

УДК 621.373.826

СОЗДАНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ B_4C И Ni МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ПОСЛОЙНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

В. М. Фомин, А. А. Голышев, В. Ф. Косарев, А. Г. Маликов,
А. М. Оришич, Н. С. Ряшин, А. А. Филиппов, В. С. Шикалов

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

E-mails: fomin@itam.nsc.ru, alexgol@itam.nsc.ru, vkos@itam.nsc.ru, smalik@ngs.ru,
laser@itam.nsc.ru, ryashinn@gmail.com, filippov@itam.nsc.ru, v.shikalov@gmail.com

Предложен метод создания принципиально новых функционально-градиентных гетерогенных материалов на основе керамических порошков B_4C с различной массовой долей в исходной смеси и пластичной металлической добавки Ni с использованием комбинированного метода холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием. Исследованы механические свойства полученных треков. Показано, что с увеличением концентрации B_4C в исходной смеси микротвердость трека увеличивается. Установлено, что структура трека зависит от размера керамических частиц в диапазоне $3 \div 75$ мкм. Впервые обнаружено уменьшение размеров частиц B_4C (приблизительно в 2–3 раза) внутри трека в результате дробления при воздействии на них лазерного излучения.

Ключевые слова: карбид бора, никель, покрытие, холодное газодинамическое напыление, лазерное воздействие, микроструктура, шероховатость, морфология.

DOI: 10.15372/PMTF20170522

Введение. В настоящее время получение изнано- и коррозионно-стойких механически прочных теплостойких покрытий для создания высокопрочного режущего инструмента, защиты элементов различных деталей, контактирующих с агрессивной средой, которая содержит химически активные соединения, частицы различных пород, песка и т. д., является актуальной задачей. Для улучшения характеристик изделий используются металломатричные композитные покрытия, состоящие из смеси порошков различных металлов с различными по содержанию и химическому составу карбидами. Существует большое количество методов получения данных металломатричных композитных покрытий: холодное газодинамическое напыление (ХГН), лазерно-порошковая наплавка, селективное лазерное плавление, плазменное напыление, электронно-лучевая наплавка и др. [1–10]. Особый интерес представляет получение металломатричных композитов на основе карбида бора B_4C и никеля Ni . Выбор карбида бора обусловлен тем, что он имеет высокую твердость, малую

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 16-19-10300).

© Фомин В. М., Голышев А. А., Косарев В. Ф., Маликов А. Г., Оришич А. М.,
Ряшин Н. С., Филиппов А. А., Шикалов В. С., 2017

плотность и устойчив к воздействию химических веществ [11]. Никель обладает повышенной коррозионной стойкостью и легко поддается обработке.

С целью улучшения физико-механических характеристик покрытий разрабатываются новые методы, одним из которых является комбинированный метод создания покрытия путем ХГН с последующей обработкой лазерным излучением. В работах [12–14] приведены результаты, полученные при обработке покрытий из титанового сплава, нержавеющей стали, сплава Inconel 625 на основе никеля, созданных методом ХГН.

В настоящей работе впервые исследуется комбинированный метод получения металломатричного композиционного покрытия на основе Ni и B₄C, заключающийся в последовательном применении методов ХГН и лазерной обработки. Исследуются условия формирования металлокерамических слоев треков на покрытии, полученном методом ХГН, в зависимости от параметров лазерного воздействия (плотности мощности, скорости движения луча V , глубины перекрытия лучей, направления их движения, шага сканирования, толщины наплавленного слоя) и структуры покрытия.

Материалы и методика эксперимента. Для получения методом ХГН [15] композиционного покрытия типа металлическая матрица — керамические включения использовались абразивные порошки B₄C со средними размерами частиц $d = 2,9; 75,0$ мкм (ООО “ОКБ-БОР”, Россия) и $d = 44; 64$ мкм (ПАО “Запорожабразив”, Украина). В качестве металлического компонента использовался порошок Ni ПНК-УТ-1 (ОАО “Кольская ГМК”, Россия) со средним размером частиц $d = 10,4$ мкм. Анализ объемного распределения частиц по размеру для данных порошков осуществлялся с помощью лазерного дифракционного анализатора частиц LS 13 320 (Beckman Coulter, США). С использованием V-образного смесителя Venus FTLMV-02 (Filtru Vibracion, Испания) были подготовлены механические смеси порошков Ni и B₄C с массовой долей карбида бора 30, 50 и 70 %. Смешивание порошков для каждой смеси проводилось в течение 30 мин. В смесях 30 % Ni — 70 % B₄C и 50 % Ni — 50 % B₄C использован порошок карбида бора с размером частиц $d = 2,9$ мкм, смеси 30 % Ni — 70 % B₄C были изготовлены на основе более крупных фракций абразивного компонента.

Эксперименты по холодному газодинамическому напылению проводились на экспериментальном стенде, разработанном в Институте теоретической и прикладной механики (ИТПМ) СО РАН, в качестве подложек использовались пластины из сплава титана BT-20 размером $50 \times 50 \times 3$ мм, рабочим и несущим газом являлся воздух. Напыление смесей с мелким порошком карбида бора осуществлялось с использованием осесимметричного эжекционного керамического сопла и атмосферного питания в силу низкой сыпучести этих смесей, исключаяющей напыление с помощью типичного сопла Лавала. Покрытия из смесей с крупными порошками B₄C наносились с использованием дозатора и плоского стального сопла Лавала.

Обработка лазерным излучением покрытий, полученных методом ХГН, осуществлялась на созданном в ИТПМ СО РАН комплексе “Сибирь 1”, который включает непрерывный СО₂-лазер с мощностью до 5 кВт и параметром качества пучка $K = 0,7$, а также компьютерную систему управления лазером и технологическим столом [16].

С помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 304 мм лазерное излучение фокусировалось вглубь материала, на его поверхности и над ней. Перетяжка фокуса Δf располагалась на верхней поверхности подложки ($\Delta f = 0$), а также выше этой поверхности ($\Delta f = 20$ мм) и ниже ее ($\Delta f = -20$ мм). При положении перетяжки фокуса выше и ниже верхней поверхности подложки диаметр пятна на поверхности составлял приблизительно 2 мм. Наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия, подававшегося через сопло, расход газа составил 5 л/мин.

Формирование треков толщиной более 1,0 мм имеет ряд особенностей и характеризуется двумя процессами. В тот момент, когда плотность мощности лазерного излучения становится больше критической, нагрев порошка, спрессованного методом ХГН, происходит со скоростью, значительно превышающей скорость отвода тепла в основной металл за счет теплопроводности. В результате реакции на поверхности жидкого металла появляется углубление, которое, увеличиваясь, образует канал, заполненный паром и окруженный жидким металлом. Давления пара оказывается достаточно для противодействия гидростатическому давлению и силе поверхностного натяжения, поэтому полость канала не заполняется жидким металлом. При некоторой скорости перемещения излучения форма канала становится динамически устойчивой. На передней стенке канала происходит плавление порошка, на задней стенке — затвердевание. Наличие канала способствует поглощению лазерного излучения не только на поверхности наплавляемого слоя материала, но и внутри него. Формируется так называемое кинжальное проплавление. Перенос расплавленного металла из головной части ванны расплава в хвостовую часть происходит по боковым стенкам в горизонтальном направлении. В хвостовой части ванны расплавленный металл поднимается в виде завихряющихся потоков и частично выносятся на ее поверхность. В результате происходит интенсивное перемешивание, обеспечивающее равномерное распределение компонентов по толщине слоя расплава. При выбранном значении мощности излучения скорость перемещения определяется с учетом особенностей формирования трека: минимальное значение скорости должно быть не меньше значения, при котором отсутствует кинжальное проплавление, а максимальное — не больше значения, при котором ухудшается качество трека, появляются поры, непровары.

Второй процесс — поверхностный нагрев и плавление. Расходящимся лазерным лучом нагревается поверхность, и за счет теплопроводности энергия передается вглубь материала. Существенную роль в этом процессе играет конвективный массоперенос, обусловленный наличием градиентов поверхностного натяжения и капиллярных сил.

При заданной толщине для различных по составу металлокерамических покрытий, полученных методом ХГН, проведена оптимизация параметров воздействия лазерного излучения: мощности лазерного излучения и скорости перемещения, обеспечивающих формирование треков с минимальной шероховатостью поверхности в отсутствие сфероидизации (дробления наплавленного валика на шарики) и пор. Анализ шероховатости поверхности и исследование микроструктуры треков осуществлялись методами оптической микроскопии с помощью конфокального микроскопа Olympus LEXT 3000 и интерференционного профилометра Bruker Contour GT-K1.

При оптимальных режимах изготавливались поперечные шлифы треков. Исследование микроструктуры методами электронной микроскопии 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. Кроме того, для оценки состава покрытия использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Oxford Instruments X-Max 80 mm². Для каждого покрытия было получено не менее четырех фотографий каждым из детекторов при увеличениях в 100 и 500 раз, а также проведен анализ его состава на поверхности исследуемой области. При выявлении особенностей были получены более детальные фотографии с большим увеличением, а также выполнен анализ состава покрытия в точке.

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 приведены типичные структуры полученных методом ХГН покрытий, которые использовались в экспериментах. Размер частиц керамики, их доля в смеси и толщина слоя в экспериментах различались, что позволяло исследовать влияние различных факторов на характеристики получаемой лазерной наплавки.

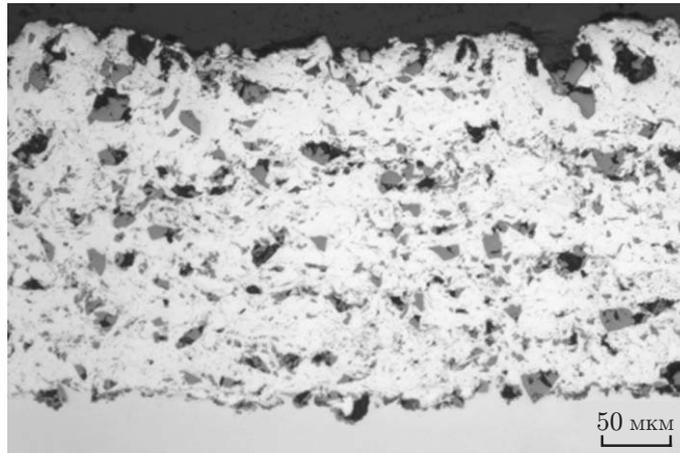


Рис. 1. Поперечный шлиф покрытия, полученного методом ХГН (30 % Ni — 70 % B₄C, $d = 75$ мкм, толщина покрытия 280 мкм)

Таблица 1

Параметры шероховатости треков на покрытиях,
полученных методом ХГН из различных смесей порошков Ni и B₄C

Номер трека	Δf , мм	V , м/мин	30 % Ni — 70 % B ₄ C		70 % Ni — 30 % B ₄ C	
			R_a , мкм	R_z , мкм	R_a , мкм	R_z , мкм
1	-20	0,3	2,7	16,1	—	—
2	-20	0,4	2,6	16,5	9,5	42,5
3	-20	0,5	5,0	20,6	11,6	41,6
4	20	0,3	2,8	14,4	7,1	35,6
5	20	0,4	4,6	22,5	7,7	32,3
6	20	0,5	2,2	11,9	17,2	67,9

Для оценки концентрации абразива в поперечном сечении покрытий, созданных методом ХГН, определялось соотношение площадей, занятых частицами B₄C и Ni. Объемная доля карбида бора не превышала 0,27.

В результате исследования воздействия лазерного излучения на покрытие, полученное методом ХГН, установлено, что структура треков зависит от состава порошка и скорости движения луча. Анализ формы профилей треков показывает стабильность и высокое качество наплавки при использовании порошка с большой исходной массовой долей керамики (30 % Ni — 70 % B₄C). Данный вывод свидетельствует о возможности применения рассматриваемого режима для получения многослойного покрытия.

Для проведения более детального сравнения характеристик треков с помощью конфокального микроскопа методом оптической профилометрии измерена шероховатость поверхности. Результаты измерений представлены в табл. 1. Заметим, что шероховатость покрытия, созданного методом ХГН, составляла $R_a = 10 \div 15$. Приведенные в табл. 1 данные показывают, что в пределах экспериментального разброса ± 20 % шероховатость не зависела от скорости движения лазерного луча и положения фокуса. Для смеси 70 % Ni — 30 % B₄C шероховатость треков оставалась близкой к шероховатости покрытия, полученного методом ХГН. Однако при лазерной наплавке смеси 70 % Ni — 30 % B₄C с большой массовой долей керамики она уменьшалась в четыре раза до среднего значения $R_a = 3,4$ мкм.

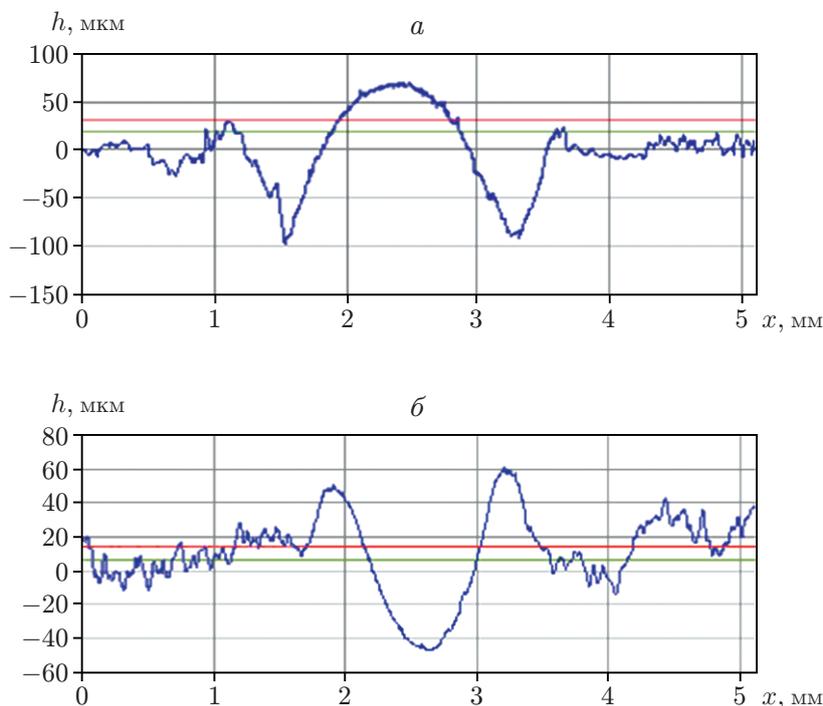


Рис. 2. Поперечная структура трека:

a — 30 % Ni — 70 % V_4C_3 , $d = 75$ мкм, $\Delta f = -20$ мм, $V = 0,4$ м/мин; *б* — 70 % Ni — 30 % V_4C_3 , $d = 2,9$ мкм, $\Delta f = 20$ мм, $V = 0,5$ м/мин

На рис. 2 представлены результаты исследования поперечной структуры треков для порошков различного состава. Массовая доля V_4C_3 оказывает существенное влияние на форму трека. Возможны два режима: 1) режим наплавления (высота трека h выше уровня покрытия, полученного методом ХГН, в центре покрытия формируется выпуклый мениск); 2) режим проплавления (высота трека ниже уровня покрытия, созданного методом ХГН, мениск в центре становится вогнутым). Заметим, что структура трека зависит как от размера используемых частиц V_4C_3 , так и от их концентрации. На рис. 3 показана структура треков с одинаковой исходной массовой долей напыляемого порошка и различными размерами частиц керамики. Видно, что для крупных частиц реализуется режим наплавления с четким выпуклым мениском, тогда как уменьшение их размера до 44 мкм (приблизительно в 1,5 раза) приводит к исчезновению мениска и формированию плоского трека.

Из полученных результатов следует, что массовая доля и размер частиц V_4C_3 в покрытиях, полученных методом ХГН, оказывают существенное влияние на процесс тепло-массообмена при их лазерной обработке. Аналогичные результаты получены в работе [17].

В процессе формирования формы трека главную роль, по-видимому, играет конвективный массообмен, в процессе формирования структуры трека и распределения частиц керамики по объему — диффузионный массообмен. Возникновение и развитие конвекции обусловлены наличием градиентов поверхностного натяжения. При лазерном нагреве в центре пучка температура материала максимальна. Поверхностное натяжение жидкости (расплава) зависит от температуры и обычно уменьшается при ее увеличении. Вследствие этого на поверхности появляется сила, направленная от центра светового пятна к его краям, в результате возникает движение жидкости, приводящее к формированию цилиндрического вогнутого мениска. Такая ситуация наблюдалась при малой концентрации

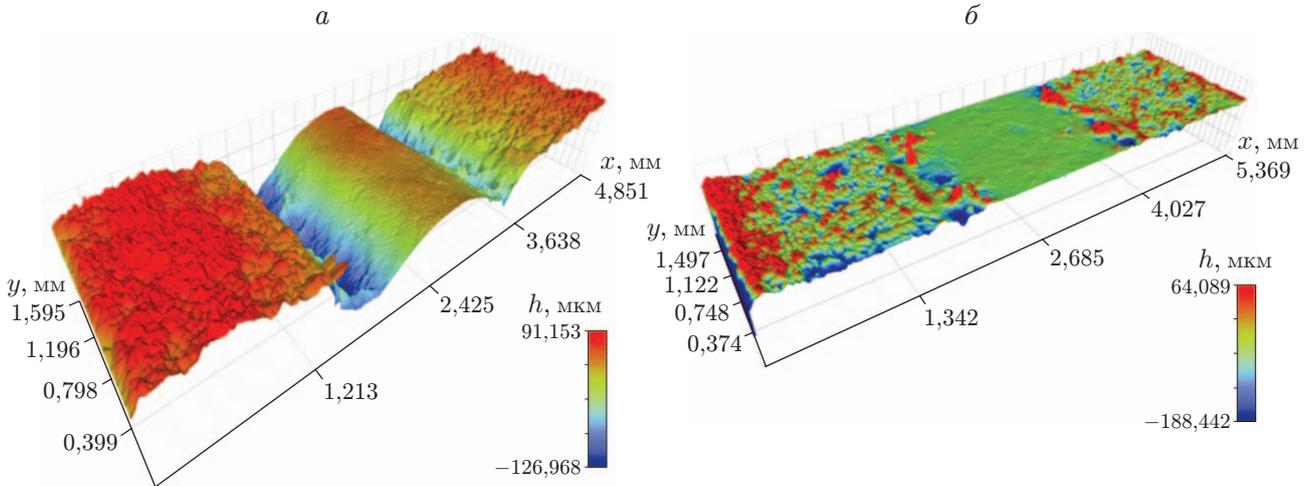


Рис. 3. Структура треков образцов из смеси 30 % Ni — 70 % V_4C_3 :
a — $d = 64$ мкм, *б* — $d = 44$ мкм

мелких частиц керамики (см. рис. 2). Однако при большой концентрации крупных частиц 30 % Ni — 70 % V_4C_3 в зависимости от температуры градиент коэффициента поверхностного натяжения меняет знак, что приводит к формированию выпуклого цилиндрического мениска при среднем размере частиц порошка керамики $d = 64, 75$ мкм (см. рис. 2, 3). При этом формируется достаточно гладкая цилиндрическая поверхность с небольшой шероховатостью $R_a \approx 3$ мкм, существенно (приблизительно в четыре раза) меньшей, чем в случае малой концентрации частиц керамики. Следует отметить, что при среднем размере частиц порошка V_4C_3 $d = 44$ мкм (см. рис. 3, б) реализуется практически плоская поверхность расплава, т. е. в этом случае коэффициент поверхностного натяжения слабо зависит от температуры.

На рис. 4 представлены микрофотографии шлифов треков в поперечном сечении, полученные с помощью электронного сканирующего микроскопа в режиме обратнорассеянных электронов при скорости перемещения излучения 0,4 м/мин.

Морфология треков меняется в зависимости от массовой доли керамики и положения фокуса. При увеличении массовой доли керамики в исходной смеси происходит формирование более качественных треков, характеризующихся меньшей шероховатостью. Следует отметить, что наиболее равномерное перемешивание частиц порошка V_4C_3 происходит в смеси 70 % Ni — 30 % V_4C_3 при отрицательном градиенте коэффициента поверхностного натяжения, т. е. конвективное движение расплава на поверхности направлено от боковых стенок ванны расплава к оси трека. В работе [18] получена аналогичная вихревая структура (см. рис. 4, а) в результате воздействия импульсного лазерного излучения на тонкое покрытие, содержащее титан и графит.

Особенностью получаемых треков является скопление дефектов в виде пор на их краях (см. рис. 4). В случае крупных частиц керамики и, следовательно, при отрицательном градиенте коэффициента поверхностного натяжения в глубине расплав движется в направлении краев трека, а на поверхности — от стенок ванны расплава к оси трека. В этом случае практически все поры остаются на краю трека (см. рис. 4, в). При малой концентрации мелких частиц V_4C_3 движение расплава происходит в противоположном направлении: расплав поднимается в центре из глубины и растекается по поверхности в направлении краев ванны расплава. При этом часть пор остается на поверхности и внутри трека, что ухудшает качество наплавленного слоя.

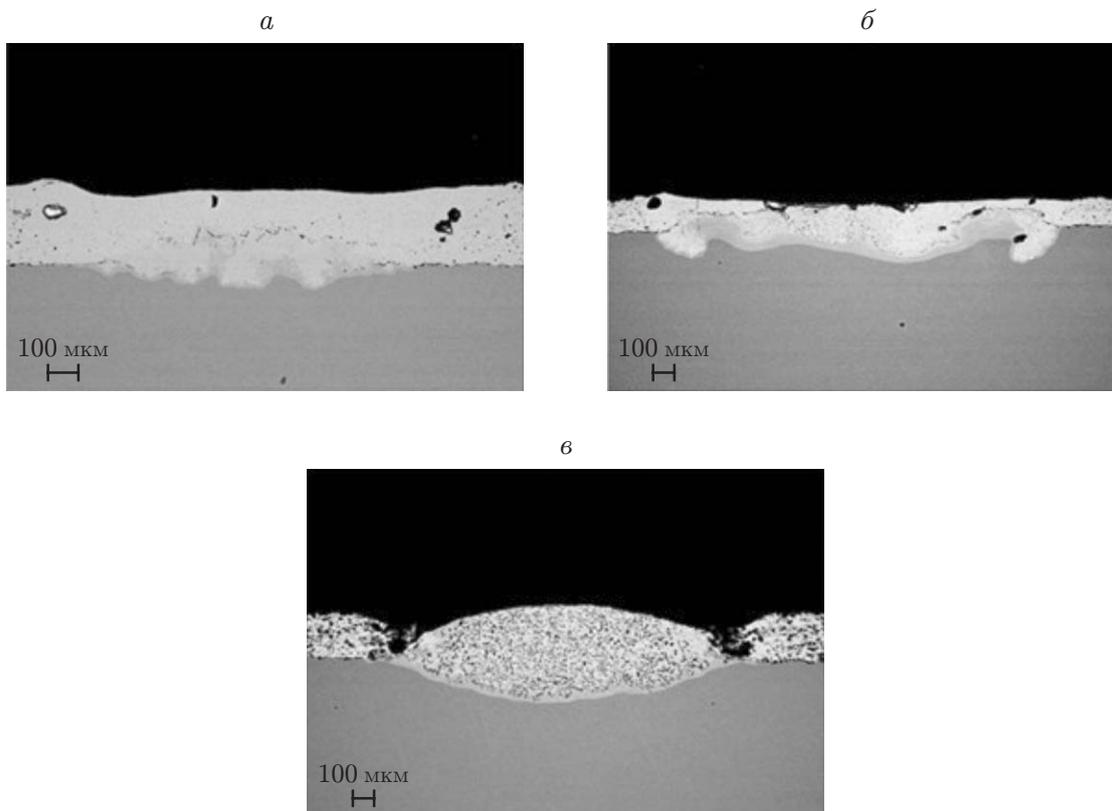


Рис. 4. Формы профиля трека после лазерной обработки при $\Delta f = 20$ мм и различной массовой доле компонентов исходной смеси:
a — 30 % Ni — 70 % B_4C , $d = 2,9$ мкм; *б* — 50 % Ni — 50 % B_4C , $d = 2,9$ мкм; *в* — 70 % Ni — 30 % B_4C , $d = 75$ мкм

На рис. 5 приведены полученные с помощью растрового электронного микроскопа в режиме обратнорассеянных электронов фотографии шлифов и указан соответствующий химический состав покрытия, полученного методом ХГН, и треков после лазерного воздействия. Области, в которых определялся химический состав покрытия, показаны прямоугольниками. На рис. 5 видно, что в результате воздействия лазерного излучения на покрытие, созданное методом ХГН, крупные фракции частиц керамики B_4C исчезают и в треке остаются более мелкие частицы (средний размер уменьшается в 2–3 раза), которые равномерно перемешиваются по объему трека. Кроме того, в треке появляется значительное количество титана из подложки. Следует отметить, что процесс лазерной наплавки порошка на основе Ni и карбида бора B_4C на титановую подложку исследовался в работе [2]. В отличие от данной работы в [2] исследовалась только смесь керамики с мелкими частицами размером $3 \div 5$ мкм (массовая доля равна 5 %) и порошка на основе никеля с частицами размером $50 \div 80$ мкм. Смесь порошков размещалась на поверхности подложки Ti-6Al-4V, при этом использовалось органическое связующее (поливиниловый спирт и вода). Толщина слоя составляла 0,8 мм. В [2] показано, что проникание в этот слой титана из подложки вызывает реакцию $3Ti + B_4C = TiC + 2TiB_2$. Это обуславливает изменение состава керамики за время прохождения лазерного излучения и существования расплава никеля. Мелкие кристаллы B_4C ($d = 3 \div 5$ мкм) исчезали, и формировались кристаллы TiC и TiB_2 . Можно предположить, что аналогичное изменение состава керамики происходит в рассматриваемом случае при использовании покрытия 70 % Ni — 30 % B_4C , полученного методом ХГН и содержащего мелкий керамический порошок ($d = 2,9$ мкм).

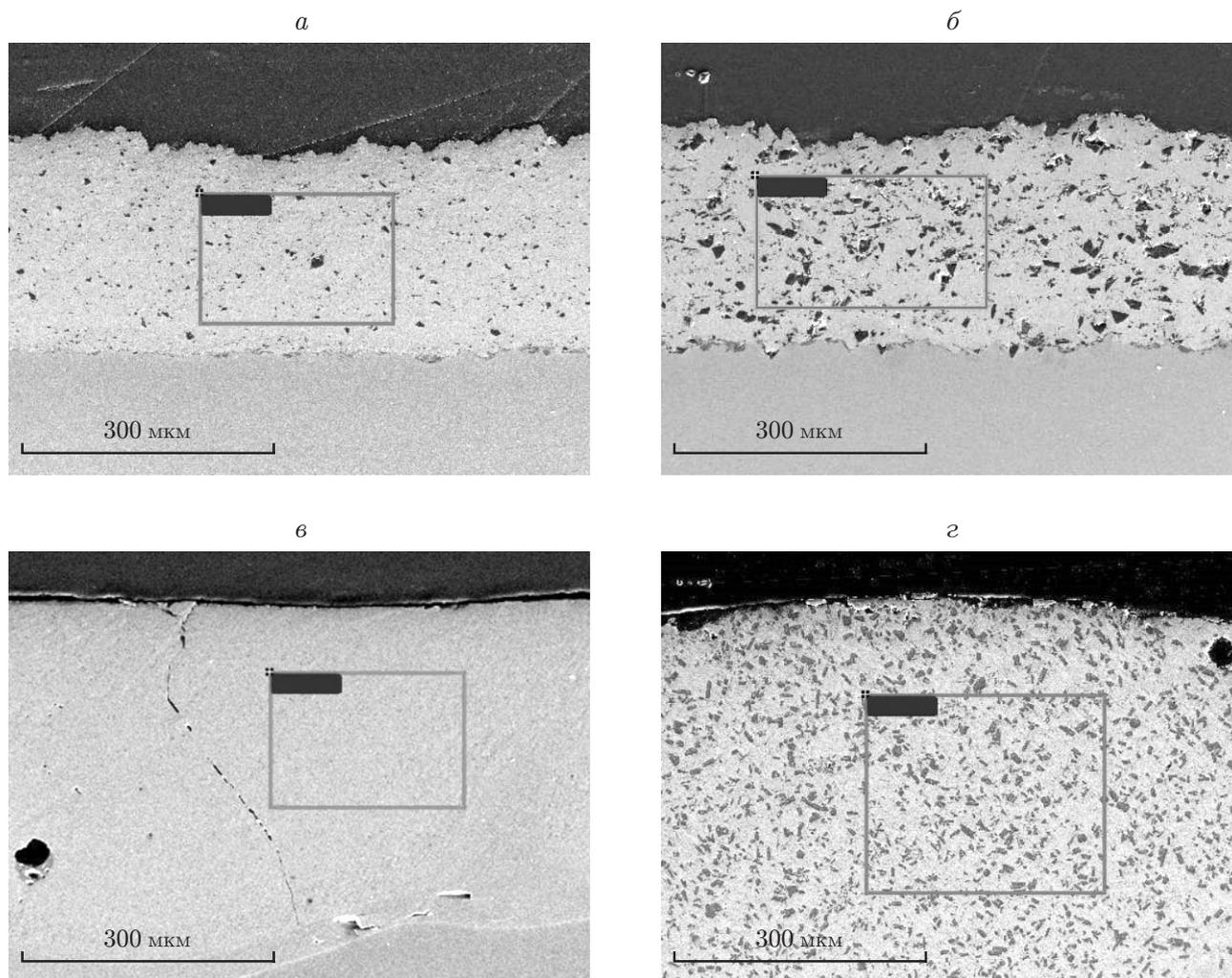


Рис. 5. Фотографии покрытий, созданных методом ХГН (*a, б*), и треков после лазерного воздействия (*в, г*), полученные с помощью электронного сканирующего микроскопа ($V = 0,5$ м/мин, $\Delta f = -20$ мм) для исходных смесей 70 % Ni — 30 % B_4C ($d = 2,9$ мкм) (*a, в*) и 30 % Ni — 70 % B_4C ($d = 75$ мкм) (*б, г*) с различной объемной долей компонентов керамики φ :

Рисунок	$\varphi, \%$						
	B	C	Ni	Ti	Fe	Si	Al
<i>a</i>	19,92	28,23	54,65	—	0,20	—	—
<i>б</i>	37,46	25,74	35,85	—	1,14	0,12	—
<i>в</i>	14,62	27,26	46,99	10,457	—	—	0,68
<i>г</i>	21,02	25,06	33,85	18,030	0,97	—	1,02

Таблица 2

Значения микротвердости треков

Способ обработки поверхности	HV, МПа		
	70 % Ni — 30 % В ₄ С	50 % Ni — 50 % В ₄ С	30 % Ni — 70 % В ₄ С
ХГН	225	250	278
ХГН и лазерное воздействие	313	756	1117

Однако в случае использования покрытий из смесей с фракциями В₄С с размером частиц $d = 75$ мкм (см. рис. 5) за время существования расплава крупные частицы, по-видимому, не успевают полностью прореагировать, но их размер существенно уменьшается. Согласно рис. 5 можно предположить, что в полученных треках при исходном составе смеси порошка 30 % Ni — 70 % В₄С ($d = 75$ мкм) присутствуют не только кристаллы В₄С, но и мелкие кристаллы TiC и TiB₂. Для выяснения физического механизма этого процесса необходимо провести детальные исследования.

Изучение микротвердости треков показало, что она увеличивается при увеличении массовой доли В₄С в исходной смеси. В табл. 2 приведены полученные по 10 измерениям средние значения микротвердости HV покрытия, созданного методом ХГН. Микротвердость в центре подложки составляла (330 ± 3) МПа, на расстоянии от трека, равном 50 мкм, — (378 ± 4) МПа. Из табл. 2 следует, что лазерная обработка полученного методом ХГН покрытия с крупными частицами карбида бора позволяет увеличить микротвердость трека в 3–4 раза до значения HV = 1117 МПа.

Выводы. В работе впервые проведено экспериментальное исследование различных режимов формирования наплавляемых металломатричных композиционных покрытий на основе Ni и В₄С с использованием метода ХГН с последующим лазерным воздействием. Изучена структура треков, полученных в результате воздействия лазерного излучения на покрытие, создаваемое методом ХГН, в зависимости от параметров воздействия (плотности мощности, скорости движения луча, положения фокуса, состава покрытия).

Получены данные о параметрах шероховатости покрытий, созданных методом ХГН, и треков. Показано, что с увеличением массовой доли В₄С в покрытии, полученном методом ХГН, ширина трека увеличивается. Это может свидетельствовать о поглощении большего количества тепла покрытием с большой массовой долей абразивного компонента. Установлено, что основное влияние на глубину ванны расплава оказывает положение фокуса лазерного излучения. При фокусировке луча внутрь покрытия реализуется более глубокое кинжальное проплавление покрытий и подложки, чем в случае фокусировки луча над поверхностью покрытий, полученных методом ХГН. В то же время наличие такого тугоплавкого компонента, как карбид бора, приводит к существенному изменению структуры расплава. Изменение коэффициента поглощения лазерного излучения и теплопроводности с увеличением концентрации В₄С приводит к проплавлению покрытий, полученных методом ХГН, на различную глубину, изменению формы трека, а также влияет на движение абразивных частиц в расплаве.

Выявлена зависимость структуры трека от массовой доли В₄С в исходной смеси.

Впервые обнаружено, что в результате воздействия на покрытие, полученное методом ХГН, лазерного излучения размер крупных ($d = 75$ мкм) керамических частиц В₄С внутри трека уменьшается в 2–3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Feng C., Guipont V., Jeandin M., et al. В₄С/Ni composite coatings prepared by cold spray of blended or CVD-coated powders // J. Thermal Spray Technol. 2012. V. 21, N 3/4. P. 561–570.

2. **Meng Q. W., Geng T. L., Zhang B. Y.** Laser cladding of Ni-base composite coatings onto Ti–6Al–4V substrates with pre-placed B₄C + NiCrBSi powders // *Surface Coatings Technol.* 2006. V. 200. P. 4923–4928.
3. **Zhu H., Niu Y., Lin C., et al.** Microstructures and tribological properties of vacuum plasma sprayed B₄C–Ni composite coatings // *Ceramics Intern.* 2013. V. 139. P. 101–110.
4. **Rafieia M., Salehi M., Shamanian M., Motallebzadeh A.** Preparation and oxidation behavior of B₄C–Ni and B₄C–TiB₂–TiC–Ni composite coatings produced by an HVOF process // *Ceramics Intern.* 2014. V. 40. P. 13599–13609.
5. **Deschuyteneera D., Petita F., Gononb M., Cambiera F.** Processing and characterization of laser clad NiCrBSi/WC composite coatings: Influence of microstructure on hardness and wear // *Surface Coatings Technol.* 2015. V. 283. P. 162–171.
6. **Mul D., Krivezhenko D., Zimoglyadova T., et al.** Surface hardening of steel by electron-beam cladding of Ti + C and Ti + B₄C powder compositions at air atmosphere // *Appl. Mech. Materials.* 2015. V. 788. P. 241–245.
7. **Davydova A., Domashenkov A., Sova A., et al.** Selective laser melting of boron carbide particles coated by a cobalt-based metal layer // *J. Materials Process. Technol.* 2016. V. 229. P. 361–366.
8. **Ogunlana M. O., Akinlabi E. T.** Surface effect of laser power on microstructural evolution and hardness behaviour of titanium matrix composites // *Proc. of the World congress on engineering, London, June 29 — July 1, 2016.* L.: S. n., 2016. V. 2. P. 1192–1198.
9. **Безрукова В. А., Корниенко Е. Е., Кузьмин В. И.** Структурные особенности плазменных покрытий системы B₄C–Ni // *Актуальные проблемы современной науки: Докл. 5-й Регион. науч.-практ. конф. с междунар. участием, Омск, 15 апр. 2016 г.* Омск: Омск. гос. техн. ун-т, 2016. С. 7–11.
10. **Polukhin A. A., Shikalov V. S., Kosarev V. F., et al.** Cold sprayed coatings from Ni + B₄C mechanical blends // *Abstr. of the Intern. seminar on interdisciplinary problems in additive technologies 2016: Problems of materials science in additive technologies, Tomsk, 6–9 Dec. 2016.* Tomsk: S. n., 2016. P. 21–22.
11. **Андриевский Р. А.** Микро- и наноразмерный карбид бора: синтез, структура и свойства // *Успехи химии.* 2012. Т. 81, № 6. С. 549–559.
12. **Marrocco T., Hussain T., McCartney D. G., Shipway P. H.** Corrosion performance of laser posttreated cold sprayed titanium coatings // *J. Thermal Spray Technol.* 2011. V. 20, N 4. P. 909–917.
13. **Sova A., Grigoriev S., Okunkova A., Smurov I.** Cold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment // *Surface Coatings Technol.* 2013. V. 235. P. 283–289.
14. **Pozaa P., Múnez C. J., Garrido-Maneiro M. A., et al.** Mechanical properties of Inconel 625 cold-sprayed coatings after laser remelting. Depth sensing indentation analysis // *Surface Coatings Technol.* 2014. V. 243. P. 51–57.
15. **Papyrin A.** Cold spray technology / A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov, V. Fomin. Amsterdam: Elsevier Sci., 2007.
16. **Афонин Ю. В., Гольшев А. П., Иванченко А. И. и др.** Генерация излучения с высоким качеством пучка в непрерывном CO₂-лазере мощностью 8 кВт // *Квантовая электроника.* 2004. № 34. С. 307–309.
17. **Климков Ю. М.** Взаимодействие лазерного излучения с веществом / Ю. М. Климков, В. С. Майоров, М. В. Хорошев. М.: Моск. гос. ун-т геодезии и картографии, 2014.
18. **Smurov I., Covelli L., Tagirov K., Aksenov L.** Peculiarities of pulse laser alloying: Influence of spatial distribution of the beam // *J. Appl. Phys.* 1992. V. 71. P. 3147–3158.