

УДК 537.312.8: 538.911

DOI: 10.18698/0536-1044-2015-11-97-105

Влияние условий магнетронного напыления на структуру жаростойких наноструктурированных покрытий из диоксида циркония ZrO_2

С.Г. Валюхов, О.В. Стогней, М.С. Филатов

Воронежский государственный технический университет, 394026, Воронеж, Российская Федерация, Московский пр., д. 14

The Influence of Magnetron Sputtering Conditions on the Structure of Heat Resistant ZrO_2 Nanostructured Coatings

S.G. Valyukhov, O.V. Stognei, M.S. Filatov

Voronezh State Technical University, 394026, Voronezh, Russian Federation, Moskovskij Pr., Bldg. 14



e-mail: info@turbonasos, sto@sci.vrn.ru, 36nord36@mail.ru

i Представлено получение методом магнетронного высокочастотного распыления керамической мишени наноструктурированных покрытий из стабилизированного диоксида циркония $Zr(Y, Hf)O_2$, имеющих двухфазную структуру, состоящую из моноклинной и тетрагональной фаз. Установлено, что парциальное давление кислорода O_2 в рабочей камере влияет на соотношение фаз, в частности, увеличение давления O_2 (от 0,23 до 0,65 Па) приводит к значительному возрастанию объемной доли моноклинной фазы в напыляемом покрытии (от 15 до 85 %). Показано, что размер зерен в формирующейся наноструктуре чувствителен к количеству O_2 лишь при низких парциальных давлениях (менее 0,35 Па); формирование однофазной (тетрагональной) структуры в покрытии происходит после отжига при температуре 1100 °С и выше, при этом наноструктурированность материала сохраняется; переход к однофазной структуре сопровождается увеличением микротвердости покрытия.

Ключевые слова: магнетронное высокочастотное напыление, наноструктурированные пленки, стабилизированный диоксид циркония, термический отжиг.

i The article describes the process of obtaining nanostructured stabilized zirconia dioxide $Zr(Y, Hf)O_2$ coatings by magnetron RF-sputtering of a ceramic target. The coatings have a two-phase structure consisting of monoclinic and tetragonal dioxide modifications. It is shown that the partial oxygen pressure in the vacuum chamber affects the phase ratio. In particular, an increase in the oxygen pressure (from 0.23 Pa to 0.65 Pa) leads to a significant increase of the monoclinic phase volume fraction in the sputtered coating (from 15 % to 85 %). The grain size in the forming nanostructure is sensitive to the amount of oxygen only at low partial pressures (less than 0.35 Pa). The formation of the single phase (tetragonal) structure in the coating occurs after annealing at the temperature of 1100 °C or higher, while the nanostructure of the material is preserved. The transition to the single-phase structure is accompanied by an increase in the coating micro hardness.

Keywords: RF-magnetron sputtering, nanostructured films, stabilized zirconia dioxide, thermal annealing.

Увеличение удельной мощности, повышение надежности и ресурса жидкостных ракетных двигателей (ЖРД) — актуальная задача, которая может быть решена только при использовании комплексного подхода, позволяющего учесть опыт создания авиационных двигателей. В частности, при разработке новых турбин для турбонасосных агрегатов (ТНА) ЖРД, работающих на экологически чистом топливе, возникают проблемы, аналогичные тем, которые приходится решать в авиационном двигателестроении: предотвращать окисление материала лопаток турбин, сохранять их прочность при высоких значениях рабочей температуры и, по возможности, уменьшать температуру лопаток турбины относительно температуры газового потока. В авиационной промышленности для этой цели используют жаростойкие и термозащитные покрытия из стабилизированного диоксида циркония ZrO_2 , который можно наносить на защищаемые поверхности различными методами (например, электронно-лучевым испарением мишеней, ионно-плазменным или газоплазменным методом [1, 2]). В результате на поверхности лопаток турбин формируется керамическое покрытие, имеющее столбчатую, слоисто-пористую или «трещиноватую» структуру с размером зерен несколько десятков микрон (сотен микрон в случае столбчатой структуры) при общей толщине покрытия до 150 мкм [1]. Вместе с тем известные методы создания защитных покрытий не обеспечивают высокую термоциклическую стойкость и хорошую адгезию [3]. Применительно к ТНА ЖРД это является существенным недостатком, поскольку механические напряжения, возникающие в турбинах, значительно выше, чем в авиационных двигателях. Кроме того, размеры и специфика изготовления турбин для ТНА ЖРД не позволяют использовать отработанные в авиационной промышленности технологии и покрытия большой толщины.

В связи с этим перспективным вариантом представляется использование наноструктурированного ZrO_2 в качестве защитного и жаростойкого покрытия лопаток ТНА ЖРД. Во-первых, переход к наноструктурированному покрытию должен привести к улучшению его механических свойств (в частности, твердости и прочности) в соответствии с эмпирическим законом Холла — Петча [4]. Во-вторых, наличие большой объемной доли границ зерен должно обусловить уменьшение фоновой

теплопроводности, что является существенным положительным фактором. Кроме того, наличие стабилизированной высокотемпературной фазы в покрытии должно препятствовать процессам рекристаллизации структуры при высоких температурах.

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и микротвердости наноструктурированных покрытий из стабилизированного ZrO_2 , полученного в различных технологических условиях.

Методика получения покрытий. Для получения наноструктурированных покрытий из ZrO_2 использовали метод магнетронного высокочастотного распыления мишени, изготовленной по керамической технологии. В качестве исходного материала для синтеза мишени был выбран порошок ZrO_2 с добавлением оксида гафния HfO_2 и оксида иттрия Y_2O_3 . Напыление проводили как в атмосфере чистого аргона, так и с добавлением кислорода в реактивном режиме. В качестве подложек использовали пластины из чистого никеля ($20 \times 7 \times 3$ мм) для исследования термоциклических свойств покрытий и пластины из аморфного стекла ($20 \times 10 \times 3$ мм) для исследования структуры покрытия. При каждом напылении применяли оба типа подложек, т. е. получали образцы покрытий одновременно на стекле и на металле.

При нанесении покрытий использовали два варианта размещения подложек относительно мишени (магнетрона). В первом случае расстояние от мишени до подложки составляло 30 мм, во втором случае — 100 мм. Поскольку подложки располагались на заземленном держателе, физического распыления их поверхности не происходило, однако осуществлялся достаточно сильный нагрев в результате воздействия ионов и электронов, формирующих плазменный высокочастотный разряд. Расстояние от мишени до подложки влияло на степень разогрева последней в процессе напыления: чем ближе подложка к мишени, тем выше ее температура. Температура поверхности подложки при расстоянии от мишени до подложки 30 мм достигала 500°C , при 100 мм — 400°C . Во всех случаях мощность распыляющего магнетрона была постоянной и составляла 250 Вт.

Структуры полученных покрытий исследовали с помощью дифрактометра D2 Phaser фирмы Bruker в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в геометрии

съемки Брэгга — Брентано. Размер кристаллитов определяли по формуле Шеррера [5] с использованием стандартного лицензионного приложения к дифрактометру Eva, количественное соотношение фаз рассчитывали с помощью лицензионного пакета программ Тораз. Для рентгеноструктурных исследований использовали образцы преимущественно на стеклянных подложках. Элементный состав полученных покрытий исследовали с помощью электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа на сканирующем рентгеновском микроанализаторе JXA-840.

Термоустойчивость покрытий исследовали на образцах, нанесенных на никелевые подложки. Образцы подвергали 10-минутному отжигу в муфельной печи в воздушной среде при температуре 300, 600, 800, 900, 1000, 1100, 1200 °С, после чего изучали целостность и сплошность покрытий с помощью оптического микроскопа, а также структуру и микротвердость. Микротвердость покрытия определяли методом индентирования с помощью микротвердомера ПМТ-3М. Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Кнупа, специально предназначенной для исследования твердости тонких покрытий.

Результаты работы и их обсуждение. При формировании защитных покрытий из ZrO_2 , как правило, стремятся получить и стабилизировать тетрагональную модификацию, поскольку именно она обеспечивает высокие механические свойства материала, испытывая полиморфное превращение при механических напряжениях [6, 7]. Эту модификацию можно стабилизировать добавлением в ZrO_2 элементов, способных образовывать твердые растворы (Mg^{2+} , Ca^{2+} , Y^{3+} , Hf^{3+} , $Sc^{3+}Ce^{4+}$, Th^{4+}) [8]. В нашем случае такими элементами были выбраны гафний Hf и иттрий Y. После изготовления керамической мишени были исследованы ее структура и элементный состав. Оказалось, что мишень содержит 3,7 % (мас.) Hf и 1,2 % (мас.) Y, что несколько меньше оптимального значения стабилизирующей примеси [8]. Возможно, вследствие этого структура керамической мишени оказалась двухфазной (рис. 1), содержащей как моноклинную фазу ZrO_2 (*m*), так и тетрагональную (*t*). В данном случае важно то, что при ионном распылении мишени соотношение тяжелых элементов воспроизводится в напыляемой пленке достаточно точно [9], следовательно

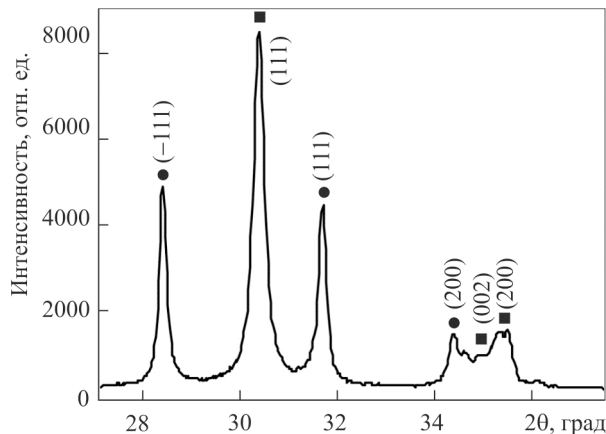


Рис. 1. Рентгенограмма стабилизированной мишени из ZrO_2 :

■ — тетрагональная фаза ZrO_2 ; ● — моноклинная фаза ZrO_2 (в скобках указаны кристаллографические индексы Миллера)

но, в формируемом покрытии соотношение между Zr и стабилизирующими примесями должно сохраняться. При исследовании элементного состава покрытий было установлено, что с точностью до 0,5 % (мас.) соотношение элементов сохраняется.

Стабилизация тетрагональной фазы в ZrO_2 может происходить не только при наличии соответствующих примесей, но и вследствие высокой температуры, при которой образуется ZrO_2 [10], и, что важно для случаев использования технологий напыления (ионно-плазменное распыление мишеней с последующей конденсацией атомов на поверхность), вследствие определенного значения парциального давления кислорода. В частности, было показано, что парциальное давление кислорода, используемое при магнетронном напылении, в значительной степени влияет на структуру покрытия из ZrO_2 [11]. Поскольку магнетронное распыление мишени может эффективно осуществляться в достаточно широком диапазоне давлений рабочего газа, было исследовано влияние давления аргона Ar и парциального давления кислорода O_2 на структуру напыляемых диоксидных покрытий при постоянном количестве стабилизирующей примеси.

На рис. 2 показаны участки рентгенограмм покрытий, полученных в атмосфере чистого Ar (без примеси O_2) на подложках, расположенных на расстоянии 100 мм от магнетрона, что обеспечивало нагрев подложки до 400 °С. Приведены значения брэгговского угла 2θ , при которых наблюдаются пики, наиболее характерные как для моноклинной, так и для тетраго-

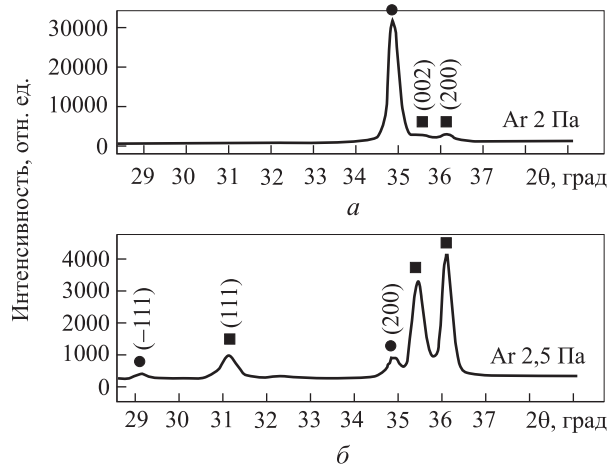


Рис. 2. Рентгенограммы пленок из ZrO_2 , полученных при различных значениях давления Ar:
 а — 2 Па; б — 2,5 Па
 (■ — тетрагональная фаза ZrO_2 ;
 ● — моноклинная фаза ZrO_2)

нальной фаз. Очевидно, что в обоих случаях структура покрытий двухфазная, однако в зависимости от давления Ar соотношение фаз (t и m) различается радикально.

В случае когда давление аргона составляло 2 Па (см. рис. 2, а), преобладала моноклинная фаза (m — 86 %, t — 14 %). При увеличении давления Ar до 2,5 Па (при неизменности прочих параметров) объемная доля стабилизированной тетрагональной фазы в покрытии возрастает до 93 %. Таким образом, простое увеличение давления рабочего газа приводит к тому, что в покрытии при относительно невысокой температуре подложки формируется высокотемпературная фаза, сохраняющаяся при охлаждении до комнатной температуры.

Следует отметить, что в обоих случаях формировались наноструктурированные покрытия. Когда преобладающей фазой была стабильная моноклинная, средний размер кристаллитов фаз составил $L^m = 135$ нм для моноклинной и $L^t = 30$ нм для тетрагональной. Когда преобладала тетрагональная фаза, размер зерен составил $L^m = 52$ нм, $L^t = 33$ нм. То есть наблюдается прямая корреляция между объемной долей моноклинной фазы и размером ее кристаллитов: чем больше количество фазы, тем больше размер кристаллита, в то время как размер кристаллитов тетрагональной фазы практически не изменяется с увеличением давления Ar.

Несмотря на вполне приемлемый результат, полученный при давлении Ar 2,5 Па, нанесение покрытий в среде чистого Ar технологически неверно. Распыление в среде Ar оксидной ми-

шени всегда приводит к постепенному обеднению ее поверхности кислородом, вследствие чего состав формируемого покрытия отклоняется от стехиометрического. Очевидно, что для воспроизводимости требуемой стехиометрии оксидного покрытия необходимо проведение реактивного процесса напыления с добавлением O_2 . С учетом полученных результатов все последующие операции напыления покрытий проводили при давлении Ar 2,5 Па.

На рис. 3 изображены рентгенограммы покрытий, полученных с помощью реактивного напыления при различном парциальном давлении O_2 (от 0,23 до 0,65 Па) и расстоянии от мишени до подложки 30 мм. При сравнительно низком парциальном давлении O_2 (0,23 Па, см. рис. 3, а) структура формирующегося покрытия подобна структуре, получаемой в атмосфере чистого Ar (см. рис. 2): преобладающей является тетрагональная фаза, а основные отражения от кристаллографических плоскостей наблюдаются в интервале углов $34...37^\circ$ (от плоскостей семейств (200) и (002)). При уве-

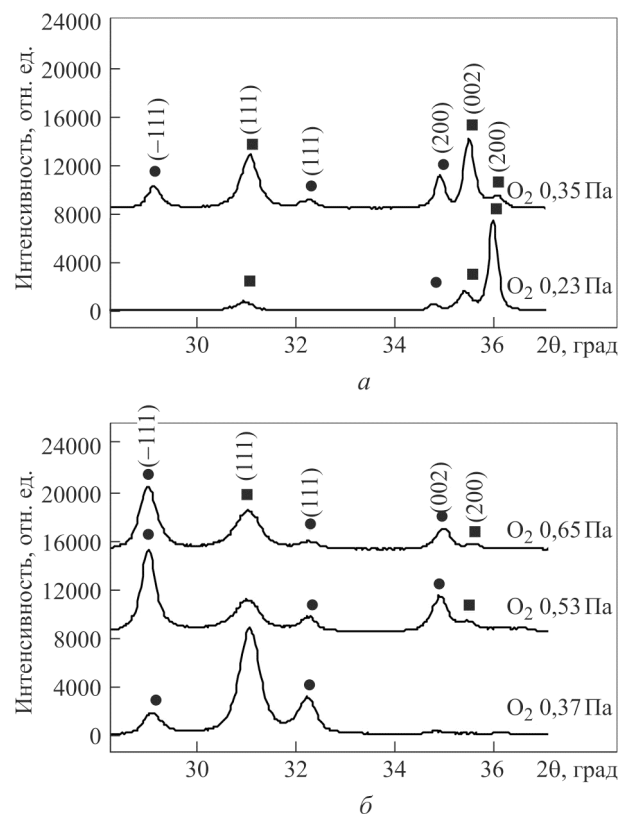


Рис. 3. Рентгенограммы пленок ZrO_2 , полученных в смешанной атмосфере Ar + O_2 при различном парциальном давлении O_2 : 0,23; 0,35 Па (а); 0,37; 0,53; 0,65 Па (б)
 (■ — тетрагональная фаза ZrO_2 ;
 ● — моноклинная фаза ZrO_2)

личении парциального давления O_2 (0,35 Па и более, см. рис. 3, а, б) возрастает содержание моноклинной фазы, а также существенно усиливается интенсивность отражений от плоскостей семейства (111) для обеих фаз. Наблюдаемые изменения рентгенограмм связаны с концентрацией O_2 в материале. При его недостатке в покрытии преимущественно формируется неравновесная тетрагональная структура. По всей видимости, при недостатке O_2 в решетке ZrO_2 образуются кислородные вакансии, что приводит к расширению кислородной позиции и способствует созданию устойчивой флюоритовой структуры в широком диапазоне температур. Иными словами, в этом случае происходит стабилизация высокотемпературной тетрагональной фазы. Недостаток O_2 приводит к тому, что его атомы полностью заполняют лишь, условно говоря, «внешние плоскости» элементарных ячеек ZrO_2 — отсюда и наличие только пиков (200) и (002). Если в рабочем газе при напылении O_2 присутствует в избытке, то формируется стехиометрическое покрытие, содержащее большую объемную долю стабильной моноклинной фазы и создающее на рентгенограмме пики от всех кристаллографических плоскостей. Очевидно, что рентгенограмма покрытия, нанесенного при большом парциальном давлении O_2 (0,65 Па) и содержащая пики от всех основных плоскостей, — это рентгенограмма от равновесной и стехиометрической структуры (см. рис. 3, б).

Парциальное давление O_2 в камере влияет не только на соотношение равновесной (m) и неравновесной (t) фаз, но и на средний размер зерен в этих фазах (рис. 4, а, б). Вертикальной

линией на графиках обозначено «пороговое» давление O_2 (0,35 Па), при котором происходит переход к равновесной структуре (давление Ar во всех случаях равнялось 2,5 Па). На основании полученных результатов можно выявить следующие закономерности. Во-первых, увеличение парциального давления O_2 приводит к возрастанию в покрытии объемной доли равновесной моноклинной фазы и снижению метастабильной — тетрагональной. По всей видимости, при давлении O_2 0,42 Па и более формируется стехиометрическое покрытие — для диапазона давлений O_2 0,42...0,65 Па соотношение фаз практически не изменяется. Во-вторых, независимо от давления O_2 и соотношения между фазами, покрытия оказываются наноструктурированными (размер зерен фаз не превышает 100 нм). Более того, увеличение парциального давления O_2 приводит к уменьшению среднего размера зерен. Этот эффект явно выражен при сравнительно небольших значениях давления (0,23; 0,35 Па) и слабо выражен при более высоком давлении. Предположительно, это может быть связано с тем, что атомы O_2 (осаждаемые из мишени и адсорбируемые из газовой фазы), являясь избыточными при высоком давлении, могут скапливаться на поверхности растущих зерен и выступать в качестве своеобразного барьера для их дальнейшего роста.

Для исследования влияния температуры на структуру формируемого покрытия было выполнено напыление на подложки, расположенные на расстоянии 100 мм от магнетрона, что обеспечивало нагрев поверхности до температуры примерно 400 °С. Мощность, подаваемая на магнетрон, а также значения давления рабочих газов были такими же, как и в первом

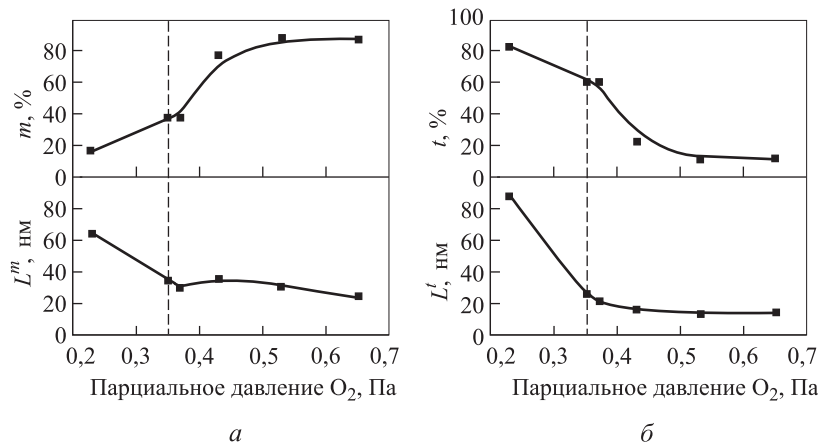


Рис. 4. Зависимости среднего размера зерен L^m (а) и L^t (б), а также объемной доли моноклинной m (а) и тетрагональной t (б) фаз от парциального давления O_2 при расстоянии от мишени до подложки 30 мм

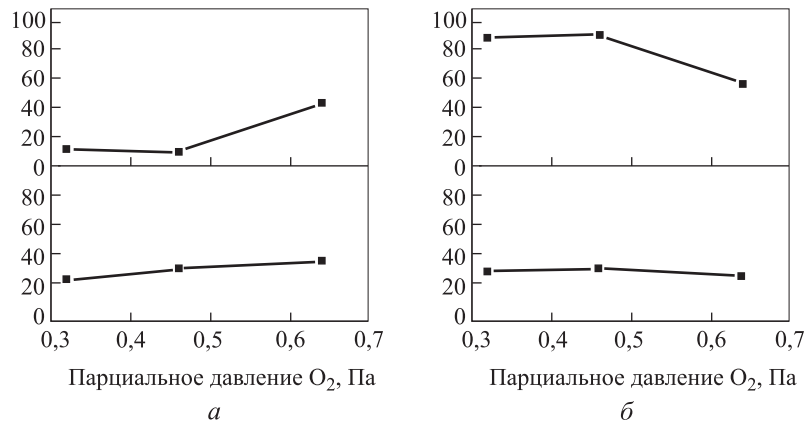


Рис. 5. Зависимость среднего размера зерен L^m (а) и L^l (б), а также объемной доли моноклинной m (а) и тетрагональной t (б) фаз от парциального давления O_2 при расстоянии от мишени до подложки 100 мм

случае. Уменьшение температуры подложки привело к тому, что в получаемых покрытиях снизилась относительная доля моноклинной фазы как при низких, так и при высоких парциальных давлениях O_2 (рис. 5). Возможно, это следствие особенности технологии получения покрытий. При напылении оксидных материалов на холодные подложки, как правило, образуется аморфная (т. е. максимально неравновесная) структура. Если увеличить температуру подложки, но не доводить ее до высоких значений, при которых возможно образование равновесной структуры, то при напылении весьма вероятно образование метастабильных, неравновесных при комнатной температуре фаз [9]. Возможно именно такой процесс, стимулированный примесями Hf и Y, происходит в рассматриваемом случае. Это важный результат, показывающий, что в условиях формирования нанокристаллического покрытия из ZrO_2 высокая объемная доля тетрагональной фазы (до 90 %, рис. 5, б) может быть достигнута при сравнительно низкой температуре подложки. Помимо изменения соотношения между модификациями ZrO_2 более низкая температура подложки привела к тому, что средний размер кристаллических зерен при низком давлении O_2 оказался несколько меньше (20...30 нм), чем в первом случае (см. рис. 4), и практически не зависящим от парциального давления O_2 (см. рис. 5). Характерно, что при повышении парциального давления O_2 , как и в первом случае, увеличивается объемная доля стабильной моноклинной фазы (рис. 5, а) и уменьшается доля тетрагональной (см. рис. 5, б).

Помимо изучения структуры ZrO_2 , находящегося в исходном состоянии, было исследова-

но влияние высокотемпературного отжига на структуру и микротвердость диоксидных покрытий. Для этого покрытие осаждали на никелевую подложку в реактивном режиме с добавлением O_2 при парциальном давлении, равном 0,23 Па. Для улучшения адгезии подложка была расположена на расстоянии 30 мм от магнетрона. На рентгенограмме покрытия в исходном состоянии (рис. 6) присутствуют интерференционные пики от стабильной моноклинной фазы, занимающей примерно 35 % (об.), и высокотемпературной стабилизированной тетрагональной фазы (65 % (об.)). Помимо пиков от покрытия на рентгенограммах присутствует пик, соответствующий отражению от никелевой подложки (111). Последовательные операции отжига покрытия вплоть до температуры 800 °С не приводят к изменению структуры.

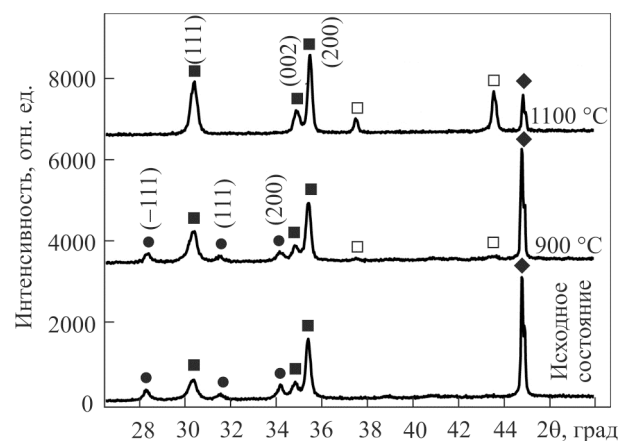


Рис. 6. Рентгенограммы покрытий ZrO_2 , нанесенных на никелевые подложки, в исходном состоянии и после отжига при температуре 900 и 1100 °С:

■ — тетрагональная фаза ZrO_2 ; ● — моноклинная фаза ZrO_2 ; ◆ — Ni; □ — NiO

После отжига при температуре 900 °С содержание моноклинной фазы снижается и начинают процессы окисления подложки (образование оксида никеля NiO). Отжиг при температуре 1100 °С приводит к полному исчезновению моноклинной фазы — в пленке присутствует только тетрагональная фаза (см. рис. 6). Это хорошо согласуется с данными источников, где указывается, что при температуре 1100 °С начинается фазовый переход моноклинной модификации ZrO₂ циркония в тетрагональную [12]. Рентгеноструктурный анализ показывает, что сформированное покрытие проницаемо для атомов O₂, поскольку на рентгенограмме присутствуют пики от NiO, формирующегося, по всей видимости, на границе между подложкой и пленкой.

Установлено, что микротвердость покрытия, измеренная по методу Кнупа (H_к), с увеличением температуры отжига изменяется нелинейно (рис. 7). Сначала, с увеличением температуры, значения H_к монотонно снижаются, однако после отжига при температуре 900 °С и более наблюдается существенное увеличение микротвердости. Оценка среднего размера зерен моноклинной и тетрагональной фаз покрытия в исходном состоянии и после отжига свидетельствует о том, что их размер незначительно увеличивается. Так, для моноклинной фазы в исходном состоянии $L^m = 30$ нм, а после отжига при температуре 900 °С $L^m = 40$ нм. Зерна тетрагональной фазы в исходном состоянии имеют размер $L^t = 50$ нм, а после отжига при температуре 1200 °С не превышают 80 нм. С одной стороны, это свидетельствует о высокой термической стабильности наноструктурированного состояния полученного покрытия и об отсутствии значительных процессов рекристаллизации даже при высокой температуре отжига. С другой стороны, это позволяет предположить, что наблюдаемое увеличение значений H_к связано с изменением фазового состава покрытия. Действительно, увеличение значений микротвердости наблюдается после отжига, который приводит к уменьшению объемной доли моноклинной фазы (см. рис. 7). После отжига при температуре 1100 и 1200 °С, когда моноклинная фаза полностью переходит в тетрагональную, значения H_к превышают исходные. Это обусловлено тем, что в однофазной (тетрагональной) структуре в полной мере проявляется эффект деформационного упрочнения, присущий этой модификации ZrO₂, и отсут-

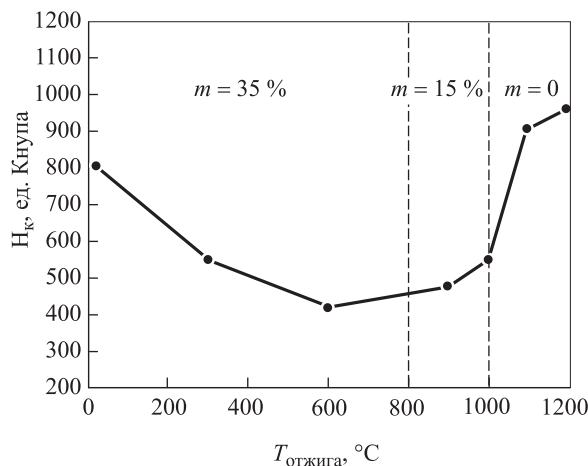


Рис. 7. Зависимость микротвердости по Кнупу покрытия из ZrO₂, нанесенного на никелевую подложку, от температуры отжига (указано содержание моноклинной фазы в покрытии)

ствуют области с моноклинной структурой, которые деформируются при более низких напряжениях в случае двухфазного материала. Важно подчеркнуть, что покрытие после проведенного отжига не разрушается и не отслаивается от подложки, сохраняя целостность и сплошность.

Выводы

1. Метод магнетронного высокочастотного распыления керамических мишеней из ZrO₂, стабилизированного гафнием и иттрием, позволяет получать наноструктурированные покрытия (средний размер зерна 20...60 нм), представляющие собой смесь двух модификаций ZrO₂: моноклинной и тетрагональной. Изменение давления рабочего газа в камере при нанесении покрытий, а также парциального давления O₂ позволяет влиять на объемное соотношение фаз в получаемом материале. Увеличение парциального давления O₂ в рабочей камере (от 0,23 до 0,65 Па) приводит к значительному уменьшению объемной доли тетрагональной фазы в формируемом покрытии (от 85 до 15 %) и соответствующему увеличению объемной доли моноклинной фазы.
2. При сравнительно низкой температуре подложки (400 °С) и парциальном давлении кислорода 0,32...0,45 Па формируется наноструктурированное покрытие с объемной долей стабилизированного тетрагонального ZrO₂ 90 %. Увеличение парциального давления O₂ от 0,23 до 0,35 Па вызывает уменьшение размера

зерен в покрытии. При более высоком давлении O_2 в камере размер зерен практически не зависит от давления.

3. После отжига в воздушной среде при температуре 1100...1200 °С и более структура покрытий, нанесенных на никелевую подложку, является однофазной и представляет собой стабилизированную тетрагональную модифика-

цию ZrO_2 . При этом наноструктурированность покрытий (размер зерен не превышает 80 нм), а также их целостность и сплошность сохраняются после 10-минутного отжига при температуре 1200 °С. Переход к однофазной (тетрагональной) структуре в результате отжига исходного двухфазного ZrO_2 приводит к росту микротвердости покрытия.

Литература

- [1] Каблов Е.Н., Мубоадзьян С.А. *Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД* (2012). URL: <http://viam.ru/public/files/2011/2011-205895.pdf> (дата обращения 5 июня 2015).
- [2] Тамарин Ю.А., Качанов Е.Б. Электронно-лучевая технология нанесения теплозащитных покрытий. *Новые технологические процессы и надежность ГТД*, 2008, вып. 7, с. 144–158.
- [3] 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.
- [4] Song H.W., Guo S.R., Hu Z.Q. Coherent polycrystal model for the inverse Hall-Petch relation in nanocrystalline materials. *Nanostructured Materials*, 1999, vol. 11, no. 2, pp. 203–210.
- [5] Sánchez-Hernández Z.E., Domínguez-Crespo M.A., Torres-Huerta A.M., Onofre-Bustamante E., Andraca Adamec J., Dorantes-Rosales H. Improvement of adhesion and barrier properties of biomedical stainless steel by deposition of YSZ coatings using RF magnetron sputtering. *Materials characterization*, 2014, vol. 91, pp. 50–57.
- [6] Гынгазова С.А., Франгульян Т.С., Васильев И.П. К вопросу об определении фазового состава в объеме образцов циркониевой керамики. *Системы. Методы. Технологии*, 2013, № 2, с. 102–105.
- [7] Филипов Р.А., Фрэйген А.Б. Критический радиус включений диоксида циркония в эффекте трансформационного упрочнения керамики. *Физическая мезомеханика*, 2014, т. 17, № 2, с. 55–64.
- [8] Матренин С.В., Слосман А.И. *Техническая керамика*. Томск, Томский политехнический университет, 2004. 75 с.
- [9] Майссел Л., Глэнг Р. *Технология тонких пленок*. Т. 1. Москва, Советское радио, 1977. 664 с.
- [10] Заводинский В.Г., Чибисов А.Н. О стабильности кубического диоксида циркония и стехиометрических наночастиц диоксида циркония. *Физика твердого тела*, 2006, т. 48, № 2, с. 343–347.
- [11] Andrieux M., Ribota P., Gasquiresa C., Servet B., Garryb G. Effect of the oxygen partial pressure on the toughness of tetragonal zirconia thin films for optical applications. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 263, pp. 284–290.
- [12] Aldebert R., Traverse J.P. Structure and Ionic Mobility of Zirconia at High Temperature. *Journal of the American Ceramic Society*, 1985, vol. 68, pp. 34–40.

References

- [1] Kablov E.N., Muboiadzian S.A. *Zharostoikie i teplozashchitnye pokrytiia dlia lopatok turbiny vysokogo davleniia GTD* [Heat-resistant and heat-protective coatings for turbine blades of high pressure turbine engine]. Available at: <http://viam.ru/public/files/2011/2011-205895.pdf> (accessed 5 June 2015).
- [2] Tamarin Iu.A., Kachanov E.B. Elektronno-luchevaia tekhnologiya naneseniia teplozashchitnykh pokrytii [Electron beam technology is the application of thermal barrier coatings]. *Novye tekhnologicheskie protsessy i nadezhnost' GTD* [New manufacturing processes and reliable GTD]. 2008, no. 7, pp. 144–158.

- [3] Sergeev V.P., Neifel'd V.V., Sungatulin A.R., Sergeev O.V., Fedorishcheva M.V., Nikalin A.Iu. Uvelichenie termotsiklicheskoj stoikosti pokrytii na osnove Zr-Y-O, poluchennykh metodom magnetronnogo osazhdeniia [Increased thermal cycling resistance of coatings based on Zr-Y-O, produced by magnetron deposition]. *Izvestiia Tomskogo politekhnicheskogo universiteta* [Bulletin of the Tomsk Polytechnic University]. 2010, vol. 317, no. 2, pp. 111–115.
- [4] Song H.W., Guo S.R., Hu Z.Q. Coherent polycrystal model for the inverse Hall-Petch relation in nanocrystalline materials. *Nanostructured Materials*, 1999, vol. 11, no. 2, pp. 203–210.
- [5] Sánchez-Hernández Z.E., Domínguez-Crespo M.A., Torres-Huerta A.M., Onofre-Bustamante E., Andraca Adame J., Dorantes-Rosales H. Improvement of adhesion and barrier properties of biomedical stainless steel by deposition of YSZ coatings using RF magnetron sputtering. *Materials Characterization*, 2014, vol. 91, pp. 50–57.
- [6] Gyngazova S.A., Frangul'ian T.S., Vasil'ev I.P. K voprosu ob opredelenii fazovogo sostava v ob"eme obraztsov tsirkonievoi keramiki [On the issue of determination of phase composition in bulk zirconia ceramics]. *Sistemy. Metody. Tekhnologii* [Systems. Methods. Technologies]. 2013, no. 2, pp. 102–105.
- [7] Filipov R.A., Freigen A.B. Kriticheskie radiusy vklucheniia dioksida tsirkoniia v effekte transformatsionnogo uprochneniia keramik [Critical radius inclusions zirconia ceramics hardening effect transformational]. *Fizicheskaja mezomekhanika* [Physical Mesomechanics]. 2014, vol. 17, no. 2, pp. 55–64.
- [8] Matrenin S.V., Slosman A.I. *Tekhnicheskaja keramika* [Technical Ceramics]. Tomsk, TPU publ., 2004. 75 p.
- [9] Maissel L., Gleng R. *Tekhnologija tonkikh plenok* [Technology of Thin Films]. Vol. 1. Moscow, Sovetskoe Radio publ., 1977. 664 p.
- [10] Zavodinsky V.G., Chibisov A.N. Stability of cubic zirconia and of stoichiometric zirconia nanoparticles. *Physics of the Solid State*, 2006, vol. 48, no. 2, pp. 363–368.
- [11] Andrieux M., Ribot P., Gasquires C., Servet B., Garry G. Effect of the oxygen partial pressure on the toughness of tetragonal zirconia thin films for optical applications. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 263, pp. 284–290.
- [12] Aldebert R., Traverse J.P. Structure and Ionic Mobility of Zirconia at High Temperature. *Journal of the American Ceramic Society*, 1985, vol. 68, pp. 34–40.

Статья поступила в редакцию 31.08.2015

Информация об авторах

ВАЛЮХОВ Сергей Георгиевич (Воронеж) — доктор технических наук, зав. кафедрой «Нефтегазовое оборудование и транспортировка». Воронежский государственный технический университет (394026, Воронеж, Российская Федерация, Московский пр., д. 14, e-mail: info@turbonasos).

СТОГНЕЙ Олег Владимирович (Воронеж) — доктор физико-математических наук, профессор кафедры «Физика твердого тела». Воронежский государственный технический университет (394026, Воронеж, Российская Федерация, Московский пр., д. 14, e-mail: sto@sci.vrn.ru).

ФИЛАТОВ Максим Сергеевич (Воронеж) — аспирант кафедры «Физика твердого тела». Воронежский государственный технический университет (394026, Воронеж, Российская Федерация, Московский пр., д. 14, e-mail: 36nord36@mail.ru).

Information about the authors

VALYUKHOV Sergey Georgievich (Voronezh) — Doctor of Science (Eng.), Head of Department, Oil and Gas Equipment and Transportation. Voronezh State Technical University (394026, Voronezh, Russian Federation, Moskovskij Pr., Bldg. 14, e-mail: info@turbonasos).

STOGNEI Oleg Vladimirovich (Voronezh) — Doctor of Science (Physics and Mathematics), Professor, Department of Solid State Physics. Voronezh State Technical University (394026, Voronezh, Russian Federation, Moskovskij Pr., Bldg. 14, e-mail: sto@sci.vrn.ru).

FILATOV Maksim Sergeevich (Voronezh) — Postgraduate, Department of Solid State Physics. Voronezh State Technical University (394026, Voronezh, Russian Federation, Moskovskij Pr., Bldg. 14, e-mail: 36nord36@mail.ru).