

УДК 669.017

Ф. Г. Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Г.Ф. Ловшенко, д-р техн. наук, проф.,  
А. С. Федосенко, А. М. Старовойтов

## ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПЛАЗМЕННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Приведены результаты исследования, направленные на создание механически легированных композиционных металлокерамических порошков и эффективного способа их плазменного напыления; представлены фазовый состав, структура и свойства порошков и покрытий.

### Введение

Перспективными материалами для получения плазменных покрытий являются композиционные порошки. Как показано ранее, один из эффективных методов их получения – реакционное механическое легирование. Эта технология производства композиционных порошков основана на использовании промышленно выпускаемых исходных компонентов и выгодно отличается от серийно применяемых способов универсальностью, простотой, экологической безопасностью, высокой экономичностью. Кроме того, покрытия, получаемые из них, характеризуются высоким комплексом физико-механических свойств [1].

Существенным недостатком таких порошков является низкая текучесть, вызванная несферической формой частиц и их малым размером, который в ряде случаев не превышает 10 мкм. При обычно используемой равномерной подаче из питателя появляется ряд проблем, связанных со слеживаемостью порошка, его зависанием в бункере питателя (сводообразованием), налипанием на стенки бункера, а также других, приводящих к нестабильности процесса напыления и в конечном итоге к ухудшению качества покрытий или даже к невозможности их получения.

Кроме этого, при подаче плохотекучих порошков из питателя в плазмотрон в виде двухфазного потока совместно с транспортирующим воздухом

может иметь место налипание порошка на стенки тракта. Порошок застревает в трубках, по которым он подается, особенно в местах их изгибов и уменьшений диаметра каналов. Это ведет к неравномерности подачи или к ее прекращению, что негативно сказывается на процессе напыления.

Однако и равномерная подача порошков с хорошей текучестью также создает проблемы при напылении покрытий, связанные с невысокой эффективностью нагрева напыляемого материала и с недостаточной загрузкой им плазмы. Например, по данным [2] количество энергии, затраченной на нагрев порошка в воздушно-пропановой плазме, составляет всего 8 % от всей энергии, выделяющейся в плазмотроне. Недогрузка плазмы приводит к значительному увеличению времени напыления покрытий, работы оборудования и расхода электрической энергии. В этом случае одним из путей решения проблемы является увеличение количества трубок для подвода порошка [3].

В то же время следует отметить, что существенным преимуществом применения труднотекучих порошков, по сравнению с порошками со сферическими частицами, является большая удельная поверхность частиц, позволяющая эффективней прогреваться в высокотемпературном газовом потоке за то весьма короткое время (порядка  $10^{-3} \dots 10^{-5}$  с), которое они в нем находятся при напылении покрытий [6].

Используемые в настоящее время для газотермического напыления порошковые питатели (за исключением питателей, предназначенных для детонационного напыления) должны обеспечивать равномерную подачу порошка, поскольку считается, что это необходимое условие для получения покрытий со стабильными физико-механическими свойствами [7]. Такие питатели отличаются сложностью конструкции, высокой стоимостью и, как показывает практика, могут подавать только порошки с хорошей и удовлетворительной текучестью (с углом естественного откоса соответственно до 35 и до 45 град). Для подачи труднотекучих материалов (с углом естественного откоса больше 45 град) они непригодны. Современные способы улучшения текучести порошка, такие как сфероидизация его частиц путем оплавления их в потоке высокотемпературного газового потока или отсеивание более крупных частиц одинаковой фракции от мелких, требуют наличия специального оборудования и дополнительных энерго- и трудозатрат. Они приводят к значительному увеличению стоимости порошка и, соответственно, удорожанию покрытий.

В настоящее время известны два способа получения покрытий из керамических порошков, имеющих плохую текучесть. По первому из порошка формуется и спекаются стержни диаметром 3,0...4,5 мм, которые затем подаются в напыляющее устройство и распыляются потоком высокотемпературного газа. Однако этот способ имеет ряд недостатков и практического применения не нашел [8].

По второму способу порошком заполняют тонкую трубку из органического материала, получая так называемый гибкий шнур [9]. Шнур наматывается в бухту и из нее с требуемой скоростью подается в напыляющее устройство. При напылении органический материал шнура полностью выгорает. Гибкие шнуры находят применение в ос-

новном в газопламенных технологиях. Для их изготовления необходимо наличие специального оборудования и технологии, которые в настоящее время отсутствуют в РБ, стоимость же импортных гибких шнуров может превышать стоимость порошков.

Таким образом, проблема плазменного напыления покрытий из порошков, имеющих низкую текучесть, включая и ряд механически легированных, является важной и актуальной и до настоящего времени не решена.

Целью данного исследования являлась разработка эффективных способов получения композиционных металлокерамических порошков и плазменных покрытий из них.

#### **Материалы, оборудование, приборы и методика исследований**

Основой механически легированных композиционных порошков являлась шихта, состоящая из 78 %  $Al_2O_3$  и 12 %  $TiO_2$ . Порошки оксида алюминия с добавкой оксида титана или без него нашли достаточно широкое применение для получения износостойких жаропрочных покрытий, работающих при низких и безударных нагрузках. Большими недостатками этих покрытий являются слабая прочность сцепления с основой и высокая хрупкость. Для устранения первого применяют нанесение подложки из материала на никелевой основе. Высокая хрупкость обуславливает образование сетки трещин, являющейся одной из причин очагового разрушения покрытий при эксплуатации. Типичная структура покрытия, полученного плазменным напылением широко применяющейся смеси порошков корунда  $\alpha-Al_2O_3$  (88 %) и рутила  $TiO_2$  (12 %), представлена на рис. 1. Образование сетки трещин происходит вследствие термических напряжений, возникающих при остывании напыленного покрытия, состоящего из тонких чешуйчатых частиц.

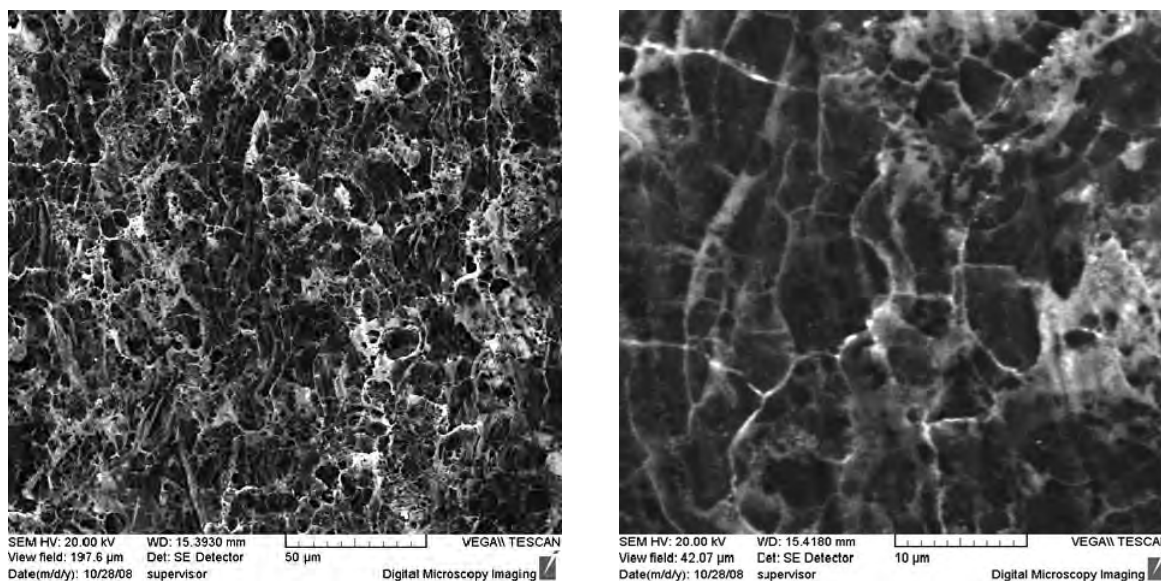


Рис. 1. Структура покрытия, полученного плазменным напылением смеси порошков  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (88 %) +  $\text{TiO}_2$  (12 %)

Проведенные исследования показали, что эффективным методом устранения указанных недостатков является «оригинальное» реакционное механическое легирование порошков оксидов никелем. В зависимости от требуемых свойств покрытия содержание никеля может изменяться в пределах 3...95 %. Базовой на данном этапе работы являлась шихта, состоящая из стандартных порошков 78 %  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (корунд), 12 %  $\text{TiO}_2$  (рутил) и 10 % Ni (ПНК-ОНТ2) со средним размером частиц 20; 5; 50 мкм соответственно.

Реакционное механическое легирование проводилось в спроектированных и изготовленных энергонапряженных вибромельницах [6, 7]. Для экспериментальных исследований наиболее приемлемым оказался механореактор на основе вибромельницы гирационного типа с четырьмя помольными камерами объемом 1 дм<sup>3</sup> каждая. Радиус круговых колебаний изменялся в пределах 3...6 мм, круговая частота колебаний помольных камер бесступенчато регулировалась в пределах 15...35 с<sup>-1</sup>. Рабочими телами служили шары с диаметром 9,12 мм из стали ШХ15СГ твердостью 62 HRC. Обработка проводилась в камерах из стали

12Х18Н9Т с изолированным рабочим пространством, первоначально заполненным воздушной атмосферой. Процесс осуществлялся по оптимальному режиму, установленному в результате предварительно проведенных экспериментальных исследований. Ускорение рабочих тел составляло 130 мс<sup>-2</sup>, степень заполнения помольной камеры рабочими телами – 80 %, отношение объема, занятого рабочими телами, к объему обрабатываемой шихты – 8, продолжительность обработки – 8 ч.

Напыление покрытий осуществлялось с использованием специально спроектированного и изготовленного дугового плазмотрона, работающего на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси (аналог ПУН-1). Порошок подавался на срез его сопла. При модернизации плазмотрона реализован ряд технических решений, повышающих стабильность и безопасность его работы. Например, в нем отсутствуют межэлектродные вставки; воздух и пропан подаются в дуговую камеру отдельно; обеспечена возможность его эксплуатации от различных источников питания и другие. В данном случае работа плазмотрона осуществлялась от источника пи-

тания для воздушно-плазменной резки марки АПР 404.

Покрyтия наносилось на детали цилиндрической формы из стали 40Х, подвергнутой улучшению. Эти изделия на ОАО «Завод запасных частей» упрочняются плазменными керамическими покрyтиями с использованием установки фирмы «Метко» (Metco).

Нанесение покрyтий проводилось по оптимальному режиму работы плазмотрона и скорости вращения детали при максимально возможной подаче порошка. Расстояние от плазмотрона до напыляемой поверхности и скорость перемещения плазмотрона вдоль поверхности детали оставались постоянными на протяжении всего периода обработки детали.

Основные параметры процесса:  
 сила тока на дуге, А .....220  
 напряжение на дуге, В.....210  
 дистанция напыления, мм.....200  
 плазмообразующий газ.....воздух + пропан;  
 давление воздуха, МПа.....0,28  
 частота пульсаций порошка, пульс./мин .....45  
 Контроль толщины покрyтий осуществлялся электронным толщиномером марки МТЦ-2М. Среднее значение определялось статистической обработкой результатов 29 измерений.

Для определения производительности процесса измерялись как продолжительность процесса непосредственного напыления, так и общее время обработки, включающее в себя межоперационные перерывы для охлаждения поверхности детали с температуры, достигающей 250 °С.

Количество израсходованного порошка определялось по разности масс до и после напыления покрyтия.

Для изучения структуры и фазового состава механически легированных порошков и покрyтий из них применялся металлографический, электронно-микроскопический, рентгеноструктурный, микрорентгеноспектральный ана-

лиз.

Металлографический анализ проводился на световых микроскопах Unimet (Япония), металлографическом комплексе МКИ-2М (Беларусь), сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II SBH (Чехия). Для получения качественного изображения при сканирующей электронной микроскопии на ряд образцов с применением установки Sputtercoater наносилось сплошное проводящее покрyтие из Au толщиной 10 нм, позволяющее увеличить количество вторичных электронов.

Исследование элементного состава проводилось на сканирующих электронных микроскопах Tescan VEGA II SBH (Чехия) с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 350/XT с беззотным детектором X-Act ADD (OXFORD Instruments NanoAnalysis, Великобритания) при линейном непрерывном и шаговом сканировании, а также сканировании по площади.

Рентгеноструктурный анализ осуществлялся на дифрактометре ДРОН-3М в  $\text{CoK}_\alpha$ -излучении в режиме сканирования (по точкам) с шагом 0,1°.

Для расчета параметров тонкой структуры использовался специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ), позволяющий автоматизировать рентгенодифрактометрические исследования параметров тонкой структуры.

### **Результаты исследования**

*Морфология, структура и фазовый состав механически легированной композиции.* При обработке шихты в механореакторе наряду с плакированием порошков оксидов никелем протекают процессы измельчения частиц компонентов, вплоть до частичной аморфизации рутила, гомогенизация и механически активируемый синтез новых соединений, например, сложного оксида  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  в количестве 7 %. Механическое легирование приводит к сни-

жению интенсивности пиков, принадлежащих рутилу, что обусловлено уменьшением количества фазы в результате образования оксида  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ , а также ее аморфизацией. Имеющее место уширение пиков корунда и никеля вызвано уменьшением размеров зерен и субзерен. Обработка в механореакторе приводит к уменьшению ОКР  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  в 2,5 раза (с 63 до 24 нм) и увеличению плотности дислокаций в 5 раз (с  $2,7 \cdot 10^8$  до  $1,2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) и параметров решетки фазы  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ :  $a = 4,761991 \text{ \AA}$  и  $b = 13,01613 \text{ \AA}$ .

Продуктом механического легирования являлся композиционный порошок, о форме и размерах которого мож-

но судить по данным сканирующей электронной микроскопии. Как следует из данных, представленных на рис. 2, частицы механически легированного порошка имеют осколочную форму, близкую к равноосной. Их размер, в основном, не превышает 2...3 мкм. Однако в небольшом количестве встречаются частицы-агломераты с размером поперечного сечения, достигающим 20 мкм. Малые размеры частиц порошка, с одной стороны, должны оказывать положительное влияние на свойства покрытий, но, с другой, порошок будет иметь невысокую текучесть, что негативно скажется на его подаче в питатель плазматрона.

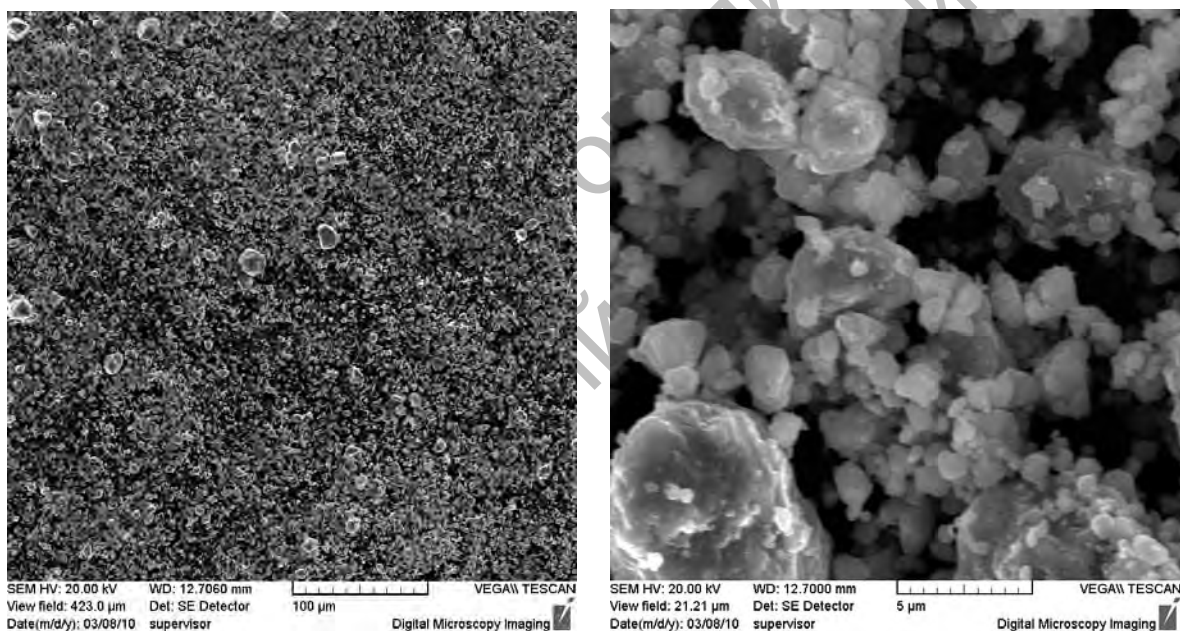


Рис. 2. Форма и размеры частиц механически легированного композиционного порошка состава 78 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 12 %  $\text{TiO}_2$  – 10 % Ni

Основным показателем текучести порошковых материалов является угол естественного откоса у основания насыпанной из воронки конусообразной горки порошка – чем больше последний, тем хуже текучесть [4, 5]. В исследуемом порошке угол естественного откоса достигает  $47^\circ$  (рис. 3, а), что однозначно указывает на его неудовлетворительную текучесть.

*Способы повышения текучести дисперсных механически легированных композиционных порошков.* Проведенные в работе экспериментальные исследования показали, что эффективными методами повышения текучести дисперсных механически легированных композиционных порошков являются изменения физико-химического состояния порошка и/или способа подачи его в

дуговую плазму. В работе реализован как первый, так и второй метод.

**В первом случае** повышение текучести тонких композиционных порошков на основе оксидов алюминия и титана, включая механически легирован-

ные, достигнуто их нагревом до температур, превышающих  $150^{\circ}\text{C}$ . Характерная форма свободно насыпанного порошка при этих температурах представлена на рис. 3, б.

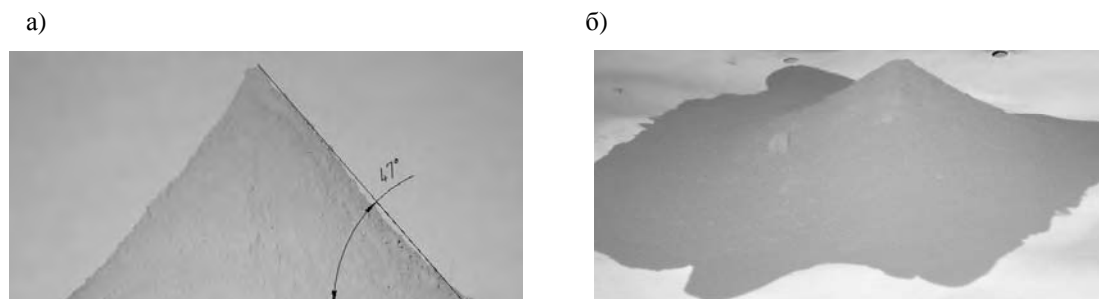


Рис. 3. Свободно насыпанный при  $20^{\circ}\text{C}$  (а) и  $160^{\circ}\text{C}$  (б) механически легированный композиционный порошок

Указанное явление требует отдельного исследования. Можно с большой достоверностью предположить, что основной причиной его является изменение электростатического состояния порошковой композиции.

**Во втором случае** повышение текучести достигнуто подачей порошка в дуговую плазму последовательными порциями путем пульсации транспортирующего воздуха [10]. Сущность способа состоит в следующем. Для разрушения зависшего в бункере питателя порошка используется система клапанов, создающая перепады давления транспортирующего воздуха в верхней и нижней частях бункера (под зависшим порошком и над ним). Это вызывает циркуляцию воздуха, приводящую к разрыхлению и обрушению порошка. Порция разрыхленного порошка вместе с потоком транспортирующего воздуха подается на срез плазматрона. Таким образом, периодическая равномерная подача труднотекучего порошка на срез плазматрона происходит вследствие возникновения циклических перепадов давления воздуха в порошковом питателе.

Для реализации как первого, так и второго метода спроектировано и изготовлено специальное оборудование.

Применяющиеся питатели близки по конструкции к используемым в установке для плазменного напыления фирмы «Метко» (Metco). Основные отличия заключаются в том, что в первый питатель вмонтирован нагревательный элемент, обеспечивающий требуемую температуру порошка. Второй оснащен устройством для создания циклических перепадов давления в бункере и подачи порошка в пульсирующем режиме (рис. 4).

Принцип действия питателя для подачи порошка в пульсирующем режиме иллюстрируется схемой, представленной на рис. 5.

*Результаты сравнительных исследований процессов напыления покрытий с пульсирующей и обычной подачей порошка.* Напыление детали в пульсирующем режиме велось в два этапа с перерывом на охлаждение между ними в 2100 с. Продолжительность первого этапа равнялась 480 с, второго – 420 с. Общее время обработки детали достигало 3000 с. Расход порошка составлял 2,1 кг. Средняя толщина покрытия равнялась  $0,633 \cdot 10^{-3}$  м; скорость нарастания покрытия за время напыления составляла  $7,033 \cdot 10^{-7}$  мс<sup>-1</sup>.

Нанесение покрытия в стандартном режиме с использованием порошка, нагретого до  $160^{\circ}\text{C}$  и обладающего вы-

сокой текучестью, проводилось в четыре этапа со средней длительностью каждого по 540 с с тремя перерывами на охлаждение между ними. Общее время обработки составило 8760 с. Расход по-

рошка равнялся 2,55 кг. Средняя толщина покрытия составила  $0,528 \cdot 10^{-3}$  м; скорость нарастания покрытия –  $2,444 \cdot 10^{-7}$  мс<sup>-1</sup>.

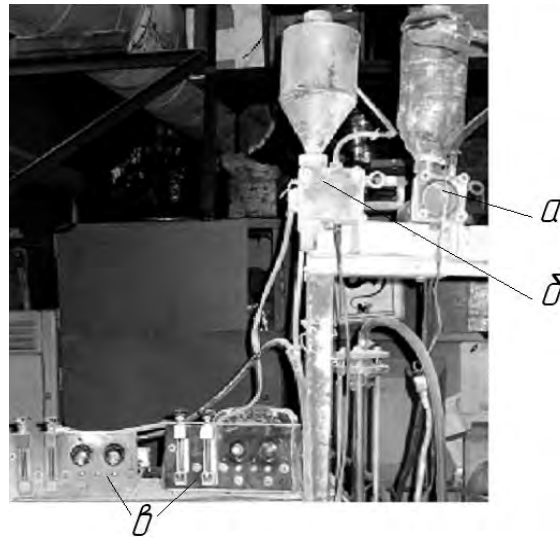


Рис. 4. Порошковые питатели: а – питатель с нагревательным элементом; б – питатель для пульсирующей подачи порошка; в – пульты управления

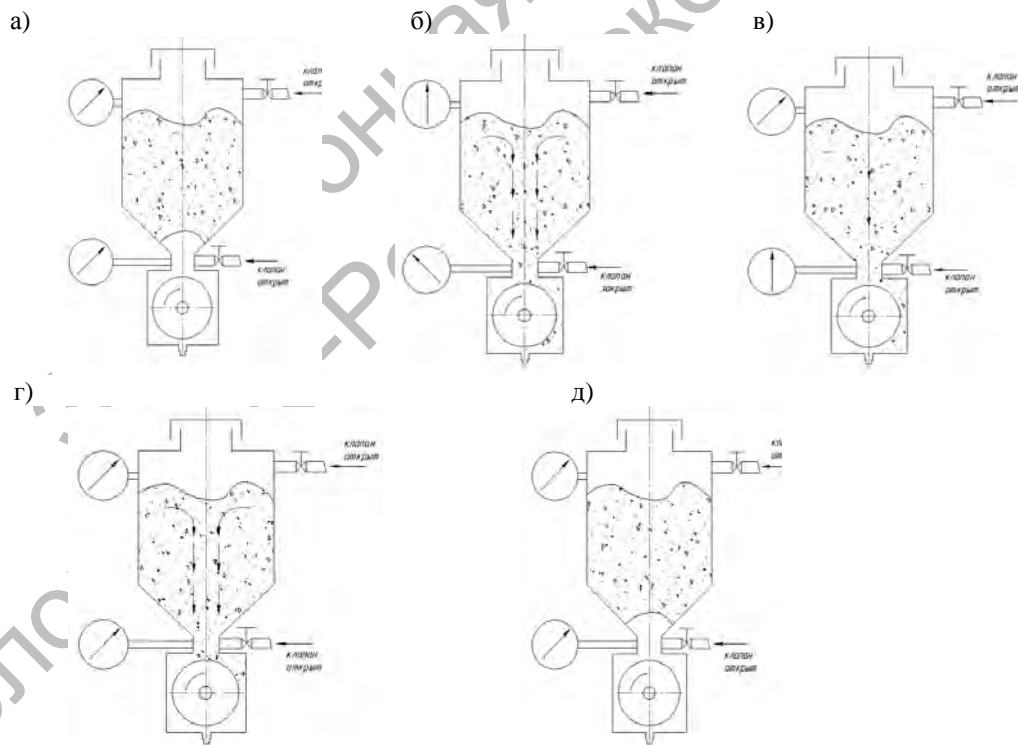


Рис. 5. Работа питателя в режиме с пульсирующей подачей порошка: а – зависание порошка в бункере (начало цикла пульсации); б – движение воздуха в бункере питателя; в – движение воздуха вместе с порошком; г – давление выравнивается, порошок зависает (конец цикла пульсации); д – начало нового цикла

Для сравнения на ОАО «Завод запасных частей» непрерывный процесс напыления покрытий толщиной  $0,45 \cdot 10^{-3}$  м на детали с такими же размерами с использованием плазмотрона, работающего на аргон-азотной плазмообразующей смеси, занимает примерно 11 000 с.

Рост производительности подачи порошка в поток дуговой плазмы и более высокая температура нагрева в нем в случае применения пульсирующего режима подтверждают данные, приведенные на рис. 6.

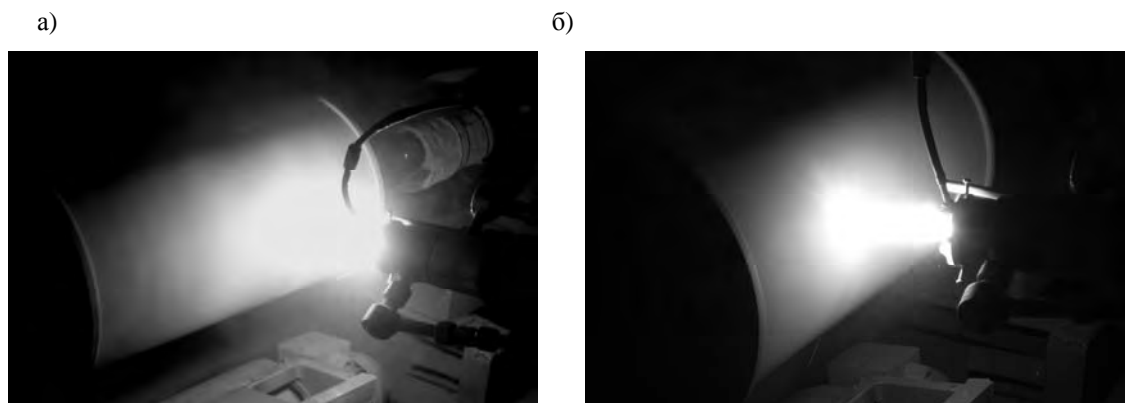


Рис. 6. Напыление покрытий с пульсирующей (а) и обычной (б) подачей порошкового материала в дуговую плазму

Является очевидным (см. рис. 6), что рабочий поток плазмы при нанесении покрытий с подачей порошка в пульсирующем режиме занимает больший объем, чем в случае стандартной обработки с использованием порошка, нагретого до  $160^{\circ}\text{C}$  и обладающего высокой текучестью.

Таким образом, приведенные результаты однозначно указывают на высокую эффективность разработанного способа получения покрытий из низкотекучих механически легированных композиционных порошков, основанного на их пульсирующей подаче в плазменную струю, обеспечивающего увеличение производительности процесса более чем в 2,5 раза и пропорционально этому снижающего энергетические затраты на его реализацию.

При плазменном напылении покрытий металлизированного методом механического легирования композиционного термонеutralного, исходя из равновесной термодинамики, порошка, полученного из шихты, содержащей 78 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 12 %  $\text{TiO}_2$  и 10 %  $\text{Ni}$ , протекают терми-

чески активируемые превращения, заключающиеся в полиморфном переходе низкотемпературной модификации  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  в высокотемпературную  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  с последующей ее стабилизацией в результате протекания процессов, подобных закалке вследствие быстрого охлаждения, обусловленного малым размером зерен и субзерен, и в образовании интерметаллидной фазы  $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ . Содержание в покрытии  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  составляет 70 %;  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  – 15 %,  $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$  – 10 %. Кроме того, в покрытии в количестве 5 % присутствует никель. Наличие  $\text{TiO}_2$  не установлено (рис. 7).

Процесс напыления вызывает увеличение плотности дислокаций в основной фазе с  $1,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (в механически легированном порошке –  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) до  $4,3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (в покрытии –  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Степенное распределение деформаций по объему зерна указывает на упорядоченное расположение дислокаций, вызывающее формирование блочной структуры. Плазменное нанесение покрытий приводит к уменьшению размеров ОКР с 24 до 14 нм.



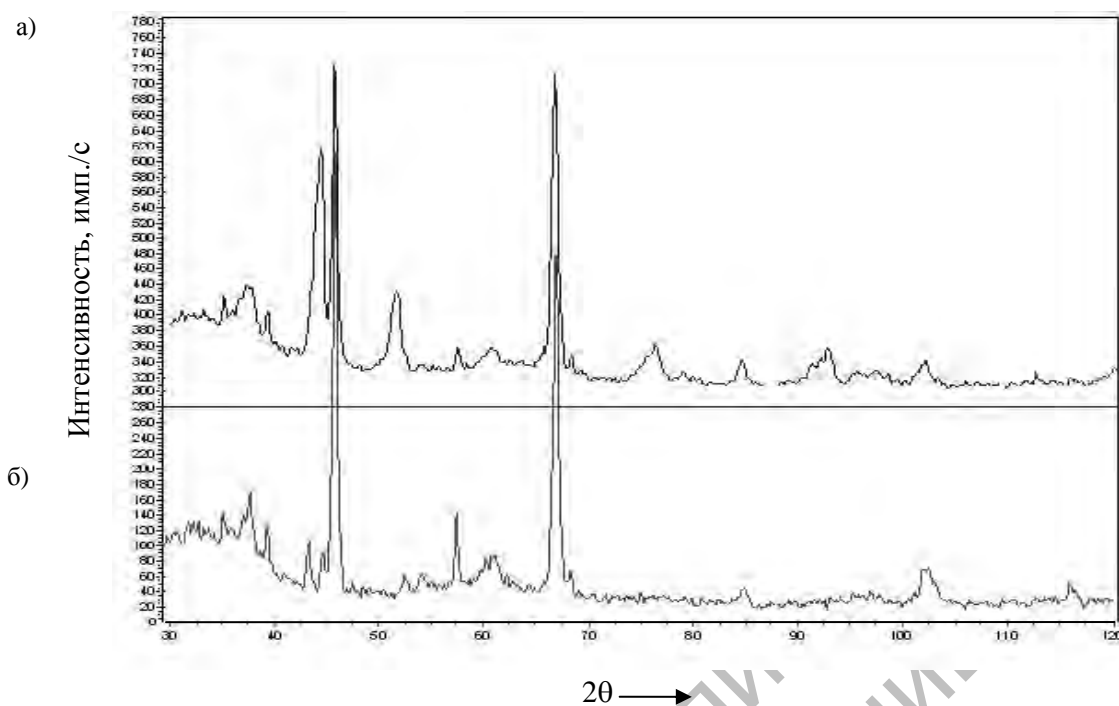


Рис. 7. Рентгенограммы покрытий, полученных из механически легированного композиционного порошка  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{TiO}_2$  (12 %) – Ni (10 %) (а) и порошка системы  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{TiO}_2$  (12 %) (б)

Для структуры покрытий, полученных из механически легированных порошков, характерно наличие тонких, как правило, менее 50 нм, прослоек никеля, упрочненных наноразмерными включениями интерметаллида  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ . Прослойки окаймляют зерна оксидов, поперечное сечение которых не превышает 1 мкм (рис. 8, а). В продольном сечении частицы оксидов имеют форму, близкую к равноосной, диаметром менее 10 мкм (рис. 8, б).

Применение тонких композиционных порошков, полученных МЛ, привело к уменьшению размеров частиц оксидов во всех направлениях в 5...10 раз. Никелевые прослойки, упрочненные наноразмерными включениями интерметаллида  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ , по своей природе и свойствам подобны покрытиям из терморезагирующих порошков системы Ni–Al и обладают высокой твердостью, жаропрочностью и износостойкостью при достаточной вязкости и пластичности. Это определяет их высокую демпфирующую способность, предотвращающую

растрескивание оксидных частиц.

При примерно одинаковой твердости покрытий, полученных с применением «классических» и механически легированных порошков, равной 68...71 HRC, износостойкость последних в условиях сухого трения скольжения в 1,7...1,9 раза, а при испытаниях со смазкой в 1,4...1,6 раза выше. Использование разработанных порошков наряду с упрощением технологии получения покрытий существенно расширяет область их применения. Наряду с восстановлением и ремонтом изделий, работающих в легких условиях эксплуатации, например, рубашки галет и роликов, используемых при производстве нитей, созданные материалы могут успешно применяться для упрочнения гибочных, вытяжных штампов, прессформ и др., работающих в условиях интенсивного износа, но не подвергающихся большому ударным нагрузкам.

По чистоте поверхности шлифованные плазменные покрытия, полученные напылением в пульсирующем ре-

жиме механически легированных композиционных порошков, не отличаются от покрытий из импортного порошка

Metco 131VF, нанесенных на изделие по стандартному режиму [11].

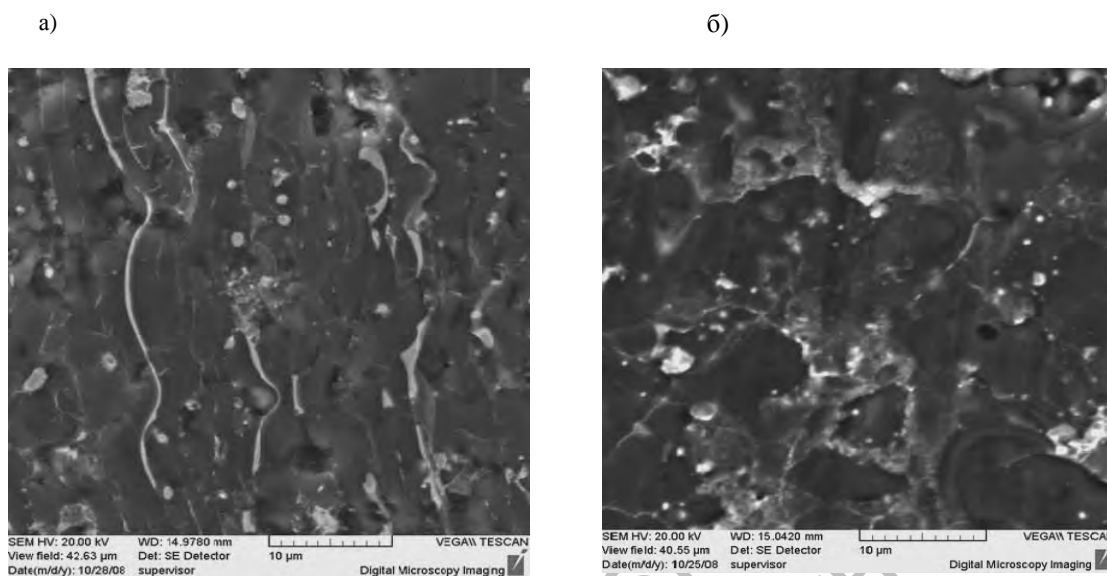


Рис. 8. Структура покрытия, полученного плазменным напылением МЛ композиционного порошка  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2(12\%)\text{-Ni}(10\%)$ : а – поперечный шлиф; б – продольный шлиф

Применение металлизированных методом механического легирования термонеutralных порошков позволит получить покрытие с более высоким комплексом свойств по сравнению с порошками, получаемыми обычным смешиванием.

### Заключение

1. Технология реакционного механического легирования эффективна для производства композиционных металлокерамических порошков без ограничения по составу для газопламенных покрытий различного функционального назначения.

2. При обработке в механореакторе шихты  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-Ni}$  происходит формирование композиционных порошковых частиц и протекание механически активируемых фазовых, а также структурных превращений, вызывающих образование новой фазы –  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ , рост плотности дислокаций (на порядок – с  $10^8$  до  $10^9$ ) и их упорядочение (хаотическое распределение в сме-

шанном порошке и упорядоченное – по границам блочной структуры в механически легированном), что приводит к уменьшению размера ОКР до 24 нм и увеличению параметров решетки фазы  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ :  $a = 0,4762$  нм и  $b = 1,3016$  нм.

3. При плазменном напылении механически легированного композиционного порошка, полученного из шихты, состоящей из 78 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 12 %  $\text{TiO}_2$  – 10 % Ni, протекают термически активируемые превращения, заключающиеся в полиморфном превращении низкотемпературной модификации  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  в высокотемпературную  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  с последующей ее стабилизацией в результате протекания процессов, подобных закалке; в образовании интерметаллидной фазы  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ .

4. Частицы механически легированного композиционного порошка осколочной формы имеют средний размер 2...3 мкм и характеризуются низкой текучестью, эффективным способом повышения которой является пульсирующая подача порошка в плазменную

струи, обеспечивающая увеличение производительности процесса более чем в 2,5 раза и пропорционально этому снижающая энергетические затраты на реализацию процесса напыления.

5. Процесс напыления вызывает увеличение плотности дислокаций в основной фазе с  $1,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (в механически легированном порошке –  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) до  $4,3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (в покрытии –  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Степенное распределение деформаций по объему зерна указывает на упорядоченное расположение дислокаций, вызывающее формирование блочной структуры. Плазменное нанесение покрытий приводит к уменьшению размеров ОКР с 24 до 14 нм.

6. Для структуры покрытий, полученных из механически легированных порошков, характерно наличие тонких прослоек никеля, упрочненных наноразмерными включениями интерметаллида  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ . Прослойки окаймляют зерна оксидов, поперечное сечение которых не превышает 1 мкм, что определяет их высокую демпфирующую способность, предотвращающую растрескивание оксидных частиц.

7. При примерно одинаковой твердости покрытий, полученных с применением «классических» и механически легированных порошков, равной 68...71 HRC, износостойкость последних в условиях сухого трения скольжения в 1,7...1,9 раза, а при испытаниях со смазкой в 1,4...1,6 раза выше.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов : монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина ; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с : ил.
2. **Эсибян, Э. М.** Энергетические и технологические особенности воздушно-газового плазменного напыления / Э. М. Эсибян, А. Г. Саков // Автоматическая сварка. – 1989. – № 10. – С. 28–32.
3. **Кудинов, В. В.** Плазменные покрытия / В. В. Кудинов. – М. : Наука, 1977. – 184 с.
4. **Кудинов, В. В.** Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / В. В. Кудинов, В. М. Иванов. – М. : Машиностроение, 1981. – 192 с.
5. **Каталымов, А. В.** Дозирование сыпучих и вязких материалов / А. В. Каталымов, В. А. Любартович. – Л. : Химия, 1990. – 240 с.
6. **Бодяко, М. Н.** Газотермическая обработка керамических оксидов / М. Н. Бодяко, Ф. Б. Вурзель, Е. В. Кремко ; под ред. О. В. Романа. – Минск : Наука и техника, 1988. – 223 с.
7. Газотермическое напыление покрытий : сб. руководящих техн. материалов. – Киев : ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. – 176 с.
8. Газотермическое напыление : учеб. пособие / Под общ. ред. Л. Х. Балдаева. – М. : Маркет ДС, 2007. – 344 с.
9. **Старовойтов, А. М.** Технология напыления плазменных керамических покрытий с пульсирующей подачей трудноtransportируемых порошковых материалов / А. М. Старовойтов, А. С. Федосенко // Сварка и родственные технологии : сб. тр. – Минск, 2007. – С. 91–94.
10. **Федосенко, А. С.** Разработка технологии напыления плазменных покрытий в пульсирующем режиме / А. С. Федосенко // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности : материалы Междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2007. – С. 54.
11. **Анциферов, В. А.** Порошковая металлургия и напыленные покрытия : учебник для вузов / В. А. Анциферов, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин. – М. : Металлургия, 1987. – 641 с.

Белорусско-Российский университет  
Белорусский национальный технический университет  
Материал поступил 12.07.2011

**F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko,  
A. S. Fedosenko, A. M. Starovoirov**  
**The improvement of the quality  
of plasma cermet coatings**

The paper gives the results of the research aimed at producing mechanically alloyed composite metal-ceramic powders and the effective way of their plasma spraying; it also deals with the phase composition, structure and properties of powders and coatings.