

УДК 621.373.826

## СОЗДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

В. М. Фомин, А. А. Голышев, А. Г. Маликов,  
А. М. Оришич, А. А. Филиппов

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

Приведены результаты экспериментального исследования микроструктуры и микротвердости функционально-градиентного материала на основе нержавеющей стали марки 316L и керамических частиц карбида вольфрама WC с использованием метода аддитивного лазерного сплавления. Получены бездефектные качественные металллокерамические покрытия с различным содержанием керамики. С использованием методов оптической и сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионного анализа показано, что в результате лазерного воздействия происходит растворение частиц керамики WC. В составе сформированного покрытия, имеющего дендритный характер, присутствуют карбиды на основе железа и хрома. Диапазон значений микротвердости в сформированном покрытии составил  $HV_{0,3} = 280 \div 430$ .

**Ключевые слова:** аддитивное лазерное сплавление, функционально-градиентный материал, нержавеющая сталь, керамика, микроструктура, микротвердость, структурно-фазовый состав.

DOI: 10.15372/PMTF20200523

**Введение.** В настоящее время процесс аддитивного “выращивания” сложных элементов изделий успешно внедряется в производство. В первую очередь, данная технология применима для мелкосерийного производства опытных образцов, а также используется в высокотехнологичных отраслях промышленности, таких как авиа-, ракето-, судо-, автомобилестроение и др. [1, 2].

Одним из перспективных направлений развития аддитивных технологий является создание функционально-градиентных материалов (ФГМ). В данных материалах удается достигнуть высокого сопротивления ударному разрушению вследствие влияния внутренних и внешних процессов. Внутренние процессы обусловлены микроструктурой материала (размер зерна, состояние границ зерен, положение частиц, образование вторичных фаз и т. д.), остальные процессы, приводящие к увеличению ударной вязкости, являются внешними. Внешние процессы способствуют уменьшению интенсивности напряжения

---

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 16-19-10300) с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН).

© Фомин В. М., Голышев А. А., Маликов А. Г., Оришич А. М., Филиппов А. А., 2020

вследствие образования расслоений на поверхностях соединений. В этих материалах возможны три вида расположения слоев, которые обеспечивают в одном случае торможение фронта трещины, в другом — его разветвление, а в третьем — образование сквозной трещины.

Большинство ФГМ усилены (армированы) частицами (или слоями) более прочной фазы. Теплофизические и механические свойства ФГМ зависят от состава, формы, размера и распределения частиц упрочняющей фазы в матрице. Для изготовления ФГМ широко применяются высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы и керамика в виде как монолитных материалов, так и многослойных композиционных материалов с градиентной структурой. Особый интерес представляет создание слоистых материалов с градиентной структурой, легированных различными материалами [3].

В настоящее время аддитивное производство является приоритетной технологией изготовления ФГМ [4]. Наиболее перспективным является метод селективного лазерного сплавления (*selective laser melting (SLM)*) металломатричных композиций, который позволяет получать ФГМ с различными свойствами путем изменения типа подаваемого порошка. Таким образом, методом SLM могут быть получены ФГМ различного типа, в том числе сплавы на основе стали, никеля, титановых сплавов и др. Тем не менее, поскольку теплофизические и прочие свойства материалов создаваемых слоев имеют существенные различия, в процессе получения ФГМ методом SLM возникают проблемы, обусловленные микроструктурой, морфологией и физическими свойствами межфазного интерфейса [5]. Использование материалов с одинаковым типом кристаллической решетки обеспечивает хорошую растворимость фаз в области межфазного интерфейса, что отмечается в работе [4] для ФГМ на основе сталей марки 316L и марки Inconel 718. Оба материала имеют гранецентрированные кубические кристаллические решетки, а их основными элементами являются Fe, Ni и Cr, что обеспечивает хорошую взаимную растворимость материалов [6]. Однако даже при соединении двух близких по теплофизическим характеристикам металлов в процессе кристаллизации в области межфазного интерфейса образуются трещины. Для исследования этого явления проводился анализ характеристик материалов и термодинамических моделей.

Наряду с преимуществами многослойные композиции имеют существенные недостатки, поскольку склонны к короблению, расслаиванию в процессе термического воздействия и эксплуатации. Наиболее часто встречающимися макродефектами являются нарушения сплошности материала, например расслоения, трещины, крупные воздушные или газовые раковины. Кроме того, в конструкциях поглотителей, изготовленных в соответствии с технологией SLM, могут возникать дефекты на уровне микроструктуры: поры (зоны повышенной пористости), низкая плотность материала, шероховатость поверхности, а также напряжения и деформации при усадке материала, полученного методом SLM, в процессе его затвердевания. Особенностью создаваемых ФГМ является наличие между слоями материалов, разнородных по физическим и механическим характеристикам, области перехода малой и ультрамалой толщины. Увеличение прочности межслойного интерфейса достигается при использовании определенных технологических процессов.

Однако в настоящее время основное внимание уделяется разработке технологий послойного синтеза изделий из металлопорошковых композиций и практически не исследуется влияние условий синтеза на свойства межфазного интерфейса при изготовлении ФГМ.

Разработаны различные способы улучшения характеристик материала, создаваемого методом послойного сплавления. Одно из направлений связано с использованием металломатричных композитов. Необходимые механические свойства этих композитов могут быть получены с использованием определенной комбинации армирующих элементов и металлических матриц. Для промышленного применения разработано несколько видов металло-

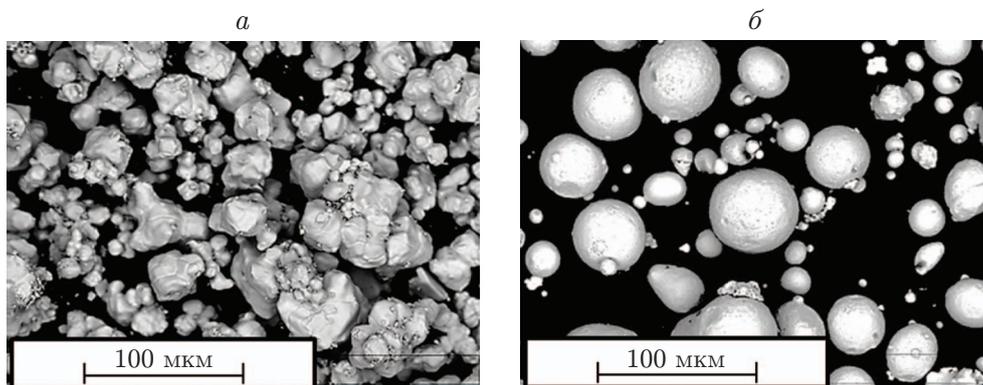


Рис. 1. Фотографии исходных порошков, полученные методом СЭМ: *а* — нержавеющая сталь марки 316L, *б* — карбид вольфрама WC

матричных композитов, в том числе металломатричные композиты на основе Al, Ti, Fe, Cu, Mg и Ni, армированные волокнами либо частицами [7]. Для увеличения твердости покрытия и износостойкости деталей в сплавы часто добавляются твердые керамические частицы, такие как частицы карбида вольфрама [8]. Карбид вольфрама широко используется в различных отраслях промышленности, поскольку является износо- и термостойким и обладает большой вязкостью разрушения и хорошей смачиваемостью расплавленным металлом. Металлокерамические структуры, включающие карбид вольфрама и никелевый сплав, широко используются для защиты изделий, подвергающихся высокоинтенсивному износу. Однако массовая доля керамики в композите обычно не превышает 10 % [9].

Целью данной работы является оптимизация процесса лазерной наплавки для получения с использованием метода SLM качественных трехмерных образцов из порошковой смеси частиц нержавеющей стали марки 316L и частиц карбида вольфрама WC, в которых отсутствуют трещины и поры, а микротвердость изменяется по толщине. При оптимизации варьировались такие параметры, как скорость движения лазерного луча  $V$ , мощность излучения  $W$  и параметр фокусировки  $f$ .

В данной работе на основе экспериментальных исследований определены режимы, позволяющие создавать с использованием метода лазерной порошковой наплавки металлокерамической смеси градиентные гетерогенные модульные конструкции металл — металлокерамика на основе нержавеющей стали марки 316L с различной концентрацией керамики WC. Проведено сравнение параметров однородных и градиентных образцов.

**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 порошковая смесь, состоящая из частиц нержавеющей стали марки 316L (рис. 1, *а*) и карбида вольфрама WC (рис. 1, *б*).

На поверхности частиц металлического порошка, имеющих сферическую форму (средний размер  $d_m = 28,7$  мкм), присутствует небольшое количество сателлитов размером менее 1 мкм. Оплавленные частицы керамического порошка со средним размером  $d_m = 24,8$  мкм имели неправильную форму.

В таблице представлен химический состав используемых порошков, определенный по результатам пяти измерений, выполненных с помощью энергодисперсионного анализа.

Анализ химического состава показывает, что все исследуемые порошки соответствуют техническим условиям ТУ 1970007-002-76942199-06. В качестве подложек использовались пластины из нержавеющей стали марки 12X18H10T с размерами  $50 \times 50 \times 5$  мм.

Химический состав порошков стали марки 316L и карбида вольфрама WC

Порошок	C, %									
	C	N	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	W	O
316L	2,98	2,13	0,54	0,95	17,99	0,68	65,59	9,68	1,10	—
WC	10,89	—	—	—	—	—	—	—	88,49	1,10

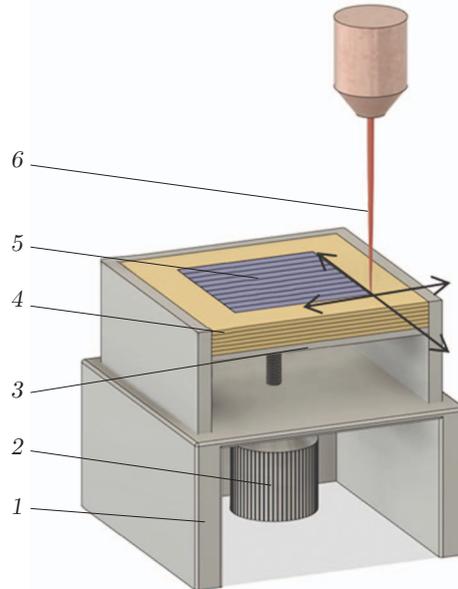


Рис. 2. Технологическая оснастка для реализации метода SLM:

1 — платформа, 2 — микровинт, 3 — подложка, 4 — слой порошка, 5 — лазерные треки, 6 — лазерный луч

Обработка порошковой смеси лазерным излучением осуществлялась на созданном в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН автоматизированном лазерно-технологическом комплексе «Сибирь 4» [10]. 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.

Для реализации метода SLM на данном комплексе была спроектирована и изготовлена технологическая оснастка (рис. 2), 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. Толщина каждого нанесенного слоя порошковой смеси во всех экспериментах оставалась постоянной и составляла 0,4 мм.

На рис. 3 показана схема получения многослойного металлокерамического и модульно-металлокерамического (металл — металлокерамика) покрытий с помощью метода SLM.

Для получения металлокерамической структуры (см. рис. 3, а) на подложку из нержавеющей стали марки 12X18H10T наносился слой порошка сталь марки 316L — WC с соотношением масс 9 : 1, после чего проводилась оптимизация режима по скорости лазерной

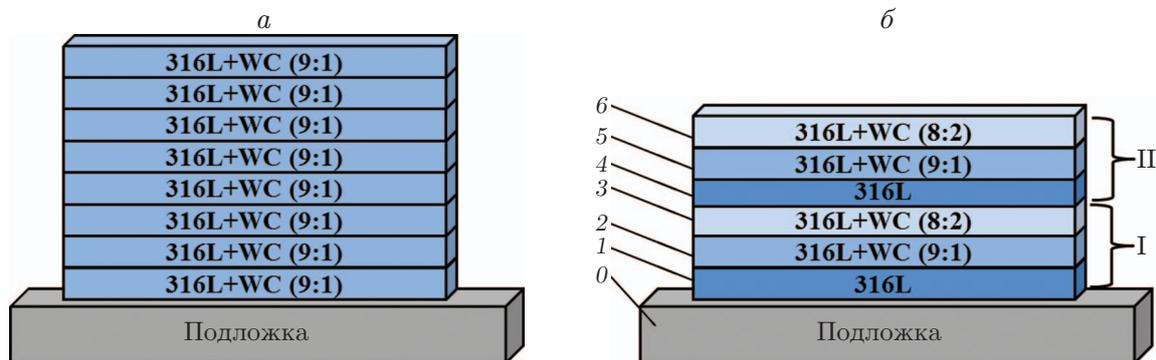


Рис. 3. Схема лазерной наплавки металлокерамической смеси:

*а* — схема нанесения металлокерамических слоев, *б* — схема нанесения модульных металлокерамических слоев; 1–6 — номера слоев, I — первая группа слоев, II — вторая группа слоев

обработки, мощности лазерного излучения, положению фокуса, шагу между треками. Далее последовательно наносились следующие слои и при оптимальных режимах создавался массив треков. Всего наносилось восемь слоев.

Для получения модульной металлокерамической структуры (см. рис. 3, *б*) на подложку из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т наносился слой порошка стали марки 316L без керамики, после чего при оптимальных условиях лазерного воздействия создавался массив треков. На сформированный первый слой наносился второй слой порошковой смеси сталь марки 316L — WC с соотношением масс 9 : 1 и создавался массив треков при оптимальных условиях лазерного воздействия. В третьем наносимом слое порошковой смеси сталь марки 316L — WC была увеличена массовая доля керамики (соотношение масс 8 : 2) и создан массив треков при оптимальных условиях лазерного воздействия. Далее наносился слой без керамики, после чего процедура наплавки повторялась. Всего наносилось шесть слоев: две группы по три слоя.

Определены оптимальные условия лазерного воздействия для получения бездефектных покрытий в обоих случаях: мощность лазерного излучения  $W = 1,3$  кВт, скорость перемещения  $V = 0,4$  м/мин, шаг между треками  $h = 1,2$  мм, положение фокуса  $\Delta f = -12$  мм (фокус расположен ниже верхней поверхности нанесенной порошковой смеси).

Сформированные массивы треков изучались с использованием оптического конфокального микроскопа Olympus LEXT OLS 3000. Исследование микроструктуры проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15 в режиме обратнорассеянных электронов, что позволяло определить фазовый состав. Кроме того, для оценки химического состава покрытия использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Oxford Instruments X-Max 80 mm<sup>2</sup>. Измерения микротвердости проведены методом Виккерса с помощью микротвердомера Wilson Hardness Group Tukon 1102. В качестве индентора в данном методе использовалась алмазная четырехгранная пирамида. Нагрузка, прилагаемая к индентору, составляла 0,5 Н, время воздействия нагрузки — 10 с. Средний уровень микротвердости на определенном расстоянии от поверхности определялся по результатам пяти измерений.

**Результаты экспериментов и их обсуждение.** Ниже приводятся результаты экспериментов, в которых формировались многослойные металлокерамические покрытия.

*Оптимизация лазерного воздействия на порошковую смесь сталь марки 316L (90 %) — WC (10 %).* В результате проведенных экспериментов сформирова-

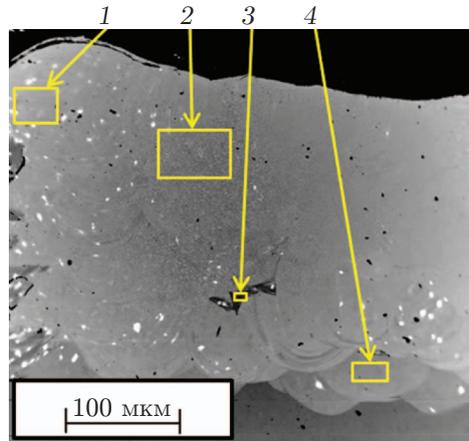


Рис. 4. Фотография микроструктуры наплавки, полученная методом СЭМ, и области (1–4), в которых определялся химический состав материала:

Область измерения	C, %							
	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	W
1	5,35	—	0,50	16,80	0,71	59,00	9,13	9,23
2	4,31	—	0,50	16,06	0,58	59,59	9,15	9,81
3	3,82	0,64	0,32	18,02	0,75	64,55	9,95	1,95
4	4,35	—	0,35	16,81	0,69	63,08	8,54	6,19

ны качественные многослойные металлокерамические покрытия сталь марки 316L — WC с соотношением масс в исходной смеси 9 : 1 и определена микроструктура этих покрытий. На рис. 4 показана полученная методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) фотография формируемого многослойного металлокерамического покрытия и указан его химический состав в областях, выделенных прямоугольниками.

На рис. 4 видно, что наплавленный слой толщиной 4 мм имеет однородную структуру, в материале отсутствуют несплошности, пустоты, поры и трещины. Значительная часть керамических частиц растворилась, однако в нижней и боковой областях наплавки наблюдаются крупные нерастворившиеся частицы карбидов. Следует отметить, что средняя массовая доля  $C$  вольфрама в верхнем слое не меняется как при наличии частиц WC в области измерения на боковой поверхности наплавленного слоя (область 1 на рис. 4), так и при их частичном растворении (область 2). Имеется также область, в которой химический состав материала близок к химическому составу исходной нержавеющей стали (область 3). Вблизи подложки, т. е. в первом слое, массовая доля вольфрама уменьшается, что может быть обусловлено дополнительным влиянием материала подложки.

Твердый раствор состоит из фаз  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe, а также из фаз  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$  (M соответствует Cr или Fe) [9]. При растворении частиц WC образуются атомы W и C, некоторые из которых реагируют со сплавом на основе железа с формированием карбидов  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  (M соответствует Cr, Fe или Mo) [11]. Кроме того, легированные в результате растворения частиц WC слои в основном состоят из аустенита, мартенсита, а также из сформированных фаз  $Fe_3W_3C$ ,  $W_2C$  и WC [12, 13]. Заметим, что фотография, приведенная на рис. 4, получена в режиме химического контраста. В этом режиме тяжелым элементам соответствует светлые области. В рассматриваемом случае в светлых областях содержится большее количество атомов W. В темных областях (область 3) тяжелые элементы практически отсутствуют.

При реализованных скоростях охлаждения ванны расплава диффузия в твердой фазе не успевает завершиться, в то время как в жидкости она близка к завершению, т. е.

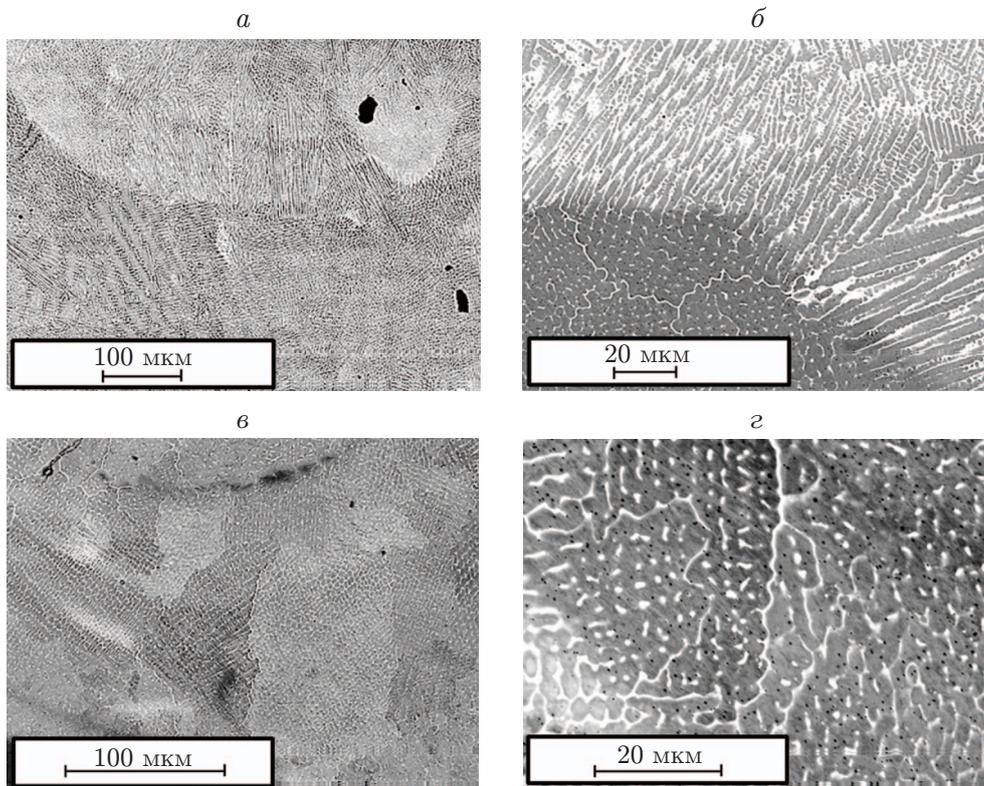


Рис. 5. Фотографии микроструктуры наплавки, полученные методом СЭМ (исходная смесь — сталь марки 316L (90 %) — WC (10 %)):  
*a, б* — на границе между слоями (*a* —  $\times 500$ , *б* —  $\times 1000$ ), *в, з* — внутри слоя (*в* —  $\times 1000$ , *з* —  $\times 4000$ )

состав выделившихся из жидкости кристаллов далее изменяется незначительно. Состав кристаллов в основном определяется составом жидкой фазы в момент их образования. В этом случае кристаллизация начинается при максимальной температуре  $T_i$  с выделением кристаллов, повышающих температуру плавления (кристаллизации). При уменьшении температуры начинается кристаллизация с выделением кристаллов. В результате в системах эвтектического и перитектического типов образуются anomalно пересыщенные твердые растворы легирующих элементов, которые неравномерно распределяются в объеме дендритов твердого раствора. Кроме того, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики, и первичные интерметаллиды. В данном случае вольфрам выделяется на границе дендритных субзерен в области дислокаций, увеличивая их контрастность (см. рис. 4).

На рис. 5 показана микроструктура материала в поперечном сечении покрытия на границе между слоями и внутри слоя при различном увеличении. Структура наплавки имеет дендритный характер, на границе между слоями наблюдаются вытянутые столбчатые дендриты длиной  $20 \div 30$  мкм, ориентированные в направлении максимального градиента температуры, внутри наплавленного слоя наблюдаются равноосные ячеистые дендриты размером  $5 \div 10$  мкм. Заметим, что внутри ячеек дендритов происходит выделение карбидов (см. рис. 5,з).

Из рис. 5 следует, что в результате лазерного воздействия на металлокерамическую смесь сталь марки 316L (90 %) — WC (10 %) происходит полное растворение частиц WC в верхних слоях наплавки и частичное растворение их в нижних слоях наплавки

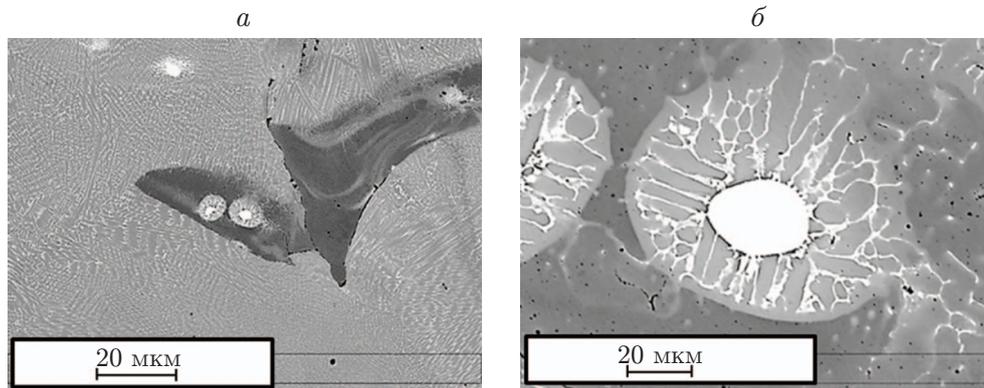


Рис. 6. Фотографии микроструктуры наплавки, полученные методом СЭМ при различном увеличении (исходная смесь — сталь марки 316L (90 %) — WC (10 %)): *a* —  $\times 500$ , *б* —  $\times 4000$

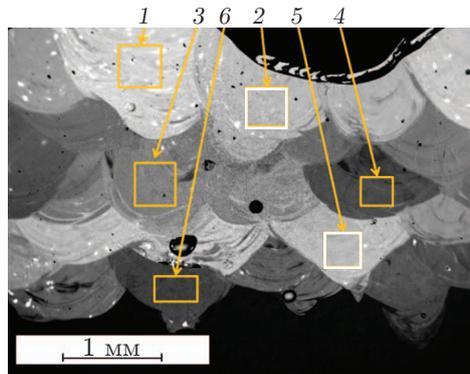


Рис. 7. Фотография микроструктуры наплавки, полученная методом СЭМ, и области (1–6), в которых определялся химический состав материала:

Область измерения	C, %								
	C	O	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	W	Si
1	7,26	1,20	0,45	14,35	0,55	52,95	8,17	15,08	—
2	4,69	—	0,52	15,28	0,49	57,26	8,78	12,98	—
3	5,85	—	0,51	15,95	0,56	59,13	9,03	8,97	—
4	3,19	—	0,57	17,31	0,64	63,90	9,64	4,35	0,41
5	4,28	—	0,42	15,36	0,55	57,73	8,41	13,24	—
6	4,96	—	0,32	16,87	0,68	63,65	8,64	4,87	—

вблизи подложки. Частично расплавленные частицы, возможно, являются зародышами дендритов. При воздействии тепла, подводимого лазерным лучом, большая часть частиц WC плавится, происходит диффузия W и C в аустенит с образованием сетчатых карбидов.

Процесс растворения частиц показан на рис. 6, представляющем собой увеличенное изображение области 3 на рис. 4. Материалом этой области является в основном нержавеющая сталь, в которой находятся две крупные частицы WC. Механизм формирования такой области не исследован детально, однако с использованием рис. 6 была определена микроструктура расплава вблизи частиц WC, т. е. зафиксирован процесс диффузии вольфрама.

*Оптимизация лазерного воздействия на порошковую смесь с различной концентрацией керамики в слое.* На рис. 7 показана полученная с помощью электронного микроскопа фотография структуры материала в поперечном сечении многослойной модульной гради-

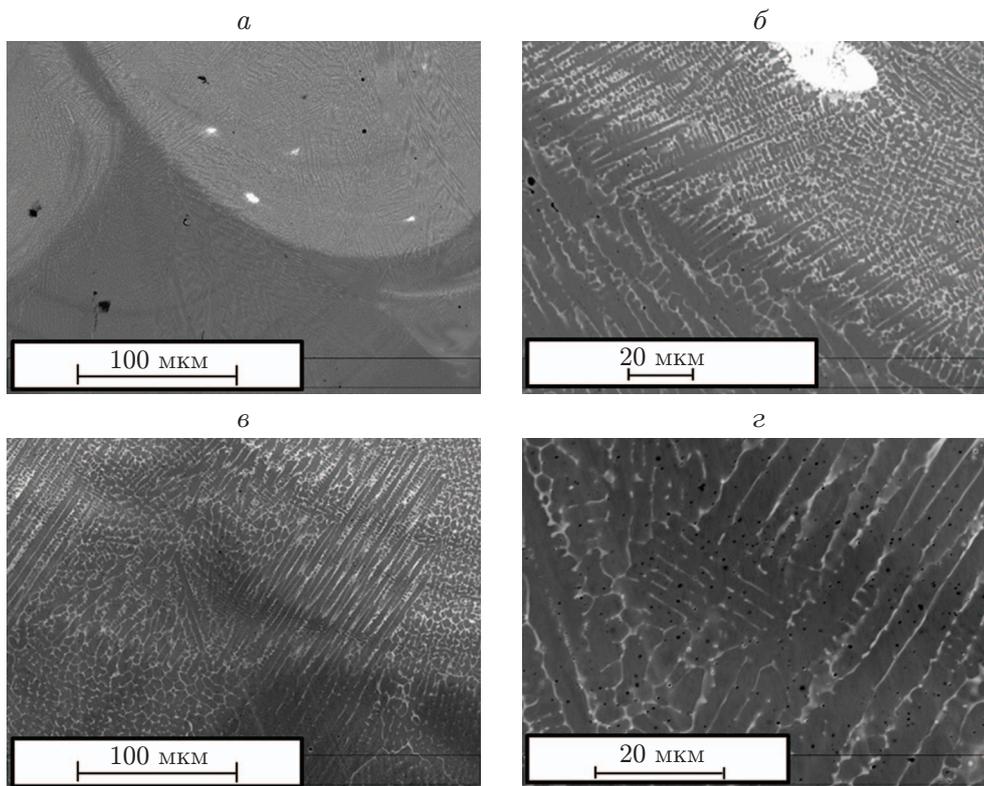


Рис. 8. Фотографии микроструктуры модульной градиентной гетерогенной конструкции, полученные методом СЭМ:

*а, б* — на границе между слоями 5 и 6 (*а* —  $\times 250$ , *б* —  $\times 4000$ ), *в, г* — внутри слоя 6 (*в* —  $\times 100$ , *г* —  $\times 4000$ )

ентной гетерогенной конструкции металл — металлокерамика. Видно, что в монолитном покрытии толщиной приблизительно 2,6 мм, созданном при оптимальных режимах лазерного воздействия, отсутствуют несплошности, пустоты и трещины и имеется незначительное количество пор. Различие цвета областей на рис. 7 свидетельствует о различии химического состава материалов слоев наплавки. В слоях, которые в начальном состоянии содержали керамику, наблюдаются частицы карбидов вольфрама. На рис. 7 показаны также области, в которых с помощью EDX-анализа определялся химический состав материала.

Из рис. 7 следует, что значения массовой доли вольфрама близки как внутри наплавленного слоя 6 (области 1, 2), так и во внутреннем слое 3 (область 5). Данные слои имеют одинаковую начальную массовую долю керамики, равную 20 %. Следует отметить, что при многократной лазерной переплавке слои, в которых керамика отсутствовала (слои 1, 4 наплаваемого массива), содержат вольфрам, т. е. происходит перемешивание материала за счет диффузии и конвективного движения расплава.

На рис. 8 представлена полученная без травления микроструктура материала в поперечном сечении модульного металлокерамического покрытия на границе между слоями 5 и 6, а также внутри слоя 5 при различном увеличении. Так же как и при использовании смеси сталь марки 316L (90 %) — WC (10 %) (см. рис. 5), модульная структура наплавки имеет дендритный характер, на границе между слоями наблюдаются вытянутые столбчатые дендриты длиной  $20 \div 30$  мкм, ориентированные в направлении максимального градиента температуры, внутри наплавленного слоя наблюдаются равноосные ячеистые

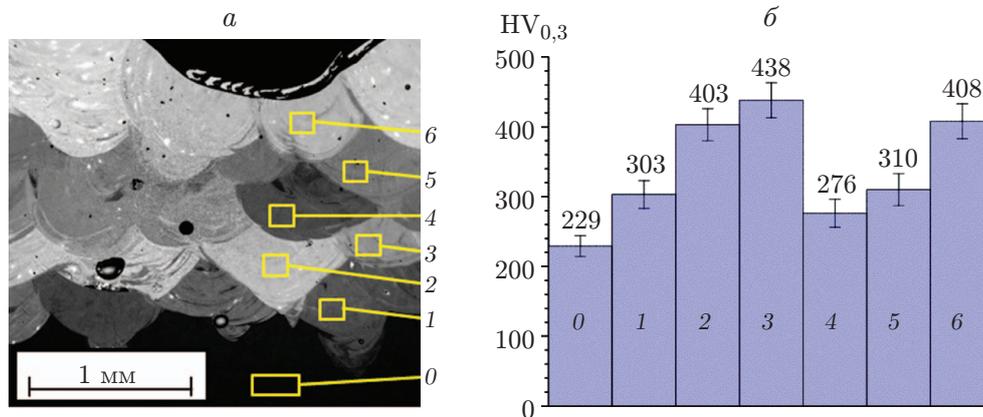


Рис. 9. Структура градиентной гетерогенной конструкции:  
*a* — фотография, полученная методом СЭМ, и области (0–6), в которых измерялась микротвердость, соответствующие номерам слоев на рис. 3, *б* — диаграмма микротвердости

дендриты размером  $5 \div 10$  мкм. Различные цвета границы дендрита и твердого раствора свидетельствуют о выделении тяжелых легирующих элементов на границе дендрита. При воздействии тепла, подводимого лазерным лучом, большая часть частиц WC плавится, происходит диффузия W и C в твердый раствор.

На рис. 9, *a* показаны микроструктура модульной градиентной гетерогенной конструкции и области, в которых измерялась микротвердость. Значения микротвердости для подложки и каждого слоя указаны на диаграмме, представленной на рис. 9, *б*. Следует отметить, что анализ микротвердости является одним из наиболее простых способов определения влияния легирования на прочностные свойства наплавленных слоев. Измерение микротвердости позволяет оценить механические свойства как образца в целом, так и его отдельных слоев.

Из рис. 9 следует, что в результате наплавления получен образец с градиентной гетерогенной структурой, причем при увеличении исходной массовой доли керамики WC до 20 % твердость одной группы слоев увеличивается от значения  $HV_{0,3} = 290 \pm 15$  до значения  $HV_{0,3} = 420 \pm 20$ . Микротвердость второй группы слоев изменяется аналогично, что подтверждает возможность реализации модульной структуры материала.

**Выводы.** Впервые создана градиентная гетерогенная модульная конструкция металл — металлокерамика на основе нержавеющей стали марки 316L с различной массовой долей керамики WC в исходной смеси ( $C = 0, 10, 20$  %), не содержащая трещины и поры. Определены оптимальные условия формирования градиентной гетерогенной модульной конструкции металл — металлокерамика (мощность излучения, скорость перемещения, шаг сканирования, положение фокуса). Представлены экспериментальные данные о микроструктуре полученных модульных конструкций. Показано, что при исходной массовой доле WC, равной 0 или 20 %, микротвердость увеличивалась приблизительно в 1,5 раза от значения  $HV_{0,3} = 290 \pm 15$  до значения  $HV_{0,3} = 420 \pm 20$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., et al. Additive manufacturing of metallic components — Process, structure and properties // *Progr. Materials Sci.* 2018. V. 92. P. 112–224.

2. **Kok Y., Tan X. P., Wang P., et al.** Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review // *Mater Design*. 2018. V. 139. P. 565–586.
3. **Aramian A., Razavi S. M., Sadeghian Z., et al.** A review of additive manufacturing of cermets // *Addit. Manufactur.* 2020. V. 33. 101130.
4. **Shah K., ul Haq I., Khan A., et al.** Parametric study of development of inconel-steel functionally graded materials by laser direct metal deposition // *Mater Design*. 2014. V. 54. P. 531–538.
5. **Hofmann D. C., Kolodziejska J., Roberts S., et al.** Compositionally graded metals: A new frontier of additive manufacturing // *J. Materials Res.* 2014. V. 29, N 17. P. 1899–1910.
6. **Carroll B. E., Otis R. A., Borgonia J. P., et al.** Functionally graded material of 304L stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling // *Acta Materialia*. 2016. V. 108. P. 46–54.
7. **Miracle D. B.** Metal matrix composites — From science to technological significance // *Composites Sci. Technol.* 2005. V. 65, N 15/16. P. 2526–2540.
8. **Song L., Zeng G., Xiao H., et al.** Repair of 304 stainless steel by laser cladding with 316L stainless steel powders followed by laser surface alloying with WC powders // *J. Manufactur. Process*. 2016. V. 24. P. 116–124.
9. **Lu J. Z., Cao J., Zhang L. Y., et al.** Wear properties and microstructural analyses of Fe-based coatings with various WC contents on H13 die steel by laser cladding // *Surface Coatings Technol.* 2019. V. 369. P. 228–237.
10. **Фомин В. М., Голышев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание гетерогенных материалов на основе порошков  $V_4C$  и Ni методом холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием // *ПМТФ*. 2017. Т. 58, № 5. С. 218–227.
11. **Wang J., Li L., Tao W.** Crack initiation and propagation behavior of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition // *Optics Laser Technol.* 2016. V. 82. P. 170–182.
12. **Zhou S., Dai X., Zheng H.** Microstructure and wear resistance of Fe-based WC coating by multi-track overlapping laser induction hybrid rapid cladding // *Optics Laser Technol.* 2012. V. 44, N 1. P. 190–197.
13. **Tong X., Li F., Kuang M., et al.** Effects of WC particle size on the wear resistance of laser surface alloyed medium carbon steel // *Appl. Surface Sci.* 2012. V. 258, N 7. P. 3214–3220.

*Поступила в редакцию 3/VI 2020 г.,  
после доработки — 3/VI 2020 г.  
Принята к публикации 29/VI 2020 г.*

---