



# ДЕТОНАЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА ФЕРРОМОЛИБДЕН–КАРБИД КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Ю. С. БОРИСОВ<sup>1</sup>, А. Л. БОРИСОВА<sup>1</sup>, Е. А. АСТАХОВ<sup>1</sup>, А. Н. БУРЛАЧЕНКО<sup>1</sup>, З. Г. ИПАТОВА<sup>1</sup>, В. Ф. ГОРБАНЬ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup> Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ. 03680, г. Киев, ул. Крижановского, 3.

E-mail: erp@ipms.kiev.ua

Проведено исследование формирования частиц композиционного порошка в процессе механохимического синтеза при обработке в планетарной мельнице смеси порошков ферромolibдена и карбида кремния. Установлено, что в результате этого процесса происходит образование карбида молибдена, а также силицидов железа и молибдена с повышением средней микротвердости частиц с 7270 до 10520 МПа. Полученные порошки использованы для детонационного напыления покрытий. Свойства покрытий из порошка FeMo и композиционного порошка FeMo–SiC исследованы методами металлографии, рентгеноструктурного фазового анализа, микроиндентирования; кроме того, измерена их стойкость к изнашиванию и коррозии. На основании результатов микроиндентирования установлено, что комплекс механических характеристик ( $H_{IT}$ ,  $E$ ,  $\epsilon_{es}$ ,  $\sigma_{es}$ ) детонационного покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC по своему уровню превосходит такие данные для покрытия из порошка FeMo, а значения  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , используемые для оценки износостойкости, позволяют прогнозировать для покрытия FeMo–SiC повышенное сопротивление изнашиванию по сравнению с FeMo-покрытием. Применение карты типов структурных состояний материала, базирующейся на соотношении величин  $H_{IT}$  и  $\epsilon_{es}$ , позволило оценить состояние покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC как микро-наноструктурное. Измерения износо- и коррозионной стойкости детонационного покрытия из FeMo–SiC в сравнении как с FeMo-покрытием, так и детонационным покрытием из смеси порошков NiCrBSi–WC (по износостойкости) и гальваническим хромом (по коррозионной стойкости) показали существенное преимущество первых. Причинами такого повышения функциональных свойств у детонационного покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC следует считать наличие в напыляемых частицах продуктов механохимического синтеза, в частности силицидных фаз, и высокую дисперсность сформированной структуры покрытий. Библиогр. 14, табл. 5, рис. 10.

*Ключевые слова:* детонационное напыление, покрытие, композиционный порошок, механохимический синтез, ферромolibден, карбид кремния, фазовый состав, микротвердость, микроиндентирование, механические свойства, микро-наноструктурное состояние, износостойкость, электрохимические характеристики

Одним из путей современного развития газотермического напыления является разработка технологии нанесения покрытий с композиционной структурой, обладающей повышенными функциональными свойствами в соответствии с целью их применения. Часто эта задача решается с помощью напыления композиционных порошков (КП), полученных различными способами, в частности, плакированием, конгломерированием с последующим спеканием и с помощью технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [1, 2]. На базе результатов исследований процесса взаимодействия переходных металлов (Cr, Ti) и неметаллических тугоплавких соединений (SiC, B<sub>4</sub>C, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) [3–6] был разработан ряд составов КП для газотермического напыления покрытий, в которых при нагреве в условиях плазменной струи протекает экзотермическая реакция взаимодействия с образованием карбидов, боридов, нитридов и силицидной матрицы (в случае SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Полученные покрытия про-

демонстрировали высокое сопротивление изнашиванию [4]. Дальнейшим шагом в развитии этого направления создания КП, предназначенных для нанесения покрытий с высокими функциональными свойствами, явилось использование в качестве металлического компонента при взаимодействии с неметаллическим тугоплавким соединением различных ферросплавов (FeTi, FeV) [7–9]. Для формирования КП было использовано конгломерирование механической смеси порошков с последующим спеканием. Результаты исследования износостойкости покрытий, получаемых из этих порошков методами плазменного и детонационного напыления, подтвердили эффективность развития данного направления [9].

В настоящей работе представлены результаты исследования процесса формирования частиц КП из смеси ферросплава FeMo и SiC с помощью метода механохимического синтеза (МХС) [10], имеющего широкие перспективы в части разработки



экономичной и производительной технологии получения КП, а также изучения структуры и свойств детонационных покрытий из КП FeMo–SiC.

**Методика эксперимента.** В качестве исходных материалов для получения КП FeMo–SiC использовали сплав ферромolibдена (ГОСТ 4759–91), который дробили до размера частиц не более 100 мкм, и карбид кремния (ГОСТ 3647–71) с размером частиц не более 3 мкм.

Состав исходной смеси выбирали на основании термодинамической оценки возможных реакций карбида кремния с молибденом и железом. Расчеты показали, что при взаимодействии SiC с железом термодинамически наиболее вероятна реакция образования силицида железа (Fe<sub>3</sub>Si) с выделением свободного углерода, а при взаимодействии SiC с молибденом — смеси карбида молибдена (Mo<sub>2</sub>C) с силицидом молибдена (Mo<sub>3</sub>Si). Эти реакции характеризуются максимальными значениями теплового эффекта и адиабатического повышения температуры (табл. 1).

Поскольку ферромolibден содержал 65 мас. % Мо и 35 мас. % Fe, то согласно расчету для полного прохождения выше рассмотренных реакций в смесь необходимо ввести 11,65 мас. % SiC.

Процесс МХС смеси порошков указанного состава осуществляли с использованием планетарной мельницы «Активатор-2S» в воздушной среде при скоростях вращения барабанов 1500 об/мин, соотношении массы шаров к массе шихты 10:1 в течение 0,5...5,0 ч. В процессе МХС через 0,5; 1,5; 3,0 и 5,0 ч обработки отбирали пробы для исследования фазового состава смеси, твердости, размера и формы частиц.

Детонационные покрытия наносили на стальные образцы на установке «Перун-С» при расходах, м<sup>3</sup>/ч: пропан–бутана — 0,5, кислорода — 1,3, воздуха — 0,65, воздуха на транспортирование порошка — 0,12 и дистанции напыления 100 мм.

Композиционные порошки и напыленные покрытия исследовали методами металлографического анализа, рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) (установка «ДРОН-УМ-1», излучение CuK<sub>α</sub>, монохроматизированное), микродюретрического анализа (при нагрузке на индентор 25 г для порошков и 50 г для покрытий), а также микроиндентирования (только покрытий).

Микроиндентирование проводили на установке «Микрон-гамма» при комнатной температуре (нагрузка в пределах до  $F = 2$  Н) алмазной пирами-

дой Берковича с углом заточки 65° при автоматически выполняемых нагружениях и разгружениях на протяжении 30 с. Одновременно проводили запись диаграммы нагружения, выдержки и разгружения в координатах  $F-h$ . Точность определения силы  $F$  составляла 10<sup>-3</sup> Н, глубины внедрения индентора  $h$  — ±2,5 нм. Значения показателей диаграммы  $F, h_{max}, h_{ост}, h_c, h_s$  фиксировали по данным двух тысяч точек на диаграмме индентирования [11]. Вычисление таких характеристик материала, как твердость  $H_{IT}$ , контактный модуль упругости  $E^*$  производили в соответствии со стандартом ISO 14577-1:2002(E).

Изнашивание в условиях сухого трения скольжения исследовали на машине трения М-22М, на которой одновременно можно измерять коэффициент трения, износ образца с покрытием и температуру в зоне контакта. Покрытие наносили на вкладыш из стали 45, контртелом служил вал из закаленной стали 45 (HRC 55-58). Испытания проводили при нагрузке 2,0 МПа и скорости скольжения 5,0 м/с. Путь трения составлял 4 и 5 км.

Коррозионную стойкость покрытий в морской воде и 10% растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> исследовали методом измерения поляризационного потенциала на потенциостате П-5827М с использованием трехэлектродной ячейки ЯСЭ-2.

**Результаты эксперимента.** При исследовании структуры и фазового состава исходных порошков (рис. 1, 2) установлено, что ферромolibден, со-

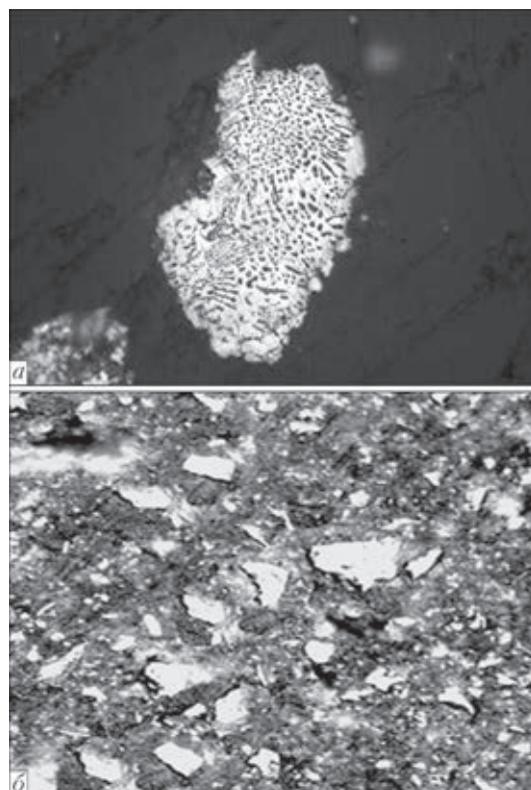


Рис. 1. Микроструктура (×500) частиц исходных порошков: а — FeMo; б — SiC

**Таблица 1.** Термодинамическая активность процесса синтеза продуктов наиболее вероятных реакций в системе FeMo–SiC

Реакция	SiC, мас. %	$\Delta H^0_{298}$ , кДж/моль	$\Delta T_{ал}$ , К
$5Mo + SiC = Mo_2C + Mo_3Si$	7,7	-85,02	342
$3Fe + SiC = Fe_3Si + C$	19,0	-27,98	167

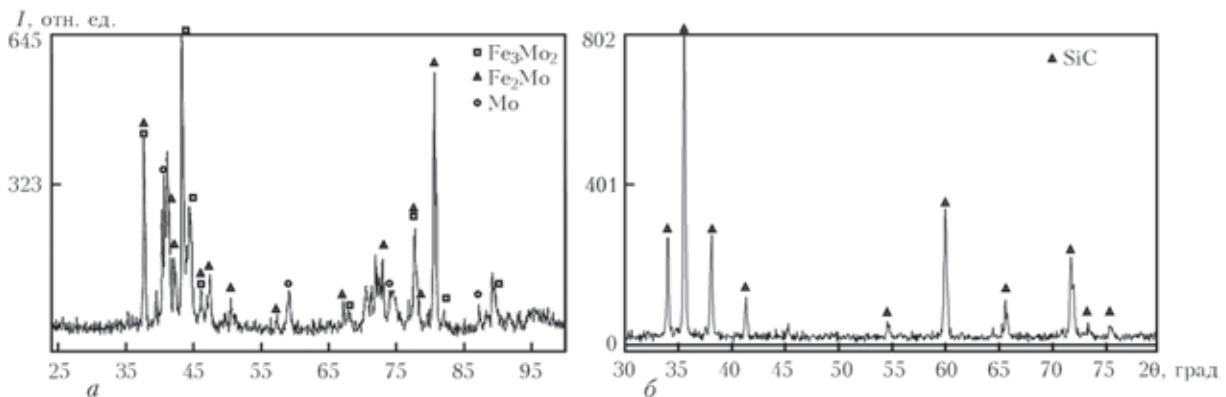


Рис. 2. Рентгенограммы исходных порошков: а — FeMo; б — SiC

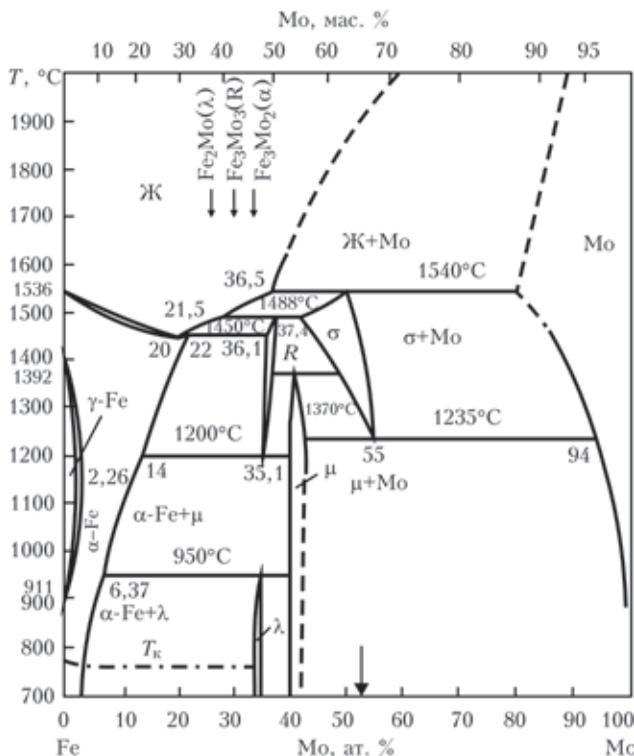


Рис. 3. Диаграмма состояния систем Fe–Mo (стрелкой отмечен состав сплава)

держаций 65 мас. % Мо согласно ГОСТу 4759–91, как вытекает из равновесной диаграммы состояния (рис. 3), состоит из молибдена и  $Fe_3Mo_2$  ( $\mu$ -фазы), а карбид кремния — только из  $\alpha$ -SiC.

В процессе МХС порошковой смеси FeMo + 11,65 мас. % SiC на начальном этапе (0,5 ч) наблюдается измельчение металлических частиц FeMo с внедрением в них мелкодисперсных частиц исходного карбида кремния (рис. 4, а). В дальнейшем

происходит формирование композиционных частиц, состоящих из исходных компонентов (рис. 4, б), а также продуктов их химического взаимодействия (рис. 4, в, г). На рентгенограммах проб порошков, извлеченных из реактора в процессе МХС, в связи с высокой степенью их наклепа, на фоне гало, которое свидетельствует о высокой степени аморфизации частиц, можно обнаружить лишь отдельные рентгеновские линии исходных фаз ( $Fe_3Mo_2$ , SiC) и продуктов их взаимодействия ( $Mo_2C$ ,  $Mo_3Si$  и  $Fe_3Si$ ) (рис. 5), образование которых предполагалось согласно (см. табл. 1) термодинамической оценке возможных реакций молибдена и железа с SiC.

Микротвердость частиц КП FeMo–SiC с увеличением продолжительности МХС монотонно возрастает, достигая  $10520 \pm 1720$  МПа при времени обработки смеси 5,0 ч (табл. 2). При этом на вариационных кривых микротвердости отмечается два максимума, которые означают два наиболее вероятных и характерных значения твердости частиц (рис. 6). Характерно, что с увеличением продолжительности МХС оба максимума, как и среднее значение микротвердости частиц, сдвигаются в область более высоких значений.

Для детонационного нанесения покрытий использовали КП FeMo–SiC, полученный МХС при времени обработки 5,0 ч, и для сравнения порошок ферромольбдена с размером частиц не более 63 мкм. В обоих случаях формируются плотные, тонколамелярные покрытия с оксидными прослойками на границах ламелей и небольшим количеством округлых металлических частиц. Дефектов и отслоений покрытий на границе с основой не обнаружено (рис. 7).

Таблица 2. Фазовый состав и микротвердость КП системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС

Продолжительность МХС, ч	Фазовый состав	Микротвердость, МПа	
		средняя	наиболее вероятная
Исходная	$Fe_3Mo_2$ , Мо, SiC	$7270 \pm 1870$ (FeMo); $27200$ (SiC)*	–
0,5	$Fe_3Mo_2$ , Мо, SiC, АФ	$7950 \pm 1760$	6375, 11125
1,5	$Fe_3Mo_2$ , Мо, SiC, АФ	$8710 \pm 2230$	7750, 11250
3,0	$Fe_3Mo_2$ , Мо, $Mo_2C$ , $Mo_3Si$ , $Fe_3Si$ , SiC, АФ	$10090 \pm 1530$	8900, 11300
5,0	$Fe_3Mo_2$ , Мо, $Mo_2C$ , $Mo_3Si$ , $Fe_3Si$ , SiC, АФ	$10520 \pm 1720$	9700, 11750

\* Литературные данные [12].

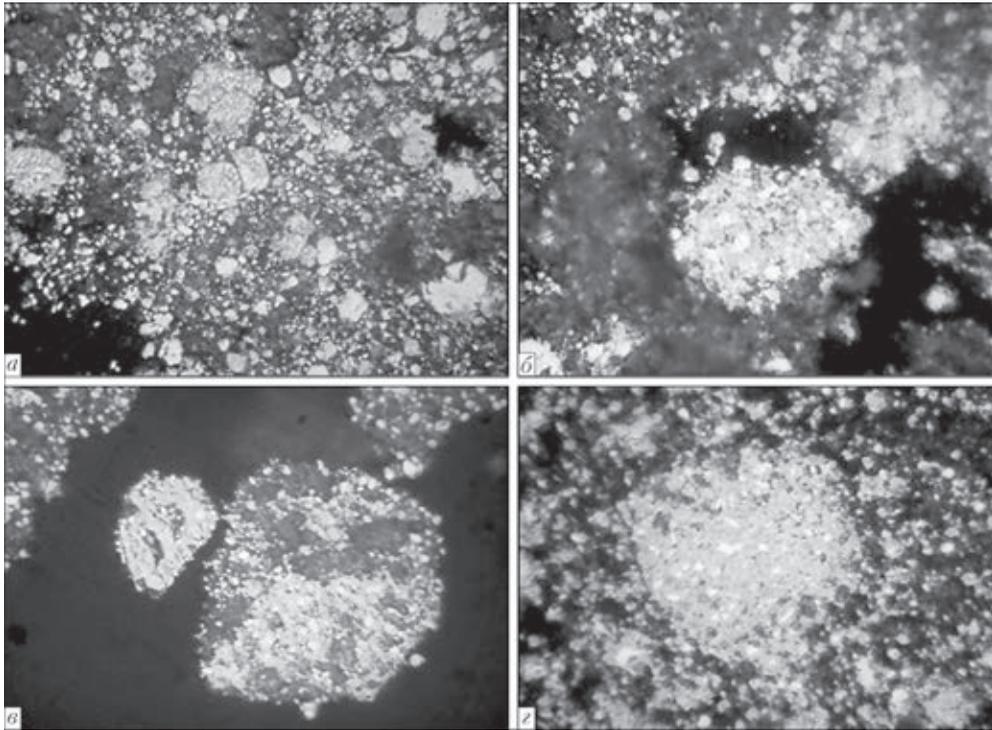


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 1000$ ) частиц порошка системы FeMo–SiC, полученного методом МХС при разной продолжительности обработки: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; г — 5,0 ч; травлено

Согласно результатам РСФА в покрытии из ферромolibдена, помимо основной фазы исходного порошка, обнаружен сложный оксид  $Fe_2MoO_4$ , а в покрытии из КП FeMo–SiC, кроме фаз, входящих в состав исходного порошка, тот же оксид  $Fe_2MoO_4$  и дисилицид молибдена  $MoSi_2$  (рис. 8). Это может свидетельствовать об активном протекании межфазного взаимодействия компонентов КП в условиях детонационного напыления, тем более, что следов SiC в покрытии не обнаружено.

Механические характеристики покрытий из порошков ферросплава FeMo (с содержанием 65 мас. % Mo) и продуктов МХС в смеси FeMo–SiC были исследованы с помощью метода микроиндентирования (рис. 9).

Согласно современной существующей точке зрения при оценке поверхности сопротивления изнашиванию необходимо учитывать не только показатель ее твердости, но в равной мере и модуль упругости ее материала. Поэтому в настоящее время в качестве характеристики износостойкости поверхности используется отношение  $H/E$  [13].

В то же время поведение покрытий в процессе изнашивания зависит от степени его сопротивления пластической деформации, которое пропорционально значению отношения  $H^3/E^2$  [13]. Поэтому указанные выше характеристики механических свойств материалов и покрытий, определяемые в результате применения метода нано- (или микро-) индентирования, используются в качестве критериев их износостойкости [13, 14]. Как показало обобщение результатов измерений этих характе-

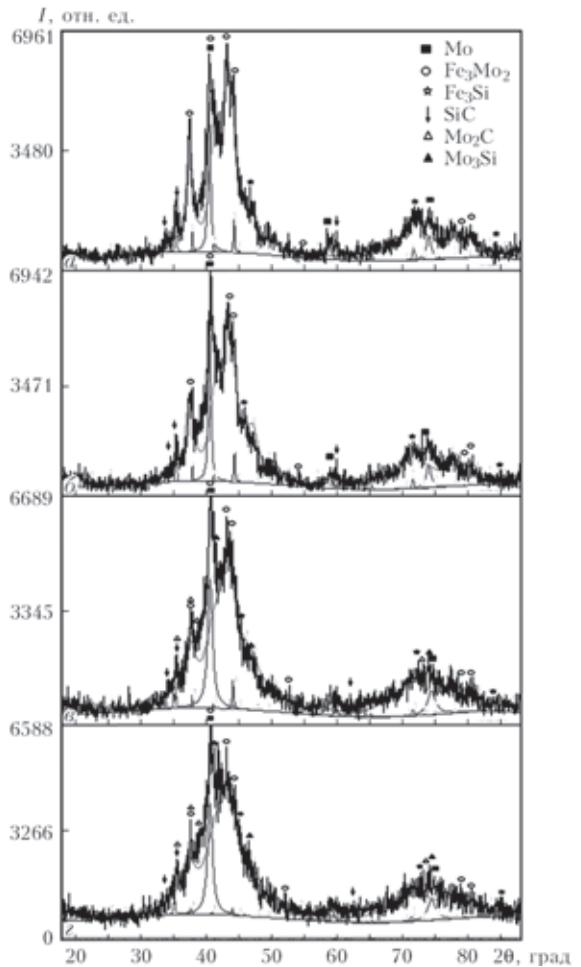


Рис. 5. Рентгенограммы частиц порошка системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; г — 5,0 ч

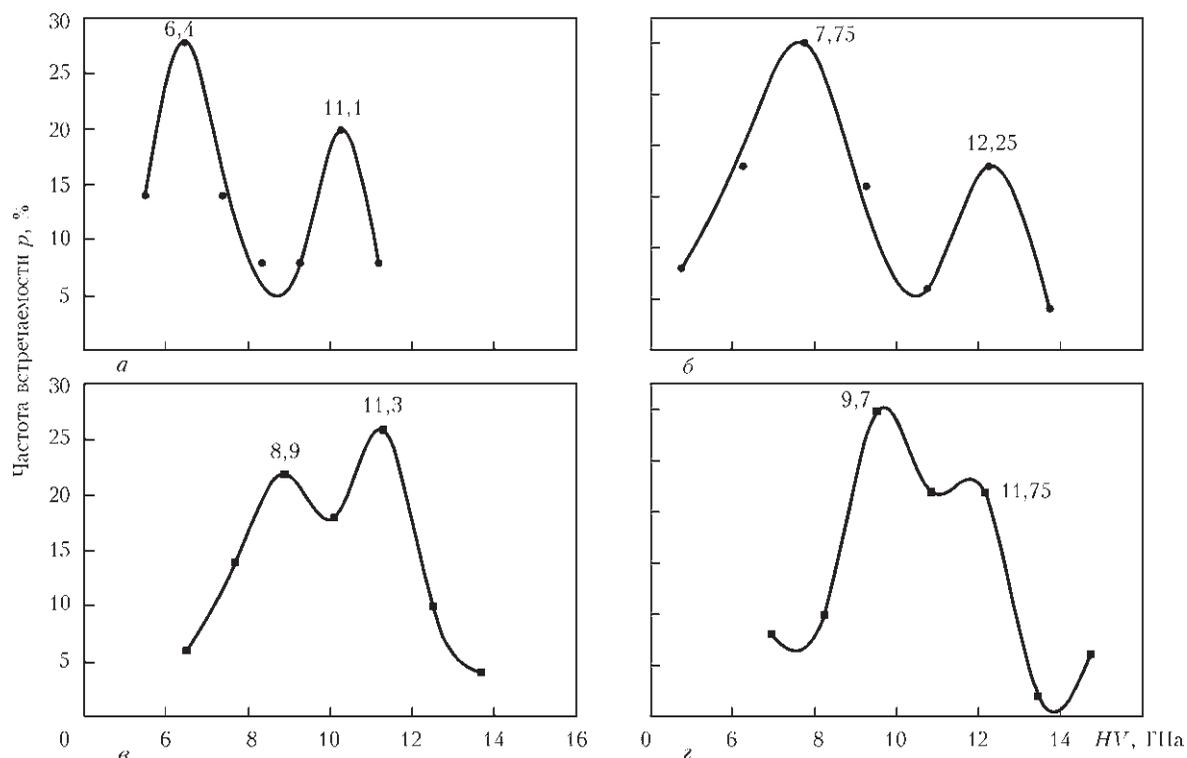


Рис. 6. Вариационные кривые микротвердости частиц КП системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; г — 5,0 ч

ристик для широкого круга материалов и покрытий, их значение зависит как от состава, так и от

структурного состояния материала поверхности (моно- и крупнокристаллическое, мелко- и нанокристаллическое, аморфное и аморфно-нанокристаллическое) [11].

Исходя из изложенного выше, для оценки износостойкости покрытий FeMo–SiC к полученным данным микроиндентирования, представленных в табл. 3, были добавлены также параметры  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ .

Анализ результатов микроиндентирования показывает, что покрытие, полученное из КП системы FeMo–SiC, имеет более высокие показатели сопротивления изнашиванию, чем покрытие из порошка FeMo. Так, параметры  $H/E^*$  возрастают с 0,066 до 0,080, а  $H_{IT}^3/E^{*2}$  – с 0,0345 до 0,067. Увеличение параметров  $\epsilon_{es}$  и  $\sigma_{es}$  (с 2,04 до 2,47 и с 2,5 до 3,16 соответственно) свидетельствует также об улучшении пластических свойств покрытия из КП системы FeMo–SiC по сравнению с покрытием из чистого ферросплава FeMo, в частности повышении его сопротивления абразивному изнашиванию. Кроме того, сочетание одновременно возрастания  $H_{IT}$  и  $\epsilon_{es}$  при рассмотрении карты типов структурных состояний материалов, предложенной авторами работы [11], может свидетельствовать о смещении структуры покрытия из КП системы FeMo–SiC (по сравнению с FeMo-покрытием) в область нанокомпозитного, содержащего микро- и наноразмерные фазы (рис. 10). Это подтверждают и рентгенограммы покрытий (см. рис. 8), на которых наблюдается большее ушире-

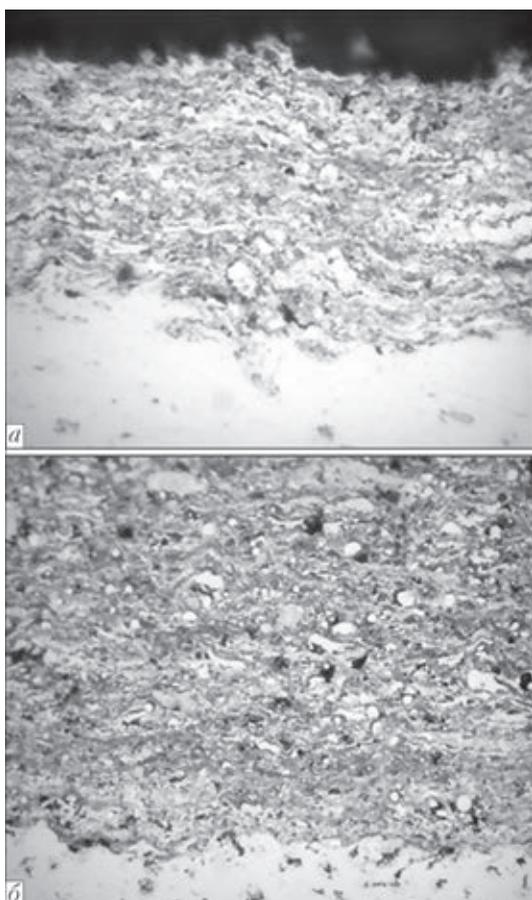


Рис. 7. Микроструктура ( $\times 400$ ) детонационных покрытий из ферромolibдена (а) и КП FeMo–SiC (б)

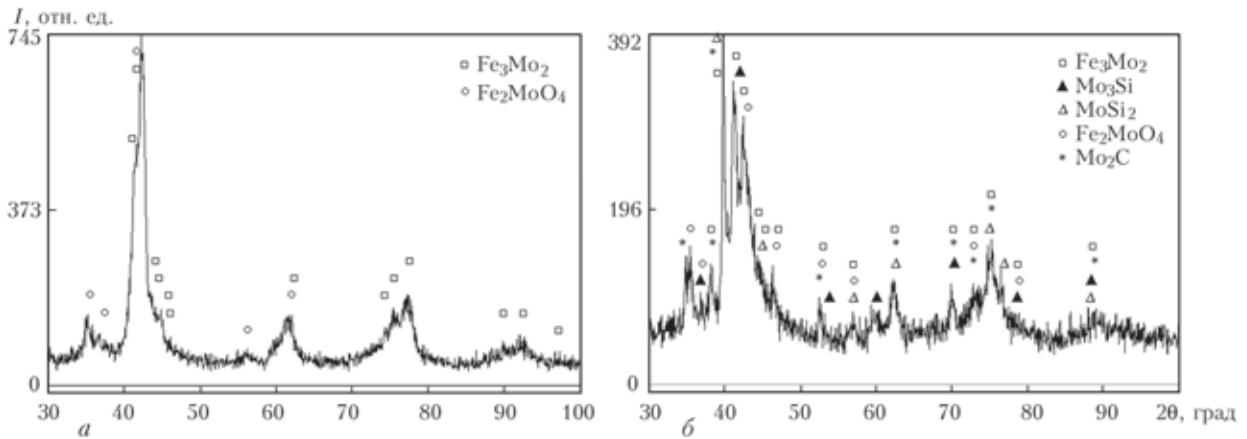


Рис. 8. Рентгенограммы детонационных покрытий из порошка FeMo (а) и КП FeMo–SiC (б)

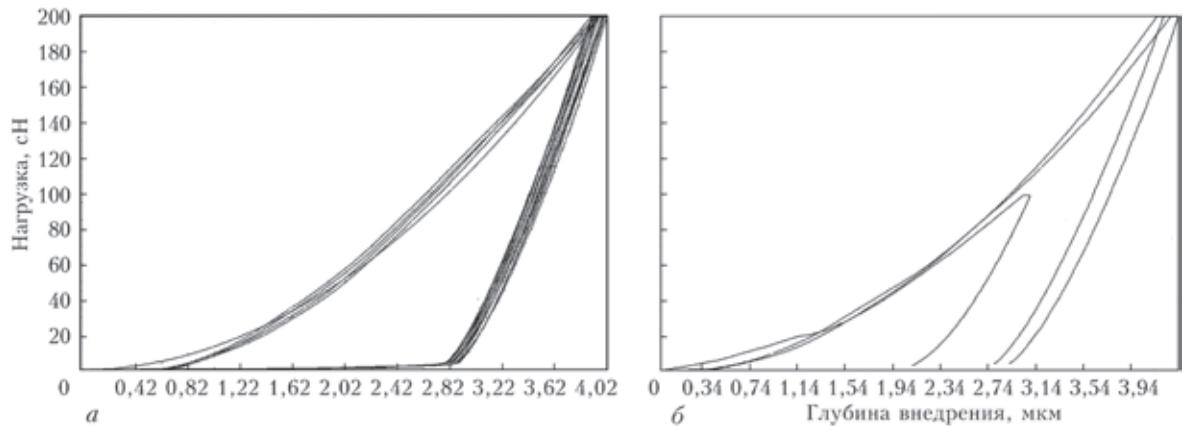


Рис. 9. Диаграммы детонационных покрытий из порошка ферросплава FeMo (а) и КП FeMo–SiC (б), полученных микроиндентированием

Таблица 3. Результаты микроиндентирования детонационных покрытий системы FeMo–SiC

Показатель микроиндентирования	Состав напыленных порошков	
	Ферросплав FeMo (65 мас. % Mo)	Продукт МХС FeMo (65 мас. % Mo) + SiC
Максимальная глубина внедрения индентора $h_{max}$ , мкм	3,934	3,575
Контактная глубина внедрения индентора $h_c$ , мкм	3,256	2,856
Твердость при индентировании $H_{IT}$ (ГПа) в контактной области отпечатка глубиной $h_c$	7,7±3	10,3±25
Контактный модуль упругости $E^*$ , ГПа	115	127,6
$H_{IT}/E^*$	0,066	0,080
$H_{IT}^3/E^{*2}$	0,0345	0,067
Относительная внеконтактная упругая деформация $\epsilon_{es}$ , %	2,04	2,47
Напряжение внеконтактной упругой деформации $\sigma_{es}$ , ГПа	2,5	3,16

ние пиков в случае покрытия из КП FeMo–SiC.

Для оценки функциональных свойств полученного FeMo–SiC-покрытия было проведено измерение его триботехнических и электрохимических характеристик. В табл. 4 приведены результаты определения в условиях сухого трения на

пути 4 км при нагрузке 2 МПа линейного износа и коэффициента трения исследуемых детонационных покрытий в сравнении с детонационным покрытием из механической смеси NiCrBSi-сплава ПГ-10Н-01+WC (65/35) и сталью 45 с HRC 55-58. Как видим, у детонационного покрытия из КП

Таблица 4. Линейный износ и коэффициент трения детонационных покрытий

Материал покрытия	Способ приготовления порошка	Линейный износ, мкм/км	Коэффициент трения
FeMo	Измельченный сплав	20,0	0,6
КП FeMo–11,65SiC	МХС	2,0...4,0	0,6...0,7
ПГ-10Н-01+WC	Механическая смесь (65/35)	11,0	0,6
Сталь 45	-	145,0	0,72



Таблица 5. Электрохимические характеристики детонационных покрытий в различной среде испытаний

Материал покрытия	Водный раствор с 10 % H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>		Морская вода	
	потенциал коррозии E, В	скорость коррозии i, ×10 <sup>5</sup> А/см <sup>2</sup>	потенциал коррозии E,В	скорость коррозии i, ×10 <sup>6</sup> А/см <sup>2</sup>
FeMo	-0,2	6,4	-0,32	9,2
КП FeMo-11,65SiC (MXC)	-0,12	3,6	-0,32	5,0
Гальванический хром	-0,12	720	-0,18	9,6

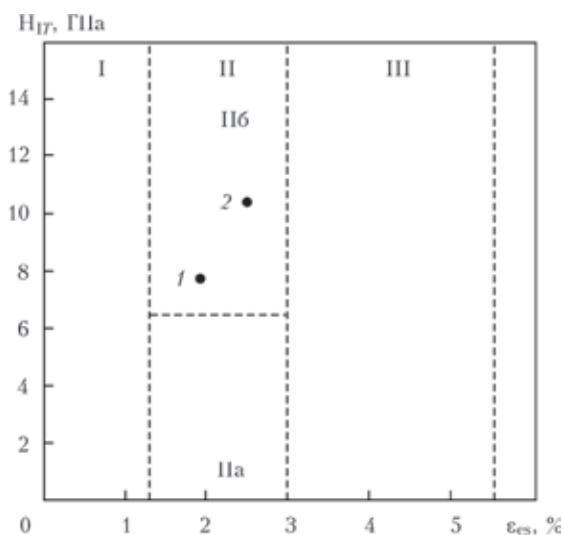


Рис. 10. Карта типов структурного состояния материалов [11]: I — крупнокристаллическое; IIa — мелкокристаллическое; IIб — нанокристаллическое; III — аморфно-нанокристаллическое; 1 — FeMo-покрытие; 2 — КП FeMo-SiC-покрытие

FeMo-SiC стойкость к изнашиванию в условиях сухого трения выше в 5...10 раз, чем у покрытия из FeMo-сплава; в 2,5...5 раза выше, чем у покрытия из порошка, содержащего 65 мас. % никелевого самофлюсующего сплава ПГ-10Н-01 в смеси с 35 мас. % WC, и в 35...75 раз выше, чем у стали 45. При этом коэффициент трения сохраняется на уровне 0,6...0,7. Эти результаты совпадают с приведенным выше прогнозом высокой износостойкости покрытия из КП FeMo-SiC, основанном на значении показателей  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и очевидно связанным как с его структурным состоянием, так и с фазовым составом.

Результаты измерения электрохимических характеристик покрытий, приведенные в табл. 5, свидетельствуют о повышенной коррозионной стойкости детонационного покрытия из КП FeMo-SiC не только по сравнению с FeMo-покрытием, но и с гальваническим хромовым покрытием.

Расчетная скорость коррозии в морской воде детонационного покрытия из КП FeMo-SiC составляет 0,077 против 0,1 и 0,18 мм/год для FeMo-покрытия и гальванического хрома. В соответствии с этим срок службы защитного покрытия толщиной 0,5 мм равен 6,7; 4,8 и 4,5 года для покрытий из КП FeMo-SiC, FeMo и гальванического

хрома соответственно. К причинам такого повышения коррозионной стойкости следует отнести появление в покрытии силицидных фаз, а также, вероятно, особенности структурного состояния детонационного покрытия из КП FeMo-SiC.

### Выводы

1. В результате процесса МХС, протекающего в течение 5 ч в планетарной мельнице, из смеси порошков ферросплава FeMo и SiC формируются частицы КП, содержащие, кроме Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub> и Mo, продукты синтеза в виде Mo<sub>2</sub>C, Mo<sub>3</sub>Si и Fe<sub>3</sub>Si. При этом средняя микротвердость частиц на основе FeMo увеличивается с 7270 до 10520 МПа.

2. При использовании для детонационного напыления порошков FeMo-SiC с размером частиц менее 63 мкм получены плотные покрытия, содержащие, помимо фазовых составляющих исходного порошка, фазы MoSi<sub>2</sub> и Fe<sub>2</sub>MoO<sub>4</sub> с признаками аморфизации покрытия.

3. Методом микроиндентирования проведено измерение механических характеристик покрытий из FeMo и КП FeMo-SiC. Установлено, что покрытие из продуктов МХС FeMo-SiC обладает комплексом свойств, описываемых критериями  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , значение которых позволяет прогнозировать его повышенную износостойкость по сравнению с FeMo-покрытием (соответственно для покрытий из FeMo и КП FeMo-SiC  $H_{IT}/E^*$  равно 0,066 и 0,080,  $H_{IT}^3/E^{*2}$  — 0,0345 и 0,067).

4. Анализ характера структуры покрытий с использованием карты типов структурных состояний показал, что в случае применения для детонационного напыления КП FeMo-SiC, полученного МХС, покрытие в соответствии со своими механическими характеристиками находится в области микронаноструктурного состояния.

5. При исследовании триботехнических и электрохимических характеристик детонационных покрытий из порошков FeMo и КП FeMo-SiC установлено, что покрытия, полученные из продуктов МХС FeMo-SiC, имеют более высокую стойкость к изнашиванию (в условиях сухого трения) и коррозии (в 10% растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и морской воде), чем FeMo-покрытия, а также чем покрытия из смеси ПГ-10Н-01 с WC (в случае изнашивания) и



гальванического хрома (в условиях коррозионно-го воздействия). Причинами этого является формирование в покрытиях силицидных фаз, а также повышенная дисперсность их структуры.

1. *Газотермическое* напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. – Л.: Машиностроение, 1985. – 199 с.
2. *Борисова А. Л., Борисов Ю. С.* Использование процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в технологии газотермического нанесения покрытий // Порошк. металлургия. – 2008. – № 1/2. – С. 105–125.
3. *Взаимодействие* в системе Cr–SiC в условиях обычного и плазменного нагрева / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова и др. // Там же. – 1979. – № 10. – С. 79–84.
4. *Взаимодействие* в композиционных порошках Ti–SiC и свойства напыленных покрытий / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Б. А. Полянин и др. // Там же. – 1985. – № 10. – С. 92–96.
5. *Композиционные плазменные покрытия Ti–Si–C* / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. И. Адеева и др. // Пробл. соврем. электрометаллургии. – 1995. – № 3. – С. 62–70.
6. *Boriso Yu. S., Borisova A. L., Shvedova L. K.* Transition metal — nonmetallic refractory compounds composite powders for thermal spraying // Advances in thermal spraying: Proc. of ITSC'86, Montreal, Canada, Sept. 8–12, 1986. – Pergamon press, 1986. – P. 323–332.
7. *Исследование межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом кремния в порошковых смесях, используе-*

- мых для газотермического нанесения покрытий / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов и др. // Пробл. соврем. электрометаллургии. – 2002. – № 4. – С. 37–41.
8. *Исследование межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом бора в порошковых смесях для нанесения газотермических покрытий* / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов и др. // Там же. – 2003. – № 1. – С. 28–31.
9. *Износостойкость газотермических покрытий, полученных из композиционных порошков ферросплав–B<sub>4</sub>C, SiC* / А. П. Мурашов, Е. А. Астахов, И. А. Демьянов, А. Д. Капула // Автомат. сварка. – 2003. – № 7. – С. 51–52.
10. *Ловиенко Г. Ф., Ловиенко Ф. Г., Хина Б. Б.* Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов. – Могилев, 2008. – 677 с.
11. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.* Новая методика обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. – Киев: Логос, 2009. – 82 с.
12. *Свойства, получение и применение тугоплавких соединений* / Под ред. Т. Я. Косолаповой. Справ. изд. – М.: Металлургия, 1986. – 926 с.
13. *Leyland A., Matthews A.* On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior // Wear. – 2000. – 246. – P. 1–11.
14. *Модификация рабочих поверхностей деталей нанесением упрочняющего нанопокрyтия* / А. О. Горленко, И. Л. Шупиков, П. А. Тополянский, А. П. Тополянский // Металлообработка. – 2012. – № 2. – С. 31–36.

Поступила в редакцию 16.12.2013



## XII ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

### «СПЕЦИАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, ЗАВТРА»

15 апреля 2014

НТУУ «КПИ», г. Киев

#### Организаторы:

- Министерство образования и науки Украины
- Национальный технический университет «КПИ»
  - Инженерно-физический факультет
- Кафедра физико-химических основ технологии металлов

#### Секции конференции:

Вакуумная металлургия  
Электрошлаковые технологии  
Плазменно-дуговые технологии  
Электронно-лучевые технологии  
Электромагнитные технологии  
Внепечная обработка металлов

Общие вопросы металлургии и литейного производства  
Общие вопросы металловедения и термической обработки  
Новые прогрессивные материалы и технологии их получения.

**Контакты:** тел. (093) 478-19-61 Михаленков Константин Викторович;  
тел. (067)918-64-76 Рыбак Вячеслав Николаевич  
E-mail: admin@fhotm.kpi.ua