

УДК 621.793

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ

Ю. С. Борисов, Л. И. Адеева, Г. С. Каплина,  
А. Ю. Туник, Г. Н. Гордань, И. А. Демьянов, С. Л. Рево

Исследованы процессы диффузионного взаимодействия при отжиге в аргоне между двумя слоями покрытия, нанесенными способами плазменного напыления и электродуговой металлизации. Слой плазменного покрытия получали с помощью напыления композиционного порошка  $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Ni-Cr}_3\text{C}_2$ , поверх него способом электродуговой металлизации наносили слой из алюминиевого сплава. Структура покрытия после отжига при  $700\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1,5 ч характеризуется отсутствием сквозной пористости, а также повышенной когезионной прочностью, что способствует повышению его стойкости против газоабразивного изнашивания при  $600\text{ }^\circ\text{C}$  более чем в 3 раза.

Processes of diffusion interactions at annealing in argon between two layers of coating applied by plasma spraying and electric arc metallizing are investigated. A layer of plasma coating was obtained by means of depositing a composite  $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Ni-Cr}_3\text{C}_2$  powder, atop of it a layer of aluminium alloy was deposited by electric arc metallizing. The structure of coating after annealing at  $700\text{ }^\circ\text{C}$  during 1.5 h is characterized by absence of through porosity, and also increased cohesive strength promoting more than 3 times increase in its resistance against gas-abrasive wear at  $600\text{ }^\circ\text{C}$ .

**Ключевые слова:** газотермическое напыление; многослойное покрытие; диффузионное взаимодействие; структура; газоабразивный износ

**Введение.** Одним из препятствий на пути к использованию плазменных покрытий при высоких температурах в условиях агрессивной среды является возможное присутствие в их структуре сквозных пор. Это может способствовать проникновению компонентов этой среды на границу раздела покрытие–основной металл и развитию в указанных зонах активных процессов коррозии, приводящих к образованию промежуточного слоя продуктов коррозии и отслоению покрытия. Для эффективного использования таких покрытий в данных условиях необходимым является устранение сквозной пористости. Одним из путей решения данной проблемы может быть применение дополнительной химико-термической обработки (ХТО) напыленного слоя.

Кроме практического, ХТО плазменных покрытий представляет и научный интерес в связи с особенностями структуры напыленных покрытий [1] — слоистый, дискретный, неоднородный характер структуры покрытий, присутствие в них пор и оксидных включений, а также наличие в структуре,

помимо обычных межзеренных, различных дополнительных границ (между частицами, расположенными в одном слое; межслойных, параллельных плоскости основы и, наконец, границ между основой и покрытием), — являющимися барьером для протекания диффузионных процессов. Кроме того, специфика процесса напыления создает предпосылки к формированию неравновесных структур, возникновению сложного напряженного состояния. Такое отличие в структурах покрытия и литого материала оказывает влияние на процессы диффузионного взаимодействия при проведении ХТО газотермических покрытий.

Имеющиеся в литературе данные относятся преимущественно к ХТО покрытий, полученных способом газотермического напыления (ГТН) порошков металлов и металлических сплавов [2–10], а также композиционных порошков [11–16]. Основным технологическим вариантом ХТО является диффузионное насыщение в порошковых смесях в контейнере с плавящимся затвором либо в защитной среде.

При всех видах ХТО, реализованных путем применения различных технологических вариантов,

© Ю. С. БОРИСОВ, Л. И. АДЕЕВА, Г. С. КАПЛИНА, А. Ю. ТУНИК, Г. Н. ГОРДАНЬ, И. А. ДЕМЬЯНОВ,  
С. Л. РЕВО, 2007



целью данной обработки является улучшение некоторых характеристик покрытия, например плотности, твердости, прочности сцепления с основой.

В ряде работ комбинацию ГТН и ХТО осуществляли нанесением на поверхность изделия способом металлизации хрома [17], сплавов NiCr [18]; AlSn [19, 20] или плазменного напыления кремния [21] с последующим отжигом, что приводит к изменению фазового состава поверхностного слоя.

Основная особенность процесса ХТО ГТН покрытий заключается в необходимости выбора режима ХТО, позволяющего получить требуемые характеристики покрытия без снижения прочности его сцепления с основой и прочностных свойств основного металла. Важно при этом избежать эффекта Киркендалла, т. е. образования пористости на границе слоев в результате различной скорости диффузии химических элементов. Для прогнозирования долговечности покрытий (с учетом потери защитных свойств из-за диффузионного рассасывания) необходимо изучить процессы диффузионного взаимодействия, протекающие в многослойном покрытии при температурах возможной эксплуатации.

В настоящей работе объектом исследования являются композиционные покрытия, содержащие кислородные и бескислородные соединения на никелевой связке. Для них наиболее приемлемым видом ХТО, приводящим к повышению износо-, жаро- и коррозионной стойкости, может быть алитирование и алюмосилицирование, в результате которого должно происходить образование жаростойких интерметаллидов системы Ni–Al и силицидов  $Ni_{16}Ti_6Si_7$ ,  $Ti_5Si_4$ . Поэтому в качестве второго верхнего слоя выбран слой сплава Al–Si.

**Материал и методика эксперимента.** Для плазменного напыления использовали композиционный порошок с размером частиц 40... 80 мкм, полученный способом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, следующего состава, мас. %:  $TiSi_2$ –30,5;  $Al_2O_3$ –17; Ni–42,5;  $Cr_3C_2$ –10. Для электродуговой металлизации использовали проволоку сплава Al–95, Si–5 (мас. %) диаметром 2 мм.

На слой, полученный плазменным напылением порошка  $TiSi_2 \cdot Al_2O_3 \cdot Ni \cdot Cr_3C_2$  на основу из углеродистой стали (первый слой), путем электродуговой металлизации наносили покрытие  $AlSi$  (второй слой). Режимы напыления приведены в табл. 1. Затем проводили отжиг при значениях температуры 700 и 750 °С в течение 1,5 ч в потоке аргона высокой чистоты (ГОСТ 1057–79).

Металлографические исследования образцов (полированных и после химического травления в 0,5%-м водном растворе плавиковой кислоты) выполняли на металлографическом микроскопе «Нефот-32».

Микротвердость покрытий определяли на приборе М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,249 и 0,490 Н. Прочность сцепления покрытия с основой оценивали клеевым методом.

**Таблица 1. Режимы напыления двухслойного покрытия**

Тип установки	Напряжение, В	Ток, А	Плазмообразующий газ	Дистанция напыления, мм	Расход порошка, кг/ч	КИМ*
<i>Плазменное напыление — первый слой</i>						
УПУ-8М	55	500	Ar + N <sub>2</sub>	120	3,5	0,8
<i>Электродуговая металлизация — второй слой</i>						
КДМ-2	35	200	—	200... 210	Не определяли	0,75
* Коэффициент использования материалов.						

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) выполняли на дифрактометре Дрон-УМ1 в медном излучении  $CuK\alpha$ . Химический состав отдельных участков покрытия определяли с помощью рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на приборе SAMEBAX SX-50.

Износостойкость покрытий оценивали в условиях газоабразивного износа при высоких значениях температуры в специально сконструированной установке при следующих параметрах: температура образца ( $600 \pm 10$ ) °С, давление нагретого воздуха, подаваемого компрессором через сопло 0,5 МПа, что обеспечивает скорость воздушного потока с абразивом 140 м/с, расстояние от среза сопла до образца 50 мм. В качестве абразива использовали порошок электрокорунда  $Al_2O_3$  дисперсностью 0,6... 0,8 мм. Угол атаки воздушно-абразивного потока составлял 90°.

Износ покрытия устанавливали по потере массы, отнесенной к единице площади образца и к 1 кг массы абразива, попадающего на образец, т. е. определяли интенсивность массового износа ( $mg/(cm^2 \cdot kg)$ ).

**Результаты и их обсуждение.** В результате ГТН сформировалось плотное двухслойное покрытие без трещин и отслоений в зоне соединения с основой и прочностью сцепления с основой 40 МПа. Пористость слоя, полученного плазменным напылением, составляла 10... 12 об. %; слоя, электродуговой металлизацией — 4... 5 об. %.

На рис. 1 и в табл. 2 приведены микроструктура и характеристика двухслойного покрытия. Структура внутреннего слоя носит ламелярно-зернистый характер. В ней преобладают белые ламели никеля, светлые округлые частицы и ламели силицидов титана сложного состава, мелкодисперсные частицы карбидов хрома размером до 5 мкм и темные крупные частицы и ламели оксидов алюминия.

Внешний слой покрытия, полученный способом электродуговой металлизации, сформирован из ламелей сплава алюминий-кремний, содержащих дисперсные (до 1 мкм) частицы оксидов кремния  $SiO_2$  и алюминия ( $\alpha$ -,  $\gamma$ - $Al_2O_3$ ).

На рентгенограмме поверхностного слоя обнаружено диффузное гало в интервале углов  $28 \leq 2\theta \leq 52$ , что свидетельствует о наличии в структуре аморфной составляющей.

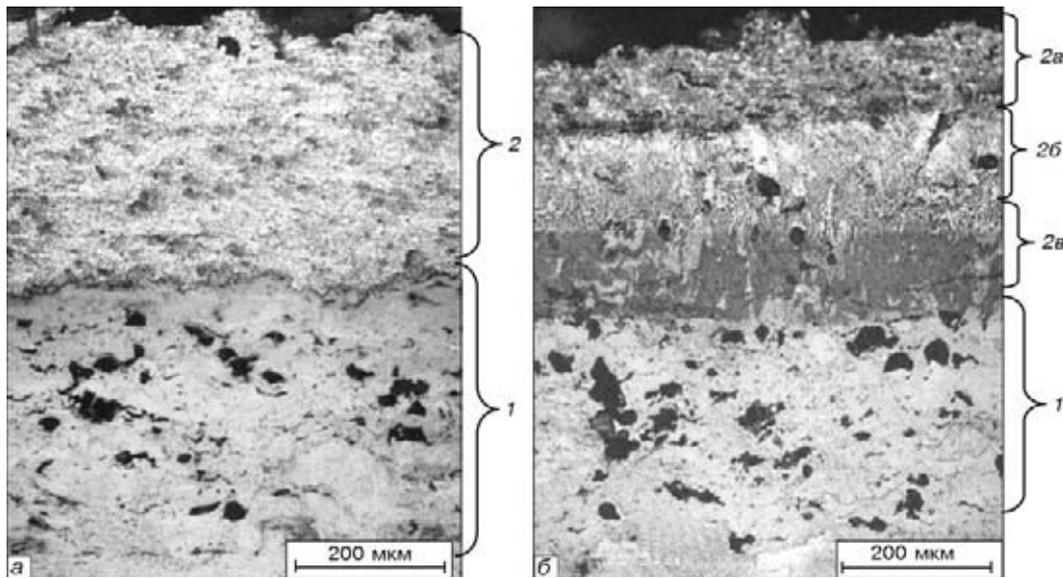


Рис. 1. Микроструктура многослойного покрытия (первый слой получен плазменным напылением  $TiSi_2 \cdot Al_2O_3 \cdot Ni \cdot Cr_3C_2$ , второй – электродуговой металлизацией  $AlSi$ ): а – после напыления; б – после термообработки, травлено

В результате термообработки при температуре 700 °С в течение 1,5 ч между слоями покрытия произошли процессы интенсивного диффузионного взаимодействия (рис. 1, б и 2, табл. 2). Зафиксирована диффузия никеля, хрома, титана из композиционного, полученного плазменным напылением, слоя во внешний слой на основе алюминия с образованием алюминидов никеля и титана, сложных соединений алюминия, хрома, кремния.

Источниками никеля и титана являются никелевая связка плазменного покрытия и сложный силицид  $Ni_{16}Ti_6Si_7$ , при нагреве образующий термодинамический, более устойчивый, низший силицид  $Ni_3Ti_2Si$ . Карбиды хрома  $Cr_3C_2$  и  $Cr_7C_3$  в результате нагрева преобразовались в низшие карбиды  $Cr_7C_3$ – $Cr_{23}C_6$  с уменьшением их общего количества. Этим можно объяснить образование соединения  $(Si,Al)_2Cr$  в зоне, примыкающей к плазменному слою (рис. 2, в). В зоне соединения двух слоев

обнаружена микропористость, вызванная диффузией никеля, титана и хрома. В результате диффузии этих элементов происходит уплотнение верхнего металлизационного слоя. В то же время образовавшаяся микропористость не приводит к расслоению двухслойных покрытий и не снижает прочность сцепления с основой.

Встречная диффузия алюминия из внешнего слоя во внутренний композиционный, характерная для алюминидных покрытий на никеле и его сплавах [22], не зафиксирована. По-видимому, это связано со сложным составом и наличием дополнительных границ в композиционном газотермическом слое, служащем барьером для прохождения диффузионных процессов.

Микроструктура наружного слоя (второго), в отличие от внутреннего (первого), претерпела существенные изменения: уплотнилась, стала практически беспористой, в ней можно выделить три диф-

Таблица 2. Характеристика многослойного покрытия

Состояние покрытия	Слой покрытия	Толщина слоя, мкм	Фазовый состав	$HV_{0,05}$ , ГПа
После напыления	Первый	300	$Ni, Ni_{16}Ti_6Si_7, \gamma-Al_2O_3, \alpha-Al_2O_3, TiSi_2, Cr_3C_2, Cr_7C_3$	$8,66 \pm 1,50$
	Второй	350	$Al, Si, \alpha-Al_2O_3, \gamma-Al_2O_3, SiO_2$ , гало $28 \leq 2\theta \leq 52^\circ$	$0,76 \pm 0,10$
После отжига при 700 °С, 1,5 ч	Первый	300	$Ni, Ni_3Ti_2Si, \alpha-Al_2O_3, TiSi, Ti_5Si_4, Cr_{23}C_6, Cr_7C_3, \gamma-Al_2O_3$	$8,20 \pm 1,00$
	Второй	350	$a - Al, Al_3Ni, \alpha-Al_2O_3, \gamma-Al_2O_3, Al_2SiO_3, SiO_2$ , гало $28 \leq 2\theta \leq 54^\circ$	$1,60 \pm 0,50$
			$b - Al, AlNi, Al_3Ni, Al_{23}Ti_9, Ti_5Si_4, \gamma-Al_2O_3, \alpha-Al_2O_3$	$7,86 \pm 0,65$
			$в - AlNi, Al_3Ni, Al, Al_3Ti, Ti_5Si_4, (Si, Al)_2Cr$	$8,69 \pm 1,00$
После отжига при 750 °С, 1,5 ч	Первый	300	$Ni, Ni_3Ti_2Si, \alpha-Al_2O_3, TiSi, Ti_5Si_4, Cr_{23}C_6, Cr_7C_3, \gamma-Al_2O_3$	$8,10 \pm 1,00$
	Второй	350	$a - Al, Al_3Ni, \alpha-Al_2O_3, \gamma-Al_2O_3, Al_2SiO_3, SiO_2$ , гало $28 \leq 2\theta \leq 54^\circ$	$1,76 \pm 0,50$
			$b - Al, AlNi, Al_3Ni, Al_{23}Ti_9, Ti_5Si_4, \gamma-Al_2O_3, \alpha-Al_2O_3$	$6,69 \pm 0,70$
			$в - AlNi, Al_3Ni, Al, Al_3Ti, Ti_5Si_4, (Si, Al)_2Cr$	$8,34 \pm 1,00$

Примечание. Первый слой получен путем плазменного напыления  $TiSi_2 \cdot Al_2O_3 \cdot Ni \cdot Cr_3C_2$ , второй – электродуговой металлизации  $Al_3Si$ .



фузионные зоны, отличающиеся структурой, фазовым составом и твердостью (рис. 1, б, табл. 2).

В поверхностной зоне 2 а увеличилось содержание дисперсных упрочняющих частиц, по сравнению с неотожженным состоянием, преимущественно за счет вновь образовавшихся алюминидов никеля NiAl и присутствия оксидов.

На рентгенограмме поверхностного слоя, как и до отжига, зафиксировано диффузное гало в том же угловом интервале, свидетельствующее о наличии аморфной составляющей структуры. Микротвердость этого слоя после отжига возросла вдвое.

Расположенная ниже зона 2 б состоит из светлой матрицы с удлинёнными и столбчатыми кристаллами темного цвета. Направление роста кристаллов совпадает с направленной диффузией элементов никеля, хрома, титана из первого слоя во второй. По данным послыного РСФА, в результате диффузионного взаимодействия между этими элементами и алюминий-кремниевым сплавом образуются алюминиды никеля, титана и силициды титана, что приводит к значительному упрочнению этой зоны. Микротвердость этого участка увеличилась на порядок (табл. 2).

В непосредственной близости к плазменному слою располагается наиболее твердая, темная зона 2 в, образовавшаяся в основном из частиц алюминидов никеля (AlNi, Al<sub>3</sub>Ni), титана (Al<sub>3</sub>Ti), силицидов титана (Al<sub>5</sub>Si<sub>4</sub>) и сложных соединений — алумосилицидов хрома (Si, Al)<sub>2</sub>Cr. В этой зоне второго слоя отмечено наименьшее количество алюминийсодержащей составляющей (табл. 2).

Фазовый состав продуктов твердофазной химической реакции между двумя компонентами определяется соответствием термодинамических условий равновесия фаз какого-либо состава и условий, установившихся в той или иной области реакционной зоны. Чаще всего последовательность расположения однофазных слоев качественно соответствует таковой фаз вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния. Такая зависимость соблюдается при диффузии никеля, массовая доля которого преобладает в плазменном покрытии (42,5 мас. %), в металлизированный слой на основе алюминия с образованием алюминидов.

В многокомпонентных системах нужно учитывать также соотношение скоростей диффузии разных компонентов, диффундирующих совместно в одном и том же направлении, а также их химическую активность. Оба эти фактора могут обуславливать неравномерность распределения концентраций компонентов сложной системы в слоях образовавшихся продуктов реакции. Это в свою очередь способствует образованию соединений, не соответствующих

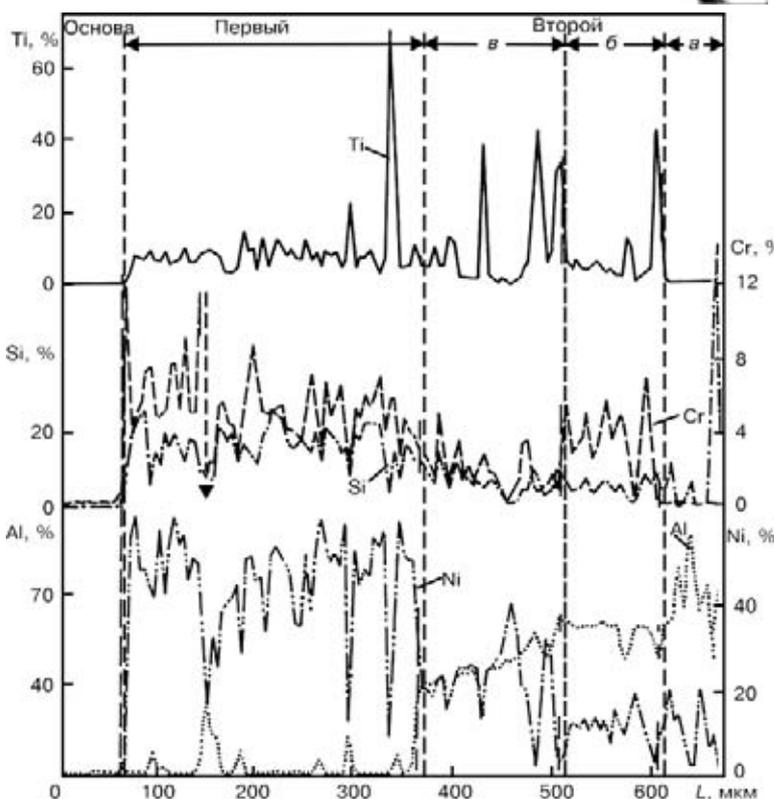


Рис. 2. Распределение химических элементов в двухслойном покрытии, отожженном при температуре 700 °С в течение 1,5 ч в потоке аргона; L — длина исследуемого участка

последовательности расположения фаз вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния. Именно такой эффект зафиксирован при образовании алюминидов титана Al<sub>23</sub>Ti<sub>9</sub> и Al<sub>3</sub>Ti в зонах 2 б и 2 в.

По результатам металлографического анализа, послыного РСФА и РСМА, принципиальных отличий в фазовом составе, структуре покрытий после термообработки при температурах 700 и 750 °С не обнаружено, как и в характере диффузии никеля, титана, хрома, аналогично расположенных слоев и диффузных зон этих сложных покрытий. Однако зафиксирована тенденция к снижению микротвердости при температуре отжига 750 °С. Очевидно, дальнейшее повышение температуры термообработ-

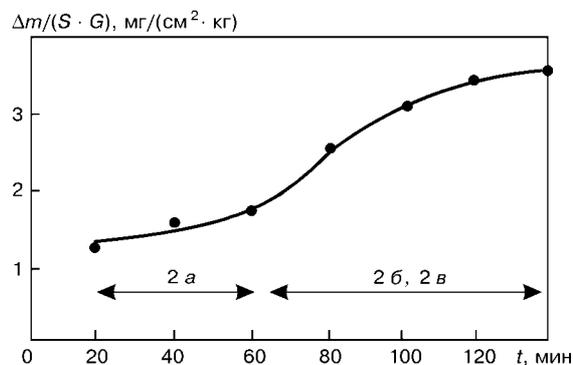


Рис. 3. Кинетика газоабразивного изнашивания модифицированного многослойного покрытия при температуре испытания 600 °С; Δm — потеря массы многослойного покрытия; S — площадь; G — масса абразива

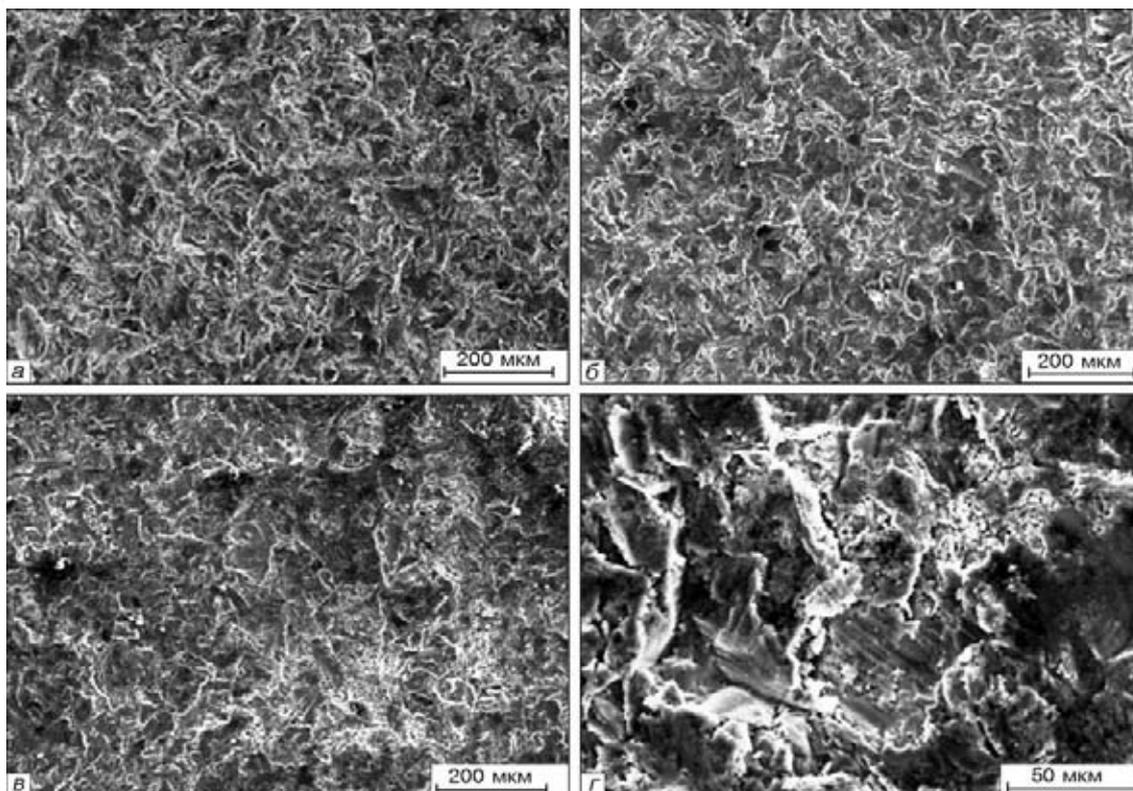


Рис. 4. Топография поверхности модифицированного многослойного покрытия до (а) и после (б) газоабразивного изнашивания на глубину 100 (с) и 200 (д-е) мкм при 600 °С

ки может способствовать снижению микротвердости слоя, полученного путем металлизации, в результате коагуляции дисперсных упрочняющих частиц, образовавшихся вследствие диффузионного взаимодействия между слоями покрытия.

На характер кинетической зависимости интенсивности газоабразивного износа при 600 °С (рис. 3) влияет то, что данное двухслойное покрытие после термообработки имеет фазовый состав, изменяющийся по глубине. Исследования фрактографии поверхности (рис. 4) и фазового состава покрытия на разных стадиях испытаний показали, что внешняя плотная зона 2а, состоящая в основном из алюминиевокремниевых сплавов, упрочненного дисперсными включениями алюминидов никеля, оксидов алюминия и кремния, наиболее износостойкая. Интенсивность ее изнашивания не превышает 1,5 мг/(см<sup>2</sup>·кг), при этом образование трещин и выкрашиваний на поверхности в процессе испытаний не обнаружено (рис. 4, б).

После удаления поверхностной зоны 2а толщиной около 100 мкм интенсивность изнашивания возрастает до 3,0...3,5 мг/(см<sup>2</sup>·кг) и остается постоянной до полного истирания металлизационного слоя. При переходе в слой, полученный путем плазменного напыления, интенсивность газоабразивного изнашивания резко увеличивается до 12,5 мг/(см<sup>2</sup>·кг).

Структура зон 2б и 2в менее однородна, в них образовались столбчатые кристаллы, содержащие, согласно данным РСМА, алюминий, титан, никель, кремний, являющиеся алюминидом никеля и ти-

тана, силицидами титана (табл. 2). Изнашивание указанных зон сопровождается образованием трещин и когезионным разрушением (рис. 4, в, г).

Таким образом, механические свойства диффузионных зон зависят от формы и распределения упрочняющих частиц. Наиболее округлые, равномерно распределенные мелкие частицы, способствуют высокой пластичности и относительно высокой прочности слоя, игольчатые (столбчатые) кристаллы значительно увеличивают его твердость, но существенно снижают пластичность. Износостойкость зон 2а и 2б выше таковой слоя, полученного путем плазменного напыления соответственно в 8,0 и 3,5 раза.

## Выводы

1. Исследованы процессы диффузионного взаимодействия между слоями двухслойного газотермического покрытия, нижний слой которого получен путем плазменного напыления композиционного порошка TiSi<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Ni-CrC<sub>2</sub>, верхний — электродуговой металлизации сплава AlSi при отжиге в потоке аргона при 700 °С в течение 1,5 ч.

2. Установлено, что отжиг способствует существенным изменениям в фазовом составе слоев. В уплотненном верхнем слое обнаружены алюминиды никеля и титана, алюмосилициды хрома, силициды титана, образовавшиеся при диффузии никеля, хрома и титана плазменного покрытия. При этом встречная диффузия алюминия не зафиксирована,



т. е. алитирование плазменного покрытия не происходит.

3. Определено, что изменения в морфологии и фазовом составе покрытий в результате диффузионного взаимодействия приводят к резкому повышению (свыше 3 раз) износостойкости при температуре 600 °С.

*Авторы выражают благодарность Научно-техническому центру в Украине за финансовую поддержку данной работы, проводимой в рамках проекта G 046.*

1. Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю. Влияние характеристик исходного материала и условий напыления на структуру и свойства газотермических покрытий: (Препр. ИЭС АН УССР-94-1). — Киев, 1994. — 32 с. —
2. Керкуш И. Р., Мельник П. И. Повышение свойств плазменно-напыленных железных покрытий путем хромирования // Порошк. металлургия. — 1996. — № 1-2. — С. 58-61.
3. Разработка технологии диффузионного насыщения газотермических покрытий / Р. А. Васильев, А. М. Гонопольский, И. Л. Копылова и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. (Дмитров, сент. 1988 г.). — Дмитров, 1989. — Т. IV. — С. 119-121.
4. Структура и некоторые свойства науглероженных плазменных покрытий / Г. В. Земсков, А. С. Синьковский, В. С. Балыков и др. // Защитные покрытия на металлах. — 1980. — Вып. 14. — С. 43-55.
5. Накамори М., Харада Е. Стойкость против высокотемпературной коррозии комбинированных покрытий, состоящих из слоя, полученного плазменным напылением, и слоя, сформированного в результате диффузионной обработки // Босеку гидзюцу. — 1984. — 33, № 7. — С. 395-401.
6. Медюх Р. М., Даниленко В. А. Исследование кинетики диффузионного хромирования стальных и молибденовых плазменных покрытий // Нанесение, упрочнение и свойства защитных покрытий на металлах: Тез. докл. конф. (Ивано-Франковск, окт. 1990 г.). — Ивано-Франковск, 1990. — С. 17.
7. Влияние борирования на свойства газотермических порошковых покрытий / А. П. Эпик, А. Н. Степанчук, Н. С. Вдовиченко и др. // Там же. — 1990. — С. 18.
8. Сравнительное исследование износостойкости композиционных плазменных и плазменно-диффузионных покрытий / Г. В. Земсков, А. А. Слободянюк, В. И. Глебов и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. конф. (Дмитров, сент. 1988 г.). — Дмитров, 1989. — Т. 11, ч. 2. — С. 51-52.
9. Медюх Р. М. Структура и некоторые свойства плазменного и молибденового покрытий после диффузионного хромирования // Защитные покрытия на металлах. — 1994. — Вып. 28. — С. 69-71.
10. Влияние химико-термической обработки на триботехнические свойства плазменных покрытий на основе бронз // В. Д. Деркач, А. И. Юга, Т. М. Чевычелова и др. // Нанесение, упрочнение и свойства защитных покрытий на металлах: Тез. докл. конф. (Ивано-Франковск, окт. 1990 г.). — Ивано-Франковск, 1990. — С. 34.
11. Термостойкость стали с защитными покрытиями // Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. С. Синьковский и др. // Термоустойчивые покрытия: Сб. тр. — Л.: Наука, 1986. — С. 168-172.
12. Алитирование и хромирование плазменных покрытий на стали и титане / А. А. Слободянюк, Г. В. Земсков, Р. Л. Коган и др. // Защитные покрытия на металлах. — 1985. — Вып. 19. — С. 30-32.
13. Диффузионная металлизация плазменных покрытий / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. А. Слободянюк и др. // Там же. — 1980. — Вып. 14. — С. 69-70.
14. Исследование алитирования плазменных покрытий на титане / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. А. Слободянюк и др. // Там же. — 1982. — Вып. 16. — С. 58-61.
15. Разработка и исследование плазменных и плазменно-диффузионных покрытий на титане и его сплавах / А. А. Слободянюк, Г. В. Земсков, Р. Л. Коган и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. всесоюз. совещ. (Рига, май 1980 г.). — Рига, 1980. — Том. 2. — С. 70-72.
16. Takeuchi J., Murata Y., Harada Y., Hyogo-Ken, Nakamura S. An improvement of Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>-NiCr sprayed coatings followed by chromium diffusion treatment // Proc. of ITSC'98. — V. 2. — P. 1425-1430.
17. Диффузионное хромирование с использованием метода нанесения плазменного покрытия на стальную поверхность / И. Я. Рязанцев, И. В. Гончаренко, Н. Г. Филатов и др. // Металловед и терм. обработ. металлов. — 1986. — № 1. — С. 34-36.
18. Vacuum heat treatment and low pressure carburizing of APS NiCr coatings / C. Gauding, P. Jacquot, P. Prince et al. // Proc. of ITSC'98. — V. 2. — P. 1387-1392.
19. Oki S., Veno G., Gohda S. Spray diffusion: new method for surface modification combined with thermal spray and heat treatment // Surface Engineering. — 1998. — 14, № 2. — P. 155-158.
20. Создание износостойких слоев на поверхности медных изделий / А. Е. Титлянов, А. Г. Радюк, А. С. Захаров и др. — М.: Материаловедение, 1998. — С. 42-44.
21. Akiro Ohmori, Kohei Yoshida, Chang Liu Li. Characterization of graded Ti silicide coating formed by thermal diffusion treatment of Low Pressure Plasma Sprayed silicon coating on titanium substrate // Trans JWRI. — 1997. — № 2. — P. 35-41.
22. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М: Машиностроение, 1965. — 489 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Киевск. нац. ун-т имени Тараса Шевченко

Поступила 28.02.2007