

УДК 621.793.18:620.22-419.8-492

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ МИШЕНИ-КАТОДА ($\text{ZrSi}_2\text{—ZrB}_2\text{—MoSi}_2$)/Cr И ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ С ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS

© 2024 г. Ф. В. Кирюханцев-Корнеев^{а, *}, А. Д. Сытченко^а,
А. Ю. Потанин^а, С. И. Рупасов^а, Н. В. Швындина^а, Е. А. Левашов^а

^аУниверситет науки и технологий МИСИС, Москва, 119049 Россия

*E-mail: kiruhancev-korneev@yandex.ru

Поступила в редакцию 13.06.2023 г.

После доработки 28.07.2023 г.

Принята к публикации 31.07.2023 г.

Настоящая работа посвящена получению керамической мишени ($\text{ZrSi}_2\text{—ZrB}_2\text{—MoSi}_2$)/Cr методом горячего прессования продуктов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и осаждению покрытий в системе Zr—Si—Mo—B методами магнетронного распыления на постоянном токе и высокоомощного импульсного магнетронного распыления. Проведены исследования состава и структуры исходных порошковых смесей, СВС-продуктов, двухслойной функционально-градиентной мишени и осажденных при ее распылении покрытий. Показано, что разработанная мишень ($\text{ZrSi}_2\text{—ZrB}_2\text{—MoSi}_2$)/Cr может успешно применяться для получения покрытий с плотной однородной бездефектной структурой, в том числе при высоких энергетических режимах распыления, пиковом токе 50 А и пиковой мощности 50 кВт.

Ключевые слова: дисилициды циркония и молибдена, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, горячее прессование, магнетронное распыление, HIPIMS, мишени и покрытия, состав и структура

DOI: 10.56304/S207956292301013X

1. ВВЕДЕНИЕ

Разработка новых материалов для теплонагруженных элементов и конструкций, работающих при высоких температурах и интенсивном окислении, имеет решающее значение в современной промышленности. Такие материалы должны обеспечивать сохранность геометрической формы и размеров, стабильность физических и механических свойств изделий. Для данных задач обычно используется керамика на основе дисилицидов переходных металлов, в том числе ZrSi_2 , который имеет повышенные защитные свойства за счет образования при окислении поверхностных слоев, содержащих как стеклообразный SiO_2 , так и тугоплавкий ZrO_2 [1–4]. При прохождении реакции между этими соединениями образуется ZrSiO_4 [5], обладающий отличной химической стабильностью и низким коэффициентом термического расширения [6, 7], но при этом имеющий повышенную хрупкость при температурах ниже 900°C [8]. Повысить свойства ZrSi_2 можно введением в его состав боридов и силицидов других переходных металлов. В работах [9, 10] керамика, полученная с использованием ZrSi_2 и ZrB_2 демонстрировала рост

значения прочности на изгиб в пределах 20% в сравнении с значением для ZrB_2 равным 514 МПа. Результаты отжига при температуре 1200°C показали, что на поверхности такого материала образуется сплошной боросиликатный слой, препятствующий окислению [11]. Перспективной добавкой является MoSi_2 , который обладает высокой стойкостью к окислению до 1800°C, хорошими механическими свойствами при повышенных температурах [12, 13]. Было показано, что керамические материалы в системе $\text{ZrSi}_2\text{—MoSi}_2\text{—ZrB}_2$ обладают жаростойкостью до 1650°C [14].

Изготовленные на основе ZrSi_2 покрытия обеспечивают длительное сопротивление окислению в течение 20 ч при 700°C [15], а также кратковременное (30 мин) — при 1200°C [16]. Высокая жаростойкость покрытий ZrSi_2 обеспечивается формированием на их поверхности защитного слоя ZrSiO_4 при высокотемпературном нагреве на воздухе [17]. Покрытия $\text{ZrSi}_2\text{—MoSi}_2$ при 1450°C обладают свойством самозалечивания трещин [18]. В процессе окисления на поверхности покрытия $\text{ZrSi}_2\text{—MoSi}_2\text{—ZrB}_2$ образуется оксидная пленка SiO_2 с тугоплавким каркасом из ZrO_2 , легирован-

Таблица 1. Элементный состав исходных порошковых смесей, СВС-продуктов, рабочего слоя мишени и осажденных покрытий

	Состав, ат. %				
	Zr	Si	Mo	B	O
Порошковая смесь	33	51	6	10	—
СВС-продукты	30	49	4	10	7
Мишень (после ГП)	29	49	6	10	6
Покрытие DCMS	32	52	6	9	1
Покрытие HIPIMS	35	48	6	10	1

ная растворенным в ней цирконием, что обеспечивает высокую жаростойкость до 2000°C [19].

Для получения покрытий на основе $ZrSi_2$ широко используются такие технологии, как диффузионное насыщение [20], атмосферно-плазменное напыление [21], шликерный метод [22]. Перспективным является применение метода магнетронного напыления, который имеет ряд преимуществ, таких как: простота управления составом, структурой и свойствами покрытия за счет гибкости настройки параметров напыления, малая концентрация дефектов и примесей в покрытии, низкая шероховатость поверхности, отсутствие ограничений по материалу подложки, отсутствие изменения геометрии изделий при нанесении покрытий [23–25].

Ранее нами были получены жаростойкие покрытия с помощью магнетронного распыления гетерофазных катодов, содержащих фазы $ZrSi_2$, ZrB_2 и $MoSi_2$. Покрытия $Zr-Si-B$ (мишени $ZrSi_2-ZrB_2$ и $ZrSi_2-ZrB_2-Si$) демонстрировали твердость ~20 ГПа и высокую стойкость к окислению при 1200°C [26]. При увеличении концентрации кремния в покрытиях $Zr-Si-B$ может быть обеспечена высокая жаростойкость при 1500°C [27]. Покрытия $Mo-Si-Zr-B$, полученные при распылении мишени ZrB_2-MoSi_2 в среде Ar , демонстрировали превосходные механические, трибологические, химические свойства: твердость 36 ГПа, упругое восстановление 84%, отношение $H^3/E^2 = 0.271$ ГПа, скорость износа $4.2 \times 10^{-7} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$, стойкость к окислению до 1200°C [28]. Покрытия, полученные при распылении мишени $MoSi_2-MoB-ZrB_2$ характеризовались повышенной стойкостью к растрескиванию при 1100–1300°C, а также демонстрировали эффекты заполнения дефектов кристаллитами ZrO_2 , что обеспечивало высокие защитные свойства при 1500°C [29, 30].

Целью настоящей работы являлась разработка функционально-градиентных мишеней ($ZrSi_2-ZrB_2-MoSi_2$)/Cr для последующего магнетронного распыления в различных энергетических режимах, а также сравнительное исследование эле-

ментного и фазового состава на всех технологических этапах изготовления мишеней и покрытий.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

С целью получения мишени для магнетронного распыления проводилось смешивание шихты состава, ат. %: 33 Zr, 51 Si, 6 Mo, 10 B (табл. 1) в шаровой вращающейся мельнице со скоростью 18 об./мин с использованием барабанов из нержавеющей стали объемом 3 л и шаров WC-6% Co (массовое соотношение шихта/размольные тела 1 : 6). Прессование смеси проводилось на прессе Fontijne Grottnes B.V. Lab Econ 600 при нагрузке 34 МПа для обеспечения относительной плотности 55%. Процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в спрессованных брикетах осуществлялся в водоохлаждаемом универсальном реакторе марки СВС-3 (ИСМАН, Россия) в графитовом контейнере при избыточном давлении Ar 2 МПа. Измельчение продуктов синтеза выполнялось в шаровой вращающейся мельнице в барабане с твердосплавной футеровкой. В качестве размольных тел использовали шары из сплава ВК6. Соотношение массы измельчаемого продукта к массе размольных тел составляло 1 : 10. Горячее прессование (ГП) осуществлялось на установке DSP515 SA (Dr.Fritsch Sondermaschinen GmbH, Германия) при $T = 1250^\circ\text{C}$ и давлении 35 МПа в графитовой пресс-форме с внутренним диаметром 120 мм. Для получения нижнего слоя мишени использовался порошок хрома марки ПХ-1С. После горячего прессования опорные плоскости мишени шлифовались на плоскошлифовальном станке модели 3Л741ВФ10.

Покрытия были получены методом магнетронного напыления на постоянном токе (DCMS) и высокоомного импульсного магнетронного распыления (HIPIMS) на подложках из Al_2O_3 и Si. Ультразвуковая очистка подложек осуществлялась в среде изопропилового спирта на установке УЗДН-2Т при частоте 22 кГц в течение 5 мин. Травление поверхности подложек ионным пучком в течение 20 мин (источник газовых ионов, Ar^+ , 2 кВ, 80 мА) дополнительно применялось для повышения адгезионной прочности покрытий. Осаждение покрытий проводилось в вакуумной установке на базе откачивающей системы УВН-2М [30]. Для реализации режима DCMS применялся блок питания Pinnacle Plus Advanced Energy. На магнетрон в этом случае подавалась мощность 1 кВт. Распыление в режиме HIPIMS осуществлялось с использованием системы TruPlasma 4002 Trumpf, средняя мощность поддерживалась на том же уровне 1 кВт, а пиковая мощность достигала 50 кВт, пиковый ток 50 А. Остаточное и рабочее давление Ar , составляли 3×10^{-3} и 1×10^{-1} Па, соответственно. Время осаждения составляло 1 ч.

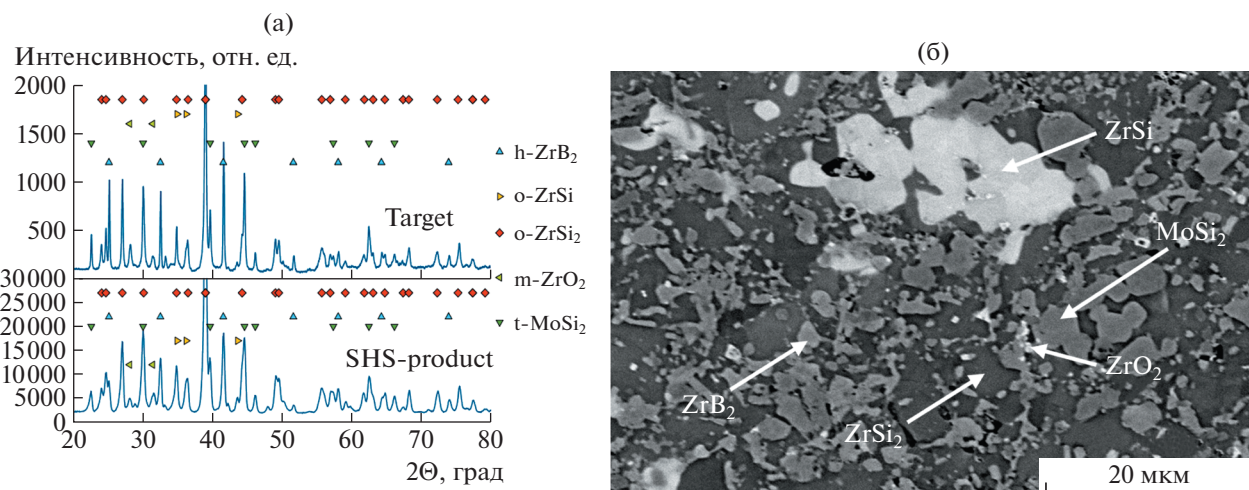


Рис. 1. Рентгенограммы Дифрактограмма СВС-продуктов и мишени (после ГП) (а), РЭМ-изображение поверхности мишени (б).

Исследование шлифов мишеней и изломов покрытий проводилось с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Hitachi S-3400N, оснащенного приставкой Noran-7 Thermo для энерго-дисперсионной спектроскопии (ЭДС). Рентгенофазовый анализ (РФА) выполнялся на дифрактометре D2 Phaser Bruker с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения. Составы мишеней и покрытий определялись также с помощью оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (ОЭСТР) на приборе Profiler 2 Horiba JY [31].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ

3.1. Состав и структура мишени

Элементный состав исходной порошковой смеси, измельченного СВС-продукта и мишени, полученной методом горячего прессования, представлены в таблице 1. Для СВС-продуктов можно отметить сниженную на 2–3 ат. % по сравнению с исходной порошковой смесью концентрацию элементов Zr, Si, Mo и наличие кислорода, связанное с образованием оксидной пленки на поверхности исходных порошков [32]. Элементный состав мишени, полученной горячим прессованием, был близок к составу СВС-продуктов.

Рентгенограммы СВС-продуктов и мишени представлены на рис 1а. Для СВС-продуктов и мишени основные высокоинтенсивные пики в положениях $2\theta = 39.1$ и 44.6° соответствовали линиям (150) и (061) фазы o-ZrSi₂ (ICDD 70–8990). В случае СВС-продуктов размер кристаллитов фазы o-ZrSi₂, определенный по формуле Дебая-Шеррера для самой интенсивной линии (150), составил 18 нм. Для мишени размер кристаллитов o-ZrSi₂ составил 30 нм, что на 65% выше данных, полученных для СВС-продуктов. Интенсивные

пики в положении $2\theta = 32.6$ и 41.7° можно отнести к фазе h-ZrB₂ (ICDD 65–3389). Размер кристаллитов h-ZrB₂ (101) для СВС-продуктов и мишени составил 30 и 50 нм соответственно. Пики при $2\theta = 30.0, 39.7, 44.7$ и 62.6° соответствуют тетрагональной фазе t-MoSi₂ (ICDD 41–0612). Размер кристаллитов данной фазы для СВС-продуктов и мишени составили 23 и 40 нм соответственно. Так же наблюдались низкоинтенсивные пики фазы o-ZrSi при $2\theta = 35, 36.3, 43.7^\circ$ и m-ZrO₂ в положениях $2\theta = 28.2$ и 31.5° . Отметим, что горячее прессование СВС-продуктов реакции приводит к росту размера кристаллитов фаз o-ZrSi₂, h-ZrB₂ и t-MoSi₂ на 60–70%. Аналогичный эффект роста размера зерна при воздействии высоких температур наблюдался для керамических материалов на основе ZrB₂ [33, 34]. Таким образом, РФА подтверждает формирование заданных фаз ZrSi₂, ZrB₂ и MoSi₂.

Фазовый состав для исходной смеси (расчетный), СВС-продуктов и мишени сведены в табл. 2. Заложенные проценты фаз в порошковой смеси были следующими: 65 вес. % ZrSi₂, 11 вес. % ZrB₂, 24 вес. % MoSi₂. Сравнение порошковой смеси и СВС-продуктов показало, что равновесный состав изменился: после процесса СВС концентрации фаз o-ZrSi₂ и t-MoSi₂ снизились на 15 и 30% соответственно, в то время как содержание фазы h-ZrB₂ выросло на 27%. Снижение концентрации ZrSi₂ и MoSi₂, вероятно, происходит в результате образования в процессе синтеза фаз ZrSi и ZrO₂. Уменьшение доли фазы ZrB₂ может быть связано с улетучиванием B₂O₃ при процессе СВС. Массовая доля фаз в мишени была следующая: 58 вес. % o-ZrSi₂, 10 вес. % h-ZrB₂, 21 вес. % t-MoSi₂, 8 вес. % o-ZrSi и 3 вес. % m-ZrO₂. Можно отметить снижение концентрации оксидной фазы m-

Таблица 2. Фазовый состав порошковых смесей (расчетный), СВС-продуктов, рабочего слоя мишени и осажденных покрытий

вес. %	o-ZrSi ₂	h-ZrB ₂	t-MoSi ₂	o-ZrSi	m-ZrO ₂
Порошковая смесь	65	11	24	—	—
СВС-продукты	55	14	16	9	6
Мишень (после ГП)	58	10	21	8	3
Покрытие DCMS	Аморфное				
Покрытие HIPIMS	Аморфное				

ZrO₂ на 50%, что вероятно связано с частичным восстановлением при проведении процесса ГП в графитовой пресс-форме [35].

Согласно результатам, РЭМ, мишень обладала однородной структурой. В структуре верхнего рабочего слоя преобладали зерна основной фазы ZrSi₂ (темно серые участки на микрофотографии) размером порядка 2–6 мкм (рис. 1б). Так же присутствовали зерна MoSi₂ (светло-серые участки) размером 1–4 мкм, зерна ZrB₂ размером 1–2 мкм и включения ZrSi (светлые участки) размером 3–6 мкм. Зерна размером порядка 0.3–1.0 мкм соответствуют фазе ZrO₂ (белые участки на РЭМ-изображении).

Сравнение состояния мишени после распыления по режимам DCMS и HIPIMS (рис. 2а, 2б, 2в), показало, что в процессе DCMS интенсивного растрескивания основного керамического слоя не происходит. После процесса HIPIMS в рабочем слое мишени образовалась сетка трещин

(рис. 2б, 2в), что, связано с более высокой мощностью по сравнению с DCMS [36, 37]. Пиковая мощность при HIPIMS составляла 50 кВт, в то время как средняя (1 кВт) — не отличалась от DCMS. Было отмечено, что подслоя из Cr предотвращает развитие трещин по всей толщине (рис. 2в). Стоит отметить, что хром ранее не был использован в качестве функционального подслоя для керамической мишени. В качестве нижних несущих слоев применялись титан [38] или молибден [39].

На РЭМ изображении поперечного шлифа мишени (рис. 2г) между подслоем из хрома и рабочим слоем мишени наблюдались переходные слои: 1-й слой, содержащий Cr и Si, толщиной 18 мкм; 2-й слой на основе Zr и Mo толщиной 29 мкм. Таким образом, прочность несущего хромового и рабочего керамического слоя обеспечивается протеканием химического взаимодействия между материалами слоев.

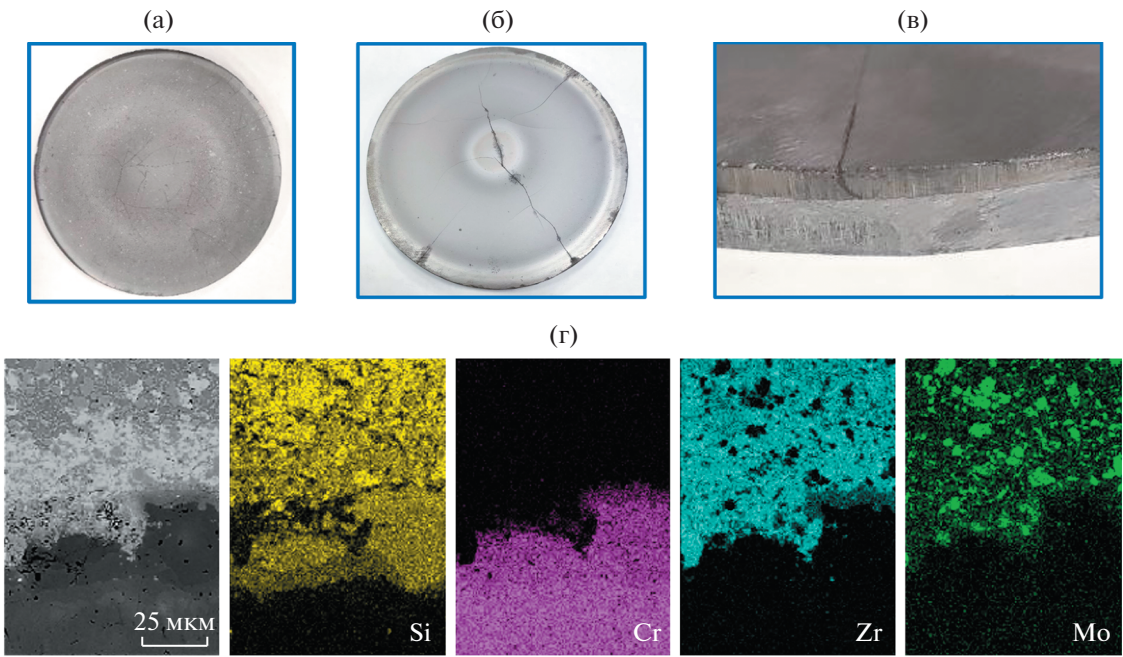


Рис. 2. Внешний вид мишени после нанесения покрытий в режимах DCMS (а) и HIPIMS (б, в), РЭМ-изображение излома и ЭДС-карты границы между слоями (г).

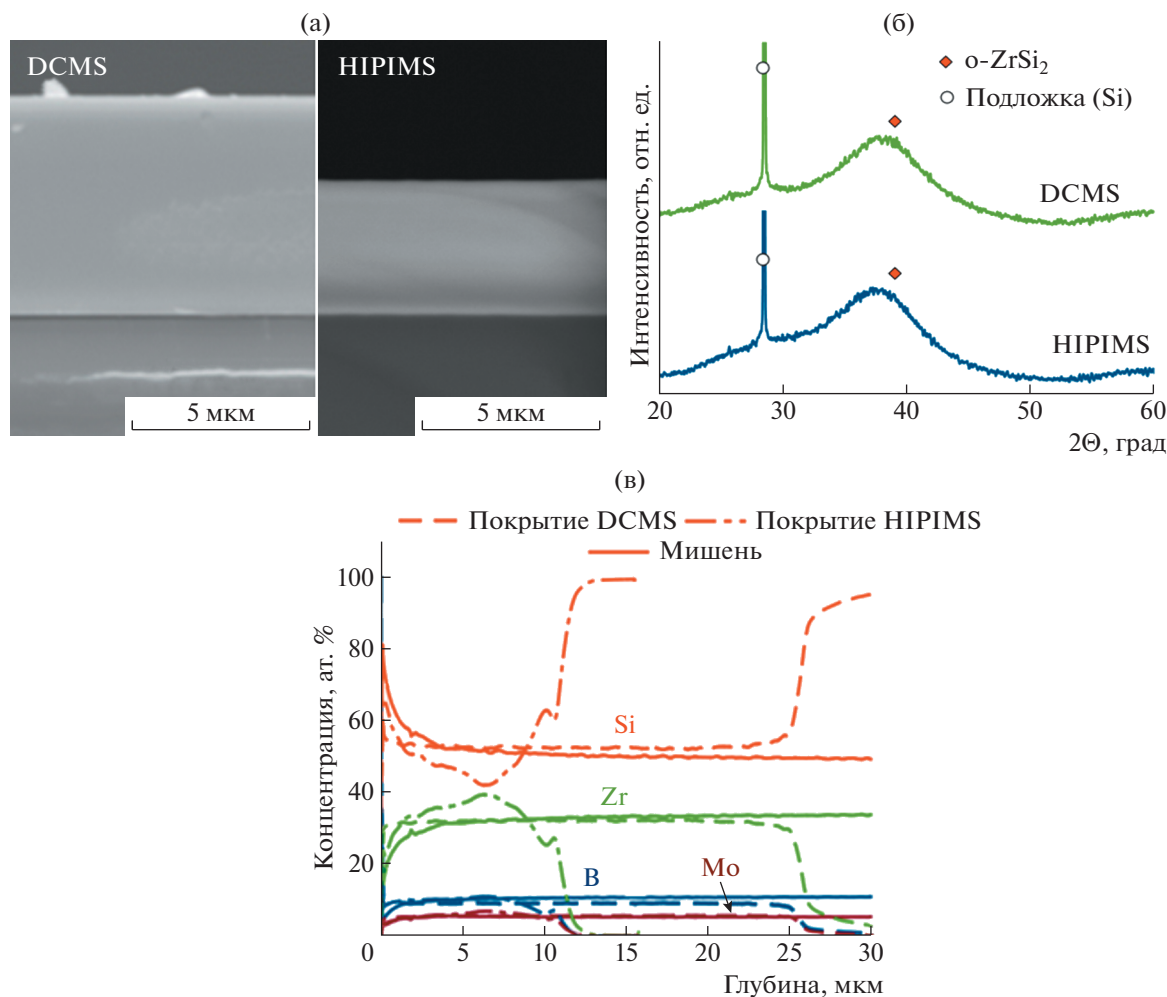


Рис. 3. РЭМ-изображения изломов (а), рентгенограммы (б) покрытий Zr–Si–Mo–B, полученных методами DCMS и HIPIMS, элементные профили мишени и покрытий (в).

3.2. Состав и структура покрытий

Результаты исследования покрытий методами РЭМ, РФА и ОЭСТР, представлены на рис. 3. Согласно РЭМ-изображениям поперечных изломов, покрытия DCMS и HIPIMS обладают плотной малодефектной структурой (рис. 3а). Выраженные столбчатые зерна, характерные для двухкомпонентных силицидных покрытий, таких как, ZrSi_2 , MoSi_2 , TaSi_2 , Mo–Si–B , получаемых ионно-плазменными методами [40, 41] не выявлялись. Структурных отличий между покрытиями DCMS и HIPIMS не обнаруживалось, что свидетельствует о том, что ключевую роль при получении высокоплотных покрытий в данном случае играет состав (4 элемента, аморфизаторы Si и B), а не режим осаждения.

По данным ОЭСТР (рис. 3в), все элементы были равномерно распределены по толщине покрытий. Усредненный состав покрытий представлен в табл. 1. Покрытия, полученные методами DCMS и HIPIMS, имели следующий состав: 32–

36 ат. % Zr, 48–53 ат. % Si, 6 ат. % Mo, 9–10 ат. % B, что близко к данным, полученным для мишени. Концентрация кислорода, для покрытий, полученных методами DCMS и HIPIMS, была ниже в 6 раз по сравнению с мишенью. Данный эффект может быть связан с тем, что фаза ZrO_2 является диэлектриком [42] и незначительно распыляется в процессе нанесения. Скорости роста покрытий в режимах DCMS и HIPIMS составили 420 и 200 нм/мин, соответственно. Снижение скорости роста при переходе от режима DCMS к HIPIMS может быть связано с эффектом самораспыления, а также с уменьшением общего времени распыления в импульсном режиме HIPIMS [43, 44].

Рентгенограммы покрытий, полученных методами DCMS и HIPIMS, представлены на рис 3б. Для обоих покрытий наблюдался пик от подложки Si при $2\theta = 29^\circ$ и аморфное гало в положении $2\theta = 30–50^\circ$. Максимальное значение интенсивности данного гало близко к положению кри-

сталлической фазы α -ZrSi₂. Формирование рентгеноаморфной структуры покрытия при использовании гетерофазной мишени α -ZrSi₂ + h-ZrB₂ + t-MoSi₂ + α -ZrSi + m-ZrO₂ может быть связано с высоким содержанием Si и В, являющихся аморфизаторами [45, 46].

ВЫВОДЫ

Для получения мишени-катода с рабочим слоем ZrSi₂–MoSi₂–ZrB₂ и несущим слоем Cr применялся технологический подход, включающий в себя самораспространяющийся высокотемпературный синтез с использованием элементарных порошков Zr, Mo, Si и В, измельчение продуктов реакции и горячее прессование гетерофазного порошка с одновременным закреплением на подслое, сформированном из порошка Cr.

В результате процесса СВС был получен порошок с содержанием основных фаз близким к расчетному, 55 вес. % α -ZrSi₂, 16 вес. % t-MoSi₂ и 14 вес. % h-ZrB₂, при этом наблюдалось образование дополнительных фаз α -ZrSi (9 вес. %) и m-ZrO₂ (6 вес. %). Горячее прессование СВС-продуктов привело к росту размера кристаллитов основных фаз α -ZrSi₂, t-MoSi₂ и h-ZrB₂ на 60–70%, а также снижению концентрации оксидной фазы m-ZrO₂ на 50%.

Функционально-градиентная мишень (ZrSi₂–MoSi₂–ZrB₂)/Cr была успешно применена как при низкоомном (DCMS), так и при высокоомном режиме магнетронного распыления (HIPIMS). Целостность мишени обеспечивалась применением несущего подслоя из металлического хрома. Рентгеноаморфные DCMS- и HIPIMS-покрытия в системе Zr–Si–Mo–В обладали плотной малодефектной структурой. Элементный состав покрытий хорошо коррелировал с составом распыляемых мишеней, СВС-продукта и составом исходных порошковых смесей.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-49-00141).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/REFERENCES

1. Mark M.O., Inna G.T., Eric J.W., James A.Z., Samuel J.C. // J. Eur. Ceram. Soc. 1999. V. 19. P. 2405–2414.
2. Niu Y., Wang H., Li H., Zheng X., Ding C. // Ceram. Int. 2013. V. 39. P. 9773–9777.
3. Yeom H., Maier B., Mariani R. // J. Mater. Res. 2016. V. 31. P. 3409–3419.
4. Liu F., Li H., Gu S., Yao X., Fu Q. // Ceram. Int. 2018. V. 44. P. 6619–6625.
5. Liu F., Li H., Gu S., Yao X., Fu Q. // Ceram. Int. 2018. V. 44. P. 15065–15071.
6. Grigoriev O.N., Galanov B.A., Lavrenko V.A., Panasyuk A.D., Ivanov S.M., Koroteev A.V., Nickel K.G. // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. V. 30. P. 2397–2405.
7. Zhang C., You J., Chen H., Zeng H., Jiang G. // J. Chinese Ceram. Soc. 2006. V. 34 (10). P. 1172–1176.
8. Зиновьева М.В. Разработка гетерофазных сплавов для защиты композиционных материалов от воздействия высокоэнергетических потоков окислительного газа: дис. к.т.н. 05.16.06. Москва. 2022.
9. Wang M., Wang C.-A., Zhang X. // Mater. Des. 2012. V. 34. P. 293–297.
10. Sha J.J., Li J., Wang S.H., Wang Y.C., Zhang Z.F., Dai J.X. // Mater. Des. 2015. V. 75. P. 160–165.
11. Silvestroni L., Meriggi G., Sciti D. // Corros. Sci. 2014. V. 83. P. 281–291.
12. Friák M., Holec D., Šob M. // J. Alloys Compd. 2018. V. 746. P. 720–728.
13. Petrovic J.J. // Mater. Sci. Eng. 1995. V. 192–193. P. 31–37.
14. Astapov A.N., Pogozhev Yu.S., Prokofiev M.V., Lifanov I.P., Potanin A.Yu., Levashov E.A., Vershinnikov V.I. // Ceram. Int. 2019. V. 45. P. 6392–6404.
15. Yeom H., Maier B., Mariani R., Bai D., Fronek S., Xu P., Sridharan K. // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 316. P. 30–38.
16. Kim J.J., Kim H.G., Ryu H.J. // Surf. Coat. Technol. 2020. V. 52. P. 2054–2063.
17. Yeom H., Lockh P.C., Mariani R., Xu P., Corradini M., Sridharan K. // J. Nucl. Mater. 2018. V. 499. P. 256–267.
18. Wang L., Fu Q., Zhao F., Zhao Z. // Surf. Coat. Technol. 2018. V. 347. P. 257–269.
19. Lifanov I.P., Astapov A.N., Terentieva V.S. // J. Phys. Conf. Ser. 2020. V. 1713. P. 012025.
20. Zhou L., Fu Q., Huo C., Wang Y., Tong M. // Ceram. Int. 2018. V. 44. P. 14781–14788.
21. Liu F., Li H., Gu S., Yao X., Fu Q. // Ceram. Int. 2018. V. 44 (6). P. 6619–6625.
22. Astapov A.N., Zhestkov B.E., Pogozhev Yu.S., Zinovьева M.V., Potanin A.Yu., Levashov E.A. // Corros. Sci. 2021. V. 189. P. 109587.
23. Hsieh W.Y., Chen L.J. // J. Appl. Phys. 1994. V. 76. P. 278–284.
24. Gudmundsson J.T. // Plasma Sources Sci. Technol. 2020. V. 29. P. 113001.
25. Kub P.T., Gudmundsson J.T., Lundin D. // J. Appl. Phys. 2020. V. 121. P. 223–263.
26. Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Яцюк И.В. // Ядерная физика и инжиниринг. 2019. Т. 10 (6). С. 527–530. [Kiryukhantsev-Korneev F.V., Yatsyuk I.V. // Phys. At. Nucl. 2019. V. 82. P. 1437–1440].
27. Kiryukhantsev-Korneev F.V., Lemesheva M.V., Shvyndina N.V., et al. Structure, // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2018. V. 54. P. 1147–1156.

28. Kiryukhantsev-Korneev P., Sytchenko A., Pogozhev Y., Vorotilo S., Orekhov A., Loginov P., Levashov E. // *Materials*. 2021. V. 14. P. 1932.
29. Kiryukhantsev-Korneev P.V., Sytchenko A.D., Loginov P.A., Orekhov A.S., Levashov E.A. // *Coatings*. 2022. V. 12. P. 1570.
30. Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Sytchenko A.D., Sviridova T.A., Sidorenko D.A., Andreev N.V., Klechkovskaya V.V., Polčák J., Levashov E.A. // *Surf. Coat. Technol.* 2022. V. 442. P. 128141.
31. Kiryukhantsev-Korneev F.V. // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. V. 55. P. 494–504.
32. Monteverde F. // *J. Mater. Sci.* 2008. V. 43. P. 1002–1007.
33. Chamberlain A.L., Fahrenholtz W.G., Hilmas G.E. // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2009. V. 29. P. 3401–3408.
34. Grohsmeier R.J., Silvestroni L., Hilmas G.E. // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. V. 39 (6). P. 1939–1947.
35. Harrington G.J.K., Hilmas G.E., Fahrenholtz W.G. // *J. Am. Ceram. Soc.* 2013. V. 96. P. 3622–3630.
36. Ghailane A., Makha M., Larhlmi H. // *Mater. Lett.* 2020. V. 280. P. 128540.
37. Lundin D., Sarakinos K. // *J. Mater. Res.* 2012. V. 27. P. 780–792.
38. Shtansky D.V., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Bashkova I.A., et al. // *Int. J. Refract. Hard. Met.* 2010. V. 28. P. 32–39.
39. Bondarev A.V., Vorotilo S., Shchetinin I.V., et al. // *Surf. Coat. Technol.* 2019. V. 359. P. 342–353.
40. Lange A., Braun R., Heilmaier M. // *Intermetallics*. 2014. V. 48. P. 19–27.
41. Bahr A., Richter S., Hahn R., et al. // *J. Alloys Compd.* 2023. V. 931. P. 167532.
42. Liu J., Li J., Wu J., et al. // *Nanoscale Res. Lett.* 2019. V. 14. P. 154.
43. Alami J., Sarakinos K., Mark G., et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2006. V. 89. P. 154104.
44. Samuelsson M., Lundin D., Jensen J., et al. // *Surf. Coat. Tech.* 2010. V. 205. P. 591–596.
45. Isaac Asempah, Junhua Xu, Lihua Yu, Lei Wang // *Ceram. Int.* 2019. V. 45. P. 19395–19403.
46. Xie Z.-W., Wang L.-P., Wang X.-F., et al. // *T. Nonferr. Metal. Soc.* 2011. V. 21. P. 476–482.

Comparative Study of the Composition and Structure of the Target (ZrSi₂–ZrB₂–MoSi₂)/Cr and Coatings Formed Using Them by the DCMS and HIPIMS Methods

Ph. V. Kiryukhantsev-Korneev^{1, *}, A. D. Sytchenko¹,
A. Yu. Potanin¹, S. I. Rupasov¹, N. V. Shvyndina¹, and E. A. Levashov¹

¹National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, 119049 Russia

*e-mail: kiruhancev-korneev@yandex.ru

Received June 13, 2023; revised July 28, 2023; accepted July 31, 2023

Abstract—This work is devoted to the production of a ceramic target (ZrSi₂–ZrB₂–MoSi₂)/Cr by hot pressing of products of self-propagating high-temperature synthesis and deposition of coatings in the Zr–Si–Mo–B system by DC magnetron sputtering and high-power pulsed magnetron sputtering. The composition and structure of the initial powder mixtures, SHS products, a two-layer functionally graded target, and coatings deposited during its sputtering have been studied. It is shown that the developed target (ZrSi₂–ZrB₂–MoSi₂)/Cr can be successfully used to obtain coatings with a dense homogeneous defect-free structure, including at high-energy sputtering regimes, peak current of 50 A, and peak power of 50 kW.

Keywords: zirconium and molybdenum disilicides, self-propagating high-temperature synthesis, hot pressing, magnetron sputtering, HIPIMS, targets and coatings, composition and structure