

УДК 669.112.224.84/546.261+271.87

**В. Е. ПАНАРИН¹, Ю. Н. ТЮРИН², О. В. КОЛИСНИЧЕНКО², О. А. ШМАТКО¹,
С. М. ЗАХАРОВ¹, Н. Е. СВАВИЛЬНЫЙ¹**¹ *Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины*² *Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины*

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ТУГОПЛАВКИМИ БОРИДАМИ

В статье приводятся результаты структурно-фазовых исследований покрытий, полученных детонационным методом из порошка эвтектического сплава на основе железа с тугоплавкими боридами. Благодаря высокой плотности мощности, создаваемой в потоке плазмы установкой оригинальной конструкции, и быстрому охлаждению на подложке, происходят структурные и фазовые превращения, характерные для эвтектических сплавов, содержащих фазы внедрения. Проводится сравнение с ранее полученными газо-плазменными покрытиями того же состава. Показано, что использование многокамерной детонационной установки снизило пористость покрытий, измельчило их структуру за счет изменения механизма кристаллизации, изменило механизм упрочнения. На этом основании прогнозируется сочетание в покрытиях практически полезных свойств для решения задач двигателестроения и общего машиностроения.

Ключевые слова: детонационные покрытия, эвтектические порошки, основа железо, бориды, механизм кристаллизации.

Введение

Для защиты поверхностей деталей авиакосмических аппаратов, работающих в условиях горячей зоны реактивных двигателей (600⁰С и выше), необходимы новые материалы, обладающие комплексом свойств, которые обеспечивают их функционирование при экстремальном воздействии ряда разрушающих факторов. Такой комплекс свойств можно реализовать в гетерофазных сплавах.

В ряде работ, выполненных в Институте металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины [1-3], показано, что в трех и более компонентных сплавах на основе железа с тугоплавкими боридами существуют политермические разрезы эвтектического типа. Структура эвтектических сплавов при кристаллизации формируется в ходе совместного (кооперативного) роста железной матрицы и тугоплавких фаз внедрения, представляет собой колонии в пределах эвтектического зерна. Фазы внедрения, зарождающие и ведущие эвтектическую кристаллизацию, формируют весьма разветвленный каркас колонии, пространство, между ветвями которого заполнено металлической матрицей - твердым раствором на основе железа. Мягкая железная матрица передает и перераспределяет напряжения между отдельными ветвями твердого, прочного каркаса. Таким образом, в рассматриваемых литых эвтектиках реализуется механизм композиционного упрочнения. Этим состоянием сплавов обуславливаются

высокие прочностные и триботехнические свойства в диапазоне температур вплоть до 0,9T_{пл} (900 – 1100⁰С) [4, 5].

С повышением скорости охлаждения, вследствие ограничения диффузионной подвижности атомов в расплаве, механизм эвтектической кристаллизации меняется. При достижении некоторой критической скорости охлаждения в сильно переохлажденной жидкости одновременно зарождаются и независимо друг от друга растут кристаллы фаз, образующих эвтектику [6]. Формируется структура тонкого конгломерата фаз, которая отвечает дисперсионному механизму упрочнения. При этом железная матрица несет основную нагрузку, а дисперсные кристаллы фаз внедрения ее упрочняют, блокируя движение дислокаций. Такое структурное состояние рассматриваемых эвтектик характеризуется высокой коррозионной стойкостью, пониженной хрупкостью, сравнительно с колониальными структурами, повышенной степенью отклонения от положения термодинамического равновесия.

Методика эксперимента

В настоящей работе изготовлены и исследованы защитные покрытия из порошка эвтектического сплава ХТН-23 на основе железа с диборидами титана и хрома. Состав сплава (мас.%): Fe - основа; Ni 6÷8; Cr 20,0÷20,5; Ti 2,4÷2,5; B 2,5÷2,6; Al 5,6. На рис. 1. показаны частицы сплава, изготовленного

путем распыления расплава струей аргона [7]. В структуре частиц (б) наблюдаются дисперсные кристаллы фазы внедрения – $(\text{Ti,Cr})\text{B}_2$.

Состав и размер образовавшихся частичек порошка приведен в таблице 1. С уменьшением размера порошинок скорость их охлаждения возрастает, что приводит к изменению их фазового состава, причем основные превращения происходят с железной матрицей. При размере фракций менее 40-50 мкм в составе частиц начинает доминировать α' - железо с повышенным, по сравнению с α – железом, параметром решетки.

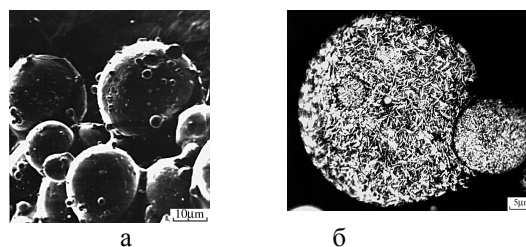


Рис. 1. Внешний вид (а) и структура (б) частиц эвтектического сплава ХТН-23, полученного распылением струей аргона [7]

Таблица 1

Размер и фазовый состав частичек порошка

№ п/п	Фракц. частиц пор., мкм	Фаз. состав, в порядке уменьшения	Период решетки, нм				
			α	α'	γ	γ'	χ
1	50-80	$\gamma + \alpha + \alpha' + \chi + \text{TiO}$	0,2851	0,2895	0,3589		$a=0,5248$ $c=0,4540$
2	40-50	$\alpha' + \gamma + \gamma' + \chi$	-	0,2888	0,3589	0,3630	
3	28-40	$\alpha' + \gamma + \gamma' + \chi + \text{Fe} + \text{Al}$	-	0,2878	0,3580	0,3637	
4	20-28	$\alpha' + \gamma' + \chi + \text{TiB}_2$	-	0,2888		0,3630	

Нанесение покрытия выполнено с использованием многокамерной детонационной установки (МКДУ) [8], где нагрев и ускорение порошкового материала осуществляется продуктами детонационного сгорания горючей газовой смеси, состоящей из пропан-бутана, кислорода и воздуха.

Оборудование для нанесения покрытий состоит (рис. 2) из многокамерного детонационного устройства для напыления – 1; порошкового питателя – 2; газового пульта для подачи горючей смеси – 3; системы управления технологическим процессом – 4; автоматизированной системы для перемещения детонационного устройства – 5.

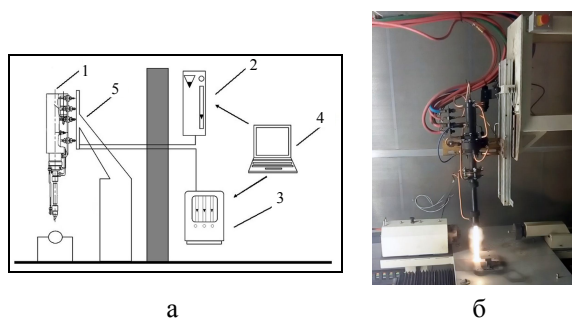


Рис. 2. Оборудование для нанесения покрытий с использованием МКДУ. а – схема установки; б - внешний вид установки во время работы

Высокоскоростной поток газа в МКДУ возникает при детонационном сгорании газовой смеси в системе специальным образом спрофилированных камер сгорания. Инициирование детонации газовой смеси осуществляли с частотой 20 Гц. Давление продуктов детонации в стволе МКДУ достигает значений 3,8 МПа, скорость волны детонационного

сгорания — до 2300 м/с. Многокамерная детонационная установка позволяет получить несколько преимуществ. Соотношение газов в горючей смеси возможно изменять в широком диапазоне и, тем самым, варьировать температуру продуктов сгорания. А использование нескольких камер сгорания дает возможность формировать систему волн, состоящей из детонационной и ударных волн. Это позволяет, за счет перераспределения энергии детонации между кинетической и тепловой энергией продуктов сгорания, добиться высокой скорости (до 1000 м/с) напыляемого порошка. За счет высокой скорости порошка формируется покрытие с низкой пористостью и высокой адгезией с основой. Цикличность процесса и кратковременность импульса позволяет не перегревать образец.

Формирование покрытия на поверхности подложки из конструкционной теплостойкой стали Р92 (состав в мас. %: С 0,10-0,11; Si 0,22-0,36; P 0,012-0,017; S 0,005-0,006; Mn 0,44-0,54; Ni 0,18-0,72; Cr 8,5-9,11; Fe – ост. [9]) осуществляли на дистанции 50 мм. Длина сопла для нагрева и ускорения порошка – 300 мм, диаметр 18 мм. Скорость перемещения поверхности образца относительно МКДУ — 2000 мм/мин. Толщина покрытия варьировалась количеством проходов в диапазоне 60-120 мкм. Использовали порошок дисперсностью менее 60 мкм. Суммарные расходы газов в камерах сгорания составляли: пропан-бутан – 1,6 м³/час, кислород – 6,5 м³/час, воздух – 2,2 м³/час при производительности формирования покрытий 1 кг/час. Покрытие формировали непосредственно на поверхности образца, без нанесения промежуточного слоя.

Результаты эксперимента

На рис. 3 представлены внешний вид поверхности полученного покрытия (а), структура в поперечном сечении (б) и химический состав (табл. 2), которое практически не имеет пористости и дефектов на границе покрытие - подложка. В материале покрытия сформировались т.н. «белые» области (б), аналогичные «белым» слоям, которые наблюдались при напылении порошка того же сплава ХТН23 плазменным методом, в работе [10]. Название «белые» области или «белые» слои использовано различными авторами, в частности Ю. И. Бабеем [10], поскольку они не травились в обычных реактивах для выявления металлографической структуры. По-видимому, природа «белых» слоев одинакова как в плазменных покрытиях ХТН23, так и в покрытиях, полученных в настоящей работе. Их возникновение обусловлено достижением критической скорости охлаждения расплавленных порошинок на относительно холодной подложке. Как указывалось выше, существует критическая скорость охлаждения для каждой эвтектики, при которой изменяется механизм кристаллизации, и вместо кооперативного роста эвтектических колоний с формированием колониальных структур возникает независимый рост кристаллов с формированием структуры тонкого конгломерата фаз.

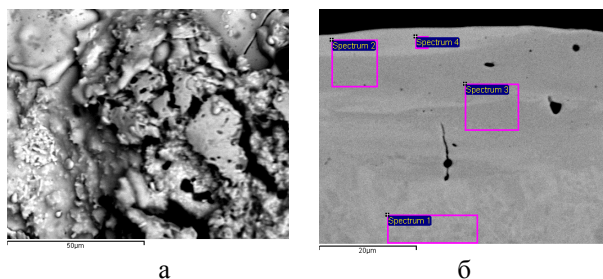


Рис. 3. Внешний вид поверхности покрытия (а) (РЭМ) и структура (б) (CAMECA).

Микротвердость полученного покрытия незначительно возросла до $H_m=10,6$ GPa, по сравнению с плазменными покрытиями $H_m=9,5$ GPa [11], что, вероятно, связано с увеличением количества областей со структурой тонкого конгломерата фаз (рис. 3,б).

Используемая в работе установка МКДУ для нанесения покрытий, вследствие выделения высокой плотности мощности при сгорании энергоносителя, позволяет реализовать условия для изменения механизма эвтектической кристаллизации – производить быстрый нагрев порошинок до температур выше ликвидуса и затем их быстрое охлаждение на холодной подложке. В полученном покрытии (см. рис. 3) отсутствуют нерасплавившиеся порошинки

(как в плазменном покрытии того же состава, рис. 4 [11]), в нем практически отсутствует пористость, структура однородна и представляет собой плотно уложенные «белые» слои. В таком покрытии следует ожидать повышенных триботехнических и механических свойств, по сравнению с плазменными эвтектическими покрытиями того же химического и фракционного состава.

Таблица 2

Химический состав покрытия

Спектр	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	W
1			10,01	0,62	87,06		2,31
2	0,35	6,43	26,2	0,57	49,23	17,23	
3	0,42	5,61	24,28	1,06	52,23	16,38	
4	0,39	6,84	25,06	1,24	49,36	17,1	
Max.	0,42	6,84	26,2	1,24	87,06	17,23	2,31
Min.	0	0	10,01	0,57	49,23	0	0

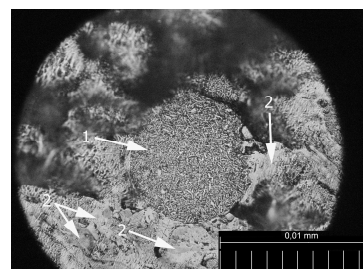


Рис. 4. Структура травленого плазменного покрытия из порошка сплава ХТН23, полученного в работе [11]: 1 – не расплавившаяся порошинка; 2 – полностью расплавившиеся и вновь закристаллизовавшиеся с большой скоростью охлаждения на подложке порошинки

Изменился, по сравнению с исходным порошком, фазовый состав покрытий – отмечено появление новых метастабильных фаз внедрения (TiC и $Cr_{23}C_6$). При этом металлическая основа покрытия сохранилась без изменений: преимущественно $\alpha'+\gamma$.

В таблице 3 приведены результаты сравнительного анализа характерных фазовых составов: различных фракций исходного порошка эвтектического сплава ХТН23 и полученных разными методами покрытий. Во всех случаях основу эвтектического порошка и покрытий составляет твердый раствор на основе железа. Необходимо отметить, что с увеличением скорости охлаждения порошка, как в процессе распыления, так и при напылении покрытий, фазовый состав железной матрицы меняется – вместо преимущественно γ - железа, основой становится α - железо с измененным параметром решетки (α' -железо). Особенности плазменной и детонационной технологий приводят, в основном, к количественному изменению фазового состава железной матрицы. В зависимости от технологии формирова-

ния покрытий имеет место появление некоторого количества неравновесных боридных фаз, которые, тем не менее, являются также упрочняющими фазами. Плазменная технология формирования покрытия из порошка дисперсностью 60-120 мкм практически сохраняет фазовый состав исходного порошка, что объясняется присутствием большой доли нерасплавленных дисперсных частиц. МКДУ обеспечивает формирование материала покрытия, где

при сохранении матрицы того же состава появляются неравновесные фазы – TiC ; Cr_{23}C_6 ; TiB_2 , которые также являются упрочняющими фазами. Образование неравновесных фаз объясняется высокими скоростями нагрева порошинок и охлаждением покрытий, что приводит к ограничению диффузионной подвижности атомов в жидкости вследствие малого времени ее существования.

Таблица 3

Фазовый состав порошка различных фракций и покрытий, полученных разными методами

№	Тип образца	Фракц. порош. мкм	Фаз. сост. в порядке уменьш.	Период решетки, нм				
				α	α'	γ	γ'	χ
1	ХТН-23 порош.	50-80	$\gamma + \alpha + \alpha' + \chi + \text{TiO}$	0,2851	0,2895	0,3589		
2	"-	40-50	$\alpha' + \gamma + \gamma' + \chi$	-	0,2888	0,3589	0,3630	
3	"-	28-40	$\alpha' + \gamma + \gamma' + \chi + \text{FeAl}$	-	0,2878	0,3580	0,3637	
4	Плазм. покр [11]	<63	$\alpha' + \gamma + \chi$	-	0,2881	0,3589		
5	MCDS покр.	<63	$\alpha' + \gamma + \text{TiC} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{TiB}_2$	-	0,2866	0,3589		a=0,5248 c=0,4540

Выводы

1. Впервые, с использованием многокамерной детонационной установки, изготовлены защитные покрытия из порошка эвтектического сплава на основе железа с тугоплавкими боридами, способными работать в условиях горячей зоны реактивных двигателей.

2. Структура изготовленных покрытий представляет собой чередование плотно уложенных слоев, которые обладают высокой коррозионной стойкостью к химически активной среде, имеют низкую пористость, микротвердость на уровне 10 ГПа и являются эффективными защитными покрытиями поверхности металла от внешних разрушающих воздействий.

3. Благодаря большой плотности мощности, достигаемой в многокамерной детонационной установке, напыляемые порошинки эвтектического сплава за малое время разогреваются до температур выше ликвидуса и затем быстро охлаждаются на подложке. Это приводит к изменению механизма эвтектической кристаллизации и формированию в покрытии структуры тонкого конгломерата фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке Европейской комиссии, Грант № FP7-NMP-2012-SMALL-6 («Production of Coatings for New Efficient and Clean Coal Power Plant Materials»).

Литература

1. Шурин, А. К. Износостойкость нержавеющей эвтектических сплавов с фазами внедрения [Текст] / А. К. Шурин, В. Е. Панарин, М. В. Киндра-

чук // Проблемы трения и изнашивания. – 1981. – № 19. – С. 65-73.

2. Влияние скорости охлаждения жидких эвтектических сплавов на основе железа на дисперсность их кристаллической структуры [Текст] / В. Е. Панарин, Р. Цях, С. М. Захаров, О. А. Шматко // Вісник Черкаського національного університету. Серія „Фізико-математичні науки”: сб. науч. тр.: Черкаський національний університет. – Ч. 2, 2008. – С. 5-13.

3. Панарин, В. Е. Эвтектические защитные газотермические покрытия на основе железа с тугоплавкими фазами внедрения [Текст] / В. Е. Панарин // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки. – С.-Петербург, И-во Политехнического ун-та, 2006. – Ч. 1. – С. 191-197.

4. Киндрачук, М. В. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства плазменных покрытий из эвтектических сплавов на основе железа [Текст] / М. В. Киндрачук, В. Е. Панарин, Ю. Н. Москаленко // Металловедение и обработка металлов. – 1995. – № 1. – С. 38-45.

5. Свойства эвтектических сплавов, содержащих диборид титана, при высоких температурах [Текст] / А. К. Шурин, В. Е. Панарин, В. К. Сульженко, Г. Я. Козырский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1977. – № 8. – С. 53-55.

6. Панарин, В. Е. Структурные изменения в эвтектических сплавах железа, затвердевших с различными скоростями [Текст] / В. Е. Панарин // Металловедение и обработка металлов. – 1997. – № 1. – С. 20-25.

7. Панарин, В. Е. Структура и свойства быстро охлажденных из жидкого состояния эвтектических сплавов железа [Текст] / В. Е. Панарин,

О. В. Микуляк, В. Я. Маркив // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа : сб. науч. тр. Днепр. метал. ин-т. - Днепропетровск, 1986. - Ч. 2. - С. 26-27.

8. Пат. (11)83831 Україна. Спосіб детонаційного напilenня покриття і прилад для його здійснення / Ю. М. Тюрін, О. В. Колісниченко : Заявник та патентовласник Ю. М. Тюрін, О. В. Колісниченко. - № а2000510593 ; заявл. 09.11.2005 ; опубл. 26.08.2008, Бюл. №16.

9. Bumjoon, K. Creep behavior and microstructural damage of martensitic P92 steel weldment [Text] / Kim. Bumjoon, Jeong Chanseo, Lim Byeongsoo // Journal Mater. Sci. & Eng. - 2008. - A483-48. - P. 544-546.

10. Бабей, Ю. И. Об аномальном ускорении диффузии при образовании белых слоёв [Текст] / Ю. И. Бабей // Физико-химическая механика материалов. - 1975. - № 4. - С. 20-22.

11. Плазменное покрытие из эвтектического сплава квазитройной системы Fe-TiB₂-CrB₂ [Текст] / В. Е. Панарин, С. М. Захаров, О. А. Шматко, В. М. Кисель, А. Е. Терентьев // Авиационно-космическая техника и технология. - 2014. - № 8 (115). - С. 108-115.

References

1. Shurin, A. K., Panarin, V. E., Kindrachuk, M. V. Iznosostojkost' nerzhavjushhih evtekticheskikh spлавov s fazami vnedrenija [The wear resistance of stainless alloys with eutectic phases of implementation]. Problemy trenija i iznashivaniya, 1981, no. 19, pp. 65-73.

2. Panarin, V. E., Cjakh R., Zaharov, S. M., Shmatko, O. A. Vlijanie skorosti ohlazhdenija zhidkih evtekticheskikh spлавov na osnove zheleza na dispersnost' ih kristallicheskoj struktury [Influence of cooling speed liquid eutectic alloys based on iron dispersibility their crystal structure] Visnyk Cherkas'koho natsional'noho universytetu. Seriya „Fizyko-matematychni nauky”: sb. nauch. tr.: Cherkas'kyi natsional'nyy universytet, Ch. 2, 2008, pp. 5-13.

3. Panarin, V. E. Evtekticheskie zashhitniye gazotermicheskie pokrytija na osnove zheleza s tugoplavkimi fazami vnedrenija [Eutectic protective thermal spray coating with an iron-based refractory interstitial phases] Tehnologii remonta, vosstanovlenija i uprochnenija detalej mashin, mekhanizmov, oborudovaniya, instrumenta i tekhnologicheskoy osnastki, S.-Peterburg, Politehnicheskij un-t Publ., 2006, Ch. 1, pp. 191-197.

4. Kindrachuk, M. V., Panarin, V. E., Moskalenko, Ju. N. Vlijanie termociklicheskoj obrabotki na strukturu i svojstva plazmennyykh pokrytij iz evtekticheskikh spлавov na osnove zheleza [Influence of thermal cycling on the structure and properties of the plasma coating eutectic alloys based on iron]. Metallovedenie i obrabotka metallov, 1995, no. 1, pp. 38-45.

5. Shurin, A. K., Panarin, V. E., Sul'zhenko, V. K., Kozyrskij, G. Ja. Svojstva evtekticheskikh spлавov, soderzhashhikh diborid titana, pri vysokih temperaturakh [Properties of the eutectic alloys containing titanium diboride, at high temperatures]. Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov, 1977, no. 8, pp. 53-55.

6. Panarin, V. E. Strukturniye izmeneniya v jevtekticheskikh spлавakh zheleza, zatverdevshikh s razlichnymi skorostjami [Structural changes in the iron eutectic alloy solidified at different velocities] Metallovedenie i obrabotka metallov, 1997, no. 1, pp. 20-25.

7. Panarin, V. E., Mikuljak, O. V., Markiv, V. Ja. Struktura i svojstva bystro okhlazhdennykh iz zhidkogo sostojaniya evtekticheskikh spлавov zheleza [The structure and properties of the rapidly cooled from a liquid eutectic alloys of iron] Zakonomernosti formirovaniya struktury spлавov jevtekticheskogo tipa : sb. nauch. tr. Dnepr. metal. in-t, Dnepropetrovsk, 1986, Ch. 2, pp. 26-27.

8. Tyurin, Yu. M., Kolisnichenko, O. V. Sposib detonatsiynoho napyleniya pokrytija i prylad dlya yoho zdiysnennya [The method of detonation spray coating and device for its implementation]. Patent UA, no. a2000510593, 2008.

9. Bumjoon, K., Chanseo, J., Byeongsoo, L. Creep behavior and microstructural damage of martensitic P92 steel weldment. Journal Mater. Sci. & Eng., 2008, A483-48, pp. 544-546.

10. Babey, Ju. I. Ob anomal'nom uskorenii diffuzii pri obrazovanii belyh slojov [Anomalous diffusion acceleration in the formation of white layer]. Fiziko-khimicheskaja mehanika materialov, 1975, no. 4, pp. 20-22.

11. Panarin, V. E., Zaharov, S. M., Shmatko, O. A., Kisel', V. M., Terent'ev, A. E. Plazmennoe pokrytie iz evtekticheskogo сплава квазитройной системы Fe-TiB₂-CrB₂ [Plasma coating quasiternary eutectic alloy system Fe-TiB₂-CrB₂]. Aviacijno-kosmichna tekhnika i tekhnologija - Aerospace technic and technology, 2014, no. 8 (115), pp. 108-115.

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ З ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА З ТУГОПЛАВКИМИ БОРИДАМИ

В. Є. Панарін, Ю. М. Тюрін, О. В. Колісниченко, О. А. Шматко, С. М. Захаров, М. Є. Свавільний

У статті наведено результати структурно-фазових досліджень покриттів, отриманих детонаційним методом з порошку евтектичного сплаву на основі заліза з тугоплавкими боридами. Завдяки високій густині потужності, яка створюється в потоці плазми установкою оригінальної конструкції, і швидкому охолодженню на підкладці, відбуваються структурні та фазові перетворення, характерні для евтектичних сплавів, вміщуючих фази втілення. Проводиться порівняння з раніше отриманими газо - плазовими покриттями того ж складу. Показано, що використання багатокамерної детонаційної установки знизило пористість покриттів, подрібнило їх структуру за рахунок зміни механізму кристалізації, змінило механізм зміцнення. На цій основі прогнозується поєднання в покритті практично корисних властивостей для вирішення задач двигунобудування і загального машинобудування.

Ключові слова: детонаційні покриття, евтектичні порошки, основа залізо, борида, механізм кристалізації.

PROTECTIVE COATINGS OF EUTECTIC ALLOY ON THE BASIS IRON WITH REFRACTORY BORIDES

V. E. Panarin, Yu. N. Tyurin, O. V. Kolisnichenko, O. A. Shmatko, S. M. Zakharov, N. E. Svavilny

The article presents the results of structural and phase coating research obtained by the detonation method of the powder eutectic alloy on the iron based with refractory borides. Due to the high power density of the plasma flow generated in the original design of the installation, and the rapid cooling on the substrate, and take place structural phase transformations that are characteristic for eutectic alloys containing interstitial phase. It is comparison with earlier obtained gas-plasma coatings of the same composition. It is shown that the use of multi detonation equipment lead to reduce porosity coatings, disperse their structure by changing the mechanism of crystallization, hardening mechanism has changed. On this basis the projected combination in the coating of practically useful properties to solve engine problems and general engineering.

Key words: detonation coating, eutectic powder, iron-based, borides, crystallization mechanism.

Панарин Валентин Євгенєвич – д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. лаб., Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, Україна, e-mail: skywork@imp.kiev.ua.

Тюрін Юрій Николаєвич – д-р техн. наук, ст. науч. сотр., Інститут електросварки ім. Е. О. Патона НАН України, Київ, Україна, e-mail: y.n.tyurin@mail.ru.

Колісниченко Олег Вікторович – канд. техн. наук, ст. науч. сотр., Інститут електросварки ім. Е. О. Патона НАН України, Київ, Україна, e-mail: okolis@i.ua.

Шматко Олег Анатольєвич – д-р техн. наук, проф., гл. науч. сотр., Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, Україна, e-mail: shmatko@imp.kiev.ua.

Захаров Сергей Михайлович – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, Україна, e-mail: zakharov@imp.kiev.ua.

Свавільний Николай Євгенєвич – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, Україна, e-mail: svavil@imp.kiev.ua.

Panarin Valentin Evgenyevich – Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, Head of Laboratory, Institute of G.V. Kurdyumov for Metal Physics of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: skywork@imp.kiev.ua.

Tyurin Yuri Nikolajevich – Doctor of Engineering, Senior Research Fellow, Institute of Electric behalf of E.O. Paton of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: y.n.tyurin@mail.ru.

Kolisnichenko Oleg Viktorovich – Candidate of Technical Sciences, Senior Research Fellow, Institute of Electric behalf of E. O. Paton of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: okolis@i.ua.

Shmatko Oleg Anatolyevich – Doctor of Technical Sciences, Professor, Chief Researcher, Institute of G.V. Kurdyumov for Metal Physics of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: shmatko@imp.kiev.ua.

Zakharov Sergei Mikhailovich – candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Research Fellow, Institute of G.V. Kurdyumov for Metal Physics of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: zakharov@imp.kiev.ua.

Svavilnyi Nikolai Evgenyevich – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Research Fellow, Institute of G.V. Kurdyumov for Metal Physics of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine, e-mail: svavil@imp.kiev.ua.