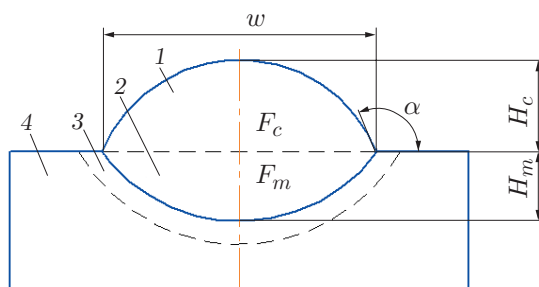


Рис. 3. Схема одиночного наплавленного трека:
 1 — зона наплавки, 2 — зона проплава, 3 — зона термического влияния, 4 — подложка

Поскольку в проведенных экспериментах наплавляемый материал оставался неизменным (менялись только параметры лазерного излучения: мощность P , скорость V , условия фокусировки и зависящий от них размер фокального пятна d), остальные коэффициенты имели постоянное значение и заменялись константой β :

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

Для определения коэффициента интегрального поглощения A требуются дополнительные экспериментальные данные. В работах [11, 13, 14] отмечалось различие степени поглощения в режимах теплопроводности и кинжального проплавления. В частности, отмечалось, что в режиме кинжального проплавления значительное увеличение степени поглощения обусловлено многократным отражением излучаемой волны в узком канале. С учетом этого в данной работе при анализе роли энергетического безразмерного параметра (2) в режиме кинжального проплавления принималось условие $A = 1$. При анализе режима теплопроводности в (2) принималось значение $A = 0,35$, такое же, как и в [14].

В данной работе исследованы зависимости ширины треков w и глубины проплава H_m от мощности P , скорости V и положения фокуса f . Экспериментальные зависимости w

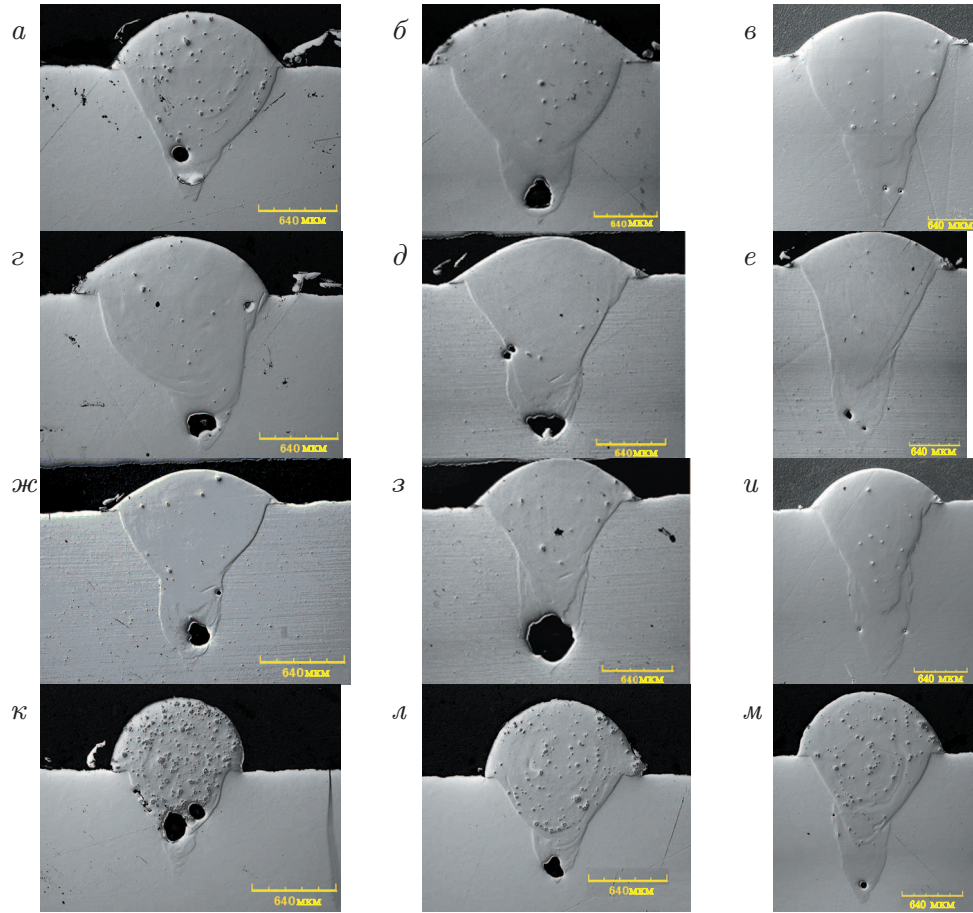


Рис. 4. Сечения наплавленного одиночного трека при $f = -3$ мм и различных значениях мощности излучения P и скорости сканирования V :

a – $в$ — $V = 0,5$ м/мин, $з$ – $е$ — $V = 0,7$ м/мин, $ж$ – $и$ — $V = 1,0$ м/мин, $к$ – $м$ — $V = 1,3$ м/мин; a , $з$, $ж$, $к$ — $P = 600$ Вт, $б$, $д$, $з$, $л$ — $P = 800$ Вт, $в$, $е$, $и$, $м$ — $P = 1000$ Вт

и H_m от P для режима кинжального проплавления приведены на рис. 5. Видно, что использование размерных переменных (мощности и скорости) приводит к большому разбросу значений ширины трека и глубины проплава, которые различаются в $2 \div 4$ раза.

На рис. 6 приведены экспериментальные данные и их аппроксимация для режимов кинжального проплавления и теплопроводности в зависимости от параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$. Параметру $AP/\sqrt{Vd^3}$ можно поставить в соответствие безразмерную переменную энтальпию $\Delta H/h_s$. Следует отметить, что при использовании в качестве независимой переменной параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$ при указанных выше значениях коэффициента поглощения A безразмерная ширина треков w/d для режимов теплопроводности и кинжального проплавления может быть описана единой линейной зависимостью $w/d = 0,88 + 0,0042AP/\sqrt{Vd^3}$.

Зависимость безразмерной глубины проплава H_m/d от параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$ является существенно нелинейной. В эксперименте режим теплопроводности реализуется при малых значениях параметра $AP/\sqrt{Vd^3} \leq 300$ Вт \cdot с^{0,5}/мм² и характеризуется малыми значениями глубины проплава H_m/d , которые медленно увеличиваются с ростом параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$.

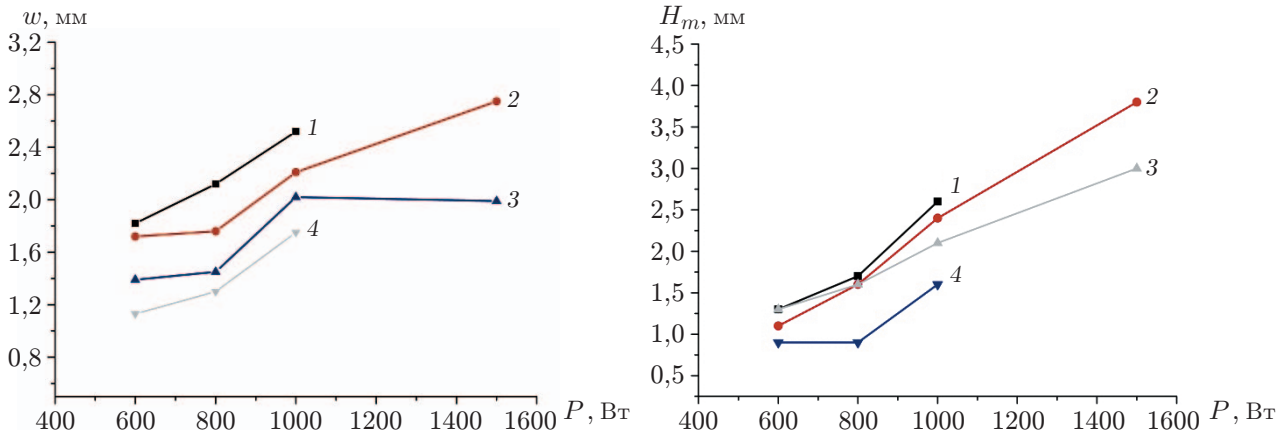


Рис. 5. Зависимости ширины трека w (а) и глубины проплава трека H_m (б) от мощности P при $f = -3$ мм и различных значениях скорости V :
 1 — $V = 0,5$ м/мин, 2 — $V = 0,7$ м/мин, 3 — $V = 1,0$ м/мин, 4 — $V = 1,3$ м/мин

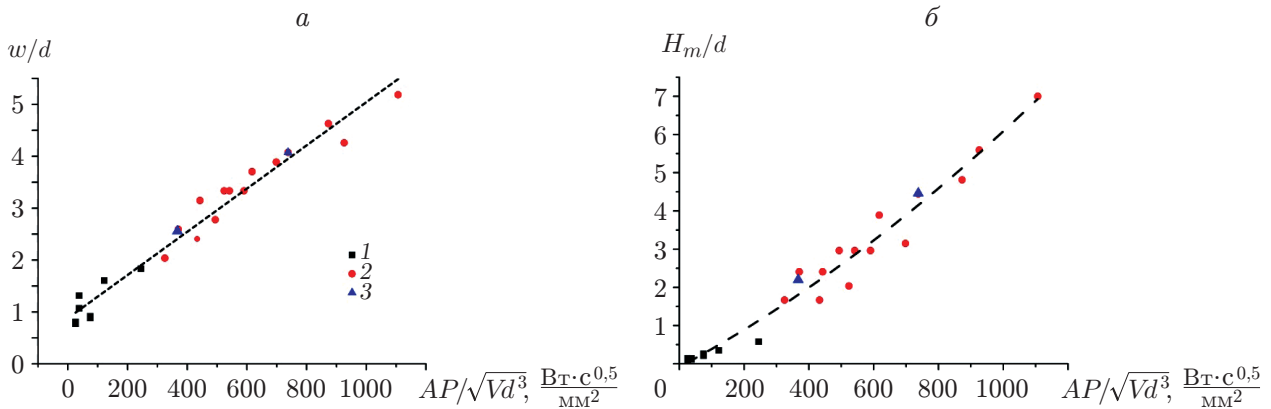


Рис. 6. Зависимости безразмерной ширины трека w/d (а) и безразмерной глубины проплава трека H_m/d (б) от параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$:
 1 — режим теплопроводности (-20 мм $< f < 20$ мм, $P = 1000$ Вт, $V = 0,7$ м/мин),
 2, 3 — режим кинжального проплавления ($P = 1000$ Вт, $V = 0,7$ м/мин): 2 — $f = -6$ мм,
 3 — $f = -3$ мм; линии — аппроксимации экспериментальных данных

Режим кинжального проплавления реализовывался при $AP/\sqrt{Vd^3} > 300$ Вт · с^{0,5}/мм², при этом глубина проплава H_m/d резко увеличивалась с ростом параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$. Заметим, что единые зависимости глубины проплава от параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$, в частности для режима кинжального проплавления, реализовывались при изменении мощности P , скорости сканирования V и диаметра пятна излучения d .

Химический состав и микротвердость металлокерамических треков. Из рис. 1, 4 следует, что ванна расплава включает как зону наплавки, так и зону проплавки подложки. Таким образом, материал наплавляемого порошка может распределяться по большому объему, что оказывает влияние на параметры наплавленного слоя. Для анализа концентрации химических элементов аналогично тому, как это сделано в [24], введем безразмерный параметр разбавления (dilution) $D = F_{\text{п}}/(F_{\text{н}} + F_{\text{п}})$ ($F_{\text{н}}$ — площадь наплавки; $F_{\text{п}}$ — площадь проплава).

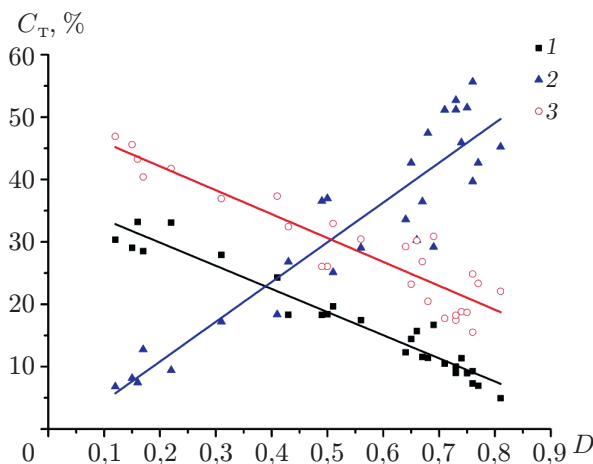


Рис. 7. Зависимость массовой доли W (1), Fe (2), Ni (3) в материале трека от коэффициента D (линии — аппроксимации экспериментальных данных)

Исследовалось распределение W, Fe и Ni в зависимости от режима наплавки. На рис. 7 показана зависимость концентрации химических элементов в наплавленном треке от коэффициента D при изменении мощности в интервале $P = 0,6 \div 1,6$ кВт, скорости — в интервале $V = 0,5 \div 1,3$ м/мин и различных положениях фокуса $f = \pm 20, \pm 15, \pm 9, \pm 6, \pm 3$ мм в режимах кинжального проплавления и теплопроводности. Из рис. 7 следует, что зависимость массовой доли вольфрама и никеля в переплавленном слое от коэффициента D является линейной независимо от режима формирования трека. В частности, зависимость массовой доли вольфрама от коэффициента D может быть записана в виде $C_{TW} = 37,304 - 37,109D$.

Линейный характер полученной зависимости $C_{TW}(D)$ можно объяснить, исследуя баланс частиц. Выражение для массы вольфрама на единицу длины трека M_W можно записать в виде

$$M_W = C_{порW}F_{пор} = C_{TW}(F_H + F_{II}).$$

Следовательно,

$$C_{TW} = F_H + F_{II} = C_{порW}(1 - \eta D),$$

где C_{TW} , $C_{порW}$ — массовые доли вольфрама в треке и исходном порошке; $F_{пор}$, F_H , F_{II} — площади расплавленного порошка, наплава и проплава подложки, причем $F_H = \eta F_{пор}$. Таким образом, при малой степени разбавления ($D = 0,1$), т. е. в режиме теплопроводности, массовая доля вольфрама близка к исходной массовой доле в порошке, тогда как при большой степени разбавления, т. е. в режиме кинжального проплавления ($D \geq 0,8$), она уменьшается до значения $C_{TW} < 5\%$. При этом в переплавленном слое увеличивается массовая доля железа за счет его перехода из подложки. В результате измерений установлено, что расплав хорошо перемешан, следовательно, в пределах погрешности измерений значения массовой доли вольфрама в различных точках переплавленного материала одинаковы.

Определение микротвердости наплавленных металлокерамических треков проводилось по Виккерсу на микротвердомере Wilson Hardness Group Tukon1102 с нагрузкой массой 100 г.

На рис. 8 представлена экспериментальная зависимость микротвердости от коэффициента D . Видно, что с уменьшением коэффициента разбавления микротвердость материала увеличивается. Так, при $D = 0,76$ микротвердость равна $HV_{0,1} = 330$, при

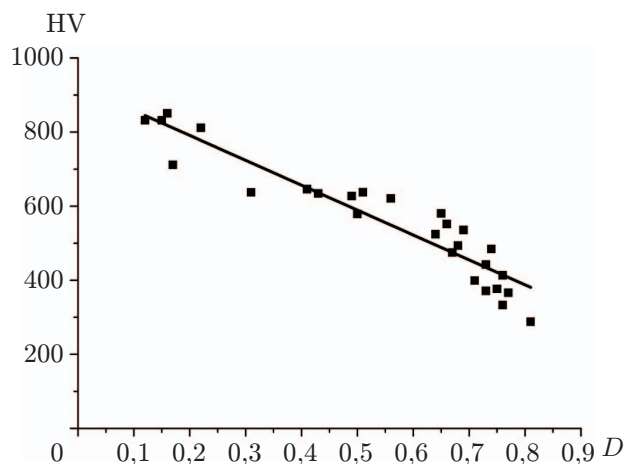


Рис. 8. Зависимость микротвердости формируемых треков от коэффициента D (линия — аппроксимация экспериментальных данных)

$D = 0,12$ $HV_{0,1} = 830$. Экспериментальные данные описываются линейной зависимостью $HV_{0,1} = 925,372 - 6,722D$.

Заключение. В работе проведено исследование влияния параметров лазерного излучения (мощности, скорости движения луча и положения фокуса) на геометрические размеры, элементный состав и микротвердость формируемого трека. Впервые особое внимание уделено изучению возможности обобщения экспериментальных данных о свойствах металлокерамического трека, поиску определяющих безразмерных параметров и законов подобия, определяющих свойства наплавляемого материала формируемого трека при лазерном воздействии как в режиме кинжального проплавления, так и в режиме теплопроводности. Показано, что с учетом различия коэффициентов поглощения лазерного излучения в рассмотренных режимах лазерного воздействия геометрические размеры треков могут быть описаны единой зависимостью от энергетического параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$. Установлено, что с увеличением параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$ безразмерная ширина трека увеличивается по линейному закону, в то время как глубина проплавления — по нелинейному закону. При малых значениях $AP/\sqrt{Vd^3} \leq 300 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{0,5}/\text{мм}^2$ формирование трека происходит в режиме теплопроводности, в котором значения H_m/d малы и медленно увеличиваются с ростом энергетического параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$. При $AP/\sqrt{Vd^3} > 300 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{0,5}/\text{мм}^2$ в режиме кинжального проплавления значения глубины проплавления существенно больше и с увеличением параметра $AP/\sqrt{Vd^3}$ увеличиваются быстрее.

Исследовано влияние режимов воздействия лазерного излучения на химический состав и микротвердость металлокерамических (WC–NiCrBSi) треков. Показано, что независимо от режима формирования трека эти параметры определяются безразмерным параметром D , характеризующим степень разбавления. Установлено, что при малых значениях $D \approx 0,1$, которые реализуются в режиме теплопроводности ($f = \pm 20 \text{ мм}$), формируется трек с максимальной массовой долей вольфрама и наибольшим значением микротвердости. Показано, что микротвердость наплавленной металлокерамической структуры в 4–5 раз больше микротвердости материала подложки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Wohlers** report 2016 — 3D printing and additive manufacturing state of the industry: Annual worldwide progress report. Fort Collins: Wohlers Assoc. Inc., 2016.

2. **Bartolomeu F., Buciumeanu M., Pinto E., et al.** 316L stainless steel mechanical and tribological behavior — a comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting // *Additive Manufactur.* 2017. N 16. P. 81–89.
3. **Thijs L.** Microstructure and texture of metal parts produced by selective laser melting: Dissertat. Leuven, 2014.
4. **Kempen K.** Expanding the materials palette for selective laser melting of metals: Dissertat. Leuven, 2015.
5. **Kruth J. P., Froyen L., Vaerenbergh J. Van, et al.** Selective laser melting of iron-based powder // *J. Materials Process. Technol.* 2004. N 49. P. 616–622.
6. **Hann D. B., Iammi J., Folkes J.** A simple methodology for predicting laser-weld properties from material and laser parameters // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2011. N 44. 445401.
7. **Rai R., Elmer J. W., Palmer T. A., DebRoy T.** Heat transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum, Ti–6Al–4V 304L stainless steel and vanadium // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2007. N 40. P. 5753–5766.
8. **Khailarah S. A., Anderson A. T., Rubenchik A., King W. E.** Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // *Acta Materialia.* 2016. N 108. P. 36–45.
9. **Heeling T., Cloots M., Wegener K.** Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting // *Additive Manufactur.* 2017. N 14. P. 116–125.
10. **Фомин В. М., Гольшев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание гетерогенных материалов на основе порошков B_4C и Ni методом холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием // *ПМТФ.* 2017. Т. 58, № 5. С. 218–227.
11. **Metelkova J., Kinds Y., Kempen K., et al.** On the influence of laser defocusing in selective laser melting of 316L // *Additive Manufacture.* 2018. N 23. P. 161–169.
12. **Rubenchik A. M., King W. E., Wu S. S.** Scaling laws for the additive manufacturing // *J. Materials Process. Technol.* 2018. N 257. P. 234–243.
13. **King W. E., Barth H. D., Castillo V. M., et al.** Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing // *J. Materials Process. Technol.* 2017. N 214. P. 2915–2925.
14. **Tang M., Pistorius P. C., Beuth J. L.** Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion // *Additive Manufactur.* 2017. N 14. P. 39–48.
15. **Miracle D. B.** Metal matrix composites from science to technological significance // *Composites Sci. Technol.* 2005. V. 65, iss. 15/16. P. 2526–2540.
16. **Rodriguez J., Martin A., Fernandez R., Fernandez J. E.** An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings // *Wear.* 2003. V. 255. P. 950–955.
17. **Chaliampalias D., Vourlias G., Pavlidou E., et al.** Comparative examination of the microstructure and high temperature oxidation performance of NiCrBSi flame sprayed and pack cementation coatings // *Appl. Surface Sci.* 2009. V. 255. P. 3605–3612.
18. **Guo C., Zhou J., Chen J., et al.** High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC–Ni composite coating // *Wear.* 2011. V. 270. P. 492–498.
19. **Tobar M., Alvarez C., Amado J., et al.** Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi–WC coatings on stainless steel // *Surface Coatings Technol.* 2006. N 200. P. 6313–6317.
20. **Bonny K., Baets P., Vleugels J., et al.** Dry reciprocating sliding friction and wear response of WC–Ni cemented carbides // *Tribol. Lett.* 2008. N 31. P. 199–209.
21. **Гольшев А. А., Маликов А. Г., Оришич А. М., Шулятьев В. Б.** Высококачественная лазерная резка нержавеющей стали в атмосфере инертного газа с помощью волоконного иттербиевого и CO_2 -лазеров // *Квантовая электрон.* 2014. Т. 44, № 3. С. 233–238.

22. **Фомин В. М., Гольшев А. А., Оришич А. М., Шулятьев В. Б.** Энергетика высококачественной резки стали волоконным и СО₂-лазерами // ПМТФ. 2017. Т. 58, № 2. С. 212–220.
23. **Гольшев А. А., Маликов А. Г., Оришич А. М., Шулятьев В. Б.** Экспериментальное исследование лазерно-кислородной резки низкоуглеродистой стали с использованием волоконного и СО₂-лазеров при условии минимума шероховатости // Квантовая электрон. 2014. Т. 44, № 10. С. 970–974.
24. **Oliveira U., Ocelík V., Hosson J. Th. M. De.** Analysis of coaxial laser cladding processing conditions // Surface Coatings Technol. 2005. N 197. P. 127–136

*Поступила в редакцию 24/XII 2018 г.,
после доработки — 24/XII 2018 г.
Принята к публикации 24/XII 2018 г.*
