

Д. Ю. Синицын (✉), к. т. н. В. Н. Аникин, С. А. Еремин, А. Г. Юдин

ФГАОУ ВО НИТУ «МИСЦ», Москва, Россия

УДК 669.056.9:[621.793.7:533.9

## ЗАЩИТНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ $ZrO_2-Y_2O_3$ И $Al_2O_3-TiO_2$ С МОДИФИЦИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ НА УУКМ

Проведено осаждение жаростойких покрытий на углерод-углеродный композиционный материал с предварительно нанесенным барьерным слоем ZrN и подслоем NiCoCrAlY. Нанесение барьерного слоя и подслоя проводили ионно-плазменным напылением, а осаждение жаростойких покрытий — атмосферно-плазменным напылением в токе аргона. Получены образцы с покрытиями четырех составов: 1 —  $ZrO_2 + 8\% Y_2O_3$ , 2 —  $(ZrO_2 + 8\% Y_2O_3) 20\% + MoSi_2 80\%$ , 3 —  $(ZrO_2 + 8\% Y_2O_3) 10\% + MoSi_2 90\%$ , 4 —  $Al_2O_3 + TiO_2$  + модифицирующая добавка. Образцы подверглись испытанию на жаростойкость в потоке кислородно-ацетиленовой горелки при 2100 °С в течение 20 с. Образец с жаростойким покрытием состава 1 не выдержал испытаний, образцы с жаростойкими покрытиями составов 2–4 показали отличные результаты даже после нескольких циклов испытаний.

**Ключевые слова:** атмосферное плазменное напыление, углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ), жаростойкость, ионно-плазменное напыление.

### ВВЕДЕНИЕ

**В** настоящее время уделяется большое внимание созданию защиты высоконагруженных деталей летательных и космических аппаратов, которые подвергаются нагреву и механическим нагрузкам в атмосфере при скорости полета более 5 Махов. В качестве отдельных элементов конструкций все большее распространение получают углеродные волокна и изготовленный из них углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ). Однако при всех достоинствах (высокой удельной прочности, жесткости при низкой плотности, модуле упругости 12,8 ГПа и ТКЛР  $< 5 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>) УУКМ активно окисляется кислородом [1, 2].

Возникает потребность в защитном покрытии, способном работать при высоких температурах. Согласно критерию Кинджери термостойкость тем выше, чем выше предел прочности покрытия при действии растягивающих напряжений и его теплопроводность и ниже ТКЛР и модуль Юнга. Кроме того, отражению теплового потока и повышению термостойкости способствует образование стеклофазы в процессе эксплуатации.

Исходя из имеющихся требований и свойств материалов, в том числе теплопроводности, было принято решение использовать многослойное защитное покрытие из тугоплавких соединений с высокой теплопроводностью в сочетании с не-

высоким значением ТКЛР, которым удовлетворяют покрытия на основе тугоплавких оксидов циркония и гафния. Для диоксида циркония, обладающего высокими пределами прочности при изгибе и сжатии и ударной вязкостью, важную роль играет фазовое состояние, так как цирконий и его оксид являются полиморфными и имеют три фазы: стабильную моноклинную  $\alpha$ , метастабильную тетрагональную  $\beta$  и нестабильную кубическую  $\gamma$ . Тетрагональная фаза наиболее прочная и имеет наибольшую ударную вязкость. Ее получают частичной стабилизацией  $ZrO_2$  2–3 %  $Y_2O_3$ , что позволяет получить керамику полностью из мелких метастабильных тетрагональных частиц, а с ростом доли тетрагональной фазы повышается трансформационная прочность [3]. Переход из тетрагональной фазы в моноклинную идет под действием деформации. Объемные изменения, сопровождающие полиморфное  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение, приводят к возникновению в структуре значительных напряжений, которые, взаимодействуя с остаточными напряжениями, вызывают торможение фазовых переходов и образование своеобразного гистерезиса. На температуру петли гистерезиса существенно влияют примеси, дефекты структуры и другие факторы, которые вызывают колебание температур начала и конца превращения в цикле нагрева и охлаждения соответственно. Образованию тетрагональной фазы способствуют мелкий размер частиц и добавление  $Y_2O_3$ . Увеличение стабильности идет за счет уменьшения величины исходных зерен. Скопления зерен образуются в более мелких зернах. Ограничение частиц циркония идет окружающим материалом. Частицы  $ZrO_2$  должны быть меньше определенного размера [4].



Д. Ю. Синицын  
E-mail: sindime@list.ru

При плазменном напылении в покрытии системы  $ZrO_2-Y_2O_3$  присутствует в связи с высокой скоростью напыления непревращенная тетрагональная фаза, наличие которой для плазменно-напыленных покрытий является весьма желательным, так как превращение идет не по мартенситному механизму [5]. Наиболее часто применяют покрытия  $ZrO_2-Y_2O_3$  на основе  $ZrO_2$ , частично стабилизированного  $Y_2O_3$ , с нанесенным подслоем  $MeCrAlY$ , где  $Me - Ni, Co$ . Популярна также керамика, полученная алитированием поверхности с образованием  $Al_2O_3$ , со связующим слоем  $MeCrAlY$  и внешним слоем  $ZrO_2-Y_2O_3$  [3], теплозащитное электропроводящее покрытие углеродных волокон и тканей [6]. Также это керамическое термобарьерное покрытие из  $HfO_2$  (имеющего сходные свойства с  $ZrO_2$ ), стабилизированного  $Y_2O_3$ , с плакированным никелем вольфрамом с подслоем нихрома [7].

Недостатком покрытия является возникновение термических напряжений, приводящих к растрескиванию и последующему разрушению покрытия [8]. Кроме того, внешний слой и подложка имеют разные ТКЛР [9]. В меньшей степени этот недостаток присущ керамике состава  $Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3$ . Твердость такой керамики больше, чем у материала из чистого  $ZrO_2$ , за счет вклада высокотвердого  $Al_2O_3$ ; то же справедливо и для теплопроводности. Происходит также уменьшение пористости от 23,8 до 18 % и размера зерен за счет стабилизации одной из фаз [10].

Керамика на основе  $Al_2O_3$  отличается высокой твердостью, низкой прочностью, высоким модулем упругости [11], ее недостаток — низкая трещиностойкость. Покрытия на основе  $Al_2O_3$  и часто распространенные покрытия системы  $Al_2O_3-TiO_2$  с различными добавками, где одной из кристаллических фаз является  $\alpha-Al_2O_3$ , являются довольно хрупкими. Добавки незначительно уменьшают хрупкость, зато снижают максимальную температуру эксплуатации покрытия [12].

Для устранения этих недостатков и получения высокой адгезии к подложке необходимо подобрать такие материалы, которые имеют наиболее близкий ТКЛР к ТКЛР УУКМ, относительно высокую теплопроводность, способны образовывать химическую связь с подложкой (без нежелательных хрупких фаз) и иметь способность к самозалечиванию, что характерно для покрытий, в которых в процессе эксплуатации образуется стеклофаза. Поэтому в качестве покрытий рассматривались композиции, содержащие в своем составе соединения, при разложении которых образуется жидкое стекло: 1 —  $ZrO_2 + 8 \% Y_2O_3$ , 2 —  $ZrO_2 + 8 \% Y_2O_3 + 80 \% MoSi_2$ , 3 —  $ZrO_2 + 8 \% Y_2O_3 + 90 \% MoSi_2$ , 4 —  $Al_2O_3 + TiO_2 +$  модифицирующая добавка.

## ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Технология

В процессе нанесения были применены атмосферное плазменное напыление (АПН) для внешнего слоя и ионно-плазменное напыление (ИПН) для нижнего. Предварительно перед ИПН и АПН все образцы были отожжены в вакуумной печи при 1200 °С с выдержкой 1,5 ч для снятия термических напряжений. Нанесение нижнего слоя нитрида циркония толщиной 20–30 мкм методом ИПН проводили на установке ионно-плазменного напыления ННВ6.6-И1 на прямоточном катоде при токе 90 А, напряжении 1,5 кВ в течение 1,5 ч. АПН выбрано, исходя из того, что его достоинствами являются универсальность и возможность изменять физико-механические свойства получаемого покрытия, наносить практически любые материалы и их сочетания, в том числе многослойные покрытия. Высокочастотный генератор-осциллятор пробивает газовый промежуток между торированным катодом и анодом, при этом возникает плазменный факел. Порошок подается в плазменную струю, расплавляется и осаждается на подложку. За счет этого добиваются высокого механического сцепления покрытия с подложкой. Принцип работы установки и ее основные элементы показаны на рис. 1. Сначала методом АПН на покрытый нитридом циркония образец УУКМ был нанесен термобарьерный слой (под-

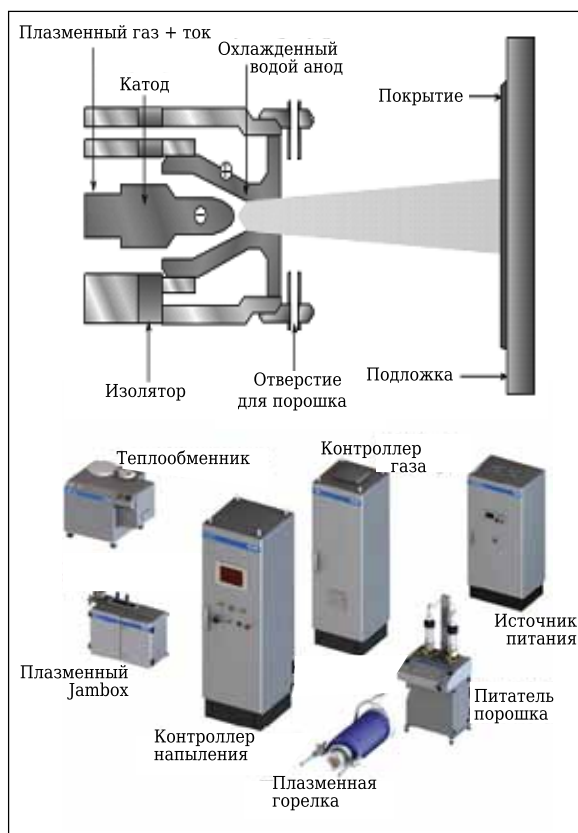


Рис. 1. Принцип работы установки и ее основные элементы

слой)  $MeCrAlY$ , где  $Me$  — Ni, Co. Затем этим же методом наносили покрытия составов 1–4 в одном технологическом цикле.

Атмосферное плазменное напыление проводили для всех образцов при расстоянии от сопла для всех покрытий 130 мм, скорости подачи аргона 35 л/мин и водорода 30 л/мин при линейной скорости движения плазмотрона по образцу 75 м/мин, скорости подачи порошка 40 г/мин и токе 600 А. Для изучения образцов последовательно

анализировали снимки микроструктуры, проводили элементный (в том числе энергодисперсионный), фазовый и рамановский анализы.

### Методы исследования

Были подготовлены поперечные шлифы УУКМ с покрытиями, для этого использовали наждачную бумагу марок P22 и P240.

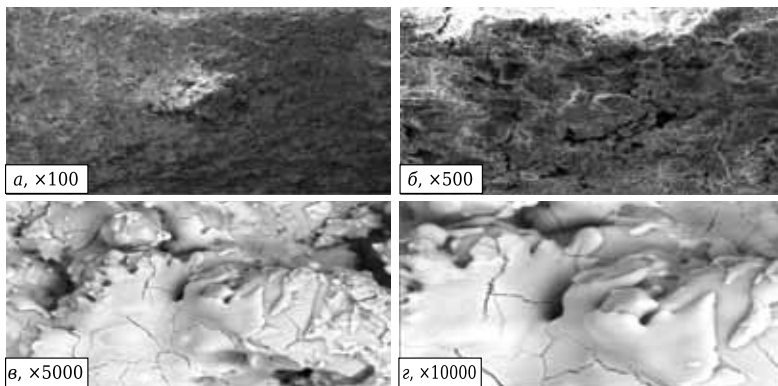
Структуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе EOL JSM 7600F при ускоряющем напряжении 20 кВ, построение карт распределения элементов по поверхности также проводили в EOL JSM 7600F с использованием рентгеновского энергодисперсионного микроанализатора «Noran System SIX». Фазовый анализ был проведен при  $Cr K_{\alpha}$ -излучении на рентгеновском дифрактометре «Дифей 401», элементный анализ — на рентгеновском аналитическом микрозонд-микроскопе РАМ 30-μ. Был проведен дополнительный рамановский анализ на рамановском дисперсионном микроскопе марки «Thermo DXR» при излучении с длиной волны 780 нм при двух увеличениях на разных участках поверхности.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

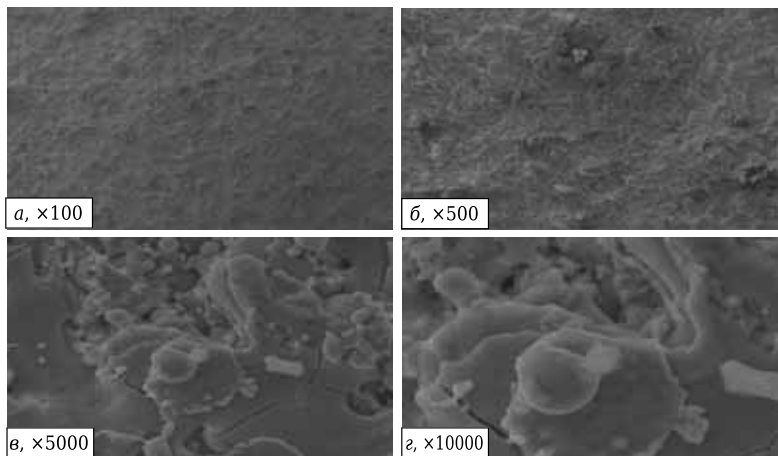
#### Анализ микрофотографий покрытия

Микрофотографии боковой поверхности и поверхности покрытий показаны на рис. 2–5. Из рис. 2 видно, что покрытие состава 1 состоит из мелких, в основном твердых, местами оплавленных частиц. Имеются многочисленные поры малых и отдельных крупных размеров; прослеживается сетка трещин, по-видимому, связанная с остаточными термическими напряжениями и неполной стабилизацией полиморфного  $ZrO_2$ . Покрытие довольно шероховатое. Толщина покрытия, измеренная по фотографии, 525 мкм (что также может быть причиной растрескивания).

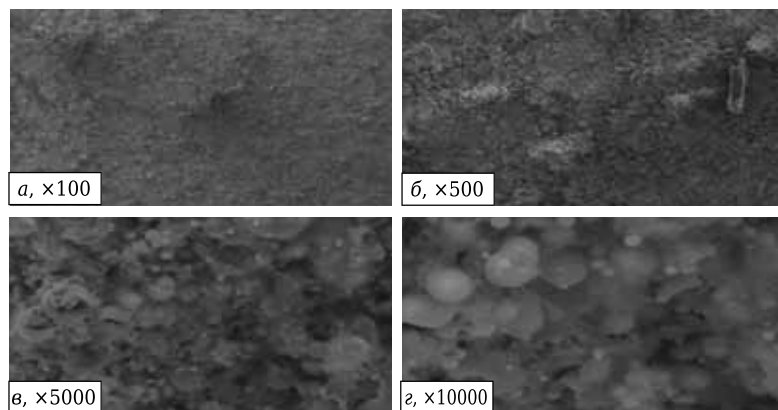
В образце с покрытием состава 2 с 80 мас. %  $MoSi_2$  (рис. 3) обнаружены твердые мелкие частицы с локальными областями оплавленных частиц и аналогичным образцу с покрытием состава



**Рис. 2.** Микрофотографии образца с покрытием состава 1 при разном увеличении



**Рис. 3.** Микрофотографии образца с покрытием состава 2 при разном увеличении



**Рис. 4.** Микрофотографии образца с покрытием состава 3 при разном увеличении



1 расположением более крупных пор. Тем не менее есть основание предположить, что, несмотря на схожую микроструктуру с образцом с покрытием состава 1, присутствие  $\text{MoSi}_2$ , разлагающегося в процессе эксплуатации на оксид молибдена и кремнезем, позволит залечить имеющиеся и образующиеся в процессе работы покрытия трещины.

В образце с покрытием состава 3 с  $\text{MoSi}_2$  до 90 мас. % (рис. 4) наблюдаются четко различимые зерна размерами от 60 до 90 нм (в образце с покрытием состава 2 — от 60 до 95 нм) и поры небольшого размера; структура неоднородна. Каких-либо трещин не обнаружено. Покрытие имеет высокую шероховатость. Как и в образце с покрытием состава 2, ожидается залечивание трещин в процессе эксплуатации жидким стеклом, количество которого выше, чем в предыдущем образце.

В образце с покрытием состава 4 (рис. 5) наблюдаются крупные зерна, мелкие поры и локальные области крупных пор. Области твердых частиц соседствуют с областями оплавленных, трещин не обнаружено. Покрытие обладает значительной шероховатостью, повторяя рельеф шероховатой подложки, толщина покрытия в среднем около 680 мкм, толщина подслоя от 131 до 147 мкм.

Для подтверждения высказанных предположений проведен элементный анализ, построена карта распределения элементов по поверхности и толщине покрытия, проведен также фазовый анализ.

#### Химический, в том числе элементный, анализ

Изучен элементный состав, построена карта распределения элементов, применена энергодисперсионная спектроскопия (ЭДС), в результате чего получен полный спектр с фотонами, разделенными по энергиям, что позволяет судить об элементном составе как по глубине покрытия, так и по поверхности. В образце с покрытием состава 1 обнаружены (рис. 6, I) Zr, Y, O, причем Y располагается в основном рядом с Zr и O. По-видимому, в системе образуется сложная шпинель. Причем Y и Zr располагаются приблизительно равномерно по толщине покрытия, а Al подслоя вблизи подложки. Предположительно образуется тонкий слой карбида алюминия на границе раздела покрытие – основа, что, вероятно, может способствовать лучшему сцеплению с основой за счет взаим-

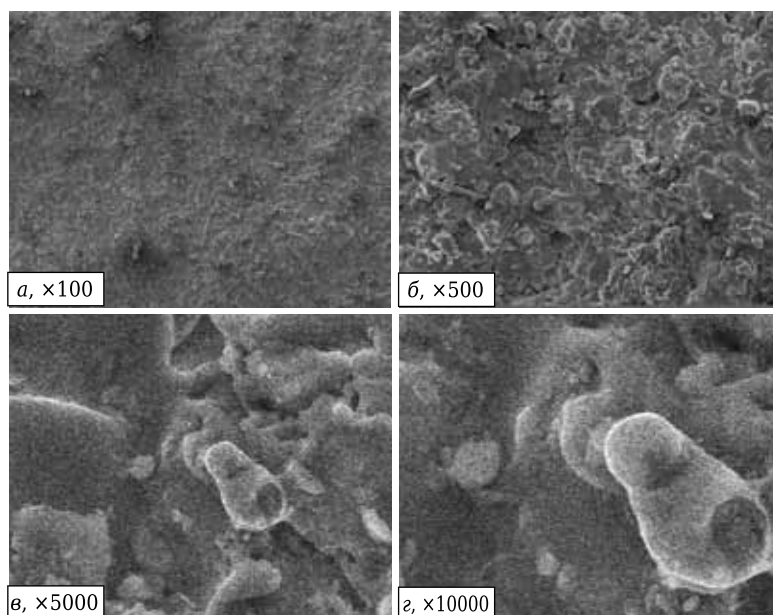


Рис. 5. Микрофотографии образца с покрытием состава 4 при разном увеличении

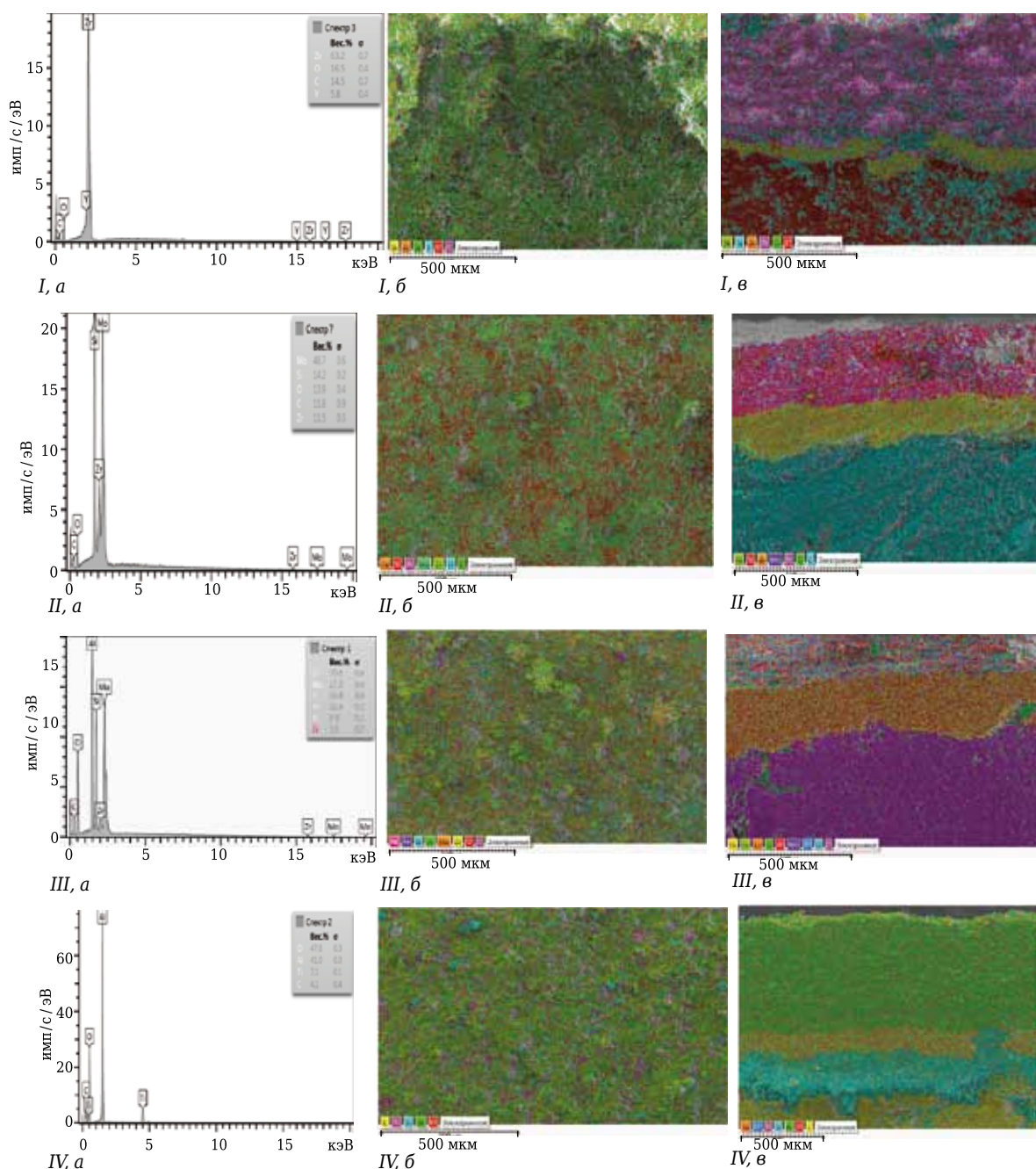
ной диффузии (также вероятно и отрицательное влияние хрупкой гидрофобной фазы).

В образце с покрытием состава 2 обнаружены (рис. 6, II) Mo, Si, Zr, располагающиеся по соседству по поверхности покрытия, и O; Y ввиду малого содержания не обнаружен. Кремний в соответствии с рис. 6, II, в находится по соседству с углеродом на границе покрытие – подложка и частично проникает в подложку. Учитывая сродство к углероду, можно предположить образование тонкого слоя карбида кремния, который может дополнительно увеличить сцепление с подложкой благодаря химической адгезионной связи.

В образце с покрытием состава 3 обнаружены Mo, а также Si, проникший в подложку значительно меньше и в основном находящийся на поверхности вблизи с Mo, Zr, O и Al подслоя, вышедший на поверхность и соседствующий с кислородом; возможно образование оксида (рис. 6, III, б). Относительно SiC делается то же предположение, что и для образца с покрытием состава 2.

В образце с покрытием состава 4 (рис. 6, IV, а, б) обнаружены Al, Ti и O, располагающийся по соседству. Делается предположение об образовании шпинели на основе  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Обнаружен также Si вблизи границы покрытие – подложка (рис. 6, IV, в). Относительно SiC делается то же предположение, что и для образцов с покрытиями составов 2 и 3.

Несмотря на высокую локальность, скорость анализа и быстрое построение карт распределения элементов по поверхности покрытия и его толщине метод ЭДС дает лишь



**Рис. 6.** Результаты ЭДС образца с покрытием составов 1–4 (I–IV соответственно): а — элементный анализ; б — карта ЭДС по поверхности покрытия; в — карта ЭДС по толщине покрытий

информацию о взаимном расположении элементов, но не о фазах, которые могут существенно влиять на физико-механические свойства полученного покрытия. Поэтому следует провести фазовый анализ для определения фаз и подтверждения или опровержения выдвинутых предположений.

#### Фазовый анализ

В результате проведения фазового анализа опытных образцов получены схожие дифрактограммы образцов с покрытиями составов 1–4 (рис. 7).

Как видно из рис. 7, образовалась стабильная моноклинная фаза  $ZrO_2$  и есть вероятность образования шпинели  $Y_{0,15}Zr_{0,85}O_{1,93}$ . В образцах с покрытиями составов 2 и 3  $MoSi_2$  не обнаружен. Предположение об отсутствии не берется в расчет, так как элементный анализ показывает присутствие как Mo, так и Si (фазы кремнезема и оксида молибдена также не обнаружены), поэтому фаза может либо быть аморфной, либо иметь размер зерен менее 5 нм, не разрешаемых дифрактометром. Присутствие мелких трещин в образце с покрытием состава 2 и их отсутствие

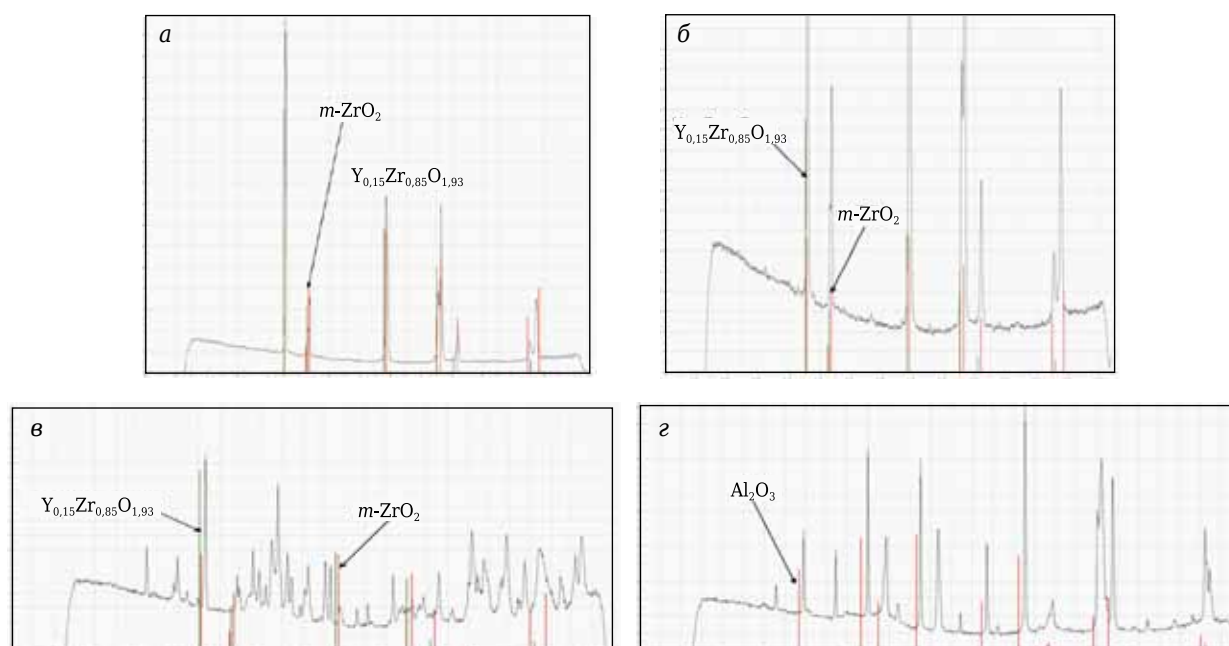


Рис. 7. Дифрактограмма образцов с покрытиями составов 1–4 (а–г соответственно)

в образце с покрытием состава 3 при одинаковом с образцом покрытия состава 1 фазовом составе может говорить о дополнительной стабилизации полиморфной модификации  $\text{MoSi}_2$ . В образце с покрытием состава 4 обнаружен оксид алюминия (см. рис. 7, г). Предполагается наличие шпинели на основе  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , имеющей высокие эксплуатационные характеристики.

Для более тонкого анализа необходим метод, позволяющий определить более точный фазовый состав, в том числе определить фазы, присутствующие в количествах, не обнаруживаемых фазовым анализом. Таким методом является спектроскопия (микроскопия) комбинационного рассеяния — рамановская микроскопия, с помощью которой можно будет понять, почему при одном и том же фазовом составе в образце с покрытием состава 1 имеется сетка крупных трещин, в образце с покрытием состава 2 — сетка мелких трещин, а в образце с покрытием состава 3 — они отсутствуют. Можно проверить также предположение о наличии шпинели в образце с покрытием состава 4.

### Рамановская спектроскопия

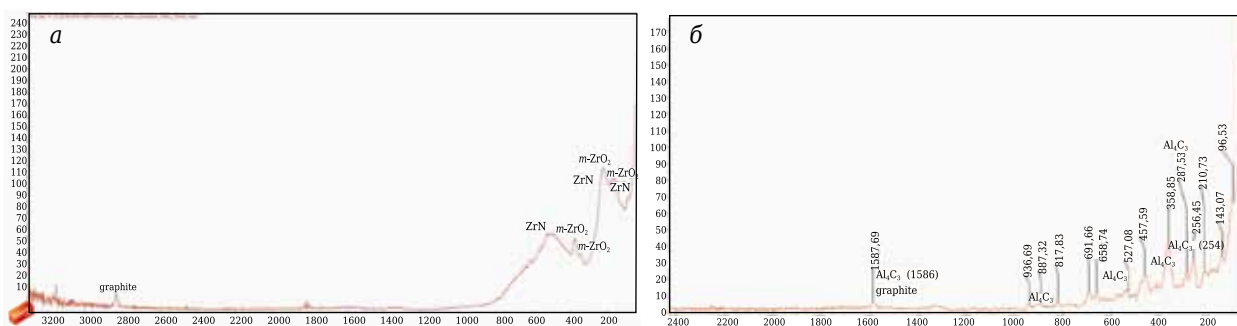
Рамановский анализ проводили для определения присутствия в образце фаз, содержащихся в очень малом количестве (карбиды, оксиды), присутствие которых могло повлиять на физико-механические свойства покрытия (микротвердость, наличие остаточных термических напряжений из-за присутствия полиморфных модификаций оксидов Zr и Al, наличие которых может привести к растрескиванию покрытия) и его сцепление с подложкой с возможным обра-

зованием химического соединения на границе покрытия с подложкой. Спектры получены при 50-кратном увеличении для образцов с покрытиями составов 1 и 2 и 100-кратном для составов 3 и 4 на длине волны лазера 780 нм с подбором для каждого образца увеличения и времени задержки для уменьшения влияния углеродной подложки, к линиям которой прибор особо чувствителен.

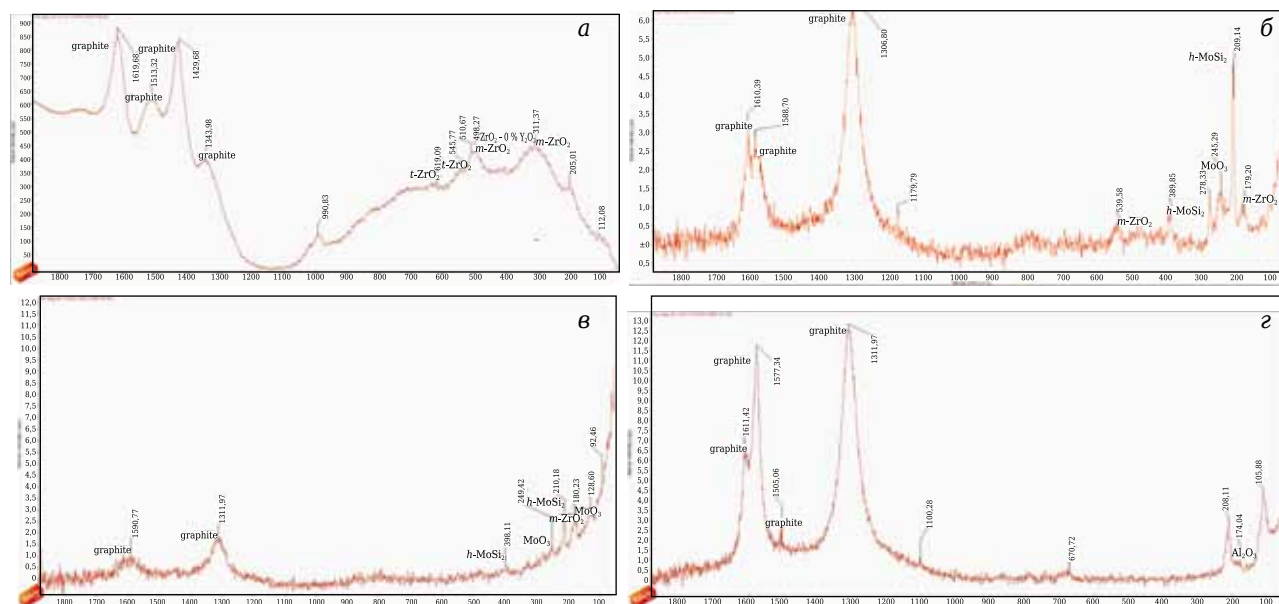
Прежде чем рассмотреть рамановские спектры покрытий, следует доказать присутствие нижнего слоя ZrN и подслоя состава NiCoCrAlY. В соответствии с рис. 8 видны присутствие нитрида циркония и его частичное окисление до оксида (промежуточных оксинитридов не обнаружено), что ведет к частичному сжатию прилегающих к оксиду областей из-за его более высокого ТКЛР и остаточным растягивающим напряжениям. Видно также образование карбида алюминия на границе покрытие – основа (предположение о его роли высказано ранее).

В образце с покрытием состава 1 обнаружены линии стабильной моноклинной и метастабильной тетрагональной фаз  $\text{ZrO}_2$  и линии, отвечающие составу  $\text{ZrO}_2$  с 8 мас. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (рис. 9, а). Вследствие наличия двух полиморфных модификаций в образце возникают значительные напряжения, которые могут приводить к образованию трещин (см. рис. 2, в); в то же время присутствует, по-видимому, непревращенная тетрагональная фаза, наличие которой весьма желательно. В образце с покрытием состава 2 (рис. 9, б) обнаружены смесь моноклинной и тетрагональной фаз  $\text{ZrO}_2$  [13], а также гексагональный  $\text{MoSi}_2$ , присутствие продукта разложения которого





**Рис. 8.** Рамановские спектры нижнего слоя ZrN (а) и подслоя (б)



**Рис. 9.** Рамановские спектры образцов с покрытиями составов 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г)

### Основные результаты испытаний образцов с покрытиями составов 1–4

Образец состава с покрытием	Результаты анализа			Испытания на жаростойкость, число циклов
	химического	фазового	рамановского	
1	Zr, Y, O	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub>	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub> , <i>t</i> -ZrO <sub>2</sub>	0
2	Mo, Si, Zr, O	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub>	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub> , <i>t</i> -ZrO <sub>2</sub> , <i>h</i> -MoSi <sub>2</sub> , MoO <sub>3</sub>	4
3	Mo, Si, Zr, O, Al	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub>	<i>m</i> -ZrO <sub>2</sub> , <i>h</i> -MoSi <sub>2</sub> , MoO <sub>3</sub>	8
4	Al, Ti, O, Si	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	>10

(SiO<sub>2</sub>) положительно влияет на микроструктуру покрытия и эксплуатационные свойства, и оксид как следствие окисления, типичного для плазменного процесса. В образце с покрытием состава 3 (рис. 9, в) обнаружен моноклинный ZrO<sub>2</sub> (тетрагональный метастабильный не обнаружен), гексагональный MoSi<sub>2</sub> и оксид. Можно предположить, что MoSi<sub>2</sub> дополнительно стабилизирует *m*-ZrO<sub>2</sub>. Уменьшаются также напряжения в покрытии при увеличении доли MoSi<sub>2</sub>, на что указывает микроструктура (см. рис. 3). В образце с покрытием состава 4 (рис. 9, г) обнаружен лишь Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; предположение об образовании шпинели состава Al<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>5</sub> не подтвердилось. Тем не менее образец имеет удовлетворительную структуру (см. рис. 5).

## Испытания на жаростойкость

Испытания на жаростойкость проводили на ацетилен-кислородной горелке, имитирующей атмосферу диссоциированного воздуха под углом  $60^\circ$  к поверхности покрытия. Образец с покрытием состава 1 показал неудовлетворительные результаты и не выдержал ни одного цикла, образец с покрытием состава 2 выдержал 4 цикла, состава 3 — 8 циклов и состава 4 — более 10. Результаты показаны в таблице.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено нанесение адгезионного слоя ZrN методом ИПН и материала покрытий методом АПН. Установлено, что на физико-механические

свойства покрытия существенно влияют микроструктура покрытия (размер пор и их распределение, наличие микротрещин) и фазовое состояние полиморфных оксидов. В образцах с покрытиями составов 1 и 2 имеется смесь стабильной и метастабильной фаз, что приводит к возникновению напряжений в покрытии и, как следствие, трещин. Тем не менее наличие  $\text{MoSi}_2$ , разлагающегося на оксид молибдена и кремнезем, способно улучшить эксплуатационные свойства покрытия, несмотря на присутствие мелких трещин, и залечить появляющиеся в процессе работы. С увеличением доли  $\text{MoSi}_2$  на-

блюдаются более полная стабилизация одной из полиморфных модификаций, отсутствие трещин и увеличение ресурса работы. В образце с покрытием состава 4 благодаря высокой стойкости к окислению  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и пластичного  $\text{TiO}_2$  и модифицирующей добавки удается получить наилучший результат.

\*\*\*

Данная работа была выполнена в рамках проекта Министерства образования и науки RFMEFI57814X0044.

### Библиографический список

1. **Zmij, V.** Complex Protective Coatings for Graphite and Carbon-Carbon Composite Materials / V. Zmij, S. Rudenkyi // Mater. Sci. Appl. — 2015. — Vol. 6, № 1.
2. **Yang, W.** A novel preparation and properties of in-situ grown carbon nanotube reinforced carbon/carbon composites / W. Yang, R. Luo, Z. Hou [et al.] // Vacuum. — 2016. — Vol. 132, № 1.
3. **Loghman-Estarki, M.** Large scale synthesis of nontransformable tetragonal  $\text{Sc}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  doped  $\text{ZrO}_2$  nanopowders via the citric acid based gel method to obtain plasma sprayed coating / M. Loghman-Estarki, H. Edris, R. Razavi [et al.] // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 39, № 13.
4. **Шульга, А. В.** Композиты. Ч. 1. Основы материаловедения композиционных материалов / А. В. Шульга. — М. : НИЯУ МИФИ, 2013. — 96 с.
5. **Абраимов, Н. В.** Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин / Н. В. Абраимов. — М. : Машиностроение, 1993.
6. **Пат. 2375499 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> С 23 F 17/00, С 23 С 14/16, С 23 С 4/08, С 23 С 4/10.** Способ получения многослойного теплозащитного покрытия на деталях из жаропрочных сплавов / Поклад В. А., Крюков М. А., Рябенко Б. В., Козлов Д. Л.; заявитель и патентообладатель ФГУП «Московское машиностроительное производственное предприятие «Салют». — № 2007146968/02 ; заявл. 20.12.07 ; опубл. 27.06.09, Бюл. № 34.
7. **Пат. 2511146 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> С 23 С 4/10, С 23 С 28/02, D 01 F 11/10.** Способ нанесения на углеродные волокна и ткани / Панков В. П., Ковалев В. Д.; заявитель и патентообладатель ООО НПП «Плазма». — № 2013104305/02 ; заявл. 04.02.13 ; опубл. 10.04.14, Бюл. № 10.
8. **Пат. 2499078 Российская Федерация, МПК<sup>8</sup> С 23 С 4/08, С 23 С 4/10, С 23 С 4/12.** Способ получения эрозионно-стойких теплозащитных покрытий / Сайгин В. В., Сафронов А. В., Тишина Г. Н.; заявитель и патентообладатель ОАО «Композит». — № 2012130369/02 ; заявл. 17.07.12 ; опубл. 20.11.13, Бюл. № 32.
9. **Пат. 2445199 Российская Федерация, МПК С 23 С 4/10, С 23 С 14/06, В 23 Р 6/00.** Способ упрочнения блока сопловых лопаток турбомашин из никелевых и кобальтовых сплавов / Новиков А. В., Мингажев А. Д., Кишалов Е. А.; заявитель и патентообладатель ООО «Производственное предприятие Турбинаспец-

- сервис». — № 2010111698/02 ; заявл. 25.03.10 ; опубл. 20.03.12, Бюл. № 8.
10. **Qinghe, Y.** Thermal stability of nanostructured 13 wt%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -8 wt%  $\text{Y}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$  thermal barrier coatings / Y. Qinghe, Z. Chungen, F. Zhao [et al.] // J. Europ. Ceram. Soc. — 2010. — Vol. 30, № 4.
  11. **Mahmood, I.** Improved oxidation resistance for thermal barrier ceramic coating project / I. Mahmood, W. Jameel, L. Khaleel [et al.] // Int. J. Res. Eng. & Technol. — 2013. — Vol. 1, № 1.
  12. **Пат. 2332522 США, МПК<sup>8</sup> С 23 С 4/10.** Плазменное напыление / Розенфланц А. З., Селиккайя А., Андерсон Т. Д.; заявитель и патентообладатель 3М Инновейтив Пропертиз Компани. — № 2005102394/02 ; заявл. 02.06.03 ; опубл. 27.07.05, Бюл. № 24.
  13. **Naumenko, A. P.** Vibrational Analysis and Raman Spectra of tetragonal Zirconia / A. P. Naumenko, N. I. Berezovska, M. M. Biliy [et al.] // Physics and chemistry of solid state. — 2008. — Vol. 9, № 1. ■

Получено 27.01.17

© Д. Ю. Синицын, В. Н. Аникин,  
С. А. Еремин, А. Г. Юдин, 2017 г.

## REFRA 2017

30 мая—1 июня 2017 г.  
г. Прага, Чехия

### Темы

- Энергетические аспекты высокотемпературной обработки
- Огнеупорные и теплоизоляционные материалы для высоких технологий
- Коррозия огнеупорных материалов
- Структура огнеупорных материалов и ее модификации

