

**На правах рукописи**

**УДК 621.375.826**

**Новиченко Денис Юрьевич**

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРЯМОГО  
ЛАЗЕРНОГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО  
МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СТАЛИ И КАРБИДА ТИТАНА**

**Специальность:**

**05.02.07 – Технологии и оборудование механической и физико–технической  
обработки**

**05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)**

**АВТОРЕФЕРАТ**

**диссертации на соискание ученой степени**

**кандидата технических наук**

**Москва – 2011**

Работа выполнена в Московском государственном техническом университете  
имени Н.Э. Баумана.

Научный руководитель: доктор технических наук,  
профессор Григорьянц Александр Григорьевич

Официальные оппоненты: доктор технических наук  
Грезев Анатолий Николаевич

доктор технических наук,  
профессор Крапошин Валентин Сидорович

Ведущая организация: Институт металлургии и материаловедения  
им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)

Защита диссертации состоится « \_\_ » \_\_\_\_\_ 2011 г. на заседании  
диссертационного совета Д 212.141.06 в Московском государственном  
техническом университете имени Н.Э. Баумана по адресу: 105005, Москва,  
2-я Бауманская ул., д. 5.

Телефон для справок 8 (499) 267-09-63.

Ваш отзыв на автореферат в одном экземпляре, заверенный печатью,  
просим направлять по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Московского  
государственного технического университета имени Н.Э. Баумана.

Автореферат разослан « \_\_ » \_\_\_\_\_ 2011 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
д.т.н., доцент

Михайлов В.П.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность.** Композиционные материалы имеют высокие показатели удельной и усталостной прочности, обладают повышенной износостойкостью, обеспечивают размерную стабильность конструкции. Применение высокопрочных композиционных материалов в конструкциях авиационной техники позволяет повысить их ресурс. В настоящий момент перспективно создание и внедрение инновационных конструкционных материалов с высокими физико–механическими свойствами. Среди конструкционных материалов получают широкое распространение карбидостали – композиционные материалы, состоящие из легированной стали и карбидов с массовой долей от 20 до 70%. По своим свойствам они занимают промежуточное положение между сталями и твердыми сплавами. Они могут быть использованы для изготовления втулок, подшипников, зубчатых колес, кулачков, подвергающихся интенсивному износу, работающих при высоких температурах и в коррозионных средах. Использование карбида титана в качестве упрочняющей фазы в стальной матрице снижает массу материала.

В отличие от технологий порошковой металлургии прямое лазерное нанесение позволяет получать детали из композиционного материала со 100%–ой плотностью. Прямое лазерное нанесение является аддитивным методом формирования детали не путем удаления материала (точение, фрезерование) или изменения формы (ковка, штамповка), а постепенным наращиванием (добавлением) материала. Процесс заключается в нанесении слоя материала путем расплавления основы и присадочного порошкового материала лазерным лучом. В технологии используется широкая гамма коммерческих порошков. Состав наносимого материала может варьироваться согласно функциональной особенности внутренней и поверхностной части детали. Метод позволяет изготавливать по компьютерной модели изделия с геометрией, близкой к заданной, что сокращает потери материала при механической обработке. Технология может снизить время изготовления и себестоимость детали при мелкосерийном производстве за счет отсутствия стадии создания пресс–штампа или литейной формы.

Таким образом, разработка технологии получения детали из композиционного материала с металлической матрицей методом прямого лазерного нанесения является актуальной научно–технической задачей.

**Целью диссертационной работы** являются разработка технологии и исследование процесса прямого лазерного изготовления детали из композиционного материала на основе стали 14ХНЗМА и карбида титана.

Для достижения указанной цели решены следующие **задачи**:

- Проведен численный расчет газовой динамики и подачи многокомпонентного порошкового материала (сталь и карбид титана);
- Осуществлен анализ исходного порошкового материала;
- Выполнены теоретические и экспериментальные исследования влияния основных факторов (лазерной мощности, скорости сканирования, расхода порошка, стратегии изготовления) на геометрические и технологические

характеристики для повышения эффективности, производительности и точности процесса и найдены оптимальные значения параметров;

– Исследованы структуры и свойства композиционного материала; описаны особенности взаимодействия карбида титана и металлической матрицы;

– Разработана методика бесконтактной оптической диагностики и контроля процесса лазерного нанесения материала;

– Подготовлены рекомендации для прямого лазерного изготовления деталей из композиционного материала.

**Методы исследования.** Эксперименты проводились в лаборатории Diagnostic et Ingénierie des Procédés Industriels (DIPI, Сент–Этьен, Франция). Прямое лазерное нанесение материала производилось на промышленной установке TRUMPF DMD505, оборудованной CO<sub>2</sub> лазером с максимальной мощностью 5 кВт, манипулятором с 5 степенями свободы и системой подачи порошка. Гранулометрический анализ порошкового материала осуществлялся на микроскопе Alpaqa 500 NANO фирмы OCCHIO S.A. Поперечные и продольные шлифы полученных образцов анализировались на оптическом микроскопе ZEISS Axioscope A1 и электронном растровом микроскопе TESCAN Vega 3 SB с EDS. Микротвердость определялась на твердомере BUEHLER Omnimet MHT 5104. Многоволновой пирометр, разработанный в лаборатории DIPI, применялся для измерения яркостной температуры на поверхности ванны расплава. Инфракрасная камера FLIR Phoenix RDAS™ использовалась для получения распределения яркостной температуры в зоне лазерного воздействия и построения продольных и поперечных профилей. Высокоскоростная CCD камера с сенсором изображения Exview HAD CCD от Sony Inc. применялась для визуализации потока порошка, измерения скорости частиц и оптимизации условий инъекции. Численный расчет газовой динамики и движения частиц в потоке выполнялся с помощью программного пакета Gambit и Fluent (ANSYS Inc.).

**Научная новизна** диссертационной работы:

– Разработана технология получения композиционного материала на основе конструкционной стали и карбида титана методом прямого лазерного нанесения. Изготовленный материал, с одной стороны, характеризуется 100%-ой плотностью и, с другой стороны, образованием металлической связи между стальной связкой и упрочняющей карбидной фазой.

– Выявлены механизмы взаимодействия карбидной фазы и металлической матрицы, характерные для лазерного способа обработки. При высоких скоростях охлаждения образуется неравновесная структура, состоящая из нерастворенных частиц карбида титана (фаза–упрочнитель) и доэвтектического и заэвтектического сплавов системы Fe–TiC (матрица). В материале формируются сложные карбиды в результате диффузионного взаимодействия легирующих элементов стали и карбида титана.

– Создана физико–математическая модель для исследования течения газа и движения частиц порошка в потоке при прямом лазерном нанесении. Численные расчеты позволили показать поведение частиц разной плотности,

размера и формы в потоке газа, установить геометрические размеры потока порошка и повысить эффективность процесса нанесения материала.

**Практическая значимость** работы составляют следующие результаты:

– Разработана аддитивная лазерная технология изготовления деталей из композиционного материала с металлической матрицей. Получены опытные образцы с содержанием упрочняющей фазы от 2.5 до 34% и с размерами до 50x75x50 мм<sup>3</sup>. Материал является перспективным для кулачков, зубчатых колес, седел клапанов, деталей подшипников и т.д.

– Получена технологическая карта для прямого лазерного изготовления объемных образцов с определенной структурой, заданной геометрией и высокой производительностью (коэффициент использования порошкового материала до 90%).

– Примененная схема моделирования позволяет оптимизировать газовую динамику и поток частиц в различных коаксиальных системах подачи порошка.

– Создана методика бесконтактной оптической диагностики и контроля процесса прямого лазерного нанесения на основе многоволнового пирометра, инфракрасной камеры и высокоскоростной CCD камеры.

– Приведены технологические рекомендации и методические указания для прямого лазерного изготовления деталей из композиционного материала с металлической матрицей.

**Достоверность.** Достоверность полученных результатов обеспечена корректным использованием общих положений фундаментальных наук (уравнения баланса энергии, массопереноса и теплопереноса и т.д.), проверена по известным критериям изучаемых процессов и подтверждена экспериментальными данными.

Основные результаты работы докладывались и обсуждались на международных научных форумах и конференциях: 5th European Summer School: Advanced Manufacturing Processes (Сент-Этьенн, Франция, 2009), LIM–2009: The 5th International WLT–Conference on Lasers in Manufacturing (Мюнхен, Германия, 2009), LANE–2010: The 6th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering (Эрланген, Германия, 2010), SMT–24: The 24th International Conference on Surface Modification Technologies (Дрезден, Германия, 2010), LIM–2011: 6th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing (Мюнхен, Германия, 2011).

Материалы исследований неоднократно представлялись на научных семинарах кафедры МТ–12 «Лазерные технологии в машиностроении» МГТУ им. Н.Э. Баумана в период с 2008 по 2011 гг.

**Публикации по теме диссертации.** Основное содержание диссертации отражено в 3 научных статьях из перечня ВАК, а также в 7 статьях научно–технических конференций.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы из 74 наименований. Диссертация изложена на 159 страницах, содержит 109 рисунков и 18 таблиц.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В главе 1 изложена актуальность задачи разработки лазерной технологии изготовления деталей из композиционных материалов с металлической матрицей.

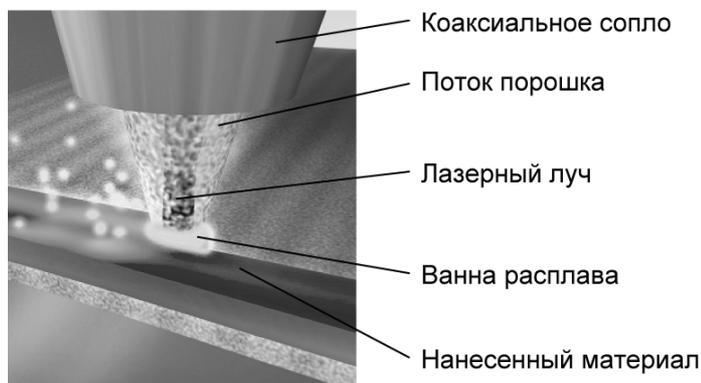


Рис. 1.

Схема процесса прямого лазерного нанесения материала

Прямое лазерное нанесение материала является аддитивным методом лазерной обработки, который позволяет послойно изготавливать металлические детали по заданной компьютерной модели в одном технологическом цикле. Изготовленный материал имеет механические и физические характеристики, идентичные свойствам материала, полученного традиционной ковкой или литьем. Процесс заключается в нанесении слоя материала путем расплавления основы и присадочного порошкового материала лазерным лучом (рис. 1).

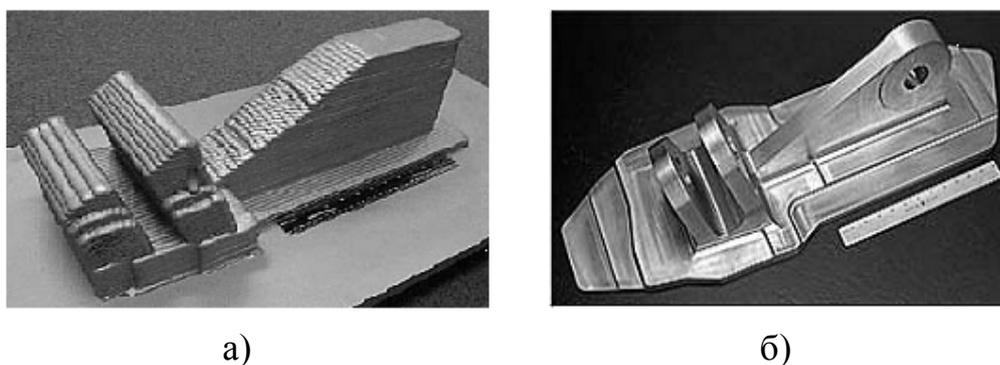


Рис. 2.

Деталь из титанового сплава  $Ti6Al4V$ , полученная методом прямого лазерного нанесения: а – после изготовления; б – после механической обработки

В отличие от традиционных технологий порошковой металлургии технология позволяет:

- изготавливать детали из композиционного материала со 100%-ой плотностью;
- воспроизводить форму изделия по компьютерной модели, снижая потери материала при механической обработке (рис. 2);

- изменять состав материала во время нанесения согласно функциональной особенности поверхностной и внутренней части детали;
- получать материалы со специфическими свойствами, характерными только для лазерной обработки;
- использовать коммерчески доступные порошковые материалы;
- осуществлять локальное упрочнение (модификацию) рабочей детали.

Детали из композиционных материалов имеют высокую удельную прочность и жесткость, повышенную износостойкость и усталостную прочность, размерную стабильность конструкции, облегченную структуру. Путем подбора состава и свойств упрочняющей фазы и матрицы, их соотношения и взаимной ориентации можно получить композиционные материалы с требуемым сочетанием эксплуатационных свойств. В композиционных материалах нагрузка переносится с менее прочного материала матрицы на более прочный материал армирующего элемента.

Механизм упрочнения зависит от размера, морфологии и объемной фракции упрочняющей фазы. Дисперсионное упрочнение материалов достигается путем добавления тугоплавких армирующих компонентов или термической и термо–механической обработкой. По сравнению со слоистыми и волокнистыми композиционными материалами дисперсно–упрочненные материалы обладают изотропными свойствами.

Выбор машиностроительной стали 14ХНЗМА в качестве металлической матрицы определен исходя из эксплуатационных условий конечного изделия. Сталь применяется в автомобильной и авиационной промышленности для изготовления шестерен, валов, червяков, кулачковых муфт, поршневых пальцев и других цементируемых деталей, работающих под действием ударных нагрузок. К деталям предъявляются требования высокой прочности, пластичности и вязкости сердцевины и высокой поверхностной твердости.

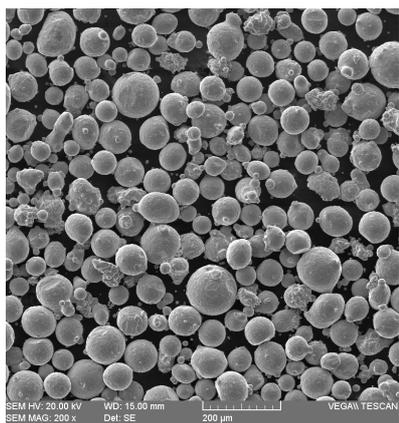
Армирующими элементами в металлической матрице являются в основном тугоплавкие материалы. Среди упрочняющих фаз карбид титана выделяется более низкой плотностью ( $4.94 \text{ г/см}^3$ ), высокой твердостью ( $3200 \text{ HV}_{0.1}$ ), термической стабильностью и стойкостью против окисления, а также сопоставимым с легированной сталью коэффициентом линейного теплового расширения. Карбид титана чаще всего используется для получения карбидостали – композиционного материала, состоящего из стали и карбидов с массовой долей от 20 до 70%.

Карбид титана является фазой переменного состава с широкой областью гомогенности по углероду. Максимальное содержание углерода в карбиде титана 20%. Тип карбида титана определяется способом изготовления. Присутствие примесей (свободного углерода, кислорода и азота) и нестехиометричность карбида могут изменить химический состав, структуру и механические свойства карбидостали. Легируя кристаллическую решетку карбида титана атомами циркония, ниобия, вольфрама и т.д. или создавая специальные барьерные покрытия, можно управлять прочностными характеристиками карбидосталей. Титан имеет высокую карбидообразующую способность.

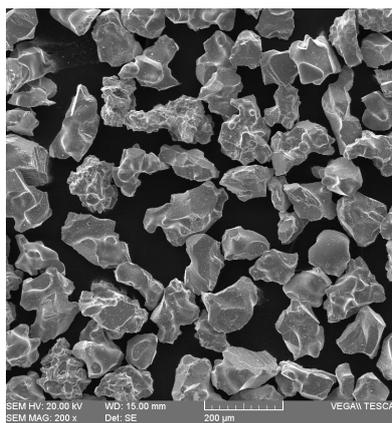
Исходя из анализа литературных данных, высоким эксплуатационным требованиям в современном авиастроении будет удовлетворять композиционный материал со стальной матрицей, армированной частицами карбида титана.

В главе 2 представлен химический и гранулометрический анализ исходного порошкового материала, методы исследования и обработки данных.

Для изготовления композиционного материала использовалась смеси порошков из стали 14ХНЗМА и карбида титана с размером частиц от 50 до 150 мкм (рис. 3). Порошок транспортируется в зону обработки с помощью потока инертного газа.



а)



б)

Рис. 3.

Характерная форма частиц порошка: а – стали 14ХНЗМА; б – карбида титана

Порошок из стали был изготовлен газовой атомизацией. Частицы порошка имеют эллипсоидную и сферическую форму с дендритной поверхностью.

Карбид титана получен прямым синтезом из титана и сажи с последующим дроблением и измельчением. Метод изготовления карбида титана определил форму частиц. Они имеют одутловатый при образовании и сколообразный вид после дробления. На поверхности частиц присутствуют линии излома и поры. В случае низкой смачиваемости карбида титана сталью поры могут не заполняться жидкой фазой. В порошке карбида титана были обнаружены в незначительном количестве частицы графита, образовавшиеся при синтезе. Производство порошка в более жестких лабораторных условиях позволит снизить содержание нежелательных элементов, которые могут изменять химический состав стали и повлиять на закаливаемость карбидостали.

Расчетная кристаллографическая плотность ( $\rho = 5.08 \text{ г/см}^3$ ) карбида титана выше, чем принятая ( $\rho = 4.94 \text{ г/см}^3$ ). Содержание связанного углерода в карбиде титана составляет около 18.1%. Такому составу соответствует карбид типа  $\text{TiC}_{1-x}$ , где  $x = 0.113$ . Карбид титана нестехиометрического состава в контакте с жидкой сталью термодинамически неустойчив.

Перед лазерным нанесением материала порошки из стали и карбида титана предварительно смешивались.

В главе 3 приведены результаты численного расчета и анализа газовой динамики и движения частиц порошка в потоке при прямом лазерном нанесении материала.

Для построения модели процесса принимаются следующие допущения:

- анализируется течение вязкого, сжимаемого и теплопроводного идеального газа;
- используется настоящая геометрия коаксиального сопла;
- во всех каналах сопла применяется аргон с постоянными теплофизическими свойствами;
- материалы подложки и частиц являются сплошными и однородными с изотропными теплофизическими свойствами;
- частицы не оказывают влияния на поток газа;
- столкновения частиц со стенками сопла и подложкой считаются абсолютно упругими;
- столкновения частиц между собой не рассматриваются;
- границы расчетной области достаточно удалены от сопла и не влияют на течение газа.

Для описания динамики газа рассматриваются уравнения Навье–Стокса в осесимметричной постановке:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \operatorname{div}(\rho \vec{V}) = 0 \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial t} \rho \vec{V} + \operatorname{div}(\rho \vec{V} \otimes \vec{V}) + \nabla p = \nabla \cdot \tau \quad (2)$$

$$\frac{\partial}{\partial t} \rho E + \operatorname{div}[\vec{V}(\rho E + p)] = \Phi - \nabla \cdot q \quad (3)$$

$$E = e + (u^2 + v^2) / 2; \quad e = c_v T; \quad p = \rho R T; \quad (4)$$

$$\tau_{ij} = \mu \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - \frac{2}{3} \delta_{ij} \frac{\partial u_k}{\partial x_k} \right); \quad \Phi = \tau_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_j}; \quad q = -\lambda \nabla T; \quad (5)$$

где  $t$  – время;  $x, y$  – цилиндрическая система координат, где  $y$  – ось симметрии;  $\rho, T, \mu, \mu', \lambda$  – плотность, температура, вязкость, объемная вязкость и теплопроводность газа;  $V = (u, v)$  – вектор скорости газа;  $E$  – полная энергия на единицу массы;  $\tau_{ij}$  – тензор вязкости;  $e$  – внутренняя энергия газа,  $\Phi$  – диссипативная функция;  $c_v$  – теплоемкость;  $R$  – газовая постоянная.

Для оценки влияния турбулентности на параметры течения газа применяется стандартная  $k$ – $\varepsilon$  модель.

Исходными данными для определения газодинамических параметров в исследуемой области движения газа являются расчетная область (внутренняя геометрия сопла, положение подложки, внешние границы), теплофизические свойства газа и расходы газа во входных сечениях трех кольцевых каналов.

В начальный момент времени  $t = 0$  расчетная область была заполнена газом (аргоном) с параметрами внешней окружающей среды  $P = P_0 = 0.1$  МПа,  $T = T_0 = 300$  К,  $V = 0$ .

Принимаются следующие граничные условия:

- 1) на входе в соответствующий канал сопла задаются расходы защитного  $G_{\text{защ}}$ , несущего  $G_{\text{нес}}$  и сжимающего  $G_{\text{сжим}}$  газов, а также температура  $T = T_0$ ;
- 2) на стенках сопла и на подложке используются условия прилипания и тепловой изоляции;
- 3) на границах расчетной области, проницаемых для газа, фиксируются давление  $P = P_0$  и температура газа  $T = T_0$ .

Для построения геометрии расчетной области, назначения типа линий (ось симметрии, стенка, внешние границы) и зон (твердая или газовая), разбиения на конечные элементы используется программа Gambit (ANSYS Inc.). Применяется треугольная неструктурированная сетка с общим числом ячеек  $500 \times 1000$  для схемы без подложки и  $500 \times 700$  для схемы с подложкой на расстоянии 20 мм от сопла. Размер ячеек составляет 100 мкм.

Для описания движения частиц порошка используется дискретно-траекторный метод. Уравнение, характеризующее движение дисперсной среды, записывается в лагранжевых переменных и интегрируется вдоль траектории каждой частицы. В этом случае поле течения газа считается известным. Для отдельной частицы с радиусом  $d_p$  определяется вектор скорости центра масс частицы  $V_p$ :

$$\frac{d\vec{V}_p}{dt} = \frac{3}{4} \frac{\rho C_d}{\rho_p d_p} \left| \vec{V} - \vec{V}_p \right| (\vec{V} - \vec{V}_p) + \vec{g} \frac{\rho_p - \rho}{\rho_p} \quad (6)$$

где  $V_p = (u_p, v_p)$  – вектор скорости частиц,  $\rho$  – плотность газа,  $\rho_p$  – плотность материала частиц. В общем случае коэффициент сопротивления  $C_d$  зависит от формы частицы  $\phi$  и числа Рейнольдса  $Re_p$ .

Распределение размера частиц описано функцией Розина-Раммлера.

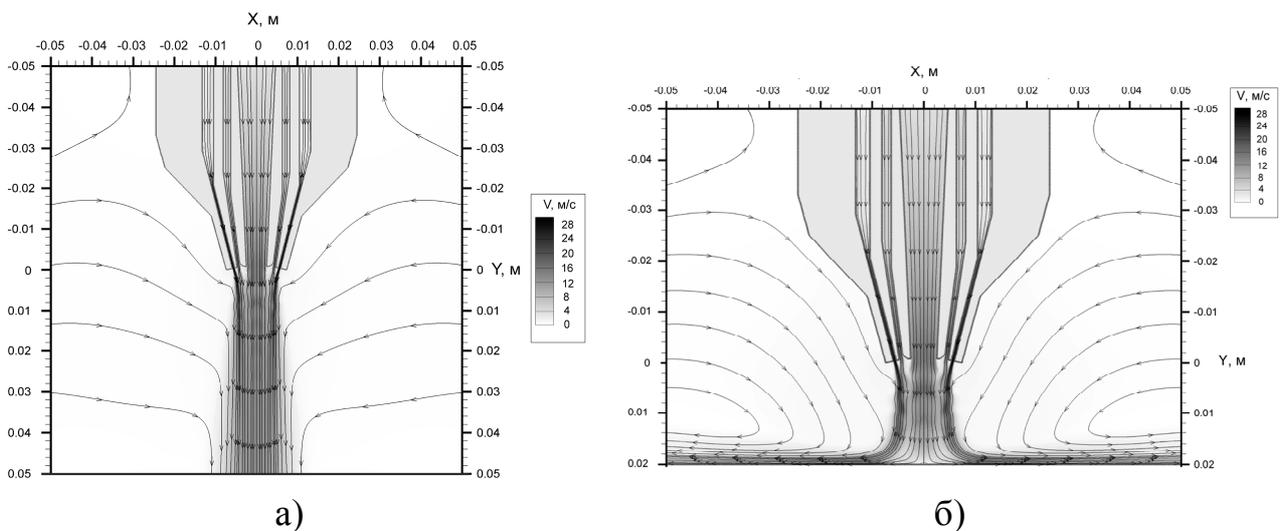


Рис. 4.

Поле скорости и линии тока газа для схемы (а) без подложки и (б) с подложкой на расстоянии 20 мм от сопла. Стандартные параметры газа:

$G_{\text{нес}} (\text{Ar/He}) = 18/2$  л/мин,  $G_{\text{сжим}} (\text{Ar}) = 10$  л/мин и  $G_{\text{защ}} (\text{Ar/He}) = 15/1$  л/мин

Численное решение уравнений Навье–Стокса осуществлялось методом конечных элементов по неявной схеме с помощью программы Fluent (ANSYS Inc.).

На основании изложенных выше условий проводились расчеты течения газа для коаксиального сопла промышленной установки TRUMPF DMD505. Распределение скорости и линии течения газа во внутренней и внешней области показаны на рис. 4. В центральной зоне формируется почти цилиндрическая струя. Вихревые течения в окружающем струю пространстве нестационарны, но создаваемые ими осцилляции не оказывают значительного влияния на основной поток газа. Полученное установившееся распределение характеристик течения газа используется для вычисления траектории и скорости частиц.

Малые частицы (менее 50 мкм) увлекаются газом, испытывают меньшее количество соударений со стенками сопла, не проникают в ядро потока, который формируется течением центрального газа, и слабо фокусируются. Крупные частицы с диаметром (более 50 мкм) более инерционны, чем малые. Одна (большая) часть частиц фокусируется в центральной области, а другая (меньшая) часть вылетает за ее пределы в результате многочисленных столкновений со стенками сопла. Положение фокуса потока частиц определяется, главным образом, геометрией коаксиального сопла. При использовании частиц с распределением размеров форма порошковой струи становится ближе к цилиндрической. Результирующий поток имеет размытое пятно фокусировки.

Разница между скоростями крупных частиц с диаметром от 50 до 100 мкм незначительна на всем протяжении пути. А различие между скоростями частиц с диаметром меньше 50 мкм существенно из-за более сильного влияния потока газа на движение частиц (рис. 5).

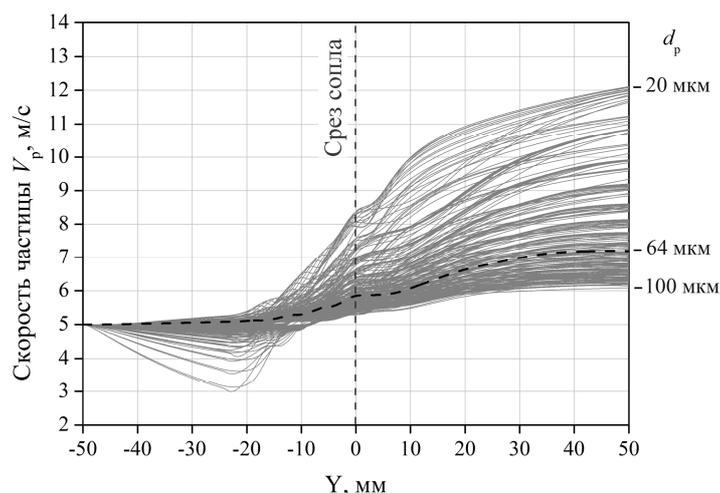


Рис. 5.

Скорость сферических частиц с распределением размеров от 20 до 100 мкм в зависимости от расстояния. Стандартные параметры газа:

$$G_{\text{нес}} (\text{Ar/He}) = 18/2 \text{ л/мин}, G_{\text{сжим}} (\text{Ar}) = 10 \text{ л/мин}, G_{\text{защ}} (\text{Ar/He}) = 15/1 \text{ л/мин}$$

Таким образом, использование порошка с частицами большого диаметра (более 50 мкм) и узкой фракцией позволит лучше фокусировать поток и снизить потери материала.

Экспериментальным и численным методами найдена оптимальная зона расположения сопла для нанесения материала с высоким коэффициентом использования порошка. При стандартных расходах технологических газов сопло следует размещать на расстоянии от 18 до 20 мм от поверхности детали. На таком расстоянии формируется перетяжка сходящегося потока частиц с размером от 5 до 6 мм. Диаметр лазерного пятна должен быть сопоставим с диаметром перетяжки.

Расчетным путем показано, что отклонение формы частиц от сферической приводит к увеличению коэффициента сопротивления  $C_d$  и росту скорости частиц  $V_p$ . Использование порошка с частицами с формой, близкой к сферической, позволит улучшить равномерность подачи порошка за счет более схожего поведения частиц в потоке газа.

Скорость и траектория частиц с разной плотностью (сталь и карбид титана) изменяются в узком интервале, что обеспечивает доставку частиц в соответствующее место лазерной обработки.

Полученные результаты движения частиц в потоке газа могут быть использованы для дальнейших расчетов, например, исследования теплового состояния частиц в зоне лазерного воздействия.

В **главе 4** разработана технологическая карта процесса прямого лазерного изготовления деталей из композиционного материала.

Осуществлено прямое лазерное нанесение композиционного материала, состоящего из стали 14ХНЗМА и карбида титана.

Для оптимизации процесса проводился полный факторный эксперимент. Основные параметры процесса, такие как лазерная мощность  $P$ , скорость сканирования  $S$ , расход порошка  $F$  – входные параметры. Геометрические характеристики валика, такие как высота валика  $H$ , ширина валика  $W$ , глубина проплавления основы  $h$  – выходные параметры. Для оценки эффективности и производительности процесса рассчитываются также технологические характеристики: коэффициент смешивания присадочного порошкового материала с материалом основы  $D = h/(H+h)$  и коэффициент использования порошкового материала  $E_p = 2/3 \cdot \rho \cdot H \cdot W \cdot S/F$ , где  $\rho$  – плотность нанесенного материала.

Установлены регрессионные зависимости между основными параметрами процесса и геометрическими характеристиками валика. Определена степень влияния параметров процесса. При увеличении лазерной мощности  $P$  или расхода порошка  $F$  высота валика  $H$  возрастает, а при увеличении скорости сканирования  $S$  – снижается. В зависимости от параметров нанесения высота единичного валика меняется от 0.1 до 0.8 мм. Для ширины валика  $W$  определяющим параметром является лазерная мощность  $P$ . Ширина валика  $W$  достигает 5 мм при максимальной лазерной мощности 5 кВт.

После корреляционного анализа найдены простые линейные зависимости между основными параметрами процесса и технологическими

характеристиками. На основе полученных зависимостей построена технологическая карта процесса и определены оптимальные значения параметров для изготовления отдельного валика из композиционного материала с высокой производительностью и эффективностью (рис. 6). Параметры лазерной обработки могут быть выбраны в зависимости от желаемых геометрических характеристик наносимого валика. Технологическая карта процесса позволяет также оценить толщину наносимого слоя, которая превышает на 15–30% высоту единичного валика и зависит от шага между последовательно накладываемыми валиками и высоты изготавливаемого образца. Таким образом, возможно получение деталей с заданной геометрией. Коэффициент использования порошка варьируется от 50 до 90% в зависимости от типа материала.

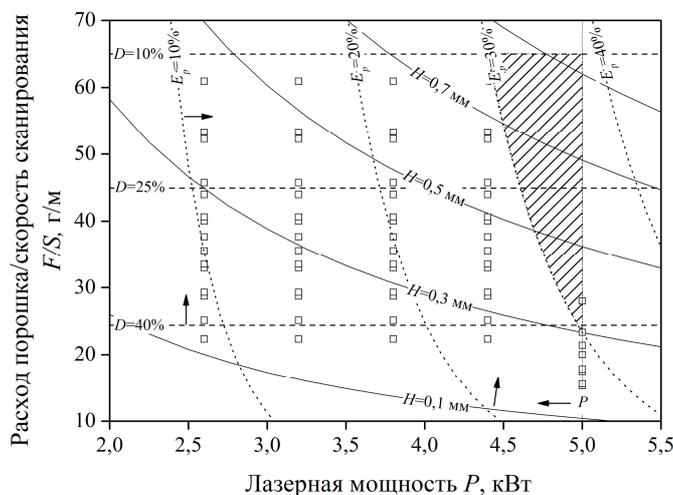


Рис. 6.

Технологическая карта процесса прямого лазерного нанесения валика из композиционного материала 14ХН3МА/TiC (85/15% об.)

В главе 5 представлены исследования структуры и свойств композиционного материала из стали и карбида титана.

После металлографического анализа технологической карты были определены режимы для получения композиционного материала различного типа: 1 – низкоэнергетический режим и 2 – высокоэнергетический режим. При переходе от 1–го низкоэнергетического ко 2–ому высокоэнергетическому режиму, т.е. при увеличении лазерной мощности  $P$  и снижении расхода порошка  $F$  частицы карбида титана растворяются частично или полностью и по всему объему выделяется упрочняющая фаза разного типа. Хорошая смачиваемость карбида титана жидким сплавом подтверждается фактом проникновения металла в образовавшуюся трещину.

В результате высокой скорости охлаждения (более  $1000^\circ\text{C}/\text{с}$ ), при которой не успевает проходить диффузионное перераспределение элементов, в одном объеме материала образуется структура с разным типом выделившегося карбида титана (рис. 7). Таким образом, в композиционном материале можно выделить по типу микроструктуры следующие зоны:

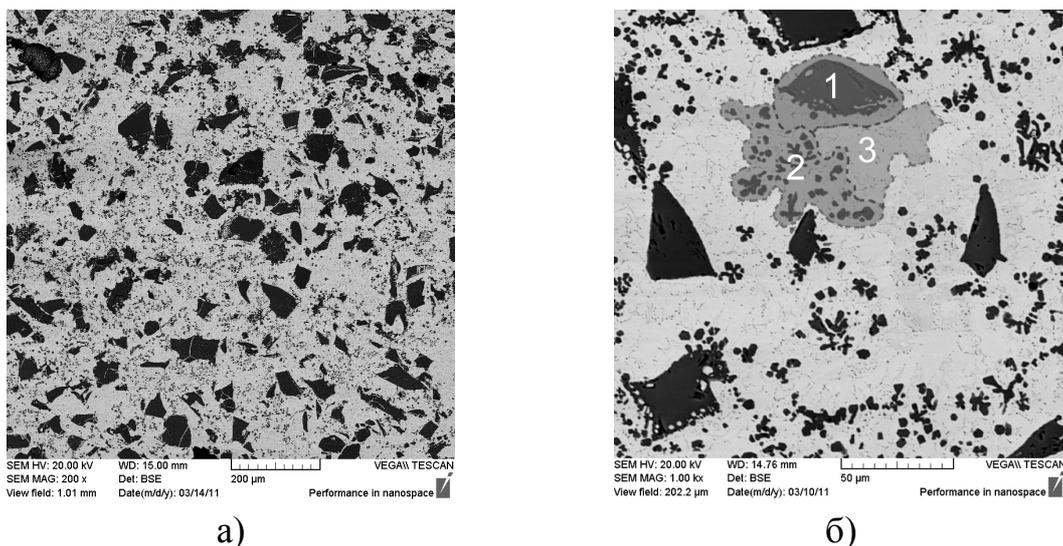


Рис. 7.

Характерная структура композиционного материала из 14XN3MA/TiC (66/34% об.)

- 1 – нерастворенные частицы карбида титана;
- 2 – первичный карбид титана  $TiC_{перв}$ , неравновесная эвтектика и вторичный карбид титана  $TiC_{втор}$  (заэвтектический сплав);
- 3 –  $\alpha$ -феррит, эвтектика и вторичный карбид титана  $TiC_{втор}$  (доэвтектический сплав).

При прямом лазерном нанесении материала наблюдается изменение формы и размера частиц карбида. Перераспределение и массоперенос карбидной фазы осуществляются за счет: а – миграции расплава; б – диффузионного роста карбидных зерен вследствие их растворения и последующего осаждения; в – коалесценции частиц карбидов.

На поверхности нанесенных слоев и вокруг некоторых нерастворенных частиц карбида титана образуется прослойка диоксида титана  $TiO_2$  из-за недостаточной защиты ванны расплава.

В результате диффузионного взаимодействия тугоплавкой фазы со стальной связкой происходит насыщение поверхности частиц карбида титана молибденом, и образуется кольцевая структура. Кольцевая структура представляет собой твердый раствор легирующего элемента в карбиде титана. Оболочка вокруг карбидных зерен затрудняет распространение трещин и благоприятствует повышению пластичности материала.

В полученном материале кроме мелкодисперсных частиц карбида титана  $TiC$  образуются карбиды молибдена  $Mo_2C$  и сложные карбиды типа  $(Ti,Mo)C$ .

Квазибинарный разрез Fe–TiC представляет собой диаграмму эвтектического типа с содержанием TiC в эвтектике 5.8% об. Для определения влияния карбида титана на структуру и свойства стали были проведены эксперименты с варьированием состава порошка: 100/0% об. (чистая сталь), 95/5% об. (доэвтектический сплав) и 90/10% об. (заэвтектический сплав) стали и карбида титана, соответственно (рис. 8).

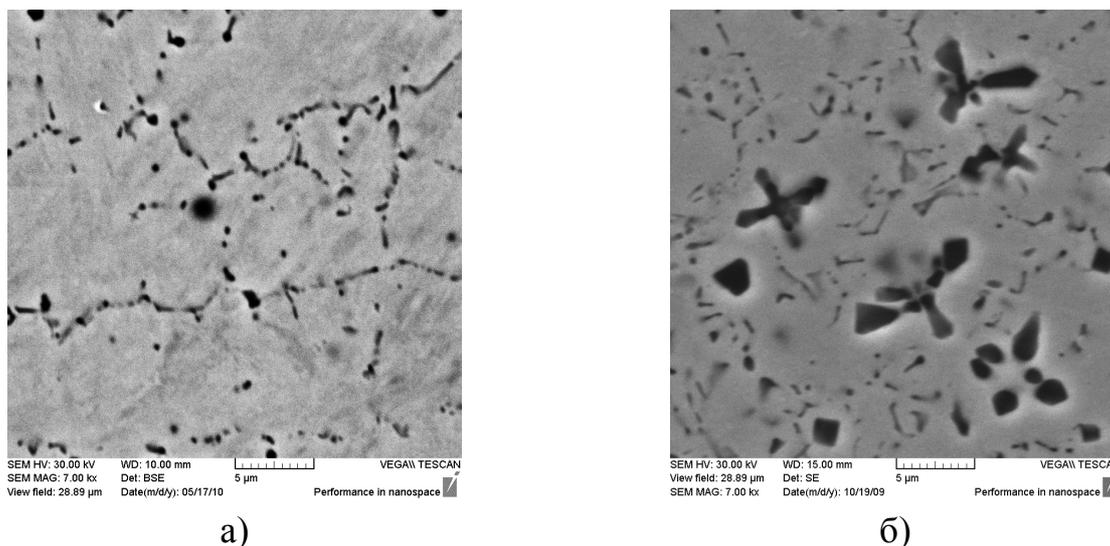


Рис. 8.

Типичная микроструктура композиционного материала:  
 а – доэвтектический сплав 14ХНЗМА/TiC (95/5% об.);  
 б – заэвтектический сплав 14ХНЗМА/TiC (90/10% об.)

Фазовый анализ металлической матрицы показал образование мартенситной структуры для всех исследуемых сплавов. С увеличением содержания тугоплавкой фазы повышается количество титана в матрице, который способствует обезуглероживанию металлической фазы, стабилизации  $\alpha$ -феррита и образованию мартенсита с невысокой твердостью.

В изготовленных образцах можно выделить участки с повышенной твердостью (верхняя закаленная зона) и с пониженной твердостью (нижняя отожженная зона) из-за многократного теплового воздействия вышележащих слоев на нижележащие. Доэвтектический сплав (5% об. TiC) имеют самую высокую твердость на поверхности (до 600 HV<sub>0.1</sub>) благодаря образованию пересыщенного твердого раствора TiC в  $\alpha$ -Fe. В отожженной зоне твердость всех исследуемых сплавов падает до 300 HV<sub>0.1</sub> в результате частичного разупрочнения.

Для определения влияния стандартной химико-термической обработки на свойства полученного материала проводилась цементация (без закалки и отпуска). Распределение поверхностной твердости цементированных образцов более равномерно, чем нецементированных. Твердость доэвтектического сплава (5% об. TiC) выше твердости литой стали (810 и 730 HV<sub>2</sub>, соответственно). Однако для заэвтектического сплава (10% об. TiC) наблюдается резкое падение твердости до 400 HV<sub>2</sub>. Выделившиеся мелкодисперсные частицы карбида титана тормозят диффузию углерода. После цементации структура материала не изменилась. Высокая поверхностная твердость обеспечивает повышенную износостойкость материала.

Чтобы определить оптимальную стратегию изготовления деталей методом прямого лазерного нанесения, были сделаны образцы перекрестным и неперекрестным способами. При перекрестной стратегии направления нанесения материала в двух последовательных слоев перпендикулярны, а при

неперекрестной стратегии – параллельны друг другу. Таким образом, образцы из стали, изготовленные перекрестным методом, продемонстрировали изотропные свойства. Материал имеет схожие пределы прочности и текучести, но более низкую пластичность по сравнению с литой сталью после стандартной термообработки. Последующая термическая обработка образцов позволит снизить структурную неоднородность, уменьшить остаточные напряжения и улучшить механические свойства.

Для сохранения индивидуальных свойств стальной матрицы рекомендуется: а – применять сложные карбиды, которые могут нейтрализовать взаимодействие тугоплавкой и металлической фаз; б – создавать на карбидных зернах специальные покрытия (плакирование), предохраняющие частицы тугоплавкой фазы от взаимодействия со стальным расплавом; в – использовать другую марку стали с большим содержанием углерода. Для предотвращения окисления легирующих элементов необходимо применять дополнительные меры и средства защиты ванны расплава: использовать герметичную камеру, наполненную инертным газом, оптимизировать газовые параметры и т.д.

В главе 6 изложена методика бесконтактной оптической диагностики и контроля процесса прямого лазерного нанесения материала с помощью трех различных приборов:

- многоволнового пирометра, определяющего яркостную температуру на поверхности ванны расплава;
- инфракрасной камеры, измеряющей распределение яркостной температуры в зоне лазерного воздействия;
- высокоскоростной ССД камеры, визуализирующей поток порошка и оценивающей скорость частиц.

При варьировании параметров процесса (лазерной мощности, скорости перемещения, расхода порошка) яркостная температура поверхности ванны расплава изменяется в узком интервале. Результаты подтверждаются расчетами по уравнению баланса энергии и анализом экспериментальных данных. В зависимости от параметров обработки теплота лазерного излучения только распределяется в разной пропорции между присадочным порошковым и основным материалами. Поэтому параметры процесса предпочтительно контролировать внутренними датчиками.

Результаты измерений яркостной температуры на поверхности ванны расплава косвенно показывают, что процесс лазерного нанесения материала протекает при температурах, близких к температуре начала кристаллизации. В зависимости от содержания карбида титана средний уровень яркостной температуры изменяется согласно кривой ликвидуса. Поэтому для каждого типа материала определяется свой индикатор качества, то есть средний уровень яркостной температуры и предельное отклонение.

При изготовлении многослойного образца яркостная температура поверхности расплава практически не меняется от слоя к слою. Однако при срыве процесса (появлении пор, несплошностей и т.д.) пирометр фиксирует

резкое падение температуры. Таким образом, пирометр можно использовать в качестве детектора дефектов.

Частицы порошка на выходе из сопла имеют широкое распределение скоростей (от 4 до 14 м/с) из-за сложной газовой динамики и разброса размеров частиц. Скорость частиц может контролироваться расходом несущего газа  $G_{\text{нес}}$ . При достижении определенных значений расхода несущего газа (около 18 л/мин) скорость частиц не меняется. Поэтому максимальная скорость частиц после среза сопла определяется скоростью потока защитного (центрального) газа. Экспериментальные исследования были использованы для сравнения с численными расчетами траектории и скорости частиц порошка.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ РАБОТЫ

1. Разработана аддитивная лазерная технология изготовления деталей из композиционного материала на основе стали и карбида титана со 100%-ой плотностью. Получены опытные образцы из композиционных материалов с содержанием упрочняющей карбидной фазы от 2.5 до 34% и с размерами до  $50 \times 75 \times 50 \text{ мм}^3$ . Коэффициент использования порошка варьируется от 50 до 90% в зависимости от типа материала.

2. Моделирование газовой динамики и движения частиц порошка в потоке при прямом лазерном нанесении материала позволило установить, что применение порошка с частицами крупного диаметра (от 50 до 100 мкм), узкой фракцией и с формой, близкой к сферической, позволит снизить потери материала и увеличить производительность процесса за счет формирования тонкой перетяжки в области фокусирования. Точка фокусировки потока порошка определяется геометрией сопла, а размер перетяжки – шириной распределения размеров частиц. Примененная схема моделирования позволяет оптимизировать различные коаксиальные системы подачи порошка.

3. Конечные свойства получаемого композиционного материала зависят от режимов нанесения и содержания карбида титана в смеси порошков. Образцы из стали, изготовленные перекрестной стратегией нанесения (направления нанесения материала в двух последовательных слоях перпендикулярны друг другу), имеют изотропные свойства, а пределы текучести и прочности находятся на уровне литого материала. В композиционном материале формируется кольцевая структура вокруг нерастворенных частиц  $\text{TiC}$ , выделяются мелкодисперсные частицы  $\text{TiC}$  и  $\text{Mo}_2\text{C}$ , а также сложные карбиды типа  $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ . Полученные образцы характеризуются твердой поверхностью (до  $600 \text{ HV}_{0.1}$ ) и пластичной сердцевиной (около  $300 \text{ HV}_{0.1}$ ). После цементации сплав с низким содержанием  $\text{TiC}$  (до 5% об.) имеет самый высокий показатель поверхностной твердости ( $810 \text{ HV}_{0.1}$ ).

4. Разработана методика бесконтактной оптической диагностики и контроля процесса прямого лазерного нанесения на основе многоволнового пирометра и инфракрасной камеры. Для каждого типа композиционного материала и режима обработки определяется свой индикатор качества, то есть

средний уровень яркостной температуры поверхности ванны расплава и предельное отклонение. Пирометр может использоваться в качестве дефектоскопа.

4. Внедрение композиционного материала, полученного прямым лазерным нанесением, может осуществляться по следующим направлениям: замена традиционных сталей без изменения конфигурации детали; локальное упрочнение (модификация) исходной детали; оптимальное проектирование с учетом особенностей структуры и свойств композиционного материала и конструкции детали.

## РАБОТЫ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Новиченко Д.Ю., Григорьянц А.Г., Смуров И.Ю. Лазерная аддитивная технология изготовления покрытий и деталей из композиционного материала // Известия ВУЗов. Машиностроение. 2011. № 7. С. 12–24.
2. Theoretical and experimental investigation of gas flows, powder transport and heating in coaxial laser DMD process / O.B. Kovalev [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20, № 3. P. 465–478.
3. Particle-in-flight monitoring in Thermal Spray Processes / M. Doubenskaia [et al.] // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205, № 4. P. 1092–1095.
4. Metal Matrix Composite Material by Direct Metal Deposition / D. Novichenko [et al.] // Physics Procedia. 2011. Vol. 12, № 1. P. 296–302.
5. Pavlov M., Novichenko D., Doubenskaia M. Optical Diagnostics of Deposition of Metal Matrix Composites by Laser Cladding // Physics Procedia. 2011. Vol. 12, № 1. P. 674–682.
6. Carbide-reinforced metal matrix composite by direct metal deposition / D. Novichenko [et al.] // Physics Procedia. 2010. Vol. 5, № 1. P. 369–377.
7. Mechanical properties of parts manufactured by Direct Metal Deposition technology / L. Thivillon [et al.] // Proceedings of LIM-2009: The 5th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing. Munich. 2009. P. 99–103.
8. Optical monitoring in direct metal deposition / M. Doubenskaia [et al.] // Proceedings of LIM-2009: The 5th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing. Munich. 2009. P. 591–596.
9. Metal Matrix Composite parts by Direct Metal Deposition: Analysis of processing conditions and material properties / D. Novichenko [et al.] // Proceedings of SMT-24: The 24th International Conference on Surface Modification Technologies. Dresden. 2010. P. 263–272.
10. Numerical simulation and experimental visualization of two-phase flow at coaxial powder injection in direct metal deposition / O.B. Kovalev [et al.] // Proceedings of SMT-24: The 24th International Conference on Surface Modification Technologies. Dresden. 2010. P. 253–262.