

УДК 621.1

## Структура и физико-механические свойства жаростойкого интерметаллидного покрытия «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученного на модернизированном плазменном оборудовании

Ю.П. Тарасенко<sup>1</sup>, И.Н. Царева<sup>1</sup>, О.Б. Бердник<sup>1</sup>, Я.А. Фель<sup>1</sup>,  
В.И. Кузьмин<sup>2</sup>, А.А. Михальченко<sup>2</sup>, Е.В. Картаев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород

<sup>2</sup>Институт теоретической и прикладной механики  
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

E-mail: npktribonika@yandex.ru, lab16@itam.nsc.ru

В работе приведены результаты исследований структуры, физико-механических свойств и жаростойкости интерметаллидных покрытий системы «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученных методом плазменного порошкового напыления на стандартной установке УПУ-3Д (плазматрон с самоустанавливающейся длиной дуги) и модернизированном оборудовании с использованием плазматрона ПНК-50 (плазматрон с секционированной межэлектродной вставкой) повышенной мощности. Получены покрытия с более высокими значениями плотности ( $\rho = 7,9 \text{ г/см}^3$ ) и микротвердости ( $H_{\mu} = 770 \text{ кгс/мм}^2$ ), с низкой пористостью ( $P_1 = 5,7 \%$ ,  $P_3 = 5,1 \%$ ,  $P_0 = 0,6 \%$ ) и высокой жаростойкостью ( $(M - M_0)/M_0 = 1,2$ ). Разработанное покрытие предназначено для защиты рабочей поверхности лопаток турбин газотурбинных двигателей газотурбинных энергетических установок.

**Ключевые слова:** плазменное напыление, плазматрон, порошковая смесь, интерметаллидные фазы, слоистая микроструктура, пористость, микротвердость, адгезионная прочность, высокотемпературное окисление, жаростойкость, защита от высокотемпературной газовой коррозии, турбинные лопатки, газотурбинные энергетические установки.

### Введение

Повышение надежности и ресурса ответственных деталей путем применения новых технологических решений является приоритетным направлением современной техники. Использование технологии плазменного напыления жаростойких покрытий является одним из методов решения такой важной задачи энергетического машиностроения, как защита рабочей поверхности турбинных лопаток газотурбинных двигателей, работающих в условиях воздействия рабочих газов при высоких температурах ( $\sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

Служебные свойства защитных покрытий определяются их фазовым составом, микроструктурой, толщиной, плотностью, адгезионной прочностью и жаростойкостью. Данный комплекс характеристик определяется совокупностью технологических параметров процесса плазменного напыления, основными из которых являются: напряжение дуги, ток дуги, расход плазмообразующего и транспортирующего газов.

© Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Бердник О.Б., Фель Я.А., Кузьмин В.И., Михальченко А.А.,  
Картаев Е.В., 2014

Метод плазменного напыления основан на использовании тепловой и кинетической энергии плазменной струи [1], генерируемой плазмотроном. Напыляемый материал в виде порошковой смеси вводится в плазменную струю, где он нагревается, плавится, ускоряется и, попадая на напыляемую поверхность, образует покрытие. Однако эксплуатационная практика свидетельствует о недостаточно высокой стойкости защитных покрытий, формируемых при использовании стандартного плазменного оборудования [1].

В настоящей работе для нанесения покрытий использовались как стандартный метод плазменного напыления на установке УПУ-3Д (мощностью 30 кВт) [2, 3], укомплектованной плазмотроном с самоустанавливающейся длиной дуги, так и модифицированный метод, осуществляемый за счет применения плазмотрона ПНК-50 усовершенствованной конструкции, выполненного по линейной схеме с секционированной межэлектродной вставкой и имеющего повышенные энергетические характеристики (мощность плазмотрона ~50 кВт, среднемассовая температура плазменной струи — 6000 К и ее среднемассовая скорость на срезе сопла — 2400 м/с).

### 1. Методика исследований

Объектами исследований являлись:

- порошковая смесь марки ПНХ20К20Ю13-1 дисперсностью 40/80 мкм;
- образцы из жаропрочного никелевого сплава ЭИ-893 с жаростойким покрытием системы «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученным из порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1 методом плазменного напыления по стандартной технологии на установке УПУ-3Д;
- образцы из жаропрочного никелевого сплава ЭИ-893 с жаростойким покрытием системы «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученным из этой же порошковой смеси на модернизированном оборудовании с использованием плазмотрона повышенной мощности ПНК-50.

Нанесение жаростойких покрытий проводилось методом плазменного порошкового напыления на стандартной установке УПУ-3Д (параметры напыления: ток дуги — 450 А, рабочее напряжение — 70 В, расход плазмообразующего газа (аргон) — 0,9 г/с, расход транспортирующего газа (аргон) — 0,15 г/с, дистанция напыления — 80 мм) и на модернизированном оборудовании с использованием плазмотрона ПНК-50 (параметры напыления: ток дуги — 180 А, рабочее напряжение — 260 В, расход плазмообразующего газа (воздух) — 3,5 г/с, расход транспортирующего газа (воздух) — 0,27 г/с, дистанция напыления — 150 мм).

Дериватографические исследования порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1 выполнены на дериватографе NEEZSCH SEA 449F1. Фазовый состав порошковой смеси и покрытий исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Дрон-3М с применением  $\text{Cu-K}_\alpha$ -излучения в геометрии по Бреггу–Брентано. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе НЕОФОТ-32 и растровом электронном микроскопе VEGA//TESCAN. Плотность и пористость покрытия определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 18898-89 с использованием аналитических весов VIBRA. Измерения микротвердости проводили на поперечных шлифах по ГОСТ 9450-76 на микротвердометре ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1Н. Адгезионную прочность на границе раздела «основа–покрытие» определяли методом микроиндентирования при нагрузке 2Н.

Испытания на жаростойкость проводили на образцах из жаростойкого никелевого сплава без покрытия и на аналогичных образцах с жаростойкими интерметаллидными покрытиями «Ni-Co-Cr-Al-Y» по методике, разработанной в ВВИА им. Н.Е. Жуковского. Образцы, выдержанные в растворе соли (84 % морской соли + 16 %  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ) в течение суток, подвергали изотермической выдержке в печи на воздухе при температуре 850 °С в течение 500 часов. Жаростойкость оценивали по относительному изменению массы образцов методом взвешивания (на аналитических весах VIBRA) через каждые 50 часов. Изменение массы образцов определяли по формуле

$$\Delta M = (M - M_0) / M_0, \quad (1)$$

где  $M_0$  — масса образца в исходном состоянии,  $M$  — масса образца в момент испытания. По результатам испытаний строили (усредненные по трем образцам в каждой серии эксперимента) графические зависимости относительного изменения массы от времени испытания  $\Delta M(t)$ .

## 2. Результаты исследований

### 2.1. Оборудование для плазменного напыления жаростойких покрытий

Газоразрядная камера плазмотрона ПНК-50 представляет собой расширяющийся от катода к аноду канал, набранный из электрически изолированных друг от друга и от электродов секций межэлектродной вставки (МЭВ). Межэлектродная вставка не только фиксирует длину дугового разряда в канале плазмотрона, но и позволяет менять длину дуги, а соответственно и рабочее напряжение за счет варьирования количества секций МЭВ.

Электроды плазмотрона представляют собой термохимический катод (медная обойма с запрессованной гафниевой вставкой диаметром 2,5 мм) и медный цилиндрический анод. Все теплонапряженные элементы плазмотрона охлаждаются проточной водой.

В качестве плазмообразующего, защитного и транспортирующего газов могут использоваться как любые технически чистые газы, так и обычный воздух. Плазмообразующий газ подается в канал плазмотрона тангенциально со стороны катода при помощи кольца закрутки. Защитный газ подается в зазор между последней секцией МЭВ и анодом также тангенциально через кольцо закрутки.

Плазмотрон рассчитан на работу как в турбулентном, так и в ламинарном режиме (рис. 1), что позволяет максимально поднять скорость истечения плазменной струи при напылении металлических порошков и максимально увеличить время пребывания частиц в потоке плазмы при напылении керамических материалов. Плазмотрон оснащен узлом распределенной кольцевой инжекции порошка с газодинамической фокусировкой [4], что обеспечивает прохождение всей массы порошкового материала через высокотемпературную и высокоскоростную приосевую область плазменной струи.

В результате термо- и газодинамической интенсификации процесса плазменного напыления формируется сфокусированная плазменная струя с высокими и стабильными тепловой и кинетической энергиями. Нагрев напыляемых частиц выше температуры плавления повышает прочность их сцепления с подложкой, а увеличение скорости способствует уплотнению напыленных слоев. Регулируя силу тока электрической дуги, расход и состав плазмообразующего и защитного газов, можно изменять мощность, температуру и скорость плазменной струи.

В работе [5] моделировалась динамика поведения дуги в канале, характерная для плазмотронов с самоустанавливающейся длиной дуги (типа плазмотрона установки УПУ-3Д). Было показано, что флуктуации длины дуги в канале анода, вызванные крупно- и мелкокомасштабным шунтированием [6], дают большой вклад в пульсации скорости (до 50 %) и температуры (до 20 %) плазменной струи на срезе сопла плазмотрона.

В работе [7] для исследования влияния пульсаций напряжения, вызванных крупно- и мелкокомасштабным шунтированием дуги, на разброс параметров (скорость, температура, траектория) одиночных частиц  $Al_2O_3$  и диоксида циркония, стабилизированного оксидом

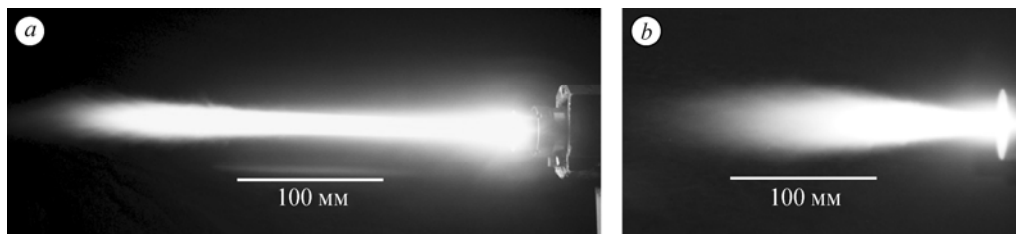


Рис. 1. Режимы истечения плазменных струй.  
Ламинарная струя (а), турбулентная струя (б).

иттрия (YSZ), применялся плазмотрон с вихревой стабилизацией дуги. В настоящей работе отмечается, что наличие процессов крупно- и мелкомасштабного шунтирования дуги вызывает формирование сильных (более 20 % суммарной мощности) пульсаций в области 5–20 кГц, оказывающих определяющее влияние на указанные параметры частиц порошка. Присутствие сильных гармоник в этой спектральной области объясняется большим отношением типичной величины флуктуации длины дуги к ее средней длине (1–3 калибра), что характерно для данного вида плазмотрона (один калибр равен диаметру канала плазмотрона). В плазмотронах типа ПНК-50 с фиксацией длины дуги межэлектродными вставками пульсации, вызванные перемещениями дуги вдоль канала по аноду, малы по величине, что характерно для всех режимов работы плазмотрона.

С целью изучения спектральных характеристик пульсаций напряжения и тока дуги при работе с плазмотроном с секционированной МЭВ номинальной мощностью 100 кВт регистрировались временные реализации (длительностью ~ 13 мс) с помощью 2-х канального быстродействующего АЦП. Время дискретизации входных аналоговых сигналов выбиралось равным 400 нс. Сигналы записывались в диапазоне варьирования рабочего тока от 160 до 300 А при установленных стандартных расходах различных плазмообразующих газов (воздух, аргон, азот, углекислый газ) и различных расходах газов на защиту анода (аргон, метан). Спектры пульсаций тока и напряжения были рассчитаны с помощью быстрого преобразования Фурье записанных сигналов.

Анализ спектра пульсаций напряжения показывает, что высокочастотная область спектра (> 50 кГц) практически не содержит гармоник, а большая часть спектральной мощности пульсаций сосредоточена в области до 20 кГц. Спектр тока при всех режимных параметрах комбинированного источника питания постоянного тока оставался постоянным — в пределах 300 Гц. На рис. 2 представлены спектры и осциллограммы напряжения для временного интервала 1 мс при фиксированном расходе плазмообразующего газа (азота)  $G_{N_2} = 1,5$  г/с (без подачи защитного газа) и токах 160, 220 и 300 А соответственно. Напряжение по оси ординат на рис. 2*b*, 2*d*, 2*f* выражено дискретно в отсчетах АЦП.

Известно, что спектральной области менее 1 кГц соответствует явление крупномасштабного шунтирования дуги вдоль канала анода. Анализ спектров показывает,

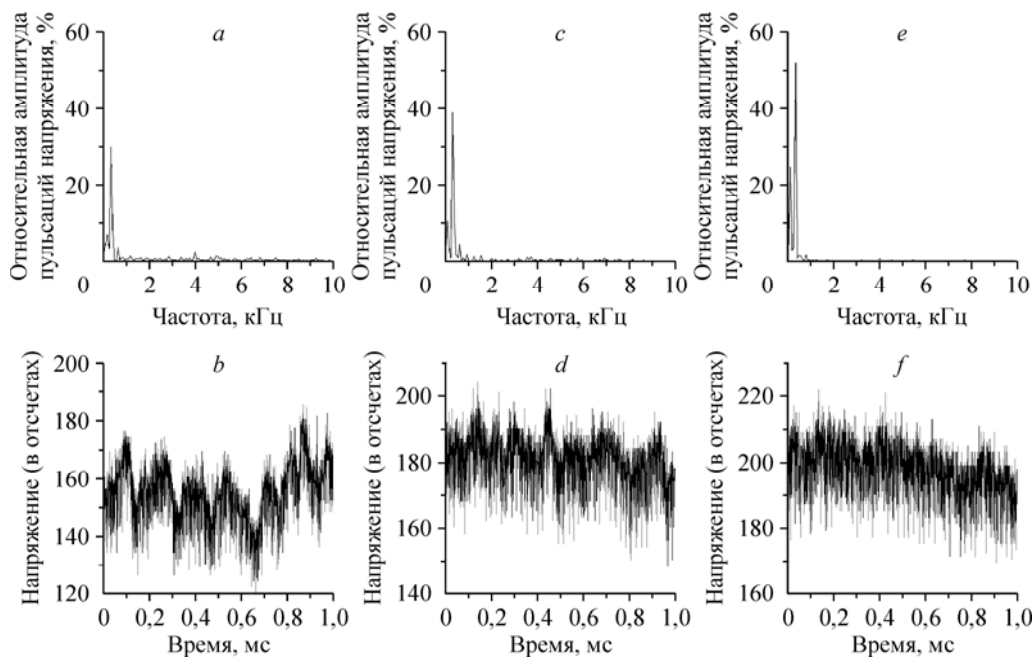


Рис. 2. Спектры и осциллограммы напряжения при средних токах и напряжениях.

*a, b* — 160 А и 346 В, *c, d* — 220 А и 335 В, *e, f* — 300 А и 331 В.

что за исключением гармоник, отвечающей собственным пульсациям тока источника питания плазмотрона, пульсации, вызванные аксиальными перемещениями дуги, малы по величине, что характерно для всех режимов работы плазмотрона.

Характерные времена пульсаций дуги вблизи пятна привязки на аноде (мелкомасштабное шунтирование) соответствуют области частот от 1 до 20 кГц. Рис. 2 иллюстрирует довольно сильное подавление амплитуды гармоник в этой области при увеличении тока, что может быть объяснено стабилизацией длины столба дуги с формированием преимущественной привязки во входном сечении анода. Как следствие, это ведет к уменьшению амплитуды крупномасштабных пульсаций напряжения на дуге.

## 2.2. Структура и физико-механические свойства жаростойких интерметаллидных покрытий «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученных методом плазменного напыления

При разработке жаростойкого плазменного покрытия, предназначенного для защиты турбинных лопаток газотурбинных двигателей от высокотемпературной газовой коррозии, была выбрана порошковая смесь марки ПНХ20К20Ю13-1 с дисперсностью частиц 40/80 мкм, химический состав которой приведен в табл. 1. Данный материал относится к системе «Ni-Al» и отличается от класса терморегулирующих порошков тем, что получен методом порошковой металлургии с использованием вакуумного спекания и последующего дробления и поэтому в своем составе уже имеет сформированную интерметаллидную фазу. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что основной фазой в материале порошковой смеси является интерметаллидное соединение  $\beta$  — (Ni, Me)Al (табл. 2). Легирующие элементы (кобальт и хром), входящие в состав сплава, как правило, находятся в твердом

Таблица 1

Химический состав порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1

Элемент	Ni	Cr	Co	Al	Fe	Y	Ca	Nb	Mn	C	S	Si
Количество, мас. %	Осн.	18,9	22,4	14,0	0,15	0,09	0,06	0,14	0,01	0,15	0,006	0,51

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1 и полученных из нее на стандартном и модифицированном оборудовании плазменных интерметаллидных покрытий системы «Ni-Co-Cr-Al-Y»

Материал	$2\theta$ , град	$d$ , Å	$I$ , отн. ед.	(hkl)	Фаза
Порошковая смесь ПНХ20К20Ю13 (40/80)	31,3	2,855	0,09	(100)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	44,8	2,023	1	(110)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	65,1	1,430	0,11	(200)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	82,45	1,169	0,19	(211)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	99,2	1,013	0,10	(220)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
Покрытие «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученное по стандартной технологии (на установке УПУ-3Д)	43,496	2,083	0,22	(111)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	44,554	2,034	1	(110)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	50,963	1,793	0,17	(200)	$\beta$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	64,965	1,435	0,12	(200)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	74,797	1,27	0,10	(220)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	82,265	1,171	0,18	(211)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
Покрытие «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученное по модифицированной технологии (с применением плазмотрона ПНК-50)	43,496	2,083	0,43	(111)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	44,554	2,034	1	(110)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	50,963	1,793	0,17	(200)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	64,965	1,435	0,12	(200)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	74,797	1,27	0,10	(220)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al
	82,265	1,171	0,18	(211)	$\beta$ — (Ni, Me)Al
	91,226	1,078	0,08	(311)	$\gamma'$ — (Ni, Me) <sub>3</sub> Al

$2\theta$  — углы Брэгга,  $d$  — межплоскостное расстояние,  $I$  — интенсивность рефлексов, (hkl) — индексы кристаллографических плоскостей (индексы Миллера).

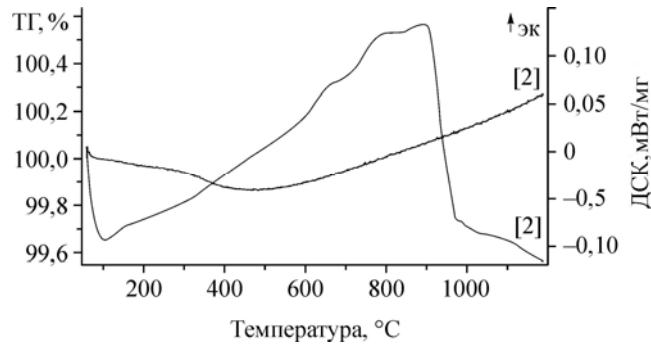


Рис. 3. Дериватограмма порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1.

ТГ — относительное изменение массы образцов, ДСК — дифференциальная сканирующая калориметрия, ЭК — экзотермическая реакция.

растворе и не дают на дифрактограммах отдельных рефлексов. Поэтому в случае нескольких легирующих элементов  $\beta$ -фазу обозначают как  $(\text{Ni}, \text{Me})\text{Al}$ , где «Me» обобщенно обозначает легирующие элементы металлов, образующих твердые растворы замещения [8].

Покрытие, полученное по стандартной технологии, имеет двухфазный состав, а именно, интерметаллидные соединения  $\beta$  —  $(\text{Ni}, \text{Me})\text{Al}$  и  $\gamma'$  —  $(\text{Ni}, \text{Me})_3\text{Al}$  (табл. 2) [8]. Образование  $\gamma'$ -фазы в покрытии является результатом протекания фазового превращения  $\beta \rightarrow \gamma'$  вследствие температурного воздействия плазменного потока.

Дериватографические исследования показали, что данный фазовый переход начинается при 900 °С (рис. 3). При использовании плазмотрона усовершенствованной конструкции также формируется покрытие с двухфазным составом:  $\beta + \gamma'$  — т.е.  $(\text{Ni}, \text{Me})\text{Al} + (\text{Ni}, \text{Me})_3\text{Al}$ . При этом увеличение температуры нагрева порошковой смеси приводит к увеличению содержания  $\gamma'$ -фазы в покрытии (табл. 2).

На рис. 4 представлена микроструктура интерметаллидного покрытия, полученного по стандартной технологии. Из фотографий видно, что при данном методе формируется круглозеренная структура (рис. 4a). В поперечном сечении покрытия (рис. 4b) отмечается неплотная упаковка зерен с достаточно крупными порами размером до 30 мкм и граничными несплошностями.

На рис. 5 показана структура интерметаллидного покрытия, полученного методом плазменного напыления на модернизированном оборудовании. На поверхность подложки напыляемый материал поступает в диспергированном состоянии в виде мелких

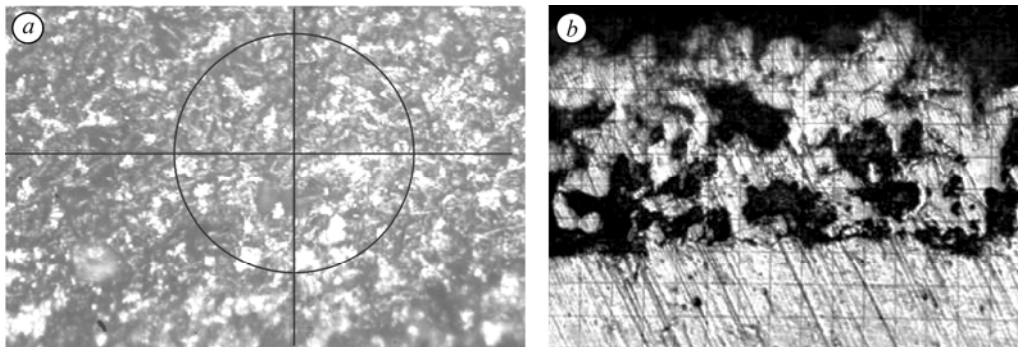


Рис. 4. Микроструктура интерметаллидного покрытия Ni-Co-Cr-Al-Y, полученного по стандартной технологии на установке УПУ-3Д.

a — поверхность, b — поперечное сечение (X500).

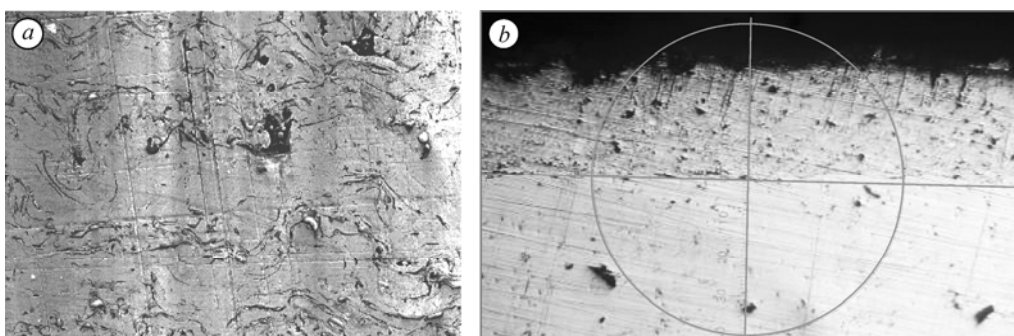


Рис. 5. Микроструктура поперечного сечения интерметаллидного покрытия Ni-Co-Cr-Al-Y, полученного по модифицированной технологии с применением плазматрона ПНК-50.

*a* — X1000, *b* — X125.

расплавленных или пластифицированных частиц, которые, ударяясь об нее, деформируются и, закрепляясь, накладываются друг на друга, образуя покрытие со слоистой микроструктурой. Вытянутая форма зерен обусловлена высокой кинетической энергией частиц, осаждающихся на подложку при воздействии высокоэнергетической плазмы. В покрытии присутствуют частицы округлой формы, которые затвердели до падения на подложку и внедрились в покрытие за счет высокой кинетической энергии. Толщина покрытия составляет 200–240 мкм (рис. 5*b*). Размер пор находится в пределах 5–10 мкм, сквозной пористости не наблюдается. На границе раздела «подложка–покрытие» отсутствуют дефекты в виде сколов, несплошностей и отслоений. Методом электронной микроскопии установлено, что границы зерен окаймлены включениями оксидной фазы (рис. 6*a*). Анализ распределения элементного состава (рис. 6*b*) показал, что на границах зерен наблюдается синхронный всплеск интенсивности рефлексов кислорода, алюминия и хрома. Данный факт указывает на протекание окислительных процессов, сопутствующих формированию интерметаллидного покрытия с образованием оксидов алюминия и хрома. Испытания данного покрытия методом микроиндентирования показали его удовлетворительную адгезионную прочность. При индентировании границы раздела

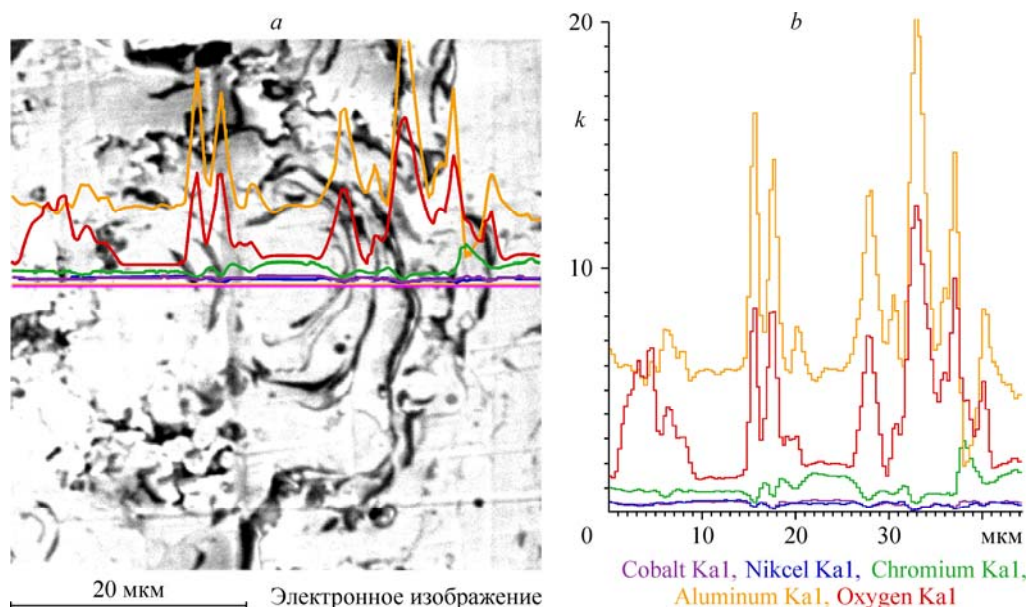


Рис. 6. Микроструктура зерен (*a*) и распределение элементного состава (*b*) в интерметаллидном покрытии Ni-Co-Cr-Al-Y, полученном на модифицированном оборудовании.

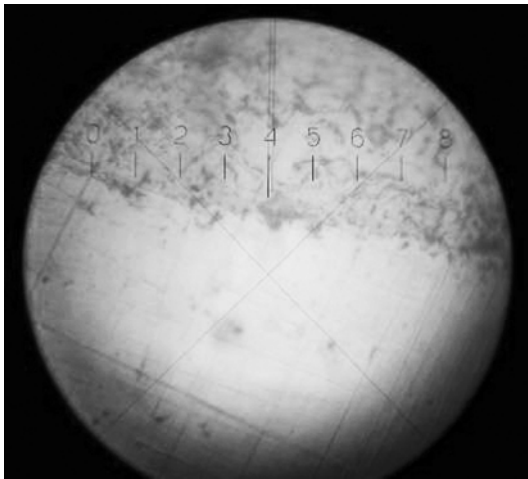


Рис. 7. Граница раздела «подложка-покрытие «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученного на модифицированном оборудовании (X400).

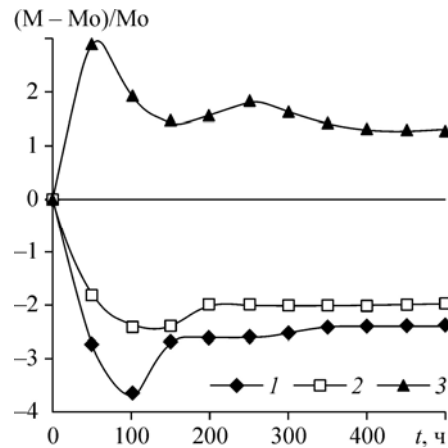


Рис. 8. Относительное изменение массы образцов в процессе испытаний на жаростойкость от времени изотермической выдержки.

Образцы жаропрочного никелевого сплава ЭИ 893 без покрытия (1), образцы с покрытием системы «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученным по стандартной (2) и по модифицированной (3) технологиям.

«подложка-покрытие» не наблюдается отслоений, сколов и трещин, а также искажений формы отпечатка (рис. 7).

Результаты испытаний на жаростойкость приведены в виде графических зависимостей на рис. 8. Следует отметить, что кривые для образцов из жаропрочного никелевого сплава ЭИ 893 без покрытия находятся в отрицательной области. На начальной стадии высокотемпературного окисления (в течение первых 50-ти часов) на металлической поверхности наблюдается активное образование рыхлых по структуре окислов, которые отслаиваются от окисляемой поверхности. Поэтому масса образцов в начале испытаний резко уменьшается. После 100 часов выдержки наблюдается постоянное нарастание оксидного слоя и его отслоение.

Образцы с интерметаллидным покрытием «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученным по стандартной технологии, показали идентичный характер относительного изменения массы во времени, но меньшее относительное снижение массы образцов по сравнению с образцами без покрытия.

Кривая для образцов с интерметаллидным покрытием «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученным на модернизированном оборудовании, находится в положительной области. В течение первых 50-ти часов происходит образование оксидного слоя, сопровождающееся увеличением массы образцов. Затем (до 100 часов) наблюдается уменьшение массы, обусловленное его частичным отслоением. После 300 часов испытаний кривые выходят на постоянный уровень, что говорит об образовании стабильного оксидного слоя, который может выполнять защитную функцию. Проведенные испытания показали, что разработанные покрытия повышают стойкость поверхности никелевых сплавов к высокотемпературному окислению. Наиболее эффективны с точки зрения жаростойкости интерметаллидные покрытия, полученные по модифицированной технологии.

В результате электронно-микроскопических исследований (рис. 9) установлено, что покрытие сохранило свою целостность как на поверхности, непосредственно подверженной воздействию агрессивной среды, так и по поперечному сечению; отслоений на границе раздела с основным материалом не обнаружено. Покрытие после проведенных испытаний было однородно по толщине и сохранило слоистую микроструктуру зерен.

Сравнительные показатели физико-механических свойств интерметаллидных покрытий «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученных на разном оборудовании, приведены в табл. 3.



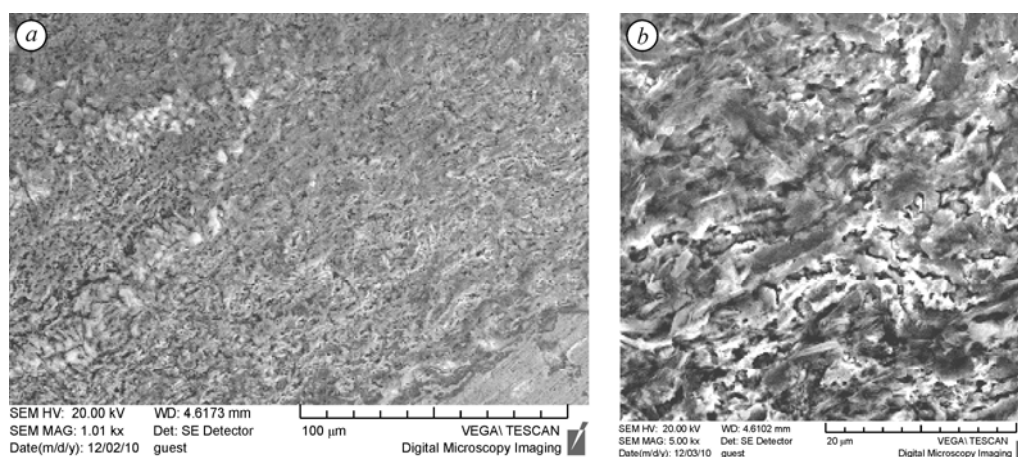


Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения жаростойкого покрытия Ni-Co-Cr-Al-Y после изотермической выдержки в течение 500 часов.

*a* — X1000, *b* — X 5000.

Следует отметить, что рост содержания  $\gamma'$ -фазы —  $(\text{Ni,Me})_3\text{Al}$  — при плазменном напылении неоднозначно влияет на эксплуатационные свойства жаростойких покрытий. С одной стороны, увеличение ее количества способствует повышению твердости. С другой стороны, известно, что исчерпание защитных свойств жаростойкого покрытия при эксплуатации в условиях высоких температур происходит по механизму:  $\beta \rightarrow \beta + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ -твердый раствор Ni + оксиды [8]. Поэтому увеличение количества  $\gamma'$ -фазы при модифицированном методе плазменного напыления должно приводить к сокращению ресурса покрытия. Однако определяющим фактором с точки зрения надежности покрытия является пористость. Её уменьшение будет способствовать снижению доступа агрессивной среды и предотвращению преждевременного разрушения покрытия. Так как температура плазменного потока является трудно контролируемым параметром, то содержанием  $(\text{Ni,Me})_3\text{Al}$ -фазы в покрытии на современном этапе разработки управлять достаточно сложно.

Модифицированный метод плазменного напыления позволил получить интерметаллидное покрытие с пониженной пористостью и более высокими показателями плотности, микротвердости и жаростойкости. Разработанные покрытия внедрены в ОАО АК «Якутскэнерго» для продления срока службы рабочих и направляющих лопаток турбин газотурбинных энергетических установок ГТЭ-35-770-2 и ГТЭ-45-3, используемых на тепловых электростанциях. Опыт эксплуатации показал, что разработанные покрытия сохранили свою целостность и обеспечили надежную работу турбинных лопаток в течение 24 000 часов.

Таблица 3

Физико-механические свойства интерметаллидных покрытий «Ni-Co-Cr-Al-Y», полученных на стандартном и модифицированном оборудовании

Физико-механические свойства покрытий	Стандартная технология	Модифицированная технология
Общая пористость П, %	7,3	5,7
Закрытая пористость $P_0$ , %	6,6	5,1
Открытая пористость $P_0$ , %	0,7	0,6
Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	7,3	7,9
Микротвердость $H_{\mu}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	300	770

### Выводы

1. В результате модификации технологии плазменного напыления посредством использования плазматрона ПНК-50 усовершенствованной конструкции и повышенной мощности разработано жаростойкое покрытие системы «Ni-Co-Cr-Al-Y» с интерметаллидным фазовым составом ( $\beta + \gamma'$ ) и слоистой микроструктурой зерен.

2. За счет увеличения эффективности плазменного процесса достигнуто формирование более плотного интерметаллидного покрытия ( $\rho = 7,9 \text{ г/см}^3$ ) с пониженными значениями пористости (общая пористость  $\Pi = 5,7 \%$ , открытая пористость  $\Pi_0 = 0,6 \%$ ), обладающего повышенными показателями микротвердости ( $\sim$  в 2 раза) и жаростойкости по сравнению с покрытиями, полученными по стандартной технологии.

3. Интерметаллидные покрытия системы «Ni-Co-Cr-Al-Y» рекомендуются для защиты от высокотемпературной газовой коррозии и повышения ресурса работы турбинных лопаток газотурбинных двигателей различного назначения.

4. Разработанные покрытия внедрены в ОАО АК «Якутскэнерго» для продления срока службы рабочих и направляющих лопаток турбин газотурбинных энергетических установок ГТЭ-35-770-2 и ГТЭ-45-3, используемых на тепловых электростанциях.

### Список литературы

1. Балдаев Л.Х. Реновация и упрочнение деталей машин методами газотермического напыления. М.: Изд-во «КХТ», 2004. 34 с.
2. Тарасенко Ю.П., Бердник О.Б., Царева И.Н., Фель Я.А. Повышение надежности и ресурса турбинных лопаток газоперекачивающих агрегатов // Сб. тр. юбилейной конференции ИМАШ РАН «Проблемы машиноведения». М., 2008. С. 528–531.
3. Пат. 88389 Рос. Федерация, МПК6 F27B15/00. Лопатка турбины газотурбинного двигателя с жаростойким покрытием / Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Фель Я.А., Бердник О.Б.: заявитель ЗАО НПЦ «Трибоника» № 2009125740.
4. Пат. 2474983 Рос. Федерация, МПК H05B7/22. Узел кольцевого ввода порошковых материалов электродугового плазматрона / Кузьмин В.И., Михальченко А.А., Картаев Е.В.: заявитель Ин-т теорет. и прикл. механики им. С.А. Христиановича СО РАН. № 2011128160/07; заявл. 07.07.2011; опубл. 10.02.2013, БИМП № 4, 2013.
5. Baudry C., Vardelle A., Mariaux G., Delalandre C., Meillot E. Three-dimensional and time-dependent model of the dynamic behavior of the arc in a plasma spray torch // Proc. of ITSC'04, May 10-12, 2004, Osaka, Japan. P. 717–723.
6. Жуков М.Ф., Аньшаков А.С., Засыпкин И.М. Электродуговые генераторы с межэлектродными вставками. Новосибирск: Изд-во «Наука», 1981. 219 с.
7. Bisson J.F., Gauthier B., Moreau C. Effect of plasma fluctuations on in-flight particle parameters // J. of Thermal Spray Technology. 2003. Vol. 12, Iss. 1. P. 38–43.
8. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. М.: ИД МИСиС, 2008. 327 с.

*Статья поступила в редакцию 9 июля 2013 г.,  
после переработки — 4 марта 2014 г.*