



УДК 621.793.7

СВЕРХЗВУКОВОЕ ВОЗДУШНО-ГАЗОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ НАПЫЛЕНИЕ КЕРМЕТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ КАРБИД ТИТАНА-ХРОМА–НИХРОМ

Ю.С. БОРИСОВ, А.Л. БОРИСОВА, М.В. КОЛОМЫЦЕВ, О.П. МАСЮЧОК

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

Исследовано влияние факторов воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) (мощность плазмотрона, расход плазмообразующего газа, дистанция напыления, диаметр анода) механической смеси порошков двойного карбида титана–хрома и нихрома на характеристики получаемых покрытий (структуру, микротвердость, пористость, стойкость к выкрашиванию). Программа экспериментов была составлена с использованием метода математического планирования. По результатам обработки данных экспериментов получены уравнения регрессии, определяющие количественную зависимость значений средней и максимальной микротвердости, стабильности показателей микротвердости и степени выкрашивания от факторов процесса напыления. Для анализа результатов использованы показатели теплосодержания плазменной струи и продолжительности процесса прохождения частиц порошка через плазменную струю. Установлено, что наибольшее влияние на структуру и свойства полученных покрытий оказывает режим истечения плазменной струи и величина ее теплосодержания. В случае использования при ВГПН покрытий из механической смеси порошков карбида титана-хрома и нихрома (3:1) анода диаметром 10 мм, обеспечивающего сверхзвуковой режим истечения струи, при показателе теплосодержания струи 5,6 кВт·ч/м³ формируются плотные покрытия (пористость <1 %) с керметной структурой (карбид титана-хрома и нихром), имеющие среднюю микротвердость 12,6 ГПа, что превосходит в 1,5 раза микротвердость газотермических покрытий из механической смеси порошков карбида хрома и нихрома (8,6 ГПа). Библиогр. 20, табл. 6, рис. 2.

Ключевые слова: керметы, двойной карбид титана–хрома, сверхзвуковое воздушно-газовое плазменное напыление, свойства покрытий, микротвердость, планирование эксперимента

Газотермические покрытия с керметной структурой, состоящие из металлической матрицы, в основном на основе сплавов никеля, кобальта или железа, с упрочняющей фазой, главным образом карбидов вольфрама, хрома или титана, являются наиболее широко распространенным классом покрытий, защищающих поверхность деталей от различных видов изнашивания [1–3]. В последнее время им уделяется особое внимание в связи с возможностью их применения в качестве альтернативы покрытиям из твердого хрома, что позволяет решить одну из современных задач защиты окружающей среды [4–6].

Наиболее широкое практическое применение получили керметные системы WC–Co и Cr₃C₂–NiCr [3, 6, 7]. Ведущими мировыми фирмами «Starck» (Германия), «Sulzer» (США), «Praxair» (США) проведена разработка составов и освоение ряд технологий изготовления порошков этих материалов, специализированных по своим свойствам для использования на установках плазменного, детонационного и высокоскоростного газоплазменного напыления [8–10]. Данные материалы выпускаются в виде либо механических смесей порошков карбидов и матричного сплава, либо порошков конгломератов компонентов кермета, прошедших предварительные процедуры спекания-дробления

механической смеси или ее конгломерирования — спекания. Свойства получаемых покрытий в значительной мере зависят от способа получения порошка [11].

Составы керметов WC–Co для ГТН отличаются по содержанию кобальта (12...17 мас.%) и для повышения коррозионной стойкости дополнительно легируются хромом (4...8 мас. %). Микротвердость получаемых покрытий зависит от содержания кобальта и составляет при 12 % Co HV0,3 — 1200...1500, при 17 % Co HV0,3 — 900...1100 [8].

В составах керметов для ГТН системы Cr₃C₂–NiCr содержание NiCr находится в пределах 15...25 мас. %, а средняя микротвердость существенно изменяется не только в зависимости от количества NiCr (HV0,3 — 1035 для кермета Cr₃C₂–15 % NiCr; HV0,3 — 865 для Cr₃C₂–25 % NiCr), но и способа получения порошка, увеличиваясь в случае Cr₃C₂–25 % NiCr до HV0,3 — 1100 при переходе от использования механической смеси порошков к порошку, полученному методом предварительного агломерирования смеси мелких порошков компонентов с последующим спеканием [11]. Причиной такого изменения является более однородное распределение составляю-



Таблица 1. Характеристики порошков компонентов механической смеси (Ti,Cr)C–NiCr

Материал	Состав, мас. %	Температура плавления, °С	Плотность, г/см ³	Размер частиц, мкм
Двойной карбид титана-хрома	TiC-70, Cr ₃ C ₂ -30	~2750	5,35	15...40
Нихром	Ni-80 Cr-20	1400	8,4	40...63

щих и наличие продукта взаимодействия карбида и сплава при спекании.

Важным служебным свойством рассматриваемых керметных покрытий, определяющим область их практического использования, является максимальная температура их применения. Согласно паспортным данным, представляемым фирмами-изготовителями специализированных порошков для ГТН, она составляет на воздухе 480...500 °С для керметов WC–Co и 870...900 °С для Cr₃C₂–NiCr [8–10]. Однако в случае кермета Cr₃C₂–NiCr надежная защита покрытия от окисления обеспечивается за счет формирования на его поверхности плотной пленки Cr₂O₃, что происходит в области температур 600...700 °С [12].

В связи с этим актуальным является разработка газотермического керметного покрытия, обеспечивающего защиту поверхности от изнашивания при рабочих температурах, включающих диапазон 500...700 °С. К числу карбидных материалов с таким свойством относится двойной карбид титана-хрома, имеющий высокую стойкость к окислению при температурах до 1100 °С, который в то же время по значению микротвердости (до 40 ГПа) превосходит микротвердость карбида титана (32 ГПа) и карбида хрома (22,8 ГПа) [13]. Эксперименты по нанесению керметных покрытий, содержащих двойной карбид титана-хрома (Ti, Cr)C, базировались на использовании композиционных порошков (Ti, Cr)C, плакированных никелем [14–16] или никель-молибденом [17]. Покрытия получали методом плазменного напыления с использованием в качестве рабочего газа аргоноводородной смеси [14–17], а также в условиях воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) при дозвуковом и сверхзвуковом режиме истечения струи плазмы [17]. Структура плазменных покрытий, полученных при использовании Ag/H₂-плазменной струи и мощности плазмотрона 30...35 кВт [17], состоит из карбидной фазы

Таблица 2. Матрица дробного факторного эксперимента 2³⁻¹

Номер опыта	X ₁	X ₂
1	+	+
2	+	-
3	-	+
4	-	-

с микротвердостью HV 25...30 ГПа, металлической с HV 1,8 ГПа, а также фазы, имеющей HV 15...16 ГПа и являющейся, по-видимому, продуктом взаимодействия (Ti, Cr)C с металлом оболочки частиц (Ni) [14, 15].

Анализ фазовых и структурных превращений в порошках чистого и плакированного (Ti, Cr)C, происходящих в условиях ВГПН, показал, что при сверхзвуковом режиме снижается степень окисления напыленного материала и повышается устойчивость плакирующей оболочки на карбидном ядре.

Исследование жаростойкости плазменных покрытий из композиционных порошков Ni(Ti, Cr)C с содержанием 30...35 мас. % Ni показало, что они при 800 °С на воздухе имеют достаточно высокое сопротивление окислению [15, 18].

Задачей настоящей работы являлось проведение экспериментов по нанесению покрытий из механической смеси порошков (Ti,Cr)C и NiCr в условиях применения сверхзвукового воздушно-газового плазменного напыления (СВГПН) с целью установления влияния основных факторов СВГПН на структуру и свойства получаемых покрытий.

Материалы и оборудование. В качестве материала для напыления использовали механическую смесь порошков двойного карбида титана-хрома ((Ti,Cr)C) при соотношении TiC:Cr₃C₂ = 7:3 и нихрома (NiCr) в соотношении 3:1 (мас. %). Характеристики (Ti,Cr)C и NiCr приведены в табл. 1.

Нанесение покрытий проводили на установке СВГПН «Киев-С», разработанной совместно Институтом газа НАН Украины и ИЭС им. Е. О. Патона [19]. В качестве плазмообразующего газа использовали воздух.

Методика эксперимента. Программу исследований разработали с привлечением метода математического планирования эксперимента. План проведения опытов по напылению покрытий был составлен с применением блоков матрицы дробного факторного эксперимента 2³⁻¹ для различных размеров диаметра сопла анода d_a — 10 и 11 мм (табл. 2). Принципиальная разница в условиях протекания процесса напыления при диаметрах анода 10 и 11 мм состоит в характере истечения плазменной струи.

В первом случае (d_a = 10 мм) он носит сверхкритический характер, т.е. струя является сверхзвуковой. Во втором случае (d_a = 11 мм) в зависимости от электрической мощности и расхода плазмообразующего газа он может находиться в области как докритического, так и критического, т.е. струю следует считать дозвуковой. В качестве переменных факторов выбрали электрическую мощность плазмотрона W, кВт (X₁), расход плазмообразующего газа (воздуха) G, м³/ч (X₂) и дис-



Таблица 3. Интервалы варьирования и значения факторов ВГПН покрытий

Параметры варьирования	Факторы		
	W, кВт	G, м ³ /ч	L, мм
Верхний уровень +	90	24	200
Нижний уровень –	70	16	160
Основной уровень 0	80	20	180
Интервал варьирования	10	4	20

танцию напыления L, мм (табл. 3). Во всех опытах сохранялся неизменным расход напыляемого материала (6 кг/ч).

В табл. 4 представлен рабочий план, составленный в соответствии с матрицей дробного факторного планирования эксперимента.

При анализе процесса плазменного напыления покрытий с керметной структурой с использованием механических смесей порошков из карбидов и сплава, служащего металлической матрицей структуры, в случае их совместной подачи в струю следует учитывать ряд принципиальных особенностей такого процесса [20]:

на начальном этапе процесса во время ввода газопорошковой смеси в плазменную струю при различии величин плотности и размера частиц компонента возможно разделение траекторий движения частиц карбида и металла и возникновения неоднородности их концентраций в объеме струи;

наличие разницы в величине параметра трудности плавления материала частиц карбида и металла [1, 2] и размера их частиц ведет к неоднородности условий их плавления при нагреве в струе плазмы, которая может усугубляться в случае упомянутой выше сепарации частиц компонентов кермета в объеме струи;

одним из основных требований к выбору параметров плазменного напыления покрытий из карбидных материалов является минимизация потерь углерода, возникающих при движении частиц в кислородсодержащих зонах струи, которые зависят от степени перегрева частиц карбида сверх температуры плавления, дистанции напыления, скорости и траектории полета частиц порошка.

Поскольку одной из главных задач технологии плазменного напыления керметных покрытий, содержащих карбиды, является обеспечение их износостойкости, то в качестве функций отклика в плане эксперимента использовали:

H_{μ}^{cp} — среднюю микротвердость покрытия (ГПа) как характеристику его структуры и показатель его возможной износостойкости;

H_{μ}^{max} — максимальную микротвердость покрытия (ГПа), характеризующую степень сохранения карбидом его твердости, т. е. величину потерь углерода;

$\Delta X / H_{\mu}^{cp}$ — отношение доверительного интервала к средней микротвердости покрытия, отража-

Таблица 4. План экспериментальной работы ВГПН из порошка 75(Ti,Cr)C + 25NiCr

Номер опыта	W, кВт	G, м ³ /ч	L, мм
$d_a = 10$ мм			
1/1	90	24	200
2/1	90	16	160
3/1	70	24	160
4/1	70	16	200
$d_a = 11$ мм			
1/2	90	24	200
2/2	90	16	160
3/2	70	24	160
4/2	70	16	200

ющее степень однородности структуры полученного покрытия;

B – степень выкрашивания покрытия как показатель когезионной прочности покрытия, связанной с неоднородностью нагрева частиц;

фазовый состав и пористость покрытия.

Для анализа связи полученных результатов с условиями процесса напыления, в частности, характеристиками плазменной струи и временем пребывания частиц напыляемого материала в объеме струи, влияющем как на развитие теплообмена, так и на степень взаимодействия частиц с окружающей средой, были сформированы два комплекса параметров процесса напыления:

$K_{\tau} = W / G$, кВт·ч/м³ — показатель теплосодержания плазменной струи, полученного ею при прохождении через дуговой разряд;

$K_{\tau} = 2,82Ld_a^2 / G$, с — показатель продолжительности процесса движения частиц порошка в объеме струи до момента удара о поверхность основы.

Покрытия наносили на поверхность образцов из стали, предварительно подвергнутых струйно-абразивной обработке с использованием порошка корунда. Расход транспортирующего газа подбирался таким образом, чтобы траектория полета частиц порошков (Ti,Cr)C и NiCr располагалась в осевой зоне плазменной струи.

Исследования структуры и свойств покрытия проводили с применением методов металлографии («Neophot-32»), рентгенофазового анализа (ДРОН-3М, излучение CuK_{α} с Ni-фильтром) и микротвердомера ПМТ-3. Пористость покрытия определяли в темном поле изображения шлифа, а количество выкрашиваний измеряли с помощью программы ImagePro.

Результаты эксперимента и обсуждение. Результаты исследования структуры и свойств покрытий, полученные при выполнении плана эксперимента в соответствии с табл. 4, показаны в табл. 5. На рис. 1 представлена микроструктура покрытий, напыленных с использованием режимов, соответствующих рабочему плану, толщина покрытий находилась в диапазоне 150...250 мкм.



Таблица 5. Характеристики структуры и свойства ВГПН покрытий (Ti, Cr)C–NiCr, полученных в соответствии с планом экспериментов (табл. 4)

d_a , мм	Номер опыта	Микротвердость HV0,05, ГПа		$\Delta X / H_{\mu}^{cp}$	Выкрашивание B , %	Фазовый состав	Пористость, %	Особенность структуры	K_T , кВт·ч/м ³	K_{τ} , 10 ⁻³ с
		H_{μ}^{cp}	H_{μ}^{max}							
10	1/1	5,70	8,86	0,2	12	NiCr, (Ti, Cr)C, Ti ₂ O ₃ , CrTiO ₃	<3	Нерасплавленные частицы	3,75	2,35
	2/1	12,60	19,14	0,208	5	(Ti, Cr)C, NiCr, CrTiO ₃ , NiCrO	<1	-	5,6	2,82
	3/1	3,36	6,43	0,214	15	NiCr, (Ti, Cr)C, Ti ₂ O ₃ , CrTiO ₃	<3	Нерасплавленные частицы	2,9	1,88
	4/1	6,20	10,78	0,303	10	(Ti, Cr)C, NiCr, CrTiO ₃ , NiCrO	<1	-	4,4	3,70
11	1/2	6,98	8,86	0,251	12	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃	<1	-	3,75	2,84
	2/2	7,45	13,36	0,204	8	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃ , Cr ₂₃ C ₆	<1	-	5,6	3,41
	3/2	6,00	10,23	0,218	10	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₂ , TiO	<3	Крупные нерасплавленные частицы	2,9	2,27
	4/2	5,30	10,23	0,166	13	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃ , NiCrO	<3	-	4,4	4,48

Микроструктуры покрытий, представленных на рис. 1, могут быть разделены на две группы:

2/1, 4/1 и 2/2, которые отличаются высокой плотностью (пористость <1 %) с невысокой степенью выкрашивания (5...10 %) и отсутствием включений нерасплавленных частиц при наибольшей толщине полученного слоя (до 250 мкм);

1/1, 3/1, 1/2, 3/2 и 4/2, где пористость увеличена до 3 %, обнаруживаются включения нерасплавленных частиц и повышенная степень выкрашивания (до 13...15 %), толщина слоя составляет 100...150 мкм.

Наличие таких особенностей микроструктуры может быть объяснено различием условий их нанесения и прежде всего различной величиной показателя K_T , характеризующего теплосодержание плазменной струи. В случае первой группы он составляет 4,4...5,6 кВт·ч/м³, во втором – 2,9...3,75 кВт·ч/м³, что в сочетании в первой группе с увеличенным показателем времени нагрева ((2,82...3,7)·10⁻³ с) обеспечивает эффективный нагрев частиц и формирование плотной структуры покрытий с повышенной когезионной прочностью.

Аналогичный вывод получен при анализе показателей микротвердости покрытий, где покрытия из первой группы (2/1, 4/1 и 2/2) имеют более высокие значения как средней (6,20...12,60 ГПа), так и максимальной микротвердости (10,78...19,14 ГПа), чем покрытия второй группы (3,36...6,98 ГПа и 6,43...10,23 ГПа). Объяснение этим результатам следует из данных по фазовому составу покрытий. Поскольку покрытие (Ti, Cr)C–NiCr является по своей структуре керметным, то оно состоит из фазы металлической связки NiCr и карбидной фазы (Ti, Cr)C, отличающихся существенно разной твердостью. В связи с этим полученные дан-

ные измерения средней микротвердости отражают соотношение этих фаз в объеме покрытия. В исходном напыленном материале объемные доли (Ti, Cr)C и NiCr в соответствии с их весовым соотношением 3:1 и плотностью материала (табл. 1) составляют 82 и 18 %, соответственно. В связи с различием температуры плавления компонентов в процессе напыления в первую очередь расплавляется NiCr, а доля участия в формировании покрытия (Ti, Cr)C зависит от развития процессов теплообмена. Согласно указанному выше условию в опытах 2/1 и 4/1 они более благоприятны для плавления карбида, что и подтверждает фазовый состав этих покрытий (табл. 5). Условия опытов 2/1 и 2/2 по показателям K_T и K_{τ} практически одинаковы, однако состав и микротвердость отличаются. В случае 2/2 ведущей фазой является NiCr, что возможно связано с отклонением траекторий частиц (Ti, Cr)C в более холодную зону плазменной струи при переходе от сверхзвукового к дозвуковому режиму истечения струи.

Для определения степени влияния отдельных факторов режимов процесса напыления на характеристики покрытия с использованием данных, полученных при выполнении плана эксперимента согласно табл. 4 и 5, были составлены уравнения регрессии:

При применении анода диаметром 10 мм:

$$H_{\mu}^{cp} = 7,04 + 0,021W - 0,024G - 0,011L;$$

$$H_{\mu}^{max} = 11,3 + 0,027W - 0,037G - 0,015L;$$

$$\Delta X / H_{\mu}^{cp} = 0,213 - 0,014W - 0,0145G + 0,008L;$$

$$B = 7 - 0,2W + 0,75G + 0,025L.$$

При применении анода диаметром 11 мм:

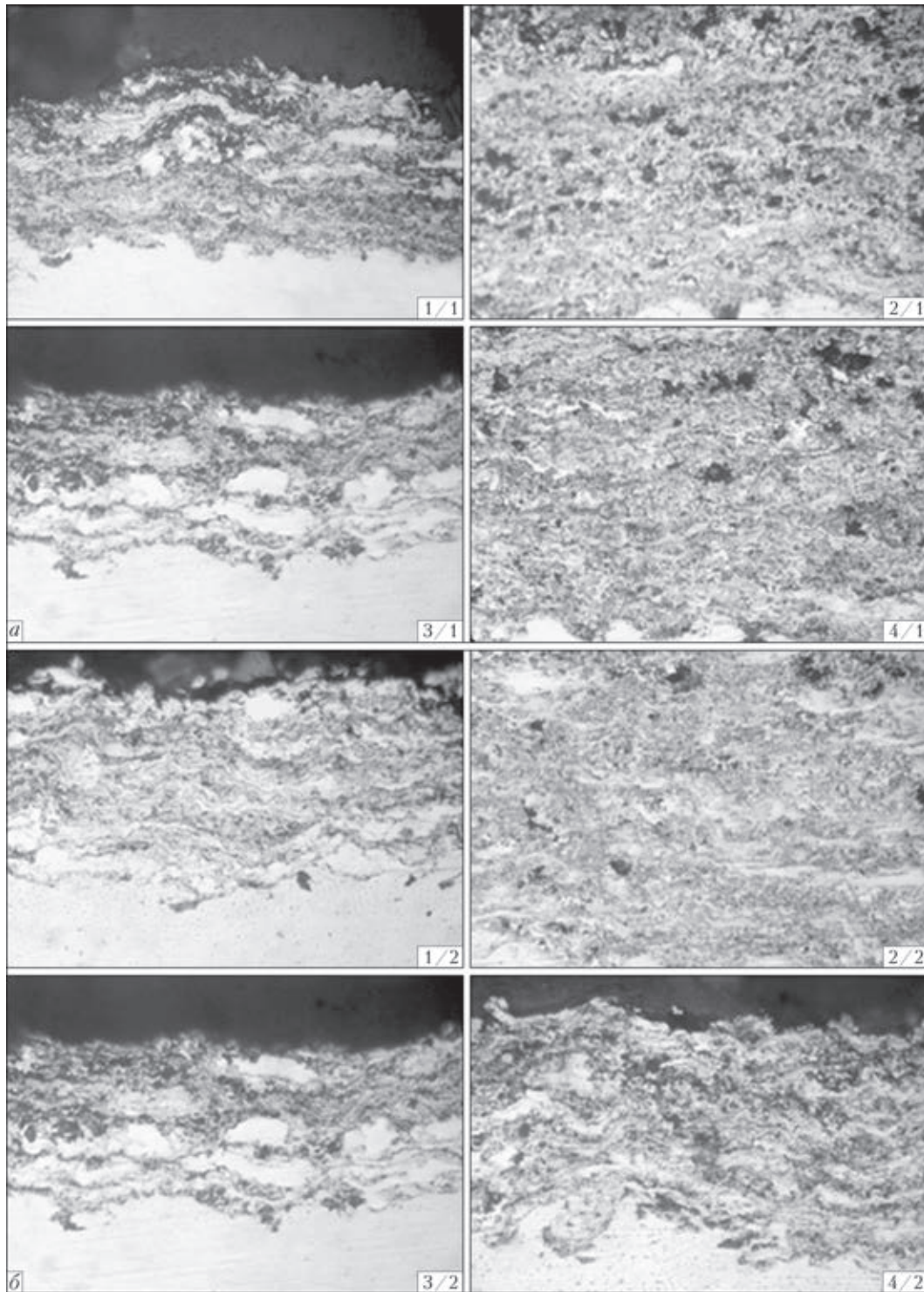


Рис. 1. Микроструктура ($\times 400$) покрытий (Ti,Cr)C–NiCr, напыленных при режимах ВГПН, по табл. 4: *a* – диаметр анода 10; *б* – 11 мм

$$H_{\mu}^{\text{cp}} = 6,4 + 0,008W + 0,001G - 0,003L;$$

$$H_{\mu}^{\text{max}} = 10,7 + 0,011W - 0,004G - 0,011L;$$

$$\Delta X / H_{\mu}^{\text{cp}} = 0,182 - 0,0083W - 0,0047G + 0,0069L;$$

$$B = -9,5 - 0,15W + 0,25G + 0,05L.$$

По данным приведенных выше уравнений регрессии построили графики трендов, отражающих

интенсивность влияния отдельных факторов процесса на характеристики покрытий (рис. 2).

Сопоставление характера и интенсивности влияния различных факторов на свойства получаемых покрытий (в выбранной области эксперимента), проведенное на основании показателей трендов (рис. 2), представлено в табл. 6.

Из табл. 6 следует, что в случае факторов W и L направление трендов $d_a = 10$ и $d_a = 11$ мм является однонаправленным. При увеличении W происхо-



Таблица 6. Характер влияния факторов процесса ВГПН на свойства покрытий (Ti,Cr)C-NiCr

Свойства	Факторы ВГПН					
	W при d _a , мм		G при d _a , мм		L при d _a , мм	
	10	11	10	11	10	11
H _μ ^{cp}	↑↑	↑	↓	~	↓↓	↓
H _μ ^{max}	↑↑	↑	↓	~	↓↓	↓
ΔX / H _μ ^{cp}	↓↓	↓	↓	~	↑↑	↑↑
B	↓↓	↓	↑	~	~	↑

Примечание. ↑↑, ↓↓ – сильное; ↑, ↓ – умеренное; ~ – слабое.

дит повышение величины H_μ^{cp} и H_μ^{max} понижение ΔX / H_μ^{cp} и B, а при росте фактора L наблюдается обратный эффект. В целом это можно рассматривать как связь качества покрытия (Ti, Cr)C-NiCr по показателям его твердости и когезионной проч-

ности с состоянием нагрева частиц, обусловленным температурой плазменной струн. Разница состоит в интенсивности воздействия этих факторов при различном режиме истечения плазменной струи. В случае сверхзвукового режима степень изменения свойств покрытий при повышении мощности плазматрона и сокращении дистанции напыления более существенна.

Разница между влиянием факторов напыления на свойства в условиях дозвукового и сверхзвукового режима наблюдается в случае фактора расхода плазмообразующего газа G. Если в первом случае обнаруживается тенденция к некоторому ухудшению качества покрытия при увеличении расхода плазмообразующего газа как по микротвердости, так и по степени выкрашивания, то во втором это влияние весьма незначительно.

Формирование покрытий (Ti, Cr)C-NiCr в условиях ВГПН безусловно связано с условиями на-

грева частиц кермета, которые в значительной мере описываются значениями показателей K_T и K_T. В табл. 5 значения характеристик покрытий сопоставлены с величиной этих показателей для каждого из восьми условий эксперимента. Из данных табл. 5 следует, что изменение величины K_T от 2,9 до 5,6 кВт·ч/м³ в условиях использования сверхзвуковой струи неразрывно связано с фазовым составом покрытий, повышением показателей микротвердости (H_μ^{cp}, H_μ^{max}) и снижением степени его выкрашивания и пористости. При K_T = 5,6 кВт·ч/м³ и K_T = 2,82·10⁻³ с формируется покрытие с превалирующим содержанием (Ti, Cr)C в структуре, что обуславливает максимальные показатели средней (H_μ^{cp} = 12,60 ГПа) и максимальной микротвердости (H_μ^{max} = 19,14 ГПа) при минимальных значениях пористости (<1 %) и степени выкрашивания (5 %). Это объясняется нагревом частиц в струе плазмы с высоким теплосодержанием при увеличенной продолжительности времени нагрева. Достигнутая микротвердость керметного покрытия (Ti, Cr)C-NiCr, полученного из механической смеси порошков в соотношении 3:1 путем сверхзвукового ВГПН, в 1,5 раза превышает микротвердость покрытия Cr₃C₂-NiCr из подобной механической смеси компонентов, напыленного методом высокоскоростного газопламенного напыления (8,6 ГПа) [12].

В случае дозвукового режима истечения плазменной струи воздействие показателя K_T гораздо слабее, хотя макси-

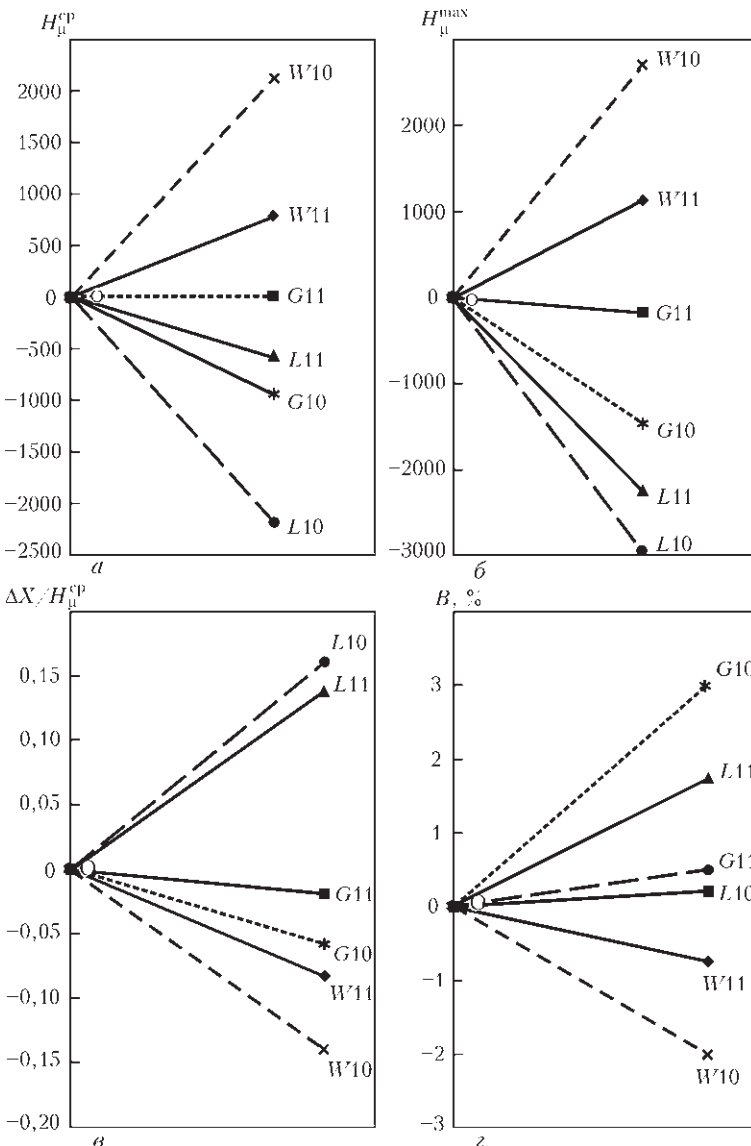


Рис. 2. Влияние факторов процесса ВГПН на характеристики покрытий: а — H_μ^{cp}; б — H_μ^{max}; в — ΔX / H_μ^{cp}; г — B (цифры 10 и 11 относятся к опытам, проведенным при d_a = 10 и 11 мм соответственно)



мальные значения характеристик покрытия (7,45 и 13,36 ГПа соответственно) также достигнуты при его значении 5,6 кВт·ч/м³, но в структуре преимущественно содержится фаза NiCr.

Выводы

1. На основании результатов комплекса экспериментов, выполненных с применением метода математического планирования, проведен анализ влияния режима истечения плазменной струи (дозвуковой и сверхзвуковой), параметров воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) (электрической мощности плазматрона, расхода плазмообразующего газа и дистанции напыления) механической смеси порошков (Ti, Cr)C–NiCr на структуру и свойства получаемых покрытий (микроструктура, фазовый состав, микротвердость, пористость, стойкость к выкрашиванию).

2. Анализ полученных уравнений регрессии, отражающих количественную связь величины характеристик покрытий со значениями параметров ВГПН, показал, что наибольшее влияние на микротвердость (Ti, Cr)C–NiCr-покрытий оказывают мощность плазматрона и дистанция напыления, причем степень этого влияния значительно больше в условиях напыления сверхзвуковой струей.

3. Для анализа условий процесса напыления предложены показатели теплосодержания плазменной струи K_p , кВт·ч/м³ и относительной продолжительности процесса пребывания частиц в струе K_T , 10⁻³с. Установлено, что при сверхзвуковом режиме напыления изменение значений K_T от 2,9 до 5,6 кВт·ч/м³ приводит к повышению микротвердости и плотности покрытий, увеличению содержания в структуре фазы (Ti, Cr), снижению степени выкрашивания.

4. Наилучшие показатели покрытия (Ti, Cr)C–NiCr достигнуты при использовании мощности плазматрона 90 кВт, расхода плазмообразующего газа (воздуха) 24 м³/ч и дистанции напыления 200 мм. В этом случае средняя микротвердость покрытия HV0,05 при преобладающей фазе в структуре (Ti, Cr)C составляет 12,6 ГПа, максимальная 19,14 ГПа, пористость <1 %, степень выкрашивания 5 %.

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия. – Киев: Техніка, 1986. – 223 с.

2. Газотермические покрытия из порошковых материалов (справочник) / Ю.С.Борисов, Ю.А.Харламов, С.Л.Сидоренко, Е.Н.Ардатовская. – Киев: Наук. думка, 1987. – 544 с.
3. Toma D., Brandt W., Marginean G. Wear and corrosion of thermo alloy sprayed cermet coatings // Surface and Coatings Technology. – 2001. – 138. – P. 149–158.
4. Cr₃C₂–NiCr and WC–Ni spray coatings as alternatives to hard chromium for erosion-corrosion resistance / N. Espallargas, J. Berget, J.M. Guilemany et al. // Ibid. – 2008. – 202. – P. 1405–1417.
5. Corrosion and wear behavior of HVOF cermet coatings used to replace hard chromium / L.Fedrizzi, S.Rossi, R.Cristel, P.L.Bonora // Electrochimica Acta. – 2004. – 49. – P. 2803–2814.
6. Comparative study of Cr₃C₂–NiCr coatings obtained by HVOF and hard chromium coatings / J.M.Guilemany, N.Espallargas, P.H.Suegama, A.V.Benedett // Corrosion Sci. – 2006. – 48. – P. 2998–3013.
7. Sahoo P., Raghuraman R. High temperature chromium carbides reinforced metal matrix composite coatings for turbomachinery application // Proc. of Thermal Spray Conf. of TS'93. – Aachen, Germany, 1993. – DVS-Berichte. – P. 296–300.
8. Takeuchi J., Nakahira A. Cr₃C₂–NiCr cermet coatings using some HVOF, APS and UPS process // Ibid. – P. 11–14.
9. Beczkowiak J., Fisher J., Schwier Y. Cermet materials for HVOF processes // Ibid. – P. 32–36.
10. Powder Solutions Catalog // Praxair Surface Technologies. USA – 2000. – 17 p.
11. Thermal Spray Materials Guide // Sulzer Metco USA. – 2011. – Issue: Sept. – 52 p.
12. Keller H., Pross E., Schwier G. Influence of the powder type on the structure and the properties of chromium carbide / Nickel Chromium, H.C.Starck, Specialist for Specialties. – 2000. – L 11. – 8 p.
13. Войтович Р.Ф., Пугач Э.А. Особенности высокотемпературного окисления карбидов переходных металлов VI группы // Порош. металлургия. – 1973. – № 4. – С. 59–64.
14. Влияние плакирования двойного карбида титана-хрома на свойства плазменных покрытий / И.Н. Горбатов, Н.С. Ильченко, А.Е. Терентьев и др. // Физ.-хим. обработка материалов. – 1991. – № 3. – С. 81–85.
15. Исследование свойств газотермических покрытий из композиционных порошков никель-карбид титана и хрома / И.Н. Горбатов, В.М. Шкиро, А.Е. Терентьев и др. // Там же. – 1991. – № 4. – С. 102–106.
16. Газотермические покрытия из композиционных порошков на основе карбида титана-хрома / И.Н. Горбатов, А.Д. Панасюк, Л.К. Шведова и др. // Защитные покрытия на металлах. – 1991. – Вып. 25. – С. 22–25.
17. Борисова А.Л., Чернец А.И. Фазовые и структурные превращения в порошках чистого и плакированного двойного карбида титана-хрома в плазменной струе // Пробл. СЭМ. – 1993. – № 3. – С. 63–72.
18. Райцес В.Б., Литвин В.М., Рутберг В.П. и др. Износостойкие плазменные покрытия на основе двойного карбида титана-хрома // Порошк. металлургия. – 1986. – № 10. – С. 46–47.
19. Борисов Ю.С., Петров С.В. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления // Автомат. сварка. – 1993. – № 1. – С. 24–34.
20. Керметные плазменные покрытия // Неорг. и органо-силикатные покрытия / Ю.С.Борисов, С.Л.Фишман, В.И. Юшков и др. – Л.: Наука, 1975. – С. 87–95.

Поступила в редакцию 21.11.2014