

УДК 669.017

Р.М. Назаркин¹, А.В. Платицин¹, Е.Б. Чабина¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МАГНЕТРОННЫХ МИШЕНЕЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr–Y

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-118-127

Мишени из сплавов системы Zr–Y используются для нанесения теплозащитных керамических покрытий на поверхность деталей горячего тракта ГТД и ГТЭУ методами плазмохимического осаждения. Проведено сравнительное исследование микроструктуры и фазового состава образцов мишеней, полученных методами вакуумно-индукционной и вакуумно-дуговой плавки сплава системы Zr–Y. Показаны закономерности изменения микроструктуры и содержания фаз в сплаве на основе системы Zr–Y в зависимости от используемой технологии производства. Выявлены причины, приведшие к изменению микроструктуры и фазового состава сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y при изменении технологии производства мишеней.

Ключевые слова: *сплав системы Zr–Y, мишени для магнетрона, рентгеновский структурный анализ, фазовый анализ, электронно-зондовый микроанализ, микроструктура, периоды кристаллических решеток.*

R.M. Nazarkin¹, A.V. Platitsin¹, E.B. Chabina¹

THE INFLUENCES OF MANUFACTURING TECHNOLOGY OF THE MAGNETRON TARGETS ON THE MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF Zr–Y-BASED ALLOY

The Zr–Y-based alloy targets are used for spraying of heat-resisting ceramic coatings on the gas-turbine hot section components surface by the plasma-chemical deposition techniques. The comparative study of the microstructure and phase composition for target specimens, which manufactured by vacuum-induction melting or vacuum-arc melting, are performed. The patterns of change in a microstructure and a phase composition in the experimental Zr–Y-based alloy, depending of manufacturing technology are shown. The aspects which have led to transformation of microstructure and phase composition of VTsM-1 Zr–Y-based alloy at the change of the manufacturing technology of targets are detected.

Keywords: *Zr–Y-based alloy, magnetron target, x-ray diffraction analysis, phase analysis, electron probe microanalysis, microstructure, 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

Современные газотурбинные двигатели (ГТД) и энергетические установки (ГТЭУ) эксплуатируются в условиях все возрастающих температур – как в камерах сгорания, так и в турбине высокого давления. Необходимость в дальнейшем совершенствовании тепловой защиты деталей горячего тракта ГТД и ГТЭУ ставит задачи разработки новых жаростойких покрытий и технологий их нанесения на поверхность жаропрочных сплавов.

Известно, что сплавы системы Zr–Y являются одними из наиболее перспективных для производства на их основе теплозащитных покрытий (ТЗП) высокого качества, поэтому исследование сплавов этой системы остается актуальной задачей [1–4].

Сплавы на основе системы легирования Zr–Y соответствуют требованиям по физико-механическим свойствам для изготавливаемых на их основе жаростойких покрытий. При этом, согласно научно-техническим литературным данным [5–8], долговечность керамического слоя покрытий определяется временем до скалывания этого слоя или скоростью роста оксидной пленки на поверхности жаростойкого подслоя ТЗП, т. е. зависит от химического состава подслоя. На микроструктуру керамического слоя и на одну из основных его характеристик – коэффициент теплопроводности – могут влиять режимы нанесения керамического слоя и содержание редкоземельных металлов в сплавах мишени. Так, в работе [9] сообщается, что структура и фазовый состав жаростойкого покрытия системы Zr(Y, Hf)–O определяется режимом магнетронного распыления; в работе [10] указывается, что термоциклическая стойкость покрытий системы Zr–Y–O определяется следующими факторами: химическим составом мишени, режимом магнетронного распыления, а следовательно, фазовым составом покрытия.

Вследствие этого совершенствование химической композиции сплавов и технологий производства мишеней для магнетронного распыления остается важной задачей для современного материаловедения [11, 12]. В настоящее время наиболее распространенными методами производства мишеней для последующего плазмохимического напыления жаростойких керамических покрытий по технологиям магнетронного среднечастотного распыления являются вакуумно-индукционная либо вакуумно-дуговая плавки сплава; при этом в процессе кристаллизации сплава применяются керамические тигли [13, 14]. В данной работе проводится сравнительное исследование структуры и фазового состава мишеней для магнетронного распылителя, изготовленных из сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y по двум различным технологиям. Сплав этой системы содержит иттрий – до 10% (по массе).

Материалы и методы

Образцы мишеней для нанесения керамических покрытий системы Zr–Y–O методом среднечастотного магнетронного распыления в среде аргона и кислорода, выбранные для проведения комплексных исследований, изготовлены по двум принципиально отличающимся технологиям.

Технология I – сплав системы Zr–Y для мишеней изготавливали методом вакуумно-индукционной плавки (ВИП). Расплавление шихты сплава проводили во вставном тигле на основе оксида иттрия (в атмосфере аргона) с последующей заливкой расплава в керамическую форму; далее осуществляли обрезку прибыльной части слитка и его механическую обработку на станке; затем полученную заготовку подвергали горячей деформации при температуре 950 °С. Из заготовки после горячей деформации вырезали образцы по размерам мишеней, которые подвергали чистовой обработке на фрезерном станке.

Технология II – сплав изготавливали методом вакуумно-дуговой плавки (ВДП) расходного электрода с тройным переплавом. Готовый слиток подвергали механической обработке и обрезке под заготовку; далее проводили механическую резку заготовки для мишеней на пластины с последующей механической чистовой обработкой пластин.

Для прогнозирования возможного фазового состава сплава ВЦМ-1 необходимо проанализировать диаграммы состояния для двойных систем Zr–Y (основные компоненты сплава) и Zr–O, Y–O (поскольку кислород в сплавах данной системы является наиболее часто встречающейся примесью внедрения), которые приведены на рис. 1 и 2.

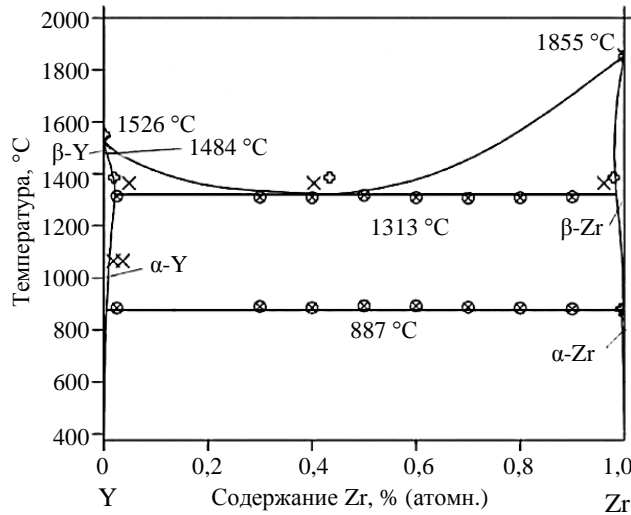


Рис. 1. Диаграмма состояния двойной системы Y–Zr [15]

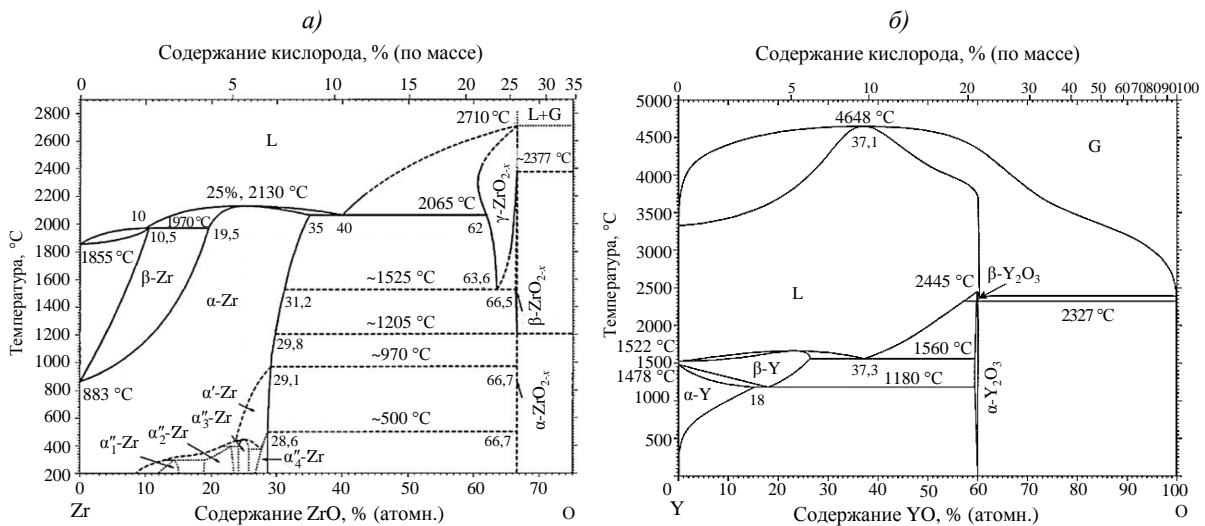


Рис. 2. Диаграмма состояния двойной системы Zr–O (а) [16] и Y–O (б) [17]

Рассмотрев представленные на рис. 1 и 2 диаграммы состояния для двойных систем Zr–Y и Zr–O, Y–O, можно сделать вывод, что исследуемый сплав ВЦМ-1, по-видимому, будет представлять собой эвтектическую смесь двух фаз: α -Zr и α -Y; обе фазы эвтектики имеют кристаллическую решетку гексагональной сингонии.

В присутствии кислорода в качестве примеси внедрения, в сплаве, согласно диаграммам состояния, возможно образование оксидных фаз типа α -ZrO_{2-x} (с моноклинной сингонией) и α -Y₂O_{3-x} (с кубической сингонией). При этом в сплавах системы Zr–Y при кристаллизации наиболее вероятно выделение оксидной фазы типа α -Y₂O₃, поскольку растворимость кислорода в иттрии при комнатной температуре крайне мала (не превышает 0,2–0,3% (по массе)). Растворимость кислорода в цирконии при комнатной температуре во много раз больше и составляет ~ (5,0–6,0)% (по массе).

Исследование микроструктуры сплавов, их фазового и химического состава проводили на образцах мишеней для магнетронного распыления с использованием комплекса современного оборудования в лаборатории металлофизических исследований Испытательного центра (ИЦ) ФГУП «ВИАМ» [18]. Для определения величины периодов кристаллических решеток фаз и фазового анализа применяли рентгеновский

дифрактометр Empyrean Panalytical. Съемку рентгенограмм на этом дифрактометре проводили с использованием кристалла-монокроматора на первичном пучке, применяя рентгеновскую трубку с медным анодом (Cu K_α -излучение). Режим работы рентгеновской трубки следующий: ускоряющее напряжение на аноде рентгеновской трубки 40 кВ, ток накала трубки 40 мА, шаг съемки по углу 2θ составлял 0,01 градуса, фазовый анализ всех образцов проведен с использованием банка данных PDF-2 и компьютерных программ DataViever и HighScore. Уточнение периодов кристаллических решеток выявленных фаз (твердых растворов на основе α -Zr и α -Y с гексагональной сингонией, оксидной фазы α -Y₂O₃ с кубической сингонией) проведено при помощи компьютерной программы PowderCell в соответствии с указанными далее формулами:

$$a^2 = \frac{4}{3} \cdot \frac{A_1 \cdot B_2 - A_2 \cdot B_1}{\frac{B_2}{d_{H_1K_1L_1}^2} \cdot \frac{B_1}{d_{H_2K_2L_2}^2}} = \frac{\lambda^2}{3} \cdot \frac{A_1 \cdot B_2 - A_2 \cdot B_1}{B_2 \sin^2 \theta_1 - B_1 \sin^2 \theta_2}, \quad (1)$$

$$c^2 = \frac{A_1 \cdot B_2 - A_2 \cdot B_1}{\frac{A_1}{d_{H_2K_2L_2}^2} - \frac{A_2}{d_{H_1K_1L_1}^2}} = \frac{\lambda^2}{4} \cdot \frac{A_1 \cdot B_2 - A_2 \cdot B_1}{A_1 \sin^2 \theta_2 - A_2 \sin^2 \theta_1}, \quad (2)$$

$$A = H^2 + HK + K^2; B = L^2, \quad (3)$$

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} = d_{HKL} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}, \quad (4)$$

где d – межплоскостное расстояние, нм; λ – длина волны, нм; a и c – периоды кристаллической решетки фазы, нм; $(H_1K_1L_1)$ и $(H_2K_2L_2)$ – кристаллографические индексы (HKL) выбранных линий 1 и 2; θ_1 и θ_2 – углы дифракции рентгеновских линий 1 и 2 соответственно, по которым производится уточнение периодов кристаллических решеток фаз [19, 20]. Для фаз с гексагональной сингонией (α -Zr и α -Y) уточнение периодов кристаллической решетки выполнялось по линиям (HKL) : $(H_1K_1L_1) = (304)$, $(H_2K_2L_2) = (330)$, согласно формулам (1), (2) и (3); для оксида α -Y₂O₃ – по линии $(HKL) = (222)$ по формуле (4).

Определение локального элементного состава образцов проведено методом электронно-зондового микроанализа на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Zeiss EVO MA 10, оснащенный энергодисперсионным спектрометром X-MAX, при ускоряющем напряжении 25 кВ и токе пучка электронов 3,5 нА. Получены изображения микроструктуры образцов в режиме отраженных электронов. Контраст изображения микроструктуры в отраженных электронах определяется средним атомным номером фазы: чем больше атомный номер, тем светлее данный участок, и наоборот, чем средний атомный номер фазы меньше, тем данный участок поверхности темнее. Определение локального элементного состава образцов проведено в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015 с применением калибровки по сертифицированным эталонам. Диапазон регистрируемых элементов для качественного анализа – от Be (атомный номер $Z=4$) до U ($Z=92$), для количественного анализа – от Na (атомный номер $Z=11$) до U ($Z=92$). Анализ и обработка данных выполнены с применением программного обеспечения AZtec 2.3.

Результаты и обсуждение

Микроструктура сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y и выбор локальных участков на поверхности шлифа для проведения электронно-зондового микроанализа показаны на рис. 3.

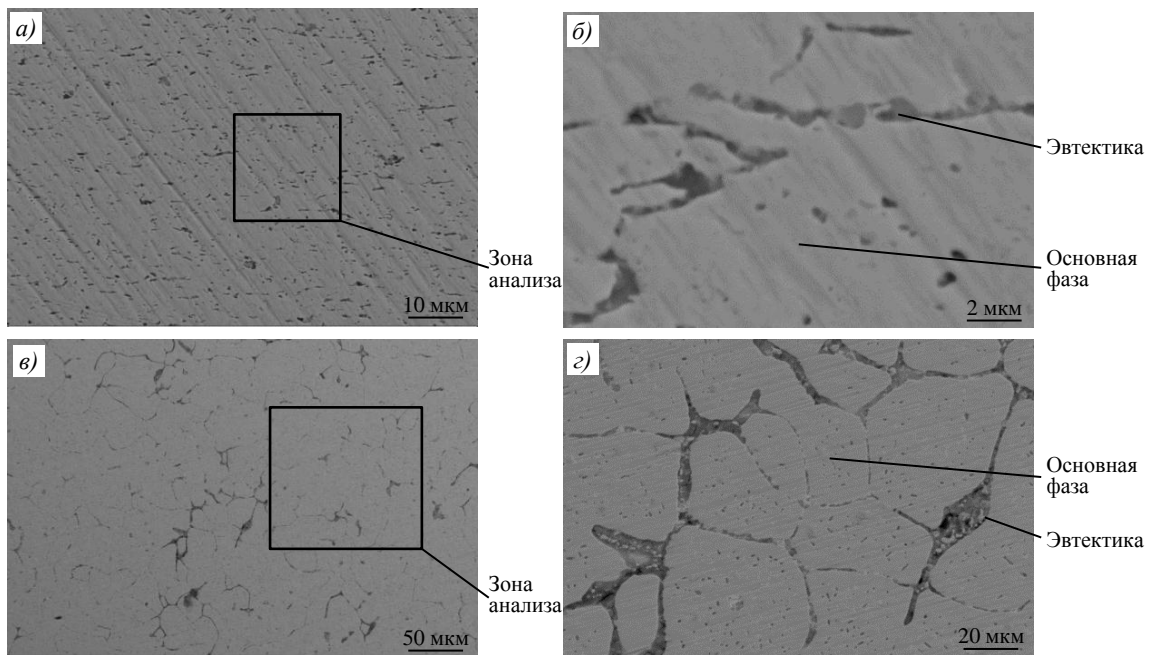


Рис. 3. Микроструктуры образцов из сплава системы Zr–Y, полученных по технологиям ВИП (а, б) и ВДП (в, г), для определения среднего (а – $\times 1000$; в – $\times 200$) и локального (б – $\times 5000$; г – $\times 500$) химического состава

Видно, что изменение технологии изготовления мишеней из сплава системы Zr–Y (переход от вакуумно-индукционной к вакуумно-дуговой плавке) сопровождается изменениями микроструктуры. Для образца, полученного по технологии ВИП, характерно наличие значительного количества равномерно распределенных дисперсных частиц обогащенной иттрием фазы, а для микроструктуры образца, полученного по технологии ВДП, характерно присутствие в структуре небольшого количества укрупненных частиц фазы, обогащенной иттрием, локализованных по границам зерен.

В микроструктуре сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y, полученного по технологии ВИП, не выявлено выраженных границ между кристаллами. Видны ориентированно-направленные включения темного цвета размером от 0,3 до 20,0 мкм, расположенные на расстоянии от 0,5 до 10,0 мкм друг от друга, равномерно распределенные по структуре сплава. В структуре сплава также присутствуют крупные темные включения округлой формы размером от 5 до 30 мкм, расположенные на расстоянии от 50 до 100 мкм друг от друга. Исследование микроструктуры сплава системы Zr–Y, полученного по технологии ВДП, показало, что по границам зерен выделяется более темно-окрашенная фаза (с пониженной средней атомной массой). Ширина границ зерен составляет от 3 до 10 мкм. В микроструктуре видны одиночные темные включения, которые находятся как по границам, так и в объеме зерна. Присутствуют также и мелкие светлые включения округлой формы размером от 1 до 6 мкм.

Сопоставляя микроструктуру сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y, полученного методами ВИП и ВДП, следует отметить, что на морфологию фаз главным образом влияет заключительный этап технологической обработки при изготовлении мишени для магнетрона. Для технологии на основе ВИП – это горячая деформация сплава, при которой вся микроструктура деформируется вместе с заготовкой мишени. Поэтому при использовании данной технологии микроструктура сплава приобретает характерный вид: межзеренные области с эвтектической смесью направленно деформируются, образуя в ней ориентированно-строчечные включения.

При использовании технологии на основе ВДП после кристаллизации отливки она не подвергается никакой обработке, кроме механической резки. В этом случае для сплава характерна литая структура, где по границам равноосных зерен при комнатной температуре присутствует эвтектическая смесь фаз (α -Zr)+(α -Y). При использовании технологии на основе ВДП (так же как и при технологии на основе ВИП) в составе эвтектической смеси могут находиться и ультрадисперсные частицы оксидной фазы α -Y₂O₃.

Результаты исследований методом электронно-зондового микроанализа образцов из сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y, изготовленных по технологиям ВИП и ВДП, приведены в табл. 1. Из представленных в табл. 1 результатов электронно-зондового микроанализа сплавов исследуемой системы Zr–Y следует, что технология ВДП обеспечивает более низкое содержания фаз (основная фаза на основе α -Zr и фаза на основе α -Y). Так, в фазе на основе α -Zr, содержание кислорода снижается с 3% до уровня ниже предела обнаружения.

Таблица 1

Локальный элементный состав образцов из сплавов системы Zr–Y

Технология получения образца	Место анализа	Содержание элемента, % (по массе)		Σ , % (по массе)	Содержание кислорода, % (по массе)
		Zr	Y		
На основе вакуумно-индукционной плавки (ВИП)	Средний состав по образцу сплава	88,6	7,8	96,4	~4
	Основная фаза на основе α -Zr	93,2	4,4	97,6	~3
	Иттрийсодержащие фазы эвтектики (α -Y)+(α -Y ₂ O ₃)	15,1	72,1	87,2	~13
На основе вакуумно-дуговой плавки (ВДП)	Средний состав по образцу сплава	92,6	6,1	98,7	~1
	Основная фаза на основе α -Zr	94,2	3,6	97,8	Не обнаружен
	Иттрийсодержащие фазы эвтектики (α -Y)+(α -Y ₂ O ₃)	54,0	33,2	87,2	~13

Высокое содержание кислорода (~13% (по массе)) в иттрийсодержащих фазах эвтектики (при использовании технологий на основе ВИП и ВДП) намного превышает растворимость кислорода в иттрии. Это указывает на возможное присутствие оксидных фаз в сплаве, что и было подтверждено данными рентгеновского фазового анализа – обнаружена оксидная фаза α -Y₂O₃ в следовом количестве в обоих исследованных образцах.

Высокое содержание циркония в обогащенной иттрием области (несмотря на незначительную растворимость циркония в иттрии) можно объяснить тем обстоятельством, что основная фаза на основе α -Zr при кристаллизации формирует тело зерна, а по границам зерен в межзеренном пространстве скапливается эвтектика, представляющая собой смесь двух фаз – на основе α -Zr и α -Y. В составе эвтектической смеси также могут находиться ультрадисперсные частицы оксидной фазы α -Y₂O₃, а наиболее вероятная причина ее образования (согласно диаграмме состояния системы Y–O) – распад пересыщенного твердого раствора на основе α -Y при его охлаждении в процессе кристаллизации слитка сплава.

Фазы, представленные в табл. 1, идентифицированы при помощи качественного фазового анализа рентгеноструктурным методом. Периоды кристаллических решеток всех фаз уточнены посредством индирования по снятым рентгенограммам.

Рентгенограммы образцов (мишеней для магнетрона) с результатами качественного фазового анализа (идентификация дифракционных пиков) представлены на рис. 4. Результаты рентгеновского структурного и фазового анализа, а также периоды кристаллических решеток фаз и их псевдообъемная доля (полуколичественный фазовый анализ) приведены в табл. 2.

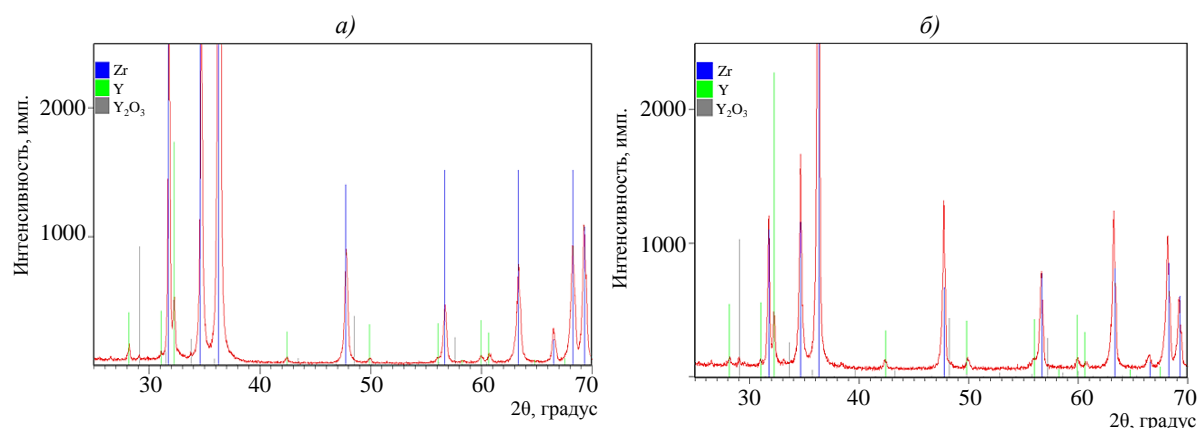


Рис. 4. Рентгенограммы ($\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучение) образцов из сплава системы $\text{Zr}-\text{Y}$, полученных методами вакуумно-индукционной (а) и вакуумно-дуговой (б) плавки

Таблица 2

Результаты рентгеновского структурного и фазового анализа образцов (мишеней) из сплава системы $\text{Zr}-\text{Y}$, изготовленных по различным технологиям

Технология получения образца	Фаза	Содержание фазы, % (объемн.)	Период кристаллической решетки, нм	
			<i>a</i>	<i>c</i>
На основе вакуумно-индукционной плавки (ВИП)	Гексагональная на основе $\alpha\text{-Zr}$	90–95	0,32462	0,51848
	Гексагональная на основе $\alpha\text{-Y}$	5–10	0,36512	0,57817
	Кубическая на основе $\alpha\text{-Y}_2\text{O}_3$	Следы	1,06328	–
На основе вакуумно-дуговой плавки (ВДП)	Гексагональная на основе $\alpha\text{-Zr}$	70–85	0,32505	0,51944
	Гексагональная на основе $\alpha\text{-Y}$	15–30	0,36536	0,58081
	Кубическая на основе $\alpha\text{-Y}_2\text{O}_3$	Следы	–	1,06397

Из результатов рентгеноструктурного и фазового анализа сплавов системы $\text{Zr}-\text{Y}$ следует, что переход от технологии ВИП к технологии ВДП способствует увеличению содержания фазы на основе $\alpha\text{-Y}$ с 5–10 до 15–30% (объемн.).

Периоды элементарной ячейки *a* и *c* как основных фаз на основе $\alpha\text{-Zr}$ и $\alpha\text{-Y}$, так и периоды *a* и *c* для оксидной фазы на основе $\alpha\text{-Y}_2\text{O}_3$, при этом заметно возрастают.

В обоих случаях в составе сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y для мишеней магнетрона, обнаружены следовые количества оксидной фазы на основе α -Y₂O₃.

С помощью методики рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) у поверхности шлифа определено содержание кислорода в целом по сплаву системы Zr–Y и в каждой отдельной фазе – зернах основной фазы на основе α -Zr и эвтектической смеси фаз в виде строчечных выделений. Установлено, что при технологии ВИП содержание кислорода в целом в объеме сплава составляло ~4% (по массе), в основной фазе (на основе α -Zr): ~3% (по массе), в эвтектической смеси фаз (α -Zr)+(α -Y)+(α -Y₂O₃): ~13% (по массе). Такое содержание кислорода в сплаве и отдельных фазах представляется достаточно высоким.

В свою очередь, исследованиями поверхности сплава системы Zr–Y при помощи методики РСМА обнаружено, что при использовании в производстве мишеней для магнетрона технологии на основе ВДП сплава системы Zr–Y содержание примесей внедрения (т. е. кислорода) резко снижается. Так, установлено, что содержание кислорода в целом в объеме сплава системы Zr–Y составляло ~1% (по массе), а в основной фазе сплава (на основе α -Zr) – примеси внедрения (кислород) не выявлены, но в эвтектической смеси фаз (α -Zr)+(α -Y)+(α -Y₂O₃) содержание кислорода по-прежнему оставалось высоким и составляло ~13% (по массе).

Необходимо отметить, что смена технологии производства мишеней для магнетрона помимо изменения содержания примесей внедрения (кислорода) в сплаве ВЦМ-1 системы Zr–Y приводит к значительным изменениям в структуре и фазовом составе сплава.

Так, по данным полуколичественного рентгеновского фазового анализа содержание второй фазы на основе α -Y в сплаве системы Zr–Y возрастает с 5–10% (объемн.) при высоком содержании кислорода в сплаве до 15–30% (объемн.) при низком содержании кислорода в сплаве.

По данным рентгеновского структурного анализа при переходе на технологию ВДП (с низким содержанием кислорода в сплаве) для мишеней магнетрона из сплава системы Zr–Y обнаружено увеличение периодов кристаллических решеток *a* и *c* гексагональных фаз. Увеличение периодов *a* и *c* кристаллической решетки характерно как для основной фазы – твердого раствора на основе α -Zr, так и для второй фазы на основе α -Y – на 0,01–0,02 нм. В то же время период кристаллической решетки оксидной фазы α -Y₂O₃ изменяется незначительно.

При помощи методов РЭМ выявлено изменение характера распределения частиц второй фазы на основе α -Y в структуре сплава системы Zr–Y – с дисперсного равномерного распределения по объему сплава ВЦМ-1 (в сплаве с высоким содержанием кислорода) на концентрацию фазы по границам зерен (в сплаве с низким содержанием кислорода). Но, по-видимому, изменение морфологии фаз наиболее обусловлено не различным содержанием кислорода в сплаве, а технологическими режимами обработки материала.

Поскольку мишени при нанесении покрытия на поверхность детали подвергаются распылению в магнетроне, т. е. происходит испарение мишени и формирование облака плазмы, из которого металл осаждается на подложку. При этом исходная микроструктура сплава мишени не наследуется, так как процесс распыления мишени из сплава системы Zr–Y проходит поатомно в аргоно-кислородной плазме – на подложку путем поатомного распыления наносится металлический материал, а его окисление с формированием на поверхности теплозащитного слоя оксидной керамики системы Zr–Y–O происходит уже в нанесенном покрытии.

Технология на основе ВДП для производства мишеней магнетрона из сплавов системы Zr–Y разработана несмотря на то, что прямая зависимость свойств готового ТЗП от микроструктуры исходного сплава отсутствует. Следует отметить, что выбор используемой технологии для изготовления мишеней из сплава ВЦМ-1 (на основе технологий ВИП или ВДП) зависит в основном от назначения защищаемого керамическим покрытием изделия и экономических требований.

Заключения

Из представленных результатов исследования образцов мишеней для магнетронного напыления можно сделать следующие выводы.

Технология изготовления мишеней магнетрона из сплава ВЦМ-1 системы Zr–Y на основе ВДП обеспечивает снижение содержания растворенного кислорода в сплаве в 4 раза и более по сравнению с технологией на основе ВИП.

Структура и фазовый состав, характерные для мишеней магнетрона, не наследуются в готовом керамическом слое ТЗП из-за физической природы технологического процесса нанесения покрытий магнетронным распылением в ионизированной среде аргоно-кислородной плазмы. Формирование керамического слоя на поверхности защищаемого изделия происходит при поатомном взаимодействии распыленного материала мишени с кислородом.

Исследование сплава системы Zr–Y в исходном состоянии позволило определить влияние технологии изготовления сплава ВЦМ-1 на его химический состав и микроструктуру. Эти знания будут полезны для понимания процессов, происходящих при выплавке и кристаллизации сплавов системы Zr–Y.

Результаты данного исследования могут использоваться для оптимизации технологии получения мишеней магнетрона для нанесения керамических слоев ТЗП.

Библиографический список

1. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Нанесение защитных покрытий на детали ионно-плазменным методом // *Авиационная промышленность*. 1997. №3–4. С. 65–70.
2. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Конверсия в машиностроении*. 1999. №2. С. 42–47.
3. Соколов А.В., Дейнега Г.И., Кузьмина Н.А. Влияние добавки Sc_2O_3 на температуру спекания и свойства оксидной керамики системы $ZrO_2-Y_2O_3$ // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. №1 (58). С. 64–69. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-64-69.
4. Лощинин Ю.В., Будиновский С.А., Размахов М.Г. Теплопроводность теплозащитных легированных оксидами РЗМ покрытий $ZrO_2-Y_2O_3$, полученных магнетронным нанесением // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №3 (52). С. 42–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-42-49.
5. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Металлы*. 2007. №5. С. 23–34.
6. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 60–70.
7. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Журавлева П.Л., Горлов Д.С. Исследование влияния подготовки поверхности и ассистированного осаждения на структуру и свойства эрозиянностойкого ионно-плазменного покрытия // *Труды ВИАМ*. 2018. №10 (70). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-62-73.

8. 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: 01.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-105-112.
9. Валухов С.Г., Стогней О.В., Филатов М.С. Влияние условий магнетронного напыления на структуру жаростойких наноструктурированных покрытий из диоксида циркония ZrO_2 // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2015. №11 (668). С. 97–105. DOI: 10.18698/0536-1044-2015-11-97-105.
10. Сергеев В.П., Нейфельд В.В., Сунгатулин А.Р., Сергеев О.В., Федорищева М.В., Никалин А.Ю. Увеличение термоциклической стойкости покрытий на основе $Zr-Y-O$, полученных методом магнетронного осаждения // Известия Томского политехнического университета. 2010. Т. 317. №2. С. 111–115.
11. Будиновский С.А., Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Новиков В.Н., Помелов А.Я. Вакуумная плазменная технология высоких энергий – эффективный путь создания новых покрытий и материалов // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ, 1994. С. 314–325.
12. 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.
13. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Сб. докл. конф. «Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники». М.: ВИАМ, 2015. С. 3.
14. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнoleгированных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. №2. С. 15–18.
15. Bu M.J., Wang P.S., Xu H.H. et al. Experimental Investigation and Thermodynamic Modelling of the $Zr-Y$ System // Journal of Mining and Metallurgy: Section B. Metallurgy. 2010. Vol. 46 (2). P. 181–192. DOI: 10.2298/JMMB1002181B.
16. Abriata J.P., Garcés J., Versaci R. The $O-Zr$ (Oxygen–Zirconium) System // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. 1986. Vol. 7. No. 2. P. 116–124.
17. Okamoto H. $O-Y$ (Oxygen–Yttrium) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2011. Vol. 32. No. 6. P. 574. DOI: 10.1007/s11669-011-9956-0.
18. Бронфин М.Б., Алексеев А.А., Чабина Е.Б. Металлофизические исследования: возможности и перспективы // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 353–365.
19. 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.
20. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.