

УДК 666.7

С.П. Конокотин¹, Р.М. Назаркин¹

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В СПЛАВАХ МИШЕНЕЙ СИСТЕМЫ Zr–Y НА КАЧЕСТВО ТЕПЛОЗАЩИТНОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-52-61

Исследовано влияние примесей внедрения в сплавах мишеней системы Zr–Y (изготовленных по двум технологиям) на качество керамического термобарьерного слоя теплозащитного покрытия, полученного на установке УОКС-2 методом магнетронного среднечастотного плазмохимического осаждения на поверхность деталей, работоспособных при температурах >1150 °С. Установлено, что при содержании примесей внедрения в сплавах мишеней >0,1% (по массе), или 1000 ppm, снижается скорость процесса нанесения покрытия, которую необходимо поддерживать за счет повышения энергии ионов аргона, что ведет к перегреву сплава мишени и поверхности деталей (подложки), ухудшая адгезию осаждаемых атомов.

Ключевые слова: сплав системы Zr–Y, теплозащитные покрытия, примеси внедрения, рентгеноструктурный фазовый анализ, металлография, периоды кристаллических решеток.

S.P. Konokotin¹, R.M. Nazarkin¹

THE INFLUENCE OF INTERSTITIAL IMPURITIES IN THE Zr–Y TARGET ALLOYS ON THE HEAT RESISTING CERAMIC COATING QUALITY

The influence of interstitial impurities in the Zr–Y target alloys (manufactured by two different techniques) on the quality of thermal barrier ceramic layers of heat resisting coating are studied in this work. The heat resisting ceramic coating manufactured in the UOKS-2 devices by magnetron medium-frequency plasma–chemical deposition on the surface of components that are used at the high temperatures (above 1150 °C). It was found that when the content of interstitial impurities in the target alloy is more than 0,1% (1000 ppm), the rate of the coating process decreases and has to be maintained by increasing the energy of argon ions. This leads to overheating of the target alloy and the surface of the parts (substrate) which impairs the adhesion of the deposited atoms.

Keywords: Zr–Y alloy, heat resisting ceramic coatings, interstitial impurities, x-ray diffraction analysis, phase analysis, metallography, crystal lattice periods.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время существует проблема повышения ресурса работы охлаждаемых лопаток турбины высокого давления за счет ограничения ресурса работы жаростойкого защитного покрытия при температурах >1150 °С.

Разработка и внедрение нового типа ионно-плазменного жаростойкого покрытия могут лишь незначительно повысить ресурс работы лопаток турбины в связи с ограничениями по выбору модифицирующих легирующих компонентов. Наиболее эффективным

и перспективным решением данной проблемы является нанесение теплозащитных покрытий (ТЗП) [1, 2], состоящих из металлического жаростойкого связующего слоя и керамического слоя (КС) ТЗП. Теплозащитное покрытие позволяет снизить температуру охлаждаемых лопаток при воздействии высокотемпературного газового потока в процессе эксплуатации на 100–150 °С, что обеспечивает увеличение их рабочего ресурса [3, 4]. В настоящее время основные работы в данной области связаны с разработкой КС ТЗП на основе стабилизированного диоксида циркония с добавками редкоземельных металлов (РЗМ) Y, Gd, Nd и т. д. – Zr–O–РЗМ.

Во ФГУП «ВИАМ» для нанесения КС ТЗП по технологии среднечастотного магнетронного плазмохимического осаждения (СМПО) используются магнетронные установки собственного производства типа УОКС (УОКС-2, УОКС-3). Данная технология нанесения КС ТЗП с применением отечественного оборудования и материалов разработана с целью замещения не имеющих аналогов промышленных электронно-лучевых методов нанесения керамических покрытий системы Zr–O–РЗМ. Для нанесения по магнетронной технологии КС ТЗП на охлаждаемые лопатки с рабочим ресурсом 10–15 тыс. ч требуются металлические мишени из сплавов системы Zr–РЗМ высокого качества. Однако ввиду наличия в сплавах элементов РЗМ, активно взаимодействующих при выплавке с примесными элементами (С, N, Si), для получения качественных мишеней требуется особый подход к выбору технологий их изготовления, обеспечивающих высокую плотность сплава и низкое содержание примесей внедрения [5–8].

Исследования по установлению причин формирования некачественного КС ТЗП, нанесенного на установке УОКС-2 методом среднечастотного магнетронного распыления металлических мишеней системы Zr–Y, проводились в рамках стратегического направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные покрытия» комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионные и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9].

Установлено, что причиной является выплавка некачественных мишеней из сплавов системы Zr–Y с содержанием недопустимого количества примесей внедрения (С, N, Si), способствующих нарушению процесса осаждения.

Материалы и методы

Проведены исследования мишеней из сплава системы Zr–Y, изготовленных методами вакуумно-дугового переплава (ВДП) и вакуумно-индукционной плавки (ВИП). Мишень из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y выплавляли методом ВДП с графитовым катодом в проточной среде инертного газа. Порцию шихты загружали в камеру плавильной установки на кристаллизатор диаметром 150 мм и расплавляли. После охлаждения расплава в камеру без извлечения металла сверху загружали новую порцию кусковой шихты, после чего проводили процесс плавления. Цикл расплавления шихты повторяли 7–8 раз. Полученный слиток диаметром 150 мм, высотой 160 мм и массой 15 кг подвергали троекратному переплаву методом ВДП для усреднения химического состава сплава, а затем механической обработке на токарном станке с целью удаления оксидных пленок с поверхности. После механической обработки размеры слитка составляли: диаметр 140 мм, высота 150 мм и масса 14 кг. Далее слиток обрезали на механическом станке с ленточной пилой для получения заготовки прямоугольной формы размером 105×105×150 мм, из которой затем вырезали пластины толщиной ~13 мм. Полученные пластины подвергали чистовой механической обработке на фрезерном станке до получения размера 100×100×12 мм, а затем из них собирали 2 составные мишени. Размер каждой мишени: 500×100×12 мм (рис. 1, а). Масса составной

мишени составляла от 4,0 до 4,2 кг. В результате по разработанной технологии из слитка массой ~15 кг изготавливали две составные мишени. Коэффициент использования материала (КИМ) по данной технологии составлял ~53%.

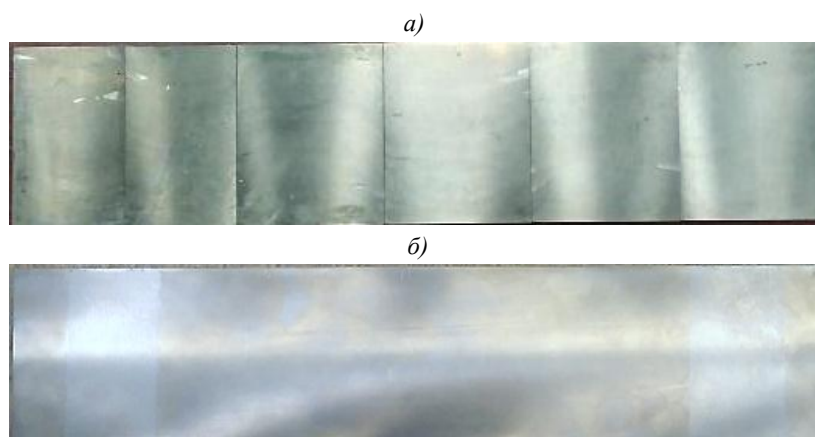


Рис. 1. Составная мишень из сплава системы Zr–Y химических составов: Zr–12,1% (по массе) Y (a) и Zr–8,8% (по массе) Y (б)

Мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y получали с использованием метода ВИП в атмосфере инертного газа [10] во вставном плавильном тигле из оксида иттрия емкостью ~25 кг. После расплавления основной массы шихты в расплав из дозаторного устройства плавильной установки добавляли необходимое количество новой порции шихты. Далее сплав сливали в керамическую прямоугольную форму размером 200×200×50 мм (без учета прибыльной части отливки). Масса полученной отливки составляла 22 кг. После обрезки прибыльной части масса литой заготовки составляла от 13 до 14 кг. Далее литую заготовку подвергали высокотемпературной деформации на воздухе при 950 °С с целью получения полосы, из которой методом гидроэрозионной резки вырезали 2 заготовки для получения мишеней. После завершающей механической обработки на фрезерном станке размер мишеней составлял 500×100×12 мм (рис. 1, б). По разработанной технологии из слитка массой ~22 кг изготавливали 2 мишени, масса каждой из которых составляла от 4,0 до 4,2 кг. По данной технологии КИМ составлял <40%.

На рис. 2 представлено изображение мишени из сплава системы Zr–Y после эксплуатации – нанесения керамического слоя ТЗП на установке УОКС-2. Ярко выражена зона эрозионного износа эллипсоидной формы.

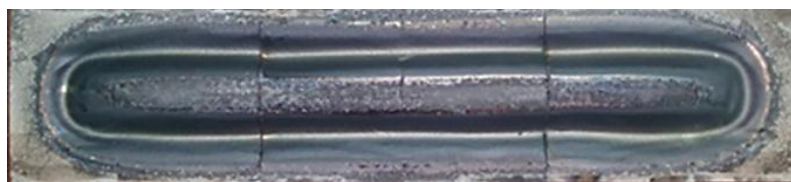


Рис. 2. Составная мишень из сплава системы Zr–Y после эксплуатации

Исследование по определению элементного химического состава мишеней из сплавов системы Zr–Y проводили на следующих установках:

- определение количественного содержания иттрия – на установке 730ES фирмы Varion;
- определение количественного содержания кислорода и азота – на установке ТС600 фирмы Лесо;

– определение содержания газообразующих элементов – на установке CS600 фирмы Лесо.

Металлографические исследования проводили методом растровой электронной микроскопии (РЕМ) на микроскопе Inspect F50 фирмы FEI, а микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) – с помощью приставки EDAX.

Для определения периодов кристаллических решеток фаз, а также рентгеноструктурного качественного и полуколичественного фазового анализа применяли рентгеновский дифрактометр Empyrean Panalytical. Съемку рентгенограмм проводили на данном дифрактометре геометрии Брэгга–Брентано. Уточнение значений периодов кристаллических решеток выявленных фаз выполняли с использованием программы PowderCell [11, 12].

Результаты и обсуждение

По результатам исследования мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, изготовленной по технологии выплавки с использованием метода ВДП, установлено наличие примесей внедрения в количестве, % (по массе): 0,007 углерода; 0,064 кислорода и 0,030 азота (суммарно 0,101% (по массе), или 1010 ppm). Исследование микроструктуры образца мишени из данного сплава методом РЭМ показало, что по границам зерен выделяется более легкоплавкая фаза (рис. 3, а). Ширина границ составляет от 3 до 10 мкм. В микроструктуре видны одиночные темные включения примесей внедрения, которые находятся как по границам зерна, так и в его объеме. Присутствуют также и мелкие светлые включения округлой формы размером от 1 до 6 мкм.

Методом МРСА определено общее содержание примесных включений в структуре сплава: 4,2–4,6% (объемн.), а по его результатам установлено следующее содержание элементов в различных областях образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y (рис. 3, б):

– в объеме зерна (области серого цвета 1, 3), в фазе на основе циркония, % (по массе): 83,8 Zr; 3,7 Y и примеси (5,6 C и 2,3 O);

– во включениях по границам и объему зерен размером от 3 до 10 мкм (области темного цвета 4, 13), в фазе на основе циркония, % (по массе): 79,8 Zr; 7,3 Y и примеси (10,8 C и 2,2 O);

– по границам зерен (области светлого цвета 9, 10), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 88,1 Y; 3,9 Zr и примеси (5,8 C и 2,2 O);

– по границам зерен (области светло-серого цвета 5, 6, 8), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 78,3 Y; 2,2 Zr и примеси (7,7 C и 12,7 O).

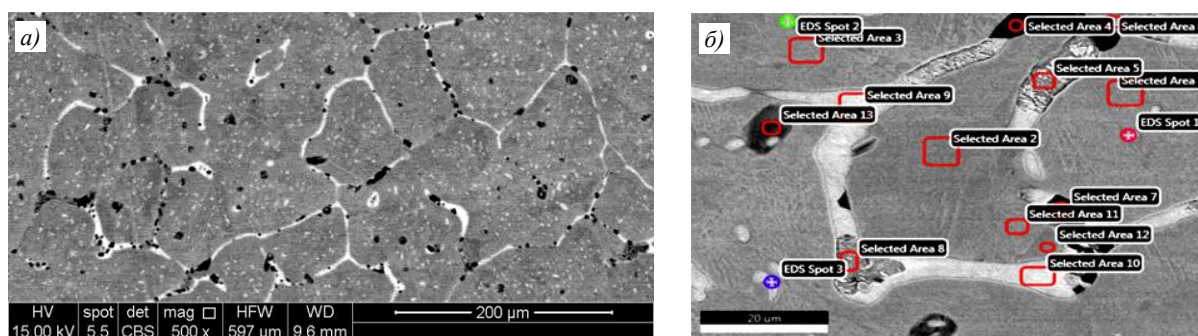


Рис. 3. Микроструктура (а – $\times 500$; б – $\times 4000$) мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y

По результатам рентгеноструктурного качественного и полук количественного (SemiQuant) фазового анализа (табл. 1 и рис. 4) образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y определено наличие в нем 70–85% (объемн.) фазы на основе циркония и ~ (15–30)% (объемн.) фазы на основе иттрия [7, 8]. Примесные фазы не выявлены ввиду их малого количества.

Таблица 1

Тип фазы	Содержание фазы, % (объемн.)	Период решетки, нм	
		<i>a</i>	<i>c</i>
Гексагональная на основе циркония	70–85	0,32505	0,51944
Гексагональная на основе иттрия	15–30	0,36536	0,58081

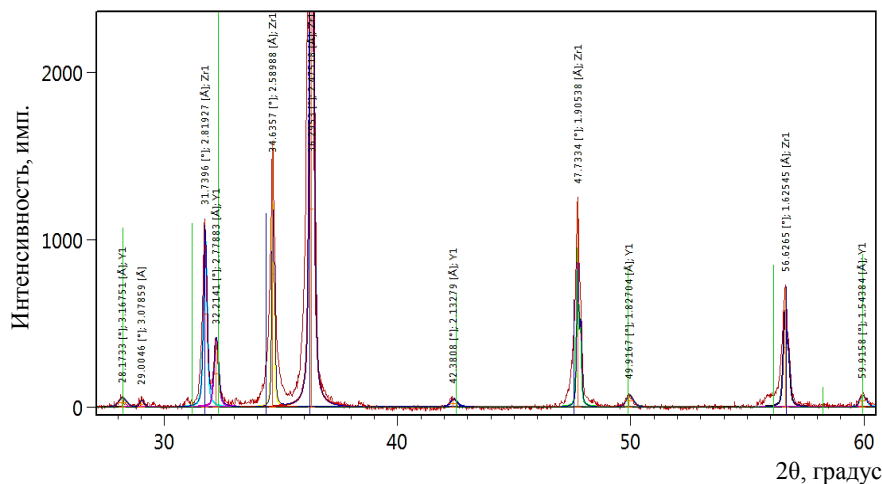
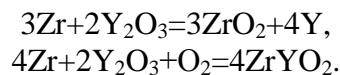


Рис. 4. Рентгенограмма образца из сплава химического состава Zr–12% (по массе) Y (Cu K_α-излучение)

Исследование образца мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленного с применением метода ВИП, показало присутствие примесей ZrO₂ и ZrYO₂, образующихся при взаимодействии расплава с футеровкой плавильного тигля. Образование оксидных соединений осуществлялось по следующим реакциям:



Выплавленный металл при температуре 1950 °С сливали в керамическую форму из оксида алюминия. Температура формы на момент ее заливки металлом составляла 500 °С. На данном этапе процесса происходило взаимодействие химически активных элементов сплава (Y, Zr) с поверхностным слоем керамической формы с образованием оксидов.

После отделения керамической формы от отливки на ее поверхности зафиксирован химический пригар розового цвета, трудно удаляемый с использованием дробеструйной обработки. Далее литую заготовку подвергали деформации на воздухе при температуре 950 °С, что вело к насыщению сплава оксидными и нитридными соединениями.

Исследование образца из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, полученного методом ВИП, выявило в нем наличие следующих примесей внедрения, % (по массе): 0,11 углерода; 0,22 кислорода; 0,075 азота (суммарно 0,405% (по массе), или 4050 ppm).

По результатам исследований методом РЭМ установлено, что в микроструктуре деформированного сплава (рис. 5, *a*) выраженных границ между кристаллами зерен не наблюдается. Видны ориентированно-направленные примесные включения темного цвета размером от 0,3 до 20,0 мкм, равномерно распределенные по структуре сплава, в которой присутствуют крупные темные включения округлой формы размером от 5 до 30 мкм, расположенные на расстоянии от 50 до 100 мкм друг от друга.

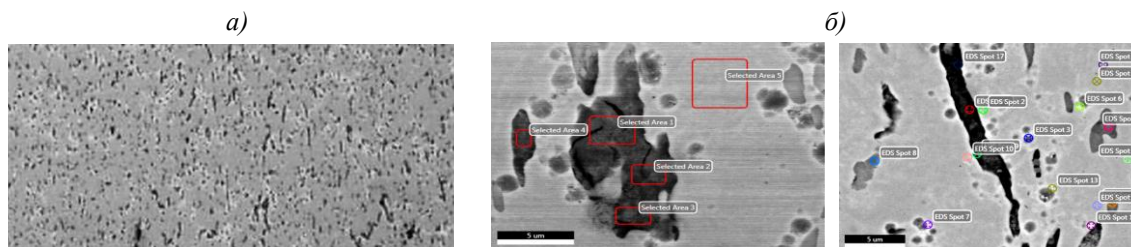


Рис. 5. Микроструктура (*a* – $\times 500$; *b* – $\times 13000$) мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y

Методом МРСА определено общее содержание примесных включений в структуре сплава: 6,8–7,2% (объемн.), а по его результатам установлено следующее содержание элементов в различных областях образца мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y (рис. 5):

- в области серого цвета (5), в фазе на основе циркония, % (по массе): 79,8 Zr; 5 Y и примеси (10,5 C; 5,0 O; 1,4 Si и 1,2 Al) (рис. 5, *b*);
- в округлых темных включениях (области 1–4), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 52,0 Y; 6,5 Zr и примеси (18,0 C и 23,5 O) (рис. 5, *b*);
- в точках темно-серого цвета (области 3, 7, 8), в фазе на основе циркония, % (по массе): 72,0 Zr; 9,0 Y и примеси (12,0 C и 7,0 O) (рис. 5, *в*);
- в темных точках (области 1, 4, 5, 9, 10, 14, 17), в фазе на основе иттрия, % (по массе): 53,0 Y, 19,0 Zr и примеси (12,5 C и 15,5 O) (рис. 5, *в*).

Установлено присутствие примесей углерода (возможно попадание токопроводящей эпоксидной смолы в поры при подготовке шлифа для проведения структурных исследований), а также оксидных пленок.

По результатам рентгеноструктурного качественного и полуколичественного фазового анализа (табл. 2, рис. 6) образца из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y установлено наличие 90–95% (объемн.) фазы на основе циркония и 5–10% (объемн.) фазы на основе иттрия.

Таблица 2

Фазовый состав мишени, полученной методом вакуумно-индукционной плавки

Фаза	Содержание фазы, % (объемн.)	Период решетки, нм	
		<i>a</i>	<i>c</i>
Гексагональная на основе циркония	90–95	0,32462	0,51848
Гексагональная на основе иттрия	5–10	0,36512	0,57817

Основной задачей при выплавке сплавов системы Zr–Y являлось получение заготовок с наименьшим содержанием примесей внедрения в фазах на основе циркония и иттрия. По результатам полуколичественного рентгенофазового анализа установлено:

в сплаве, полученном с использованием метода ВДП, количество тугоплавкой фазы на основе циркония с гексагональной решеткой составляет 70–85% (объемн.); в сплаве, полученном методом ВИП, – до 90–95% (объемн.). Содержание легкоплавкой фазы на основе иттрия с гексагональной решеткой в сплаве, полученном методом ВДП, составляет 15–30% (объемн.), а в сплаве, полученном методом ВИП, 5–10% (объемн.). Увеличение значений периодов решетки a и c в сплаве, изготовленном по технологии с применением метода ВДП, вызвано присутствием большого количества фазы на основе иттрия (15–30% (объемн.)) и низким содержанием примесей внедрения (0,101% (по массе), или 1010 ppm). В сплаве, изготовленном по технологии с применением метода ВИП, уменьшение величин периодов решетки a и c вызвано низким содержанием фазы на основе иттрия (5–10% (объемн.)) и высоким содержанием примесей внедрения (0,405% (по массе), или 4050 ppm).

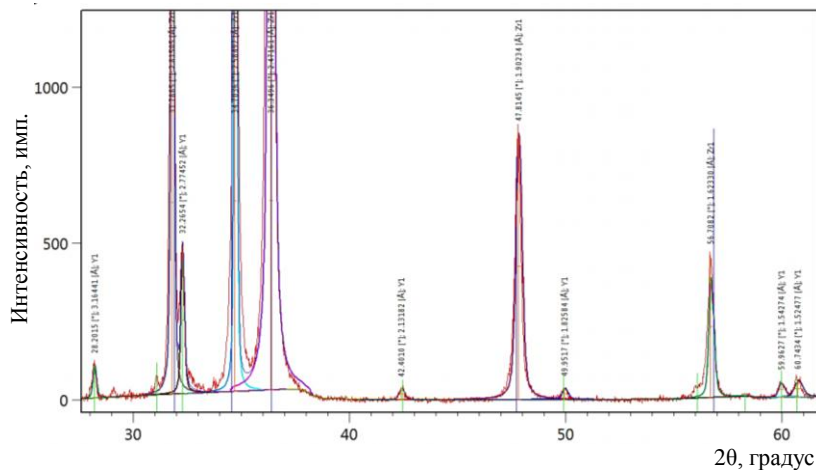


Рис. 6. Рентгенограмма образца из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y (Cu K_{α} -излучение)

В работе [13] отмечено, что в магнетронных распылительных установках энергия ионов (как правило, аргона), бомбардирующих металлическую мишень, находится в диапазоне от 300 до 600 эВ. Основным механизмом взаимодействия ионов с поверхностью сплава мишени является ионное распыление, характеризующееся коэффициентом распыления. Из данных, представленных в табл. 3, видно, что есть некоторая связь между коэффициентом заполнения кристалла атомами и коэффициентом распыления. При высоких значениях коэффициента заполнения кристалла атомами коэффициент распыления выше, чем у металлов с низким коэффициентом заполнения кристалла атомами.

В табл. 3 приведены данные коэффициента распыления различных материалов ионами аргона при типичных для магнетронных распылительных систем значениях энергии. Например, углерод, имея самую низкую величину коэффициента распыления, обладает самым низким коэффициентом заполнения кристалла атомами, диаметр которого значительно меньше диаметров других металлов. Из этого следует, что он при внедрении в кристаллическую решетку металлов нарушает ее структуру. Чем выше и «разнообразнее» уровень примесей внедрения (C, Si, N, O), тем больше деформация кристаллической решетки атомов металла, а коэффициент распыления сплава мишени меньше.

С целью повышения коэффициента распыления требуется дополнительная энергия за счет увеличения разрядного напряжения для бомбардировки ионами аргона. Однако это приводит к перегреву сплава мишени и подложки детали, ведущей к ее окислению и ухудшению адгезии осаждаемого слоя керамического покрытия.

Таблица 3

Коэффициент распыления различных материалов ионами аргона при низких значениях их энергии [13]

Материал	Коэффициент распыления при энергии ионов аргона, эВ		Кристаллическая структура металлов	Коэффициент заполнения кристалла атомами	Атомный диаметр, нм
	400	600			
Ag	2,5	3,0	Гранецентрированная кубическая	0,74	0,2883
Cu	1,8	2,2			0,2551
Ni	1,0	2,0			0,2457
Al	0,8	1,25	Гранецентрированная кубическая		0,2800
Zr	0,6	0,9	Объемноцентрированная кубическая β -Zr		0,3220
Ti	0,4	0,6	Объемноцентрированная кубическая β -Ti	0,68	0,2960
C	0,09	0,15	Кубическая гексагональная некомпактная	0,34	0,1540

В случае бомбардирования мишени с низким содержанием примесей ($\leq 0,1\%$ (по массе), или ≤ 1000 ppm) процесс распыления протекает стабильно. В результате распыления металлической мишени атомами реактивного газа (кислорода, аргона) на поверхности подложки формируется качественный слой керамического покрытия требуемого химического состава (рис. 7, а).

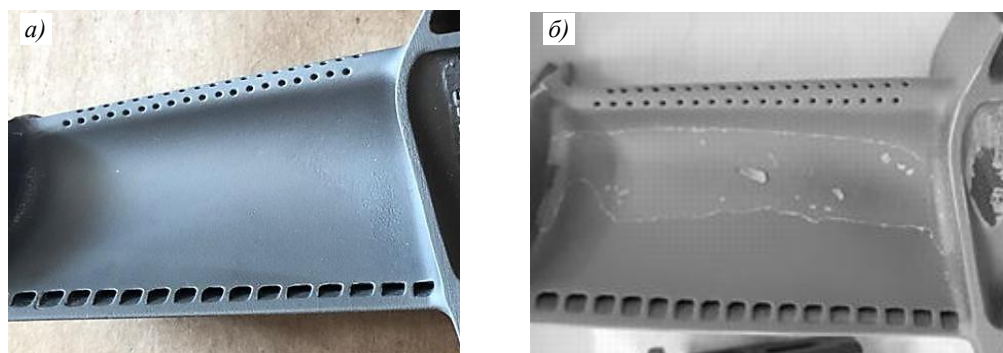


Рис. 7. Перо охлаждаемой лопатки турбины с теплозащитным покрытием и керамическим слоем, нанесенным магнетронным распылением мишени из сплава, полученного по технологии с применением методов ВДП (а) и ВИП (б)

Толщина керамического слоя теплозащитного покрытия составляет от 50 до 100 мкм при распылении мишени в течение 5–8 ч. При наличии повышенного содержания примесей внедрения в сплаве мишени ($> 0,1\%$ (по массе), или > 1000 ppm) стабильность процесса распыления нарушается. Если оксидные, нитридные и карбидные примеси внедрения, содержащиеся в сплаве мишени, отрицательно влияют только на процесс распыления мишени, ухудшая адгезию покрытия, то атомы кремния и прочие примеси, окисляясь в потоке кислорода, образуют оксидные соединения, которые участвуют в формировании керамического слоя покрытия, нарушая его химический состав. В процессе охлаждения деталей примесные оксиды, находящиеся в слое керамического покрытия, образуют внутренние напряжения, которые ввиду разницы значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) (табл. 4) [14, 15] в процессе эксплуатации деталей с ТЗП ведут к образованию трещин, сколов и отслоению покрытия.

Свойства оксидных соединений при температуре 20–800 °С

Свойства	Значения свойств оксидных соединений			
	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Y ₂ O ₃	ZrO ₂
Плотность, кг/м ³	3500	2300	4840	5680
ТКЛР, α · 10 ⁶ , К ⁻¹	13,3	2,0	8,4	10
Микротвердость, МПа	2100	1100	2800	1200

Экспериментально установлено, что при распылении мишени, изготовленной с применением метода ВИП, в течение >6 ч температура подложки превышала 600 °С, что сказывалось на качестве керамического покрытия толщиной ~ (30–50) мкм. После охлаждения деталей до комнатной температуры и изъятия из рабочей камеры установки УОКС-2 на поверхности обнаруживали сколы, разрушения и осыпание керамического слоя (рис. 7, б).

Заключения

По результатам проведенных исследований установлено:

– мишень из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, полученная с использованием метода ВДП, содержит примеси внедрения в количестве 0,101% (по массе), или 1010 ppm, а мишень из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленная с использованием метода ВИП, содержит примеси внедрения в количестве 0,405% (по массе), или 4050 ppm;

– при распылении мишени из сплава химического состава Zr–12,1% (по массе) Y, полученной с использованием метода ВДП, процесс осаждения покрытия протекает без нарушений, а при распылении мишени из сплава химического состава Zr–8,8% (по массе) Y, изготовленной с применением метода ВИП, в течение >6 ч температура подложки превышала 600 °С, что сказывалось на качестве керамического покрытия. После охлаждения деталей с ТЗП до комнатной температуры и изъятия их из рабочей камеры на поверхности обнаруживались сколы и осыпание керамического слоя;

– коэффициент использования материала дорогостоящего сплава системы Zr–Y, полученного по технологии с использованием метода ВДП, составляет 53%, а с применением метода ВИП <40%;

– метод ВИП, используемый для мишеней из сплавов, содержащих химически активные элементы РЗМ, не способен обеспечить повторяемость химического состава ввиду эксплуатации плавильного тигля, изготовленного из оксидных материалов, активно взаимодействующих с РЗМ.

Таким образом, для выплавки сплавов с элементами РЗМ, предназначенных для получения мишеней для магнетронного напыления КС ТЗП, применение метода ВДП является более перспективным. Совершенствование данной технологии позволит получать качественные сплавы с более низким содержанием примесей внедрения, что положительно отразится на качестве КС ТЗП.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток ГТД // Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. М.: Наука, 2006. С. 531–608.
2. Sudhangshu V. High Temperature Coatings. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2018. 416 p.
3. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Галоян А.Г., Луценко А.Н. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток и деталей ГТД // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 107–124.

4. Bakan E., Vassen R. Ceramic Top Coats of Plasma – Sprayed Thermal Barrier Coatings: Materials, Processes, and Properties // Journal of Thermal Spray Technology. 2017. Vol. 26. P. 992–1010.
5. Сергеев В.П., Нейфельд В.В., Сунгатулин А.Р. и др. Увеличение термоциклической стойкости покрытий на основе Zr–Y–O, полученных методом магнетронного осаждения // Известия Томского политехнического университета. 2010. Т. 317. №3. С. 111–115.
6. Чубаров Д.А., Будиновский С.А., Смирнов А.А. Магнетронный способ нанесения керамических слоев теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2016. №4 (45). С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-23-30.
7. Чубаров Д.А., Будиновский С.А. Выбор керамического материала для теплозащитных покрытий лопаток авиационных турбин на рабочие температуры до 1400 °С // Труды ВИАМ. 2015. №4. Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.09.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7.
8. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
9. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
10. Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. Екатеринбург: Квист, 2008. 208 с.
11. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСиС, 2002. 360 с.
12. Nolze G. PowderCell: instruction manual. Berlin: Federal Institute for Materials Research and Testing, 2017. 45 p.
13. Духопельников Д.В. Магнетронные распылительные системы: учеб. пособие: в 2 ч. М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2014. Ч. 1: Устройство, принципы работы, применение. С. 31–35.
14. Самсонов Г.В., Борисова А.Л., Жидкова Т.Г. и др. Физико-химические свойства окислов: справочник / под ред. Г.В. Самсонова. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Metallurgia, 1978. 472 с.
15. Будиновский С.А., Стехов П.А., Доронин О.Н., Артеменко Н.И. Основные механизмы разрушения керамического слоя теплозащитных покрытий (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. №2 (74). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-105-112.