

УДК 669.017

Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ

UDC 669.017

F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko, A. S. Fedosenko

REGULARITIES OF FORMATION OF PHASE COMPOSITION AND STRUCTURE OF PLASMA COATINGS FROM MECHANICALLY ALLOYED COMPOSITE POWDERS

Аннотация

Приведены результаты исследований, направленных на установление закономерностей формирования фазового состава и структуры плазменных покрытий из механически легированных композиционных порошковых материалов, полученных по технологии реакционного механического легирования, позволившие установить, что формируемые покрытия отличаются высоким качеством, имеют низкую пористость, равномерное распределение элементов, обладают субмикро- / микрокристаллическим типом структуры, стабилизированной дисперсными включениями упрочняющих фаз и наследуемой от напыляемых порошковых материалов.

Ключевые слова:

механическое легирование, порошки, газотермическое напыление, плазменные покрытия, фазовый состав, структура, пористость, размер зерна, упрочняющая фаза.

Abstract

The paper presents the results of the research aimed at establishing the regularities of formation of phase composition and structure of plasma coatings from mechanically alloyed composite powder materials obtained by using the technology of reactive mechanical alloying. The research revealed that the formed coatings are characterized by high quality and they possess low porosity, uniform distribution of elements, a submicro- / microcrystalline type of structure which is stabilized by dispersed inclusions of strengthening phases and is inherited from the sprayed powder materials.

Key words:

mechanical alloying, powders, gas-thermal coating, plasma coating, phase composition, structure, porosity, grain size, strengthening phase.

Введение

Газотермическое напыление является широко известным способом нанесения покрытий различного назначения и заключается в нагреве и переносе расплавленных и/или пластифицированных частиц материала высокотемпературным газовым потоком с последующим осаждением их на подложку и формированием слоя заданной толщины.

Наиболее распространены такие его разновидности, как газопламенное [2–4], детонационное [1–5, 7], плазменное [1–6] напыления, среди которых последнее наиболее перспективно. Отличительной его особенностью является возможность напыления любых металлов, сплавов и химических соединений, не разлагающихся в высокотемпературной струе, и получения при этом покрытий высокого

качества.

Структура газотермических покрытий, а также их свойства (твердость, прочность, жаропрочность, износостойкость и т. д.) зависят, в первую очередь, от химического состава наносимого материала и его вида.

Среди существующих видов используемых материалов, включающих проволоки, прутки, шнуры и порошки, последние получили наибольшее распространение. Это объясняется универсальностью их применения и практически не ограниченным композиционным составом, что позволяет управлять структурой и свойствами формируемых покрытий в широких пределах.

Повышение физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий из порошковых материалов возможно либо посредством увеличения их качества, что достигается снижением пористости и однородности химического состава, либо совершенствованием свойств материалов, что обеспечивается легированием (включая получение самофлюсующихся порошков), созданием композиционных материалов (в том числе металлокерамических), использованием наноразмерных компонентов.

Перспективным способом производства порошков для напыления является технология реакционного механического легирования (РМЛ), которая позволяет создавать материалы, практически не ограниченные по своему химическому составу, отличается достаточно высокой производительностью, а также точностью химического состава получаемого продукта. Формируемые в результате РМЛ композиционные частицы гомогенны по химическому составу и имеют субмикроструктурный тип структуры основы, как правило, стабилизированной наноразмерными включениями термодинамически стабильных упрочняющих фаз [8, 9] и наследуемой компактными материалами, что приводит к существенному повышению физико-механических и экс-

плуатационных свойств изделий.

Цель работы – установление закономерностей формирования структуры и фазового состава плазменных покрытий из порошковых материалов, полученных с применением технологии реакционного механического легирования.

Методики проведения экспериментов.

Исходные материалы, применяемые для получения порошков, а также основные режимы механосинтеза представлены в [10].

Металлографический анализ проводился при помощи оптического металлографического комплекса МКИ-2М (Беларусь), а также сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II SBH (Чехия). Элементарный состав исследовался под микроскопом Tescan VEGA II SBH (Чехия) с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 350/XT с безазотным детектором X-Act ADD OXFORD Instruments NanoAnalysis (Великобритания) при линейном непрерывном и шаговом сканировании, а также сканировании по площади.

Исследование элементного состава проводилось при помощи сканирующих электронных микроскопов CamScan-4 (США), Tescan MIRA LMH и Tescan VEGA II SBH (Чехия) с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 350/XT с безазотным детектором X-Act ADD (OXFORD Instruments NanoAnalysis, Великобритания) при линейном непрерывном и шаговом сканировании, а также сканировании по площади.

Рентгеноструктурный анализ проводился при помощи дифрактометра ДРОН-3М с использованием CoK_α -излучения в режиме сканирования с шагом $0,1^\circ$. Для получения информации по структурным характеристикам исследуемых покрытий рентгеновская съемка выполнялась в широком интервале углов рассеяния 2θ ($26 \dots 125^\circ$). Продолжи-

тельность набора импульсов в точке составляла 25 с. Вторичная монохроматизация осуществлялась пиролитическим графитом.

Термическая обработка порошковых материалов производилась в лабораторной печи SNOL 30/1100, оснащенной PID – регулирующим блоком контроля температуры OMRON E5CN. Для предотвращения окисления поверхности частиц навески порошков запечатывались в металлические пакеты из

отожженной стали Ст 3, предварительно заполненные аргоном. Пакеты улаживались в тигель с крышкой, через отверстие в которой подавался защитный газ аргон.

Основные результаты исследований

Компонентный состав базовых смесей для механически легированных композиционных порошков, их аналоги и назначение представлены в табл. 1.

Табл. 1. Компонентный состав базовых смесей для механически легированных композиционных порошков, их аналоги и назначение

Химический состав	Аналог	Назначение
Fe–13 % Cr–0,4 % C Fe–18 % Cr–10 % Ni–0,12 % C	40X13 12X18H10	Увеличение твердости и износостойкости
Fe–30 % Al	FeAl	Твердые, износостойкие покрытия с высокой коррозионной стойкостью
Ni–10 % Al Ni–15 % Al	ПН90Ю10 ПН85Ю15	Увеличение твердости и прочности сцепления
Al ₂ O ₃ +13 % TiO ₂	Metco 130	Увеличение вязкости и износостойкости

Покрyтия из порошков на основе металлов.

Исследуемые порошки получены из композиций, содержащих компоненты, обеспечивающие протекание окислительно-восстановительных превращений (группа 1), и без них (группа 2). В первую группу вошли композиции, в состав которых дополнительно вводили оксиды с относительно низкой термодинамической стабильностью (использовали Fe₂O₃, Ni₂O₃, MoO₃), способные достаточно эффективно восстанавливаться более активными металлами (в рассматриваемом случае алюминием). Содержание последних в исходной шихте составляло: Fe₂O₃ – 1,57...14,13 %; Ni₂O₃ – 3,26...9,78 %; MoO₃ – 1,41...12,69 %. Группа 2 включает порошки, не содержащие в своем составе вышеперечисленные оксиды.

Установлено, что покрытия из порошков первой группы отличаются высокой плотностью и однородностью (рис. 1).

Продолжительность механосинтеза в интервале 6...12 ч не оказывает на общую структуру покрытия заметного влияния. В то же время с увеличением длительности обработки происходит изменение типа ее основы. После 6 ч она является микрокристаллической, а при 12 ч – субмикрокристаллической. Растет количество механически синтезированных нанокристаллических упрочняющих фаз в виде оксидов, карбидов, интерметаллидов [11]. Формирование более мелкозернистой структуры, а также более полная степень взаимодействия между исходными компонентами сопровождаются увеличением твердости слоев (рис. 2).

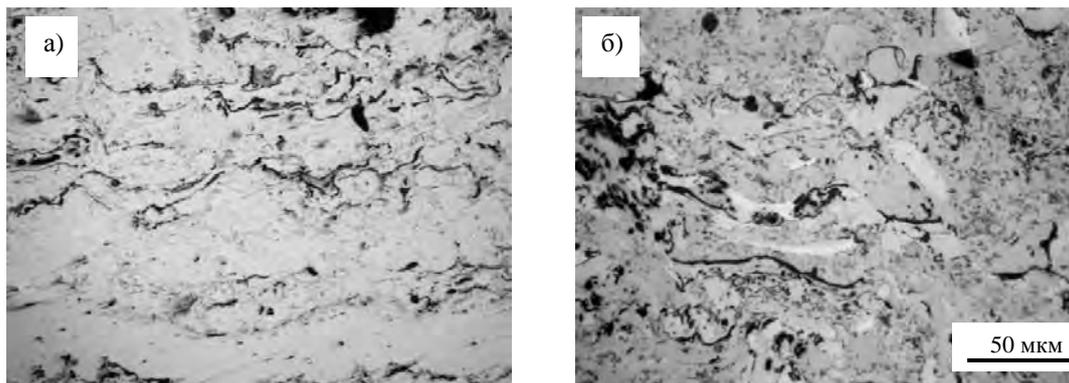


Рис. 1. Структура плазменных покрытий из порошков, прошедших обработку в механореакторе: а – Ni-10 % Al; б – 12X18H10

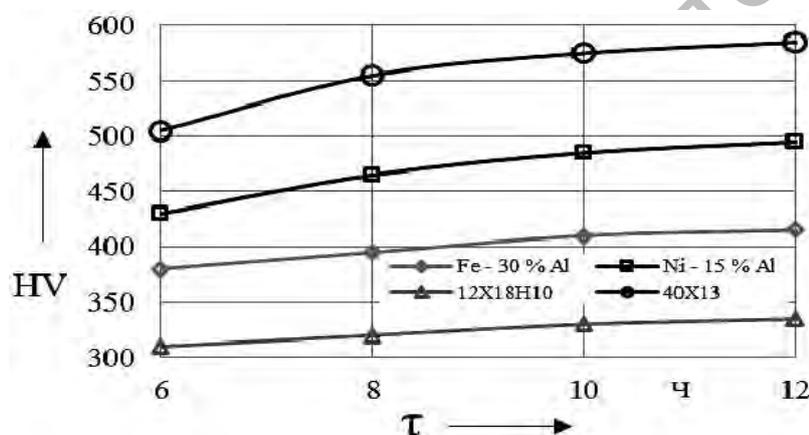


Рис. 2. Влияние времени обработки шихты в механореакторе на твердость плазменных покрытий из нетермообработанных порошковых материалов

Введение в состав исходной шихты ранее упомянутых оксидов вносит некоторые изменения в структуру покрытий. Влияние для всех композиций одинаково по своему характеру и заключается в появлении в слое незначительного количества пор размером менее 1 мкм, число которых, с увеличением содержания соединения в шихте, возрастает.

Для покрытий, полученных напылением порошков, обладающих значительным экзотермическим эффектом (системы Fe-Al и Ni-Al с содержанием дополнительных вводимых оксидов Fe₂O₃, Ni₂O₃ более 3,2 %), общей закономерностью является увеличение неоднородности структуры, выражающей-

ся в повышенном содержании окисленных компонентов, а также наличии отдельных пор микрометрического размера. Это объясняется перегревом частиц в высокотемпературной струе, обусловленным выделением избыточной тепловой энергии, а также тем, что синтезируемые порошки находятся в высокоактивированном состоянии [10]. Оба фактора способствуют тому, что разогретые частицы интенсивно взаимодействуют с кислородом, прежде всего, находящимся в атмосфере высокотемпературного потока. Образующиеся оксиды, имея более высокую температуру плавления, чем основа, кристаллизуются в первую очередь, создавая произвольную пространственную форму и ухудшая про-

цесс растекания капли по подложке. В ходе исследований было установлено, что устранение данного явления в большинстве случаев достигается оптимизацией условий напыления.

Увеличение количества вводимого

в исходную шихту оксида приводит к повышению твердости покрытий, при этом вид вводимого соединения не оказывает на изменение твердости заметного влияния (рис. 3).

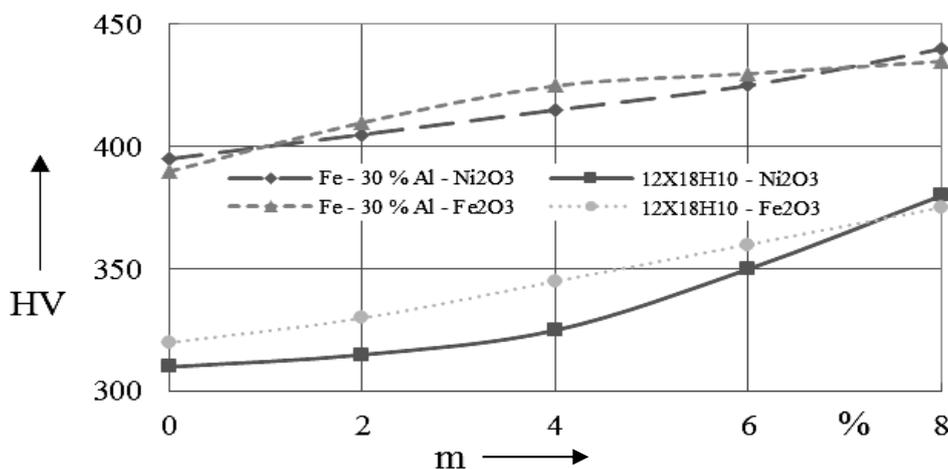


Рис. 3. Изменение твердости плазменных покрытий из механически легированных порошковых материалов в зависимости от количества вводимого оксида. Время обработки 8 ч

Влияние термической обработки порошков на структуру формируемых покрытий

Нагрев механически легированных порошков, находящихся в неравновесном состоянии, активизирует взаимодействие между компонентами, приближая фазовый состав к равновесному. Процесс активно протекает, прежде всего, в системах с окислительно-восстановительными превращениями. В результате отжига терморреагирующие порошки превращаются в термонейтральные.

На структуру газотермических покрытий из порошковых материалов систем Fe-Ni-Cr-C и Fe-Cr-C, состав которых соответствует материалам первой группы, термическая обработка не оказывает существенного влияния – сформированные слои отличаются высокой плотностью и однородностью. Для них отсутствует какая-либо зависимость между режимами нагрева порошков и структурой формируемых покрытий.

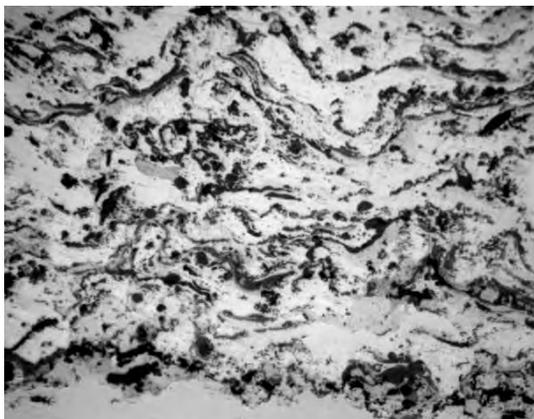
На покрытия из порошков системы Fe-Ni-Cr-C, состав которых относится к композициям второй группы, термическая обработка оказывает заметное положительное влияние. Формируемые слои отличаются более высокой плотностью и однородностью (рис. 4).

Отжиг порошковых материалов из шихты на основе системы Fe-Al вызывает увеличение пористости покрытий, получаемых из них. Это объясняется тем, что синтезируемые композиции после отжига имеют достаточно высокую твердость и температуру плавления (для FeAl 1000 K) при относительно невысокой плотности материала (5,6 г/см³). Последнее приводит к тому, что напыляемые частицы отличаются низкой, по сравнению с другими композициями, инерционной способностью в высокотемпературной струе. Они быстро разгоняются, уменьшая время пребывания в высокотемпературной области, и не успевают получить необходимое количество энергии, обеспечивающее доста-

точную степень их расплавления. В свою очередь, высокая твердость частиц приводит к повышению минимального значения температуры разогрева, при которой материал переходит

в достаточно пластичное состояние, необходимое для деформации и растекания по подложке, способствующих формированию плотного покрытия.

а)



б)

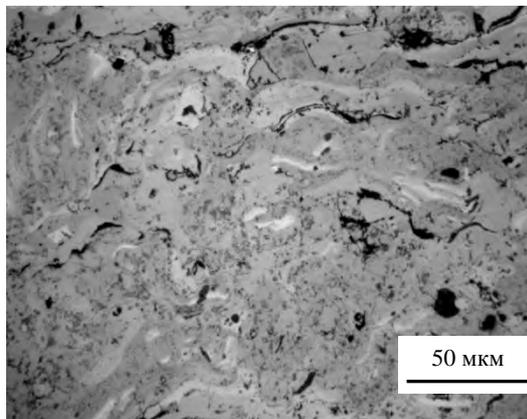


Рис. 4. Структура плазменного покрытия 12X18H10 – 6,28 % Fe₂O₃: а – без термической обработки порошкового материала; б – после отжига при температуре 943 К в течение 2 ч

Как показали экспериментальные исследования, данное явление может быть устранено за счет увеличения мощности высокотемпературной струи, а также подбора оптимального размера частиц.

Термическая обработка порошковых композиций на основе оксидной керамики на структуру и свойства покрытий принципиального влияния не оказывает.

Покрытия из порошков, полученных по оптимальным режимам механо-синтеза, с учетом термической обработки, имеют классическую структуру, характерную для газотермических способов напыления металлических материалов. Они отличаются высокой плотностью и однородностью, наличием отдельных пор, размер которых не превышает нескольких микрометров. Слои сформированы из наложенных друг на друга пластин, образовавшихся в результате растекания расплавленных ча-

стиц напыляемого металла по поверхности. Их размер составляет несколько десятков микрометров в длину и не превышает 15 мкм в толщину (рис. 5).

Покрытия на основе металлов содержат тонкие прослойки оксидов основных компонентов, что свойственно для газотермического напыления. Данные включения, как правило, расположены по периферии частиц, из которых формируется слой. Для композиций на основе системы никель – алюминий окисные прослойки обогащены оксидом алюминия, при этом увеличение содержания Al в композиции сопровождается ростом количества оксида в слое.

Результаты сканирующей электронной микроскопии и микрорентгено-спектрального анализа, представленные на рис. 6, показывают, что сформированное покрытие характеризуется дисперсным и равномерным распределением всех входящих в состав химических элементов.

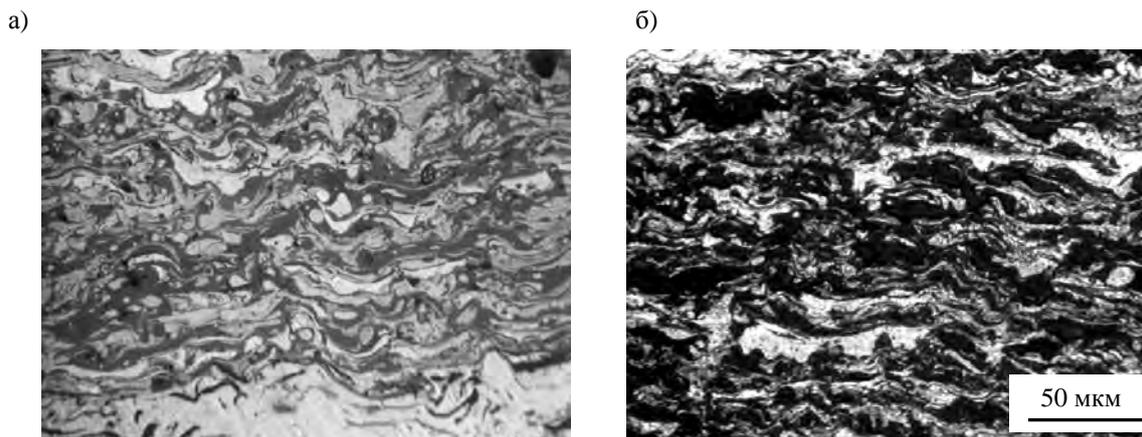


Рис. 5. Микроструктура плазменного покрытия из порошкового материала Fe-0,4 % С-13 % Cr: а – нетравленный; б – травленный

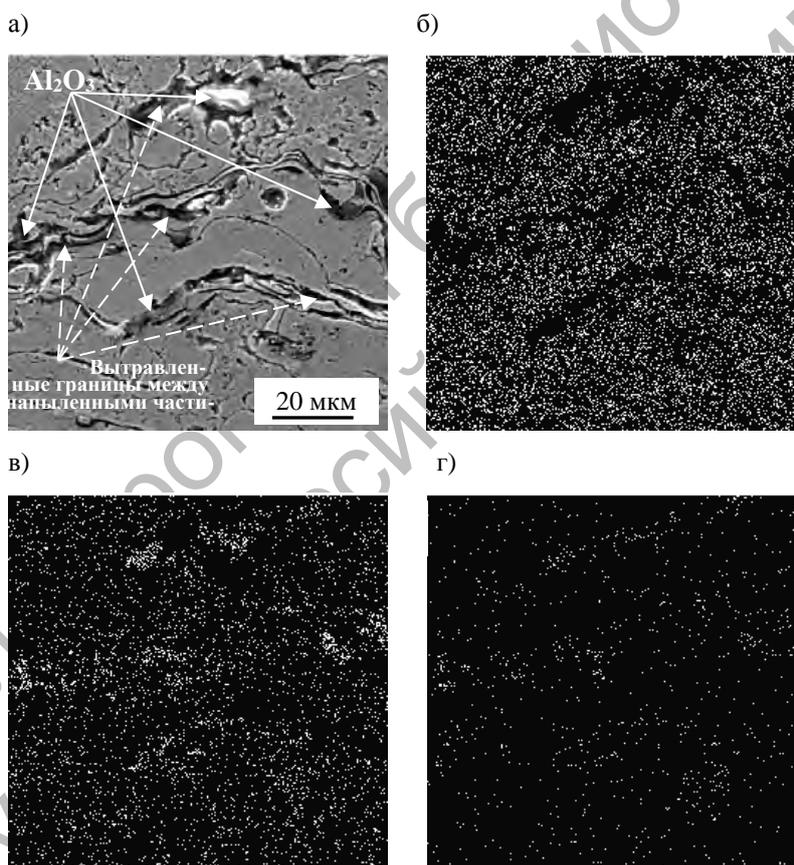


Рис. 6. Распределение элементов в плазменном покрытии, полученном напылением порошкового материала Ni-15 % Al (МРСА): а – электронное изображение; б – Ni; в – Al; г – O

Покрyтия из порошков на основе керамики.

Покрyтия из стандартных порошков на основе системы $Al_2O_3 + TiO_2$ отличаются высокой твердостью и изно-

состойкостью, однако имеют высокую хрупкость и низкую стойкость против механических и тепловых ударов. Это приводит к разрушению покрытия, заключающемуся в образовании в нем

трещин, отслоении его от подложки или расслоении. Одним из способов решения данной проблемы является легирование основы более пластичными, по сравнению с ней, компонентами, в первую очередь, металлами, в качестве которых целесообразно использовать никель либо никель и алюминий. Введение металлической составляющей позволяет увеличить вязкость покрытий, а также их износостойкость. Добавляемый в шихту металл в процессе механического легирования равномерно

распределяется по объему порошкового материала и образует в напыляемом покрытии тонкие прослойки толщиной 200...300 нм (рис. 7). Это способствует уменьшению внутренних напряжений, которые часто приводят к образованию трещин в покрытии в процессе напыления, а также дальнейшей эксплуатации. Помимо этого, металлические включения, оказывая армирующее действие на керамическую основу, обеспечивают более качественное ее удержание в слое.

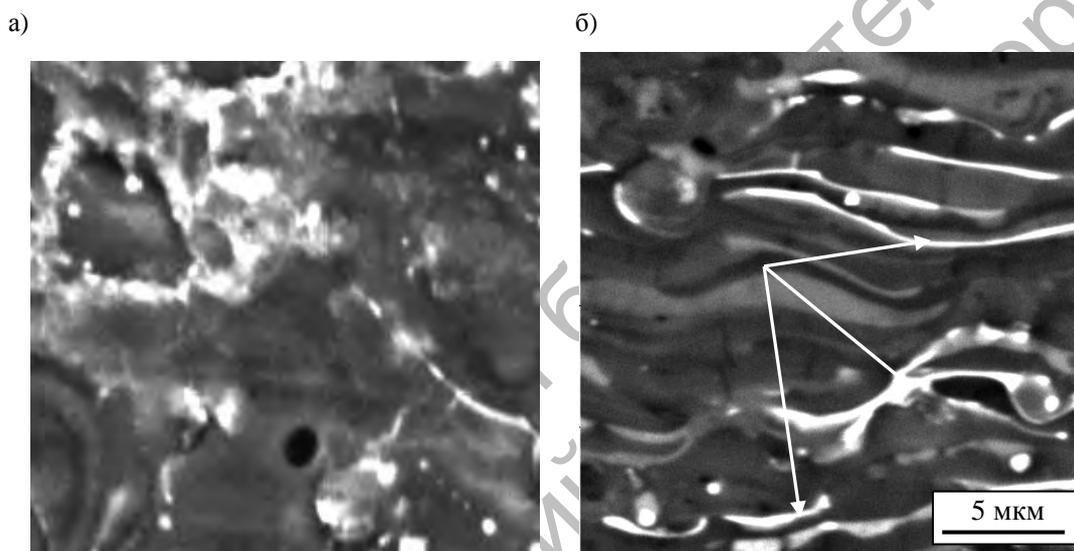


Рис. 7. Структура покрытия состава $\text{Al}_2\text{O}_3 + 13\% \text{TiO}_2 + 10\% \text{Ni}$, полученного из порошкового материала, прошедшего обработку в механореакторе: а – поперечный шлиф; б – продольный шлиф

Присутствие в составе композиций металлических компонентов практически полностью устраняет наличие макротрещин в формируемых покрытиях, напыленных при нормальных условиях. Однако перегрев приводит к появлению отдельных поперечных трещин, что, вероятнее всего, связано со значительным отличием в коэффициентах линейного расширения металлической подложки и покрытия. На микроуровне сетка трещин в слоях из металлизированных композиций практически отсутствует (см. рис. 7).

Испытания на изгиб показали, что покрытия из металлизированных ком-

позиций лучше удерживаются на подложке. Слои из стандартного материала, нанесенного на пластину толщиной 200...300 мкм, при изгибе разрушаются на две части с отслоением от подложки в месте излома. Покрытие того же состава, но после обработки в механореакторе, растрескивается в месте изгиба с образованием нескольких мелких поперечных трещин, при этом отслоения, как правило, не наблюдается. Введение металлической составляющей не устраняет образования трещин при деформации образца, однако их появление происходит при большем значении угла.

**Рентгеноструктурный анализ
фазового состава и структуры
газотермических покрытий
из механически легированных
порошков**

Фазовый состав и структура покрытий из стальных порошков.

Покрытие из порошка Fe–9 % Cr–1 % C. Анализ дифрактометрических данных покрытия, приведенных на рис. 8, показывает, что регистрируемые дифракционные отражения относятся к

пяти различным системам. Ряд интенсивных дифракционных максимумов принадлежит оксидам железа – магнетиту Fe_3O_4 и вюстит (FeO), имеющим решетку ГЦК с периодами $a = 0,8296$ и $0,4307$ нм соответственно. Размер частиц Fe_3O_4 и FeO не превышает нескольких нанометров. Присутствие в покрытии данных оксидов обусловлено интенсивно протекающими процессами окисления в ходе газотермического напыления.

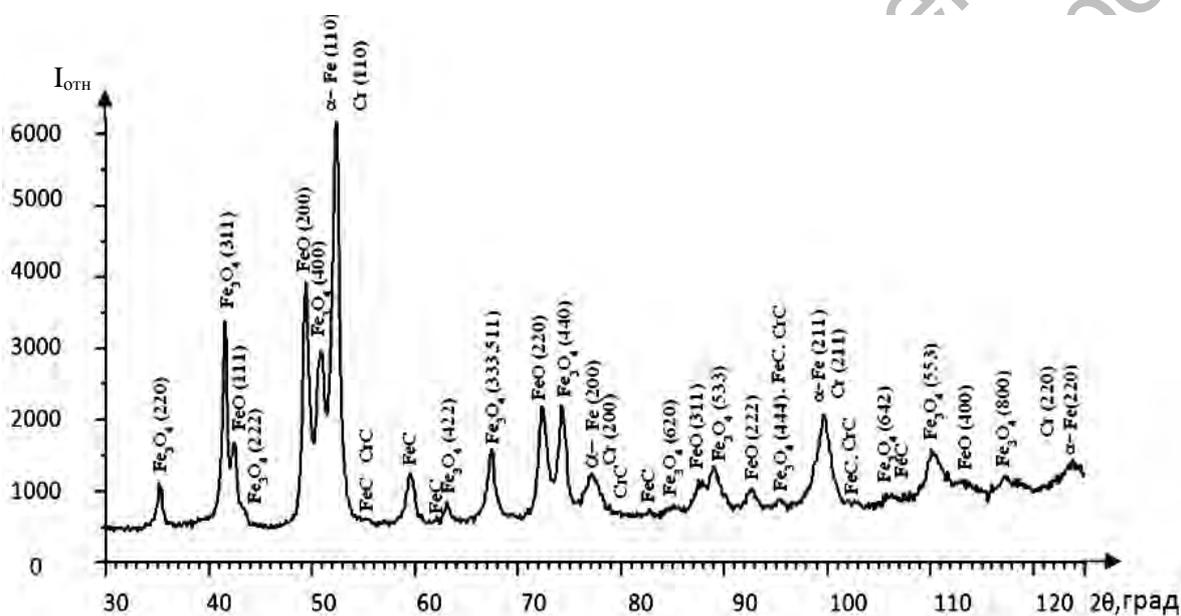


Рис. 8. Фрагмент дифрактограммы покрытия Х9

Наряду с межплоскостными расстояниями, принадлежащими отмеченным оксидам железа, на дифрактограмме регистрируются отражения с d/n 0,2031; 0,1436; 0,1173 нм, последовательность расположения которых характерна для ОЦК-системы.

Известно [12], что межплоскостное расстояние дифракционной линии (110) α -железа составляет 0,201 нм, хрома – 0,2052 нм, близкое к этим d/n , экспериментально регистрируемое, соответствует промежуточному значению, равному 0,2031 нм, что указывает на присутствие в покрытии α -Fe (мартенсит) и Cr. Анализ экспериментальных

рентгенографических и литературных данных показал присутствие карбидов FeC, CrC, проявляющихся на дифрактограмме в виде слабых отражений. Дифракционные линии этих фаз характеризуются сильным размытием, связанным с предварительной механоактивацией исходного порошка, что указывает на высокую степень дисперсности их частиц. Как показали результаты проведенной оценки, размер частиц FeC, CrC не превышает нескольких нанометров.

Таким образом, фазовый состав рассмотренного покрытия представлен α -железом (мартенсит), хромом, оксидами железа Fe_3O_4 , FeO, карбидами FeC,

CrC. Полученные данные являются типичным примером, отражающим процессы, протекающие в материалах на основе системы Fe–Cr–C.

Покрытие из порошка 15X18H10–ДУ. Основным фазовым компонентом структуры покрытия 15X18H10–ДУ является аустенит, период гранцентрированной кристаллической решетки которого составляет $a = 0,36035$ нм. Это значение a ниже постоянной решетки γ -Fe, приведенной в источниках литературы, согласно которым она равна $0,3631$ нм. Последнее свидетельствует об искажении решетки аустенита в процессе получения порошков и последующего напыления покрытия.

Заключение подтверждается также и значительным уширением профиля дифракционных линий аустенита, что особенно ярко выражено для отражений, расположенных на дальних углах рассеяния 2θ . Вследствие этого эффекта отсутствует разрешение $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ – дублетов дифракционных максимумов и регистрируются повышенные значения физического уширения. Так, значение β отражений (311) и (222) составляет $29,9 \cdot 10^{-3}$ и $33,7 \cdot 10^{-3}$ рад соответственно.

Как следует из полученных данных, возникающие пластические деформации аустенита инициируют $\gamma \rightarrow \alpha$ фазовое превращение. На дифрактограмме в исследуемом интервале углов рассеяния регистрируются все отражения мартенсита, а именно – (110), (200), (211), (220). Согласно проведенному анализу доля мартенсита составляет примерно 30 %.

Наряду с вышеприведенными фазами, установлено также наличие сложных железо-хромового оксида $FeCr_2O_4$ ($FeO \cdot Cr_2O_3$) и метастабильного никель-алюминиевого оксида $NiAlO_2$, а также оксида Cr_2O_3 . Фаза $FeCr_2O_4$ имеет решетку ГЦК, период a которой равен $0,8364$ нм. Метастабильный оксид $NiAlO_2$ относится к моноклинной системе, периоды решетки которой составляют: $a = 0,9305$; $b = 0,5631$;

$c = 0,12098$ нм; $\beta = 100,9$. Гексагональной сингонией обладает фаза Cr_2O_3 . В этом случае постоянная $a = 0,4954$; $c = 1,3584$ нм; $c/a = 2,74$.

Отсутствие молибдена и его соединений можно объяснить его растворением в аустените.

Фазовый состав и структура покрытий из никелевых порошков.

Покрытие из порошка Ni–ДУ. Фазовый состав дисперсно-упрочненного никелевого покрытия является сложным и представлен никелем, интерметаллидом Ni_3Al , оксидными фазами алюминия – высокотемпературным оксидом α - Al_2O_3 (корунд), низкотемпературным γ - Al_2O_3 и незавершенной формой AlO . Покрытие характеризуется высокой плотностью дефектов кристаллической решетки основы, в частности, β дифракционных линий (311) и (222), расположенных в интервале углов рассеяния $2\theta = 108...125^\circ$, составляет $26,3 \cdot 10^{-3}$ и $26,0 \cdot 10^{-3}$ рад соответственно.

Наличие в структуре материалов синтезированных в процессе механического легирования порошков и газотермического напыления покрытий наноразмерных оксидов и интерметаллидов указывает на протекание взаимодействия между исходными компонентами. Отсутствие молибдена и его соединений можно объяснить его растворением в основе (никеле).

Фазовый состав и структура покрытий из порошков на основе оксидной керамики.

Покрытие из порошка 78 % Al_2O_3 + 12 % TiO_2 + 10 % Ni. При плазменном напылении покрытия, металлизированного методом механического легирования композиционного порошка, полученного из шихты, содержащей 78 % Al_2O_3 , 12 % TiO_2 и 10 % Ni, протекают термически активируемые превращения, заключающиеся в полиморфном превращении низкотемпературной модификации α - Al_2O_3 в вы-

сокотемпературную $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 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 % $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ –10 % $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Кроме того, в покрытии в количестве 5 % присутствует никель. Наличие TiO_2 не установлено.

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.

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

Выводы

1. Покрытия из разработанных порошковых материалов на основе систем **Ni–Cr–C**, **Fe–Cr–C**, **Ni–Al**, **Fe–Al** отличаются высокой плотностью и однородностью. Введение в их состав компонентов, вызывающих протекание окислительно-восстановительных превращений, влечет за собой увеличение пористости формируемых слоев, что объясняется перегревом порошковых материалов и их более интенсивным окислением в высокотемпературной струе. Тер-

мообработка порошков приводит к активации процессов взаимодействия между компонентами, меняя их фазовый состав и приближая его к равновесному, пассивирует их и превращает из термореагирующих в термонейтральные.

2. Структура формируемых покрытий, полученных по оптимальным режимам, имеет классический вид, представляющий собой в поперечном сечении слой, состоящий из плотно уложенных друг на друга тонких пластин толщиной 5...15 мкм. Все покрытия содержат включения оксидов основных компонентов напыляемого материала, располагающихся по границам частиц, деформированных и закристаллизовавшихся в процессе напыления.

3. Обработка в механореакторе композиций на основе оксидной керамики, дополнительно легированных никелем, оказывает заметное положительное влияние на вязкость покрытий. Наличие металлической составляющей изменяет характер разрушения слоя, а также увеличивает стойкость против образования трещин, связанных с внутренними напряжениями, которые могут быть обусловлены большой толщиной слоя или нарушением технологии напыления (перегрев покрытия).

4. Независимо от состава покрытия, полученные из механически легированных порошков, наследуют субмикро- / микрокристаллический тип структуры последних. Легирующие элементы имеют дисперсное и равномерное распределение в материале. Основной покрытий системы **Fe–Cr–C** является мартенсит, **15X18H10–ДУ** – аустенит с включениями мартенсита. Фазами, стабилизирующими и упрочняющими стальную основу, имеющую высокоразвитую границу зерен и субзерен, служат синтезированные в процессе производства порошков и напыления покрытия, наноразмерные включения карбидов, интерметаллидов и оксидов. Основа исследованных никелевых покрытий представляет собой твердый

раствор легирующих элементов в матричном металле; упрочняющими фазами служат наноразмерные включения алюминидов никеля и оксидов алюминия различных модификаций. Разрабо-

танные покрытия имеют комплексное упрочнение, сочетающее твердорастворное, зернограничное, дисперсионное и дисперсное и определяющее их высокую твердость и износостойкость.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Газотермическое напыление покрытий : сб. руководящих техн. материалов. – Киев : ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. – 176 с.
2. Газотермическое напыление : учеб. пособие / Под общ. ред. Л. Х. Балдаева. – М. : Маркет ДС. – 2007. – 344 с.
3. Handbook of Thermal Spray Technology / Ed. by J. R. Davis // ASM International, 2004.
4. **Pawlowski, L.** The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings. Second Edition / L. Pawlowski // JohnWiley & Sons, Ltd., 2008.
5. Thermal Spraying for Power Generation Components / K. E. Schneider [at al.] // WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
6. **Heimann, R. V.** Plasma - Spray Coating / R. V. Heimann // VCH Verlagsgesellschaft mbH, 1996.
7. **Бартенев, С. С.** Детонационные покрытия в машиностроении / С. С. Бартенев, Ю. П. Федыко, А. И. Григоров. – Л. : Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1982. – 215 с.
8. **Ловшенко, Г. Ф.** Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Беларус.-Рос. ун-т, 2005. – 276 с.
9. **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 : Беларус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с. : ил.
10. **Ловшенко, Ф. Г.** Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание терморреагирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. – 2014. – № 4 (77). – С. 99–108.
11. **Ловшенко, Ф. Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий : монография / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Могилев : Беларус.-Рос. ун-т, 2012. – 216 с.
12. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я. С. Уманский [и др.]. – М. : Металлургия. – 1982. – 632 с.

Статья сдана в редакцию 21 марта 2016 года

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет.

Григорий Федорович Ловшенко, д-р техн. наук, проф., ректор Белорусской государственной академии авиации.

Алексей Сергеевич Федосенко, ст. преподаватель, Белорусско-Российский университет. Тел.: +375-295-46-96-34.

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University.

Grigory Fedorovich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Rector of Belarusian State Aviation Academy.

Aleksei Sergeevich Fedosenko, senior lecturer, Belarusian-Russian University. Phone: +375-295-46-96-34.