

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.80.Ba, 62.20.Qr, 81.15.Fg, 81.16.Mk, 81.20.Ev, 81.20.Vj

Формирование покрытий методом лазерной наплавки порошков титана и карбида кремния на поверхность малоуглеродистой стали

Т. В. Тарасова, Е. В. Попова

*ФГБОУ ВПО Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,
пер. Вадковский, 3^а,
127055 Москва, Россия*

В настоящей работе рассматривается возможность получения в наплавленных слоях армирующих частиц мелкодисперсного, равномерно распределённого по покрытию карбида титана (TiC) непосредственно в процессе наплавки. Для эксперимента использовались порошки титана (Ti) и карбида кремния (SiC). Средний размер частиц порошка составлял 50 мкм. В соответствии с поставленными целями были выбраны следующие параметры наплавки: мощность лазера — 3–5 кВт, скорость сканирования лазерного луча — от 500 до 1000 мм/мин; массовый расход порошка составлял 9,6, 11,9 и 21,0 г/мин. В ходе экспериментов определены оптимальные параметры наплавки. Критериями качества наплавленных покрытий являлись отсутствие пор и трещин в наплавленных слоях, значения микротвёрдости, геометрические размеры покрытий. Проведены исследования микроструктуры, фазового состава, микротвёрдости наплавленных покрытий. С целью изучения эксплуатационных свойств проводили испытания на фреттинг-износ наплавленных слоёв. В результате проведённых исследований определены оптимальные режимы лазерной наплавки, при которых в результате реакции между Ti и SiC в наплавленном слое образуется равномерно распределённый по покрытию TiC. Средние значения микротвёрдости наплавленной матрицы составляли 700–850 HV. Для областей с большим количеством карбидных включений значения микротвёрдости составляли 1300–1500 HV и 1000–1300 HV при соотношении компонентов исходной смеси порошка 6:5 и 6:4 соответственно. Показана возможность получения твёрдого и износостойкого покрытия из порошков Ti и SiC при помощи лазерной наплавки.

В даній роботі розглянуто можливість одержання в нагрітих шарах армувальних частинок дрібнодисперсного, рівномірно розподіленого по покриттю карбиду титану (TiC) безпосередньо в ході нагрівання. Для експ-

перименту використовували порошки титану (Ti) і карбиду кремнію (SiC). Середній розмір частинок порошку становив 50 мкм. Відповідно до поставленої мети було обрано наступні параметри нагрівання: потужність лазера — 3–5 кВт, швидкість сканування лазерного променя — від 500 до 1000 мм/хв.; масова витрата порошку становила 9,6, 11,9 та 21,0 г/хв. У ході експериментів визначено оптимальні параметри нагрівання. Критеріями якості нагрітих покриттів були відсутність пор і тріщин у нагрітих шарах, значення мікротвердості, геометричні розміри покриттів. Виконано дослідження мікроструктури, фазового складу, мікротвердості нагрітих покриттів. Для вивчення експлуатаційних властивостей виконували випробування на фретинг-знос нагрітих шарів. Внаслідок виконаних досліджень визначено оптимальні режими лазерного нагрівання, за яких у результаті реакції між Ti та SiC у нагрітому шарі виникає рівномірно розподілений по покриттю TiC. Середні значення мікротвердості нагрітої матриці становили 700–850 HV. Для областей з більшою кількістю карбідних включень значення мікротвердості становили 1300–1500 HV та 1000–1300 HV при співвідношенні компонентів початкової суміші порошку 6:5 і 6:4 відповідно. Показано можливість одержання твердого та зносостійкого покриття з порошків Ti та SiC за допомогою лазерного нагрівання.

Possibility of fabrication of the reinforcing particles of finely divided titanium carbide (TiC) evenly spread across the coating directly in the course of weld deposition is considered. Powders of titanium (Ti) and silicon carbide (SiC) are used in the experiment. Average dimension of powder particles is 50 micrometres. According to the target goals, the following parameters of weld deposition are chosen: laser power of 3–5 kWt, laser beam scanning rate from 500 to 1000 mm/min, mass powder flow rate of 9.6, 11.9, and 21.0 g/min. In the course of experiment, optimal parameters of weld padding are determined as following factors of quality of deposited coatings: the absence of pores and cracks in deposited layers, magnitudes of microhardness, and geometrical dimensions of coatings. Studies of microstructure, phase compositions, and microhardness of deposited coatings are carried out. To study working properties, testing for fretting wear of deposited layers is performed. As the result of performed investigations, optimum modes of laser weld deposition are determined. Under these conditions, TiC evenly spread across the coating is formed as the result of reaction between Ti and SiC. Average magnitudes of microhardness of the weld deposited matrix are 700–800 HV. For areas with high numbers of carbide inclusions, magnitudes of microhardness are 1300–1500 HV and 1000–1300 HV for 6:5 and 6:4 ratios of initial-mixture components, respectively. Possibility of fabrication of hard and wear resistant coating from Ti and SiC powders, using laser weld deposition, is shown.

Ключевые слова: лазер, наплавка, мікротвёрдость, мікроструктура, титан, карбид кремния.

(Получено 15 февраля 2013 г.; окончат. вариант — 14 ноября 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Лазерная наплавка заключается в нанесении на поверхность обрабатываемого изделия покрытия путём расплавления основы и присадочного материала. Поскольку основа расплавляется минимально, свойства покрытия зависят в основном от свойств присадочного материала. Создание современного лазерного оборудования различных типов [1–3] позволяет в широких пределах реализовать возможности нового метода, полностью автоматизировать технологический процесс, включить его в интегральную систему высокоэффективного производства [4, 5].

Лазерная наплавка с подачей порошка в область действия лазерного луча позволяет получать высококачественные покрытия с хорошей адгезией, при этом тепловое воздействие на подложку минимально.

Традиционно, основное применение лазерной наплавки — это улучшение износостойкости и коррозионной стойкости материала. Основные особенности процесса лазерной наплавки:

- формирование наплавленного слоя с малым коэффициентом перемешивания (0,05–0,15) в результате незначительного подплавления основы;
- минимальное термическое воздействие на основной металл, что особенно важно для материалов, претерпевающих структурные и фазовые превращения;
- малые остаточные деформации наплавленных деталей;
- повышенные свойства наплавленных слоёв;
- возможность наплавки малых поверхностей, соизмеримых с диаметром пятна нагрева в случае применения импульсных и импульсно-периодических лазеров;
- возможность ремонта деталей и инструмента.

Используя методы лазерной наплавки, возможно получение граничной области с хорошей адгезией и покрытия с мелкодисперсными и равномерно распределёнными включениями. В последнее время активно развивается метод получения композиционных покрытий, в котором армирующее вещество формируется в матрице непосредственно в процессе формирования покрытия [5, 11, 12]. В данной работе исследуется возможность синтеза карбида титана (TiC) в наплавленном слое на подложке из низкоуглеродистой стали. Карбид титана широко используется как армирующая фаза в композиционных покрытиях благодаря высоким механическим свойствам. Известно, что титановые сплавы, обладая рядом преимуществ, имеют низкую износостойкость, что ограничивает их применение. Для промышленных композитных конструкций критической проблемой является фреттинг-трение. В настоящее время промышленность, в особенности авиационная, делает акцент на применении

всё более лёгких материалов. Эти материалы в процессе эксплуатации подвергаются сильной вибрации и высокой температуре, что приводит к так называемому фреттинг-трению в местах контакта [13]. Фреттинг — это явление контактного нагружения, характеризующегося колебательным относительным движением очень малой амплитуды, вызывающего поверхностное зарождение трещин и/или износ между двумя поверхностями.

В работе рассматривается возможность получения в наплавленных слоях армирующих частиц мелкодисперсного равномерно распределённого TiC непосредственно в процессе наплавки с целью увеличения износостойкости покрытия.

2. МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Лазерная наплавка проводилась на промышленной установке Trumpf DMD 505 в лаборатории DIPI ENISE г. Сент-Этьенн (Франция; рис. 1). Установка оснащена CO₂-лазером непрерывного действия с максимальной мощностью 5 кВт и длиной волны излучения 1064 нм.

Порошок подавался через сопло коаксиально лазерному лучу непосредственно в ванну расплава, создаваемую на рабочей поверхности образца. Преимущество коаксиальной наплавочной головки заключается в возможности наплавки в любом направлении, в лучшей защите от окружающей атмосферы и относительно небольшой зоне термического влияния (ЗТВ), в возможности форми-



Рис. 1. Лазерная CO₂-установка Trumpf DMD 505.

ТАБЛИЦА 1. Основные характеристики установки Trumpf DMD 505.

Характеристика	Значение
Скорость наплавки, см ³ /ч	20–150
Толщина одного слоя, мм	0,2–1,2
Допустимая ошибка, мм	0,5–1
Размеры фракций порошка, мкм	40–120

рования защитных покрытий точно в необходимой области, например, для условий износа или для восстановления локально повреждённых/изношенных поверхностей.

Четырёхмодульные питатели могут использоваться одновременно для смешивания порошка в процессе наплавки и, таким образом, становится возможным получение многофункциональных покрытий [12, 14]. Основные характеристики установки представлены в табл. 1.

Для эксперимента использовались порошки титана Grade 2 и карбида кремния SiC-135. Средний размер частиц порошка составлял 50 мкм.

С уменьшением размера порошка (например, ультрамелкий порошок с частицами диаметром менее 15 мкм) снижается его подвижность, и транспортировка порошка становится проблематичной.

Порошки, используемые для лазерной наплавки должны иметь размеры частиц от 20 до 200 мкм. Сферические частицы, как правило, имеют лучшие свойства нанесения. На рисунке 2 показан внешний вид и объёмное распределение по размерам порошков титана и карбида кремния, используемых в работе.

В качестве подложки применяли низкоуглеродистую сталь 20. Для успешного наплавления порошка титана и его сплавов необходимо было решить проблему защиты порошка от окисления. Для решения данной проблемы было изготовлено специальное устройство, препятствующее доступу кислорода в область наплавки. В качестве несущего и защитного газа использовался аргон. Устройство даёт удовлетворительные результаты по защите от окисления. При сравнении образцов, полученных без защитного устройства и образцов, изготовленных с применением защитного устройства, мы наблюдали значительное улучшение качества наплавленного слоя.

Микроструктуру изучали с использованием оптического микроскопа Leica MEF4M с максимальным увеличением $\times 1000$ и сканирующего электронного микроскопа VEGA 3 LM фирмы «Tescan» (Чехия).

Микротвердость измеряли с помощью стандартной методики на полуавтоматическом микротвердомере HP-Mikromat 1 (HNV-2, Shimadzu Corp., Kyoto, Japan). Нагрузки составляли 100 и 50 г.

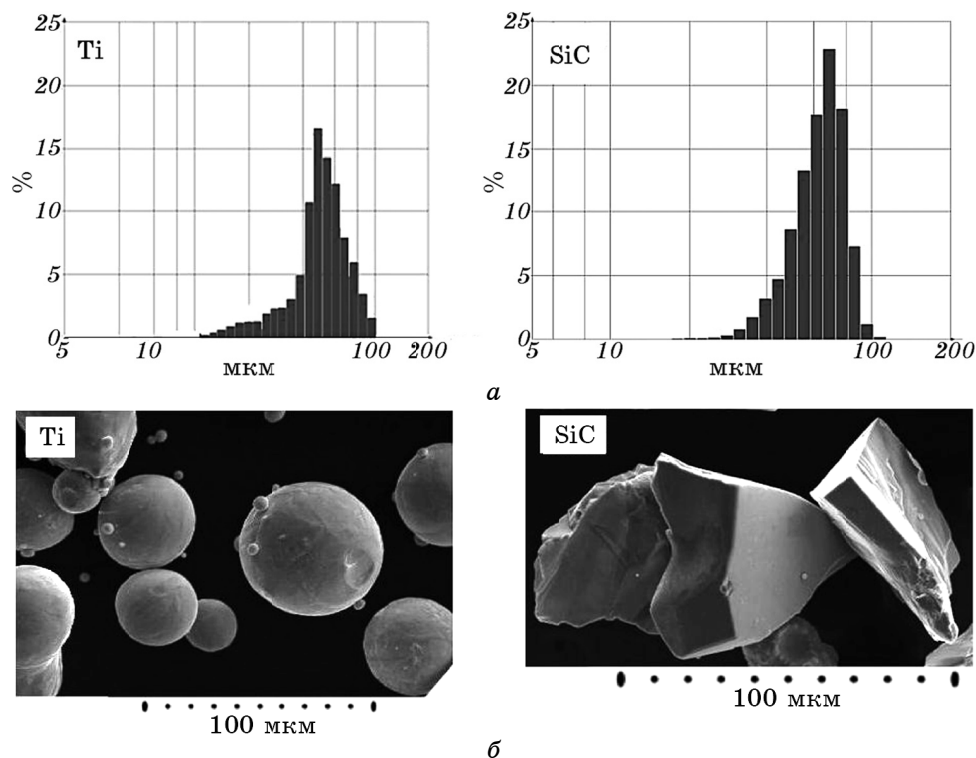


Рис. 2. Структурные характеристики частиц порошка Ti и SiC: объёмное распределение по размерам (а), внешний вид порошков (б).

Время нагружения — 10 с.

Определение фазового состава порошков проводили на рентгеновском аппарате для структурного анализа ALR X'TRA (ThermoFisher Scientific, Швейцария) с программным комплексом WinXRD 2.0-8с и базой данных эталонных рентгенограмм ICDD PDF⁺-2.

Для изучения эксплуатационных свойств полученных покрытий, были проведены испытания на фреттинг-износ.

Параметры испытаний представлены на рис. 3. Испытания проводились при относительно низком значении частоты 1 Гц, в то время как значения относительного смещения были достаточно высоки. Испытания проводились при комнатной температуре.

Контртело имело цилиндрическую форму, диаметром 5 мм, изготовлено из стали 100С6; состав стали представлен в табл. 2.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Режимы лазерной наплавки определяют тип образовавшихся фаз,

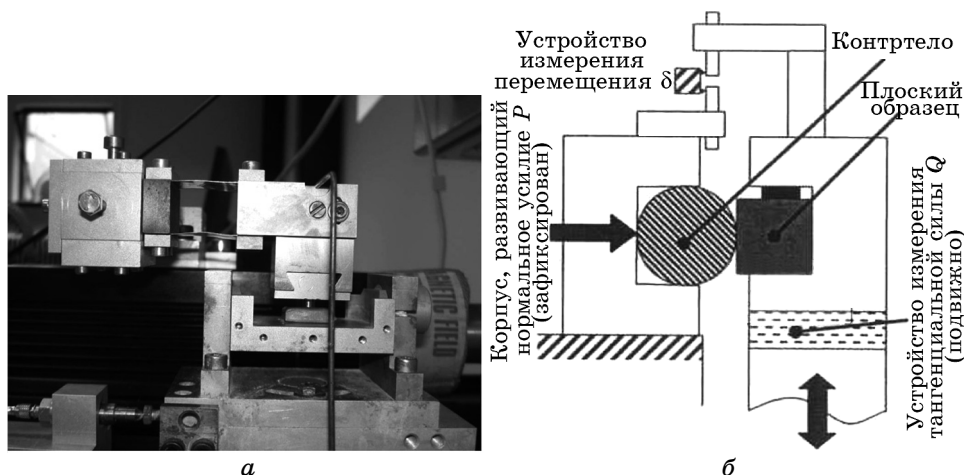


Рис. 3. Внешний вид (а) и схема установки для испытаний на фреттинг-трение (б); параметры испытаний: нормальная нагрузка $P = 10$ Н, частота $f = 1$ Гц, количество циклов $t = 11000$ шт., амплитуда перемещений $\delta = \pm 2$ мм.

морфологию, характер их распределения в матрице.

В настоящей работе наиболее важна реакция образования TiC. Карбид титана широко используется как армирующая фаза в композиционных материалах из-за высоких значений твердости. В большинстве случаев, армирующая фаза непосредственно добавляется в покрытие. Мы получаем TiC в результате синтеза при лазерном переплавлении порошков Ti и SiC. В процессе обработки при определенном соотношении порошков Ti и TiC происходит синтез карбида титана по схеме $Ti + SiC \rightarrow TiC + Si$.

Необходимым условием получения TiC является выбор режимов, обеспечивающих расплавление Ti и SiC. Изменение структуры, фазового состава и микротвёрдости в зависимости от режимов наплавки и количественного соотношения Ti и SiC в порошковой смеси представлено на рис. 4, 5. Наиболее качественные слои — минимальное количество трещин и пор — получали при соотношении Ti и SiC 6:5 и 6:4 соответственно. Из рисунка 4 видно, что в получаемых покрытиях произошло полное переплавление исходных компонентов. Наблюдается увеличение дисперсности структуры при увеличении скорости перемещения луча. Уменьшение скорости приводит к обра-

ТАБЛИЦА 2. Химический состав стали 100С6.

C, %	Mn, %	Si, %	Ni, %	Cr, %	P, %	Fe
0,02	2,0	0,75	8–12	18–20	менее 0,04	Остальное

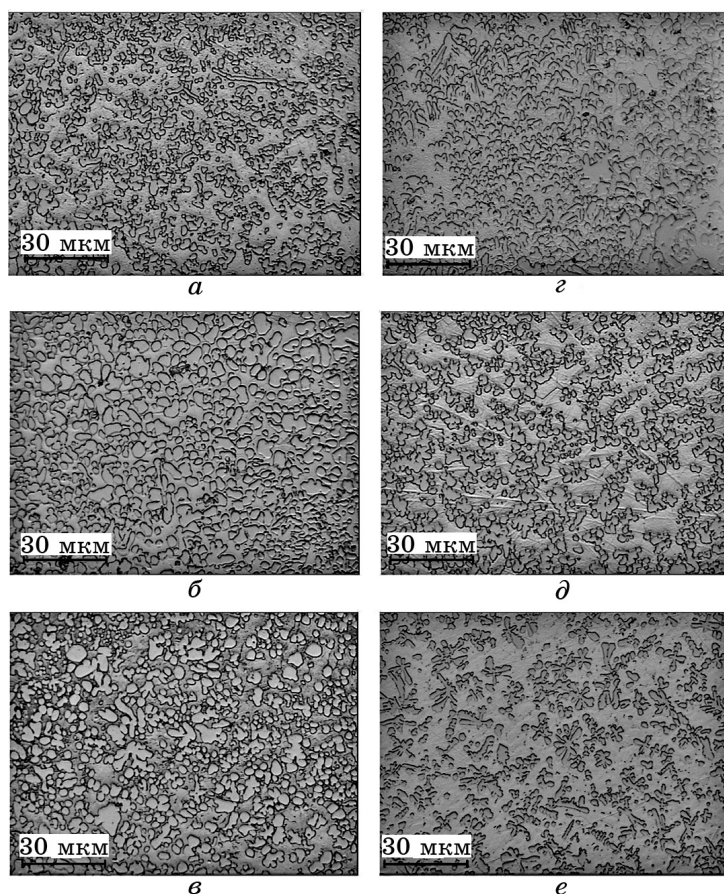


Рис. 4. Микроструктура наплавленных слоёв в зависимости от режимов наплавки с различным соотношением компонентов в смеси Ti/SiC: 6:5 об.%, $P = 5$ кВт, $V = 700$ мм/мин (а); 6:5 об.%, $P = 4$ кВт, $V = 1000$ мм/мин (б); 6:5 об.%, $P = 4$ кВт, $V = 500$ мм/мин (в); 6:4 об.%, $P = 5$ кВт, $V = 700$ мм/мин (г); 6:4 об.%, $P = 4$ кВт, $V = 1000$ мм/мин (д); 6:4 об.%, $P = 4$ кВт, $V = 500$ мм/мин (е).

зованию разветвлённых дендритных включений, которые достаточно равномерно распределены в покрытии. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что дендриты представляют собой карбид, обогащённый Ti, а матрица содержит Fe, Si, Ti и C (рис. 5, б).

В результате рентгеноструктурного анализа установлено образование в наплавленных слоях карбида титана (рис. 5, а). Наличие карбида кремния вызвано тем, что на поверхности покрытия остались нерасплавленные частицы SiC. Присутствие железа в покрытии объясняется активным перемешиванием с материалом подложки. Таким образом, можно сделать вывод, что в результате ла-

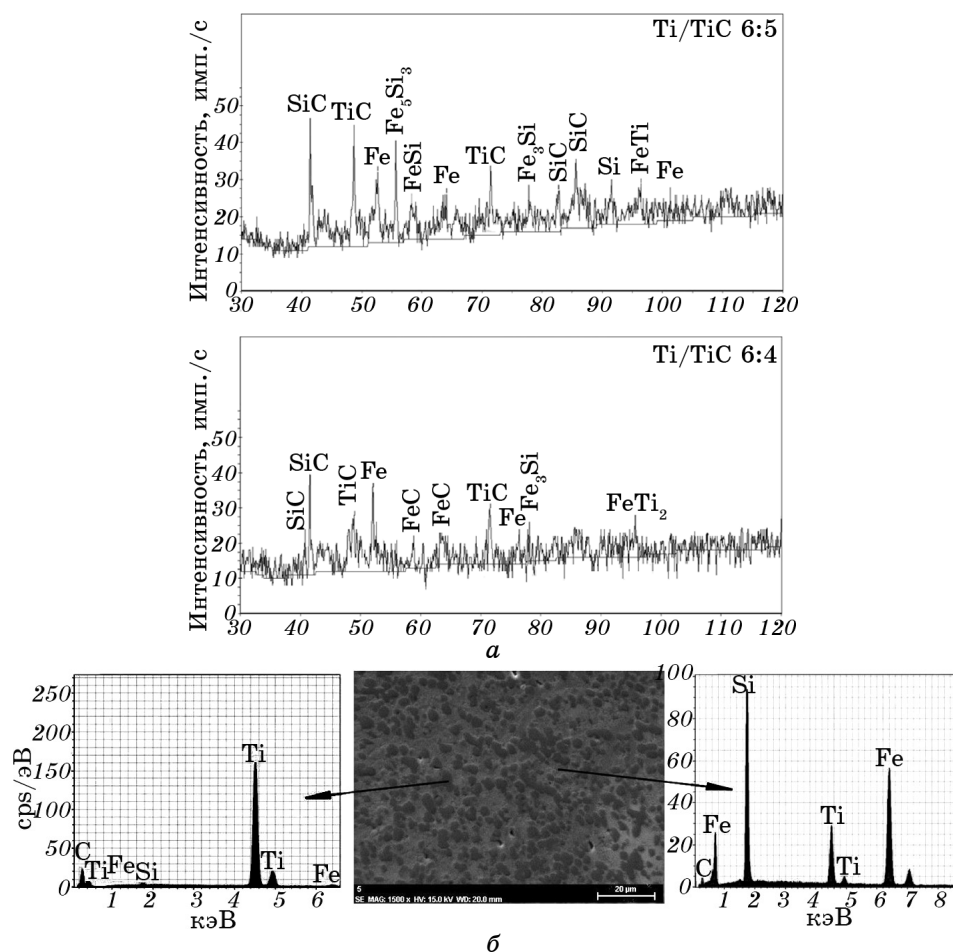


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного анализа покрытий при режимах наплавки $P = 5$ кВт, $V = 700$ мм/мин, $P_d = 11,9$ г/мин и составах смесей Ti/TiC 6:5 % об. и Ti/TiC 6:4 % об. (a); рентгеноспектральный анализ наплавленного покрытия при режимах наплавки $P = 5$ кВт, $V = 700$ мм/мин, $P_d = 75$ г/мин и составе смеси Ti/SiC 6:5.

зерной наплавки с использованием порошков Ti и SiC в исследуемом интервале режимов обработки выделяется TiC в виде дендритов равномерно распределённых по покрытию, кремний присутствует в твёрдом растворе. В том случае, когда соотношение титана и карбида кремния в порошке соответствовало 6 к 5, количество TiC в покрытии немного выше и обнаружено небольшое количество чистого кремния. Однако, качество покрытий в этом случае ниже, чем при соотношении компонентов 6 к 4 (наблюдаются трещины и поры).

В соответствии с поставленными целями были выбраны следую-

ТАБЛИЦА 3. Параметры лазерной наплавки.

	Скорость сканирования $V = 500$ мм/мин	Скорость сканирования $V = 700$ мм/мин	Скорость сканирования $V = 1000$ мм/мин
Мощность излучения $P = 3$ кВт	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин
Мощность излучения $P = 4$ кВт	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин
Мощность излучения $P = 5$ кВт	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин	9,6 г/мин 11,9 г/мин 21,0 г/мин

щие параметры наплавки: мощность лазерного излучения P — 3–5 кВт, скорость сканирования лазерного луча V — от 500 до 1000 мм/мин, массовый расход порошка P_d составлял 9,6, 11,9 и 21,0 г/мин. Параметры наплавки представлены в табл. 3.

В результате проведённых экспериментов показано, что при большом значении массового расхода порошка (21,0 г/мин), получение качественных покрытий затруднено даже при максимальном значении мощности лазерного излучения, так как мощности недостаточно для переплавления всего подаваемого порошка. При малых значениях массового расхода (9,6 г/мин) идёт сильное перемешивание материала покрытия с материалом подложки, толщина получаемого покрытия минимальна. Уменьшение скорости наплавки приводит к улучшению качества покрытия (снижается количество пор и трещин в наплавленном слое).

Значение скорости сканирования необходимо выбирать таким образом, чтобы с одной стороны уменьшить количество пор и трещин, с другой — ограничить количество материала подложки, поступающего в покрытие. Наиболее качественные покрытия получаются при массовом расходе порошка 11,9 г/мин и высоких значениях мощности излучения (4–5 кВт); при этом толщина наплавленного слоя уменьшается с увеличением значения скорости наплавки.

Характер распределения микротвёрдости по толщине покрытия показан на рис. 6. Значения микротвёрдости заметно выше в случае наплавки порошковой смесью с соотношением Ti и SiC 6:5, однако соотношение компонентов 6:4 предпочтительнее, так как изменение микротвёрдости в этом случае гораздо более равномерное. Наибольшие значения микротвёрдости получены в образцах, наплавленных с максимальной мощностью $P = 5$ кВт. С уменьшением скорости наплавки (при прочих постоянных параметрах) значение микро-

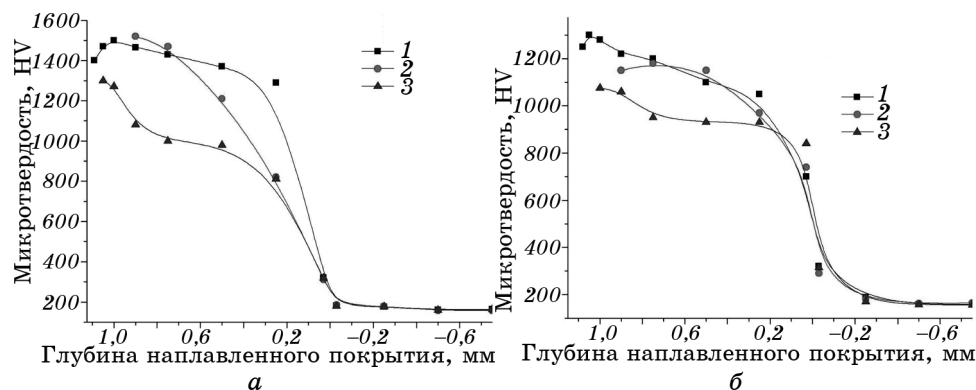


Рис. 6. Распределение микротвёрдости по глубине наплавленного слоя: Ti:TiC 6:5 (а), Ti:TiC 6:4 (б); 1 — $P = 5$ кВт, $V = 700$ мм/мин, 2 — $P = 4$ кВт, $V = 1000$ мм/мин, 4 — $P = 4$ кВт, $V = 500$ мм/мин.

твёрдости постепенно снижается. В целом среднее значение микротвёрдости в областях с большим количеством включений TiC составляет 1300–1500 HV и 1000–1300 HV для соотношений компонентов Ti и SiC в порошковой смеси 6:5 и 6:4 соответственно, а в областях с небольшим количеством включений TiC — 700–850 HV.

Для изучения эксплуатационных свойств полученных покрытий, были проведены испытания на фреттинг-износ. Наплавка образцов для испытаний на фреттинг-износ проводилась при выбранных ранее параметрах, которые представлены в табл. 4.

Перед проведением испытаний, была замерена начальная шероховатость поверхности образца и контртела. Значения представлены в табл. 5.

В процессе эксперимента был измерен коэффициент трения (рис. 7). Коэффициент трения равен тангенциальной силе Q , делённой на нагрузку P . Нагрузка постоянна, в то время как величина Q изменяется в течение эксперимента. При постоянном значении состава порошка, коэффициент трения незначительно выше в случае, когда значение мощности лазерного излучения ниже.

ТАБЛИЦА 4. Параметры лазерной наплавки для испытаний на фреттинг-износ.

Номер образца	Мощность P , кВт	Скорость V , мм/мин	Порошковая смесь Ti:SiC, об. %
1	4	700	6:5
2	5	700	6:5
3	4	700	6:4

ТАБЛИЦА 5. Начальная шероховатость поверхности образца и контртела.

Номер образца	R_a прямоугольника, мкм (образец)	R_a цилиндра, мкм (контртело)	Коэффициент трения $\mu = Q/P$
1	3,05	2,56	0,79
2	3,38	1,05	0,78
3	3,07	1,32	0,76

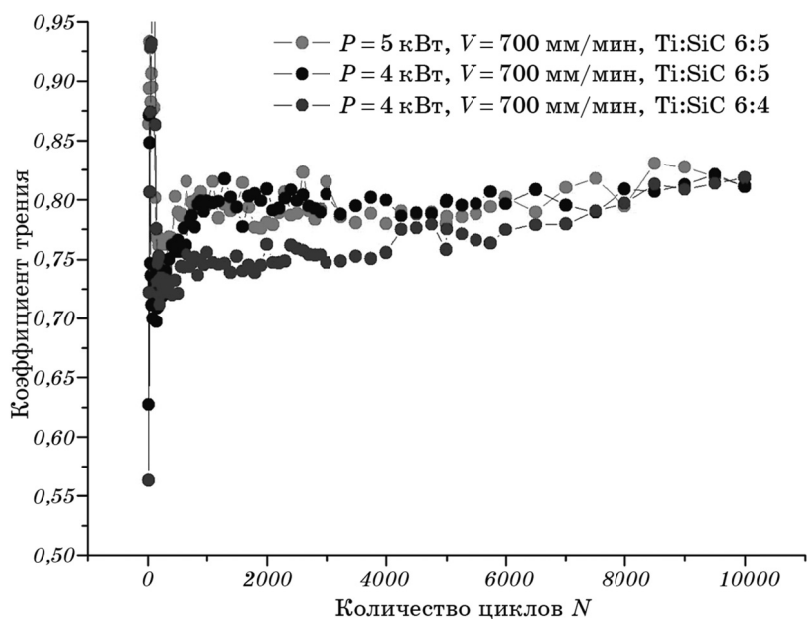


Рис. 7. Зависимость коэффициента трения от мощности излучения и состава порошка.

ТАБЛИЦА 6. Результаты испытаний на износ.

Номер образца	ΔU , мгм (образец)	ΔU , мгм (контртело)
1	0,33	0,31
2	0,70	0,75
3	1,57	4,80

Наименьшее значение коэффициента трения было получено в случае состава начальной смеси порошка Ti:SiC 6:4.

Результаты испытаний показывают, что износ контртела выше, чем у испытуемого образца (табл. 6). Таким образом, показана воз-

возможность получения твёрдого и износостойкого покрытия из порошков Ti и SiC при помощи лазерной наплавки.

4. ВЫВОДЫ

1. Определены оптимальные режимы лазерной наплавки, при которых в результате реакции между Ti и SiC в наплавленном слое образуется равномерно распределённый по покрытию TiC.

2. Установлено, что значения микротвёрдости выше в случае соотношения исходной смеси Ti и SiC 6:5, чем при соотношении компонентов 6:4. Средние значения микротвёрдости наплавленной матрицы составляли 700–850 HV. Для областей с большим количеством карбидных включений значения микротвёрдости составляли 1300–1500 HV и 1000–1300 HV при соотношении компонентов исходной смеси порошка 6:5 и 6:4 соответственно.

3. Показана возможность получения твёрдого и износостойкого покрытия из порошков Ti и SiC при помощи лазерной наплавки.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. S. N. Grigoriev, V. Yu. Fominskii, and A. V. Gusarov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **54**, Iss. 1–2: 34 (2012).
2. И. Н. Шиганов, А. Г. Григорьянц, А. И. Мисюров, *Технологические процессы лазерной обработки* (Москва: МГТУ им. Н. Э. Баумана: 2008).
3. S. N. Grigor'ev, T. V. Tarasova, G. O. Gvozdeva, and S. Nowotny, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 5: 16 (2013).
4. Е. В. Попова, Т. В. Тарасова, И. Ю. Смуров, Б. С. Сарбаев, *Наука и образование*, № 03: 77-30569/330149 (2012).
5. V. Yu. Fominskii, S. N. Grigoriev, A. G. Gnedovets et al., *Tech. Phys. Lett.*, **38**, Iss. 7: 683 (2012).
6. V. Yu. Fominskii, S. N. Grigoriev, R. I. Romanov et al., *Semiconductors*, **46**, Iss. 3: 401 (2012).
7. M. Doubenskaia, M. Pavlov, S. Grigoriev et al., *J. Laser Micro Nanoengineering*, **7**, Iss. 3: 236 (2012).
8. S. N. Grigoriev, V. Yu. Fominski, A. G. Gnedovets et al., *Appl. Surf. Sci.*, **258**: Iss. 18: 7000 (2012).
9. V. Yu. Fominski, S. N. Grigoriev, A. G. Gnedovets et al., *Surf. Coat. Technol.*, **206**, Iss. 24: 5046 (2012).
10. V. Yu. Fominski, S. N. Grigoriev, J. P. Celis et al., *Thin Solid Films*, **520**, Iss. 21: 6476 (2012).
11. H. C. Man, S. Zhang, F. T. Cheng, and T. M. Yue, *Scr. Mater.*, **44**, Iss. 12: 2801 (2001).
12. I. Smurov, M. Doubenskaia, S. Grigoriev et al., *J. Thermal Spray Technol.*, **21**, Iss. 6: 1357 (2012).

13. S. M. Terekhina, G. Malycheva, T. Tarasova, M. Salvia, and S. Fouvry, *Collection of Conference Proceedings Bauman's Russian–French Colloquium of Young Scientists* (Moscow: 2009), p. 33.
14. E. Popova, T. Tarasova, and I. Smurov, *Collection of Conference Proceedings Bauman's Russian–French Colloquium of Young Scientists* (Moscow: 2009), p. 17.