

НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ И НАНОМАТЕРИАЛЫ

УДК 666.3-13

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ SiC С ОКСИДНОЙ КОМПОЗИЦИЕЙ $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$

© 2023 г. М. Г. Фролова^{a, *}, А. С. Лысенков^a, С. Н. Перевислов^b, Н. В. Петракова^a, К. А. Ким^a,
М. А. Севостьянов^a, А. Ю. Иванников^a, М. Д. Мельников^{a, c}, Ю. Ф. Каргин^a

^aИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский пр-т., 49, Москва, 119334 Россия

^bИнститут химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, наб. Макарова, 2, Санкт-Петербург, 199034 Россия

^cРоссийский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Миусская пл., 9, Москва, 125048 Россия

*e-mail: frolovamarianna@bk.ru

Поступила в редакцию 09.02.2023 г.

После доработки 27.03.2023 г.

Принята к публикации 15.04.2023 г.

Методом контактного взаимодействия в интервале температур 1000–1860°C изучена специфика взаимодействия SiC с оксидной композицией $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$. В ходе эксперимента по данным фоторегистрации в режиме реального времени изменения размеров и формы образца $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$ на керамической подложке SiC установлено, что в интервале температур 1720–1860°C происходит взаимодействие композиции $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$ с подложкой из карбида кремния, которое сопровождается ее расплавлением и проникновением (пропиткой) в подложку. Выполнен рентгенофазовый анализ области взаимодействия оксидной композиции с SiC непосредственно на подложке и поверхностного слоя глубиной <1 мм (отделенного скалыванием). Установлено, что в области контакта помимо фаз 6H-SiC, Si и Al_2O_3 , $t-ZrO_2$, являющихся соответственно исходными компонентами подложки и оксидной композиции, образуются ZrC, $Al_2Y_4O_9$, $Al_{3.21}Si_{0.47}$ вследствие окислительно-восстановительных реакций с участием оксидного расплава.

Ключевые слова: SiC, карбид кремния, керамика, взаимодействие

DOI: 10.31857/S0044457X23600172, **EDN:** MLBTKF

ВВЕДЕНИЕ

Керамика на основе карбида кремния является распространенным материалом для применения в различных отраслях промышленности благодаря ее стабильности при высоких температурах, стойкости к разрушению под действием агрессивных химикатов и истирающим воздействиям [1, 2]. Эти важные свойства позволяют рекомендовать данный вид материалов для применения в авиакосмической, автомобильной, химической и многих других областях для изготовления разнообразных видов изделий и конструкций [3–9].

Ввиду преимущественно ковалентного типа связи Si–C спекание карбидокремниевой керамики, как правило, проводят при высоких температурах (до 2200°C) методом твердофазного спекания (sintered silicon carbide, S-SiC) либо с участием спекающих добавок – жидкофазное спекание (liquid phase – sintered silicon carbide, LPS-SiC). При LPS-SiC происходит образование жидкой фазы, что способствует интенсификации спекания по сравнению с S-SiC. Как следствие, температура спекания может быть снижена до 1800°C и ниже, если состав добавок близок к эвтектическому [10–15].

Спекание керамики с образованием жидкой фазы оказывает существенное влияние на структуру, фазовый состав и, следовательно, на свойства материала. Свойства керамики LPS-SiC были изучены многими авторами. В качестве добавок, интенсифицирующих спекание предпочтительны соединения Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO, ZrO_2 , CaO, Er_2O_3 , AlN и их различные сочетания [16–26]. В результате жидкофазного спекания происходит совокупность различных физико-химических процессов, обуславливающих специфическую структуру материалов, которая представляет собой зерна SiC и межзеренную фазу, кристаллизующуюся при охлаждении [27–31].

Достаточно широко изучено взаимодействие карбида кремния со спекающими добавками оксидов, такими как Al_2O_3 , Y_2O_3 или их комбинациями – $Al_2O_3-Y_2O_3$ [32–41]. Сведения об использовании ряда многокомпонентных спекающих добавок (как правило, трехкомпонентных, в частности $Al_2O_3-CaO-Y_2O_3$, $Al_2O_3-CaO-C$, $Al_2O_3-TiO_2-MnO$, $Al_2O_3-MnO-SiO_2$, MgO-SiO₂, $Al_2O_3(MgO)-SiO_2-MgO$, MnO-TiO₂, CaO-B₂O₃-SiO₂, CaO-Al₂O₃-Y₂O₃, $Al_2O_3-ZrO_2 < MgO-Al_2O_3-$

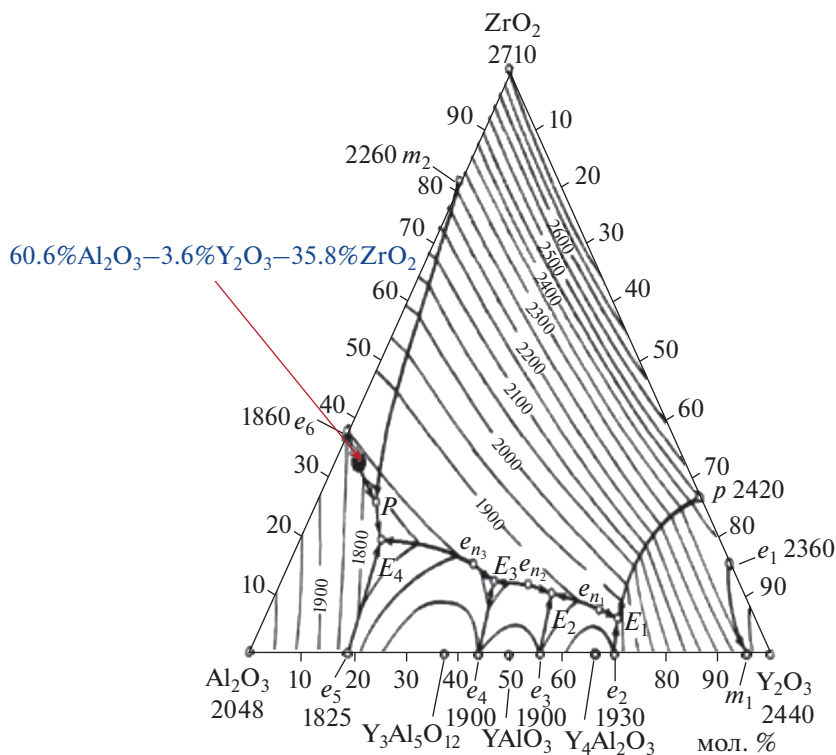


Рис. 1. Диаграмма состояния системы ZrO_2 - Y_2O_3 - Al_2O_3 [46].

Y_2O_3) приведены в работах [29–42], однако их взаимодействие с карбидом кремния изучено недостаточно. Одной из таких является добавка в системе Al_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2 .

Цель настоящей работы – изучение специфики взаимодействия SiC с оксидной композицией Al_2O_3 -($t + m$) ZrO_2 (Y_2O_3) в режиме реального времени методом непосредственного контактного взаимодействия в интервале температур от 1000 до 1860 °C, а также исследование фазового состава продуктов взаимодействия.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали порошки в виде заранее синтезированной добавки в системе Al_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2 . Оксидную композицию расчетного состава $60.6Al_2O_3$ - $3.6Y_2O_3$ - $35.8ZrO_2$ получали плазмохимическим методом из водных растворов нитратных солей – термическим разложением в плазме высокочастотного разряда капле раствора. Предполагаемая температура плавления этой композиции, согласно диаграмме состояния системы Al_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2 , составляет 1860 °C (рис. 1). Ранее указанную смесь в виде спекающей добавки не использовали, однако, по литературным данным, композит на основе глинозема с добавкой фаз моноклинного и тетрагонального циркония обладает высокими прочност-

ными и высокотемпературными характеристиками [42–47].

Рентгенофазовый анализ образцов синтезированной композиции в системе Al_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2 выявил присутствие фаз ZrO_2 (смесь тетрагональной и моноклинной модификаций) и Al_2O_3 . Присутствие оксида иттрия идентифицировать не удалось (рис. 2). Это свидетельствует о том, что в результате плазмохимического синтеза произошла частичная стабилизация диоксида циркония оксидом иттрия. Таким образом, в данной работе изучена специфика взаимодействия SiC и оксидной композиции Al_2O_3 -($t + m$) ZrO_2 (Y_2O_3).

СЭМ-изображение морфологии частиц порошков композиции в системе Al_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2 представлено на рис. 3. Видно, что синтезированный порошок представлен наночастицами с отдельными агломератами округлой формы, характерными для плазмохимического метода.

Специфику взаимодействия SiC и оксидной композиции Al_2O_3 -($t + m$) ZrO_2 (Y_2O_3) изучали в интервале температур 1000–1860 °C методом непосредственного контактного взаимодействия. Для проведения экспериментов использовали плоские полированные пластины керамики карбида кремния, полученные методом реакционного спекания. Образец карбида кремния состоит из смеси модификаций β - и α -SiC, выявлено также присутствие фазы кремния, поскольку керамика по-

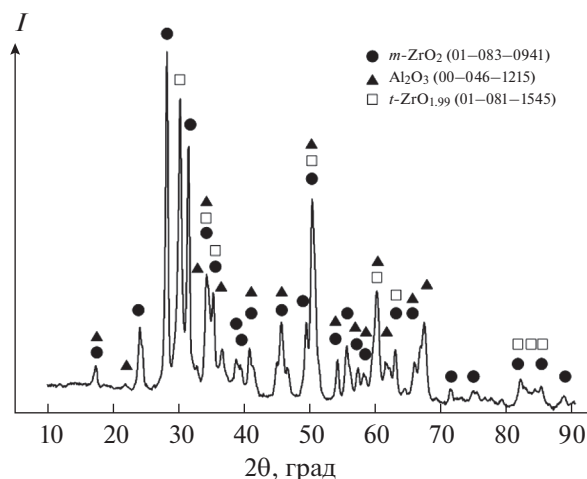


Рис. 2. Дифрактограмма порошка композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$, полученного плазмохимическим синтезом.

лучена методом реакционного спекания. Пористость реакционно-спекенной карбидокремневой пластины 5%, плотность 3.08 г/см^3 . Образец оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ формировали сухим прессованием в форме таблетки с диаметром 5 мм и высотой 3 мм, который помещали на поверхность керамического образца реакционноспекенного SiC ($10 \times 10 \times 3 \text{ мм}$) (рис. 4). Подложку SiC с размещенным образцом оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ помещали в графитовую печь Thermal Technology Inc. high temperature experts (модель HP20-3560-20).

Камеру печи вакуумировали и заполняли аргоном до атмосферного давления 1 атм. Печь нагревали со скоростью 10 град/мин до температуры полного расплавления образца оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ при постоянной продувке камеры печи аргоном. Изменение геометрической формы и размеров регистрировали с помощью фотокамеры и компьютера, изменение температуры – пирометром Raytek.

Фазовый состав образцов определяли при помощи дифрактометра XRD ДРОН-3 в CoK_α -излучении ($\lambda = 1.79020 \text{ \AA}$, скорость сканирования $2\theta = 2 \text{ град/мин}$). Идентификацию фаз осуществляли с помощью базы данных ICDD-2013. Морфологию частиц исходных порошков и микроструктурные особенности керамических образцов исследовали методом растровой электронной микроскопии (электронный микроскоп Tescan Vega II SBU) с системой INCA VEGA для микрорентгеноспектрального анализа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 5 представлены фотографии образца оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на подложке SiC при нагревании до температуры 1860°C .

В ходе визуальных наблюдений за протеканием эксперимента, а также по изображениям на фотографиях установлено, что размягчение оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$, сопровождаемое изменением геометрической формы, происходит при температуре $\sim 1720^\circ\text{C}$. При увеличении температуры выше 1750°C образуются

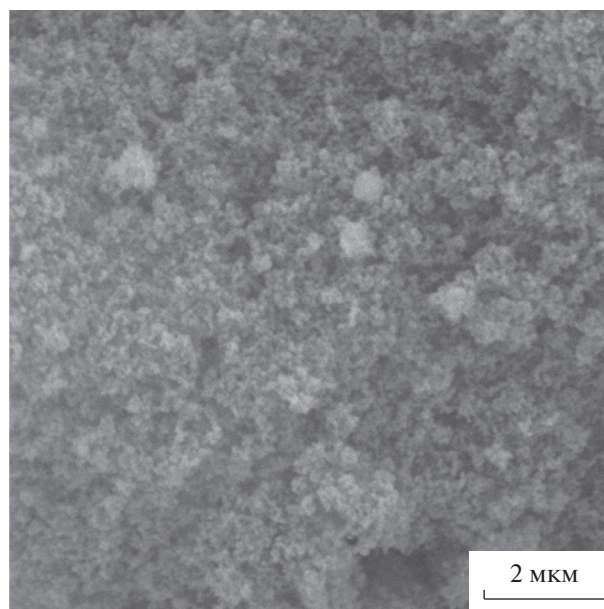


Рис. 3. СЭМ-изображение оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$.

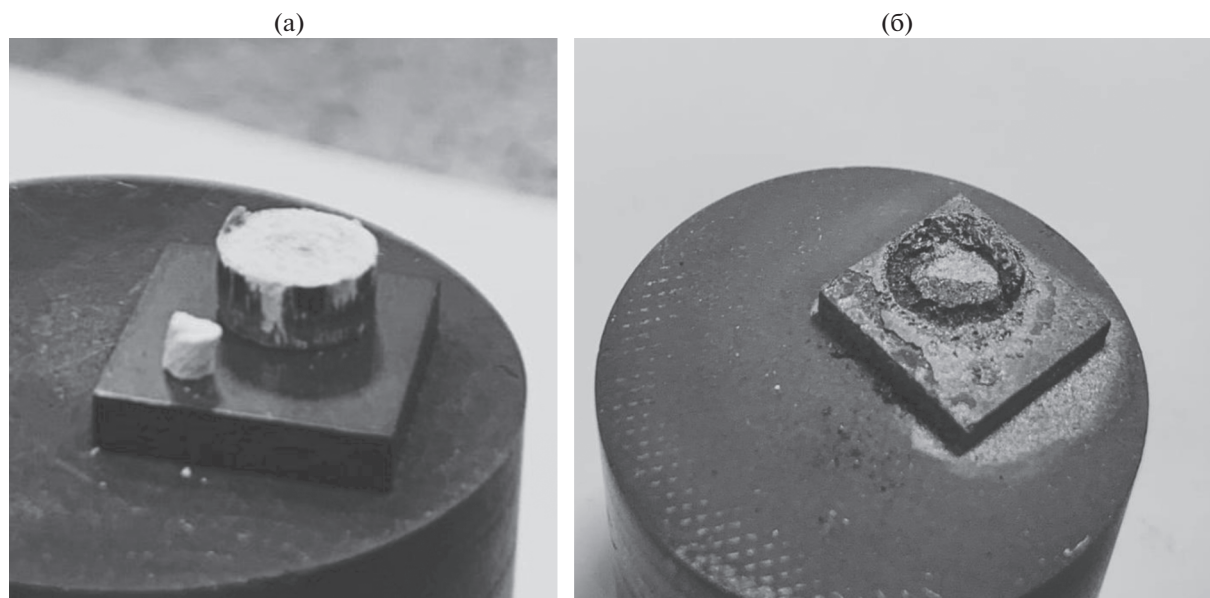


Рис. 4. Оксидная композиция $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ на подложке из SiC: а – до эксперимента, б – после эксперимента.

жидкая фаза, происходит ее растекание по поверхности карбида кремния и частичная пропитка области вокруг контакта оксидной композиции с подложкой (рис. 4б).

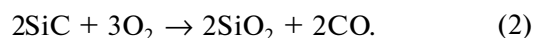
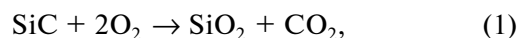
После проведения эксперимента по изучению взаимодействия реакционноспеченного SiC с оксидной композицией $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ поверхность керамических подложек исследовали с помощью СЭМ. На рис. 6 представлены микрофотографии участков поверхности образцов керамики в области контакта оксидной композиции с подложкой, на которых видно, что после взаимодействия поверхность является неоднородной – зерна (частицы) SiC (темные участки) окружены продуктами кристаллизации жидкой фазы (светлые области).

Фазовый состав области контакта карбида кремния с оксидной композицией $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ после плавления оксидной композиции изучали с помощью рентгенофазового анализа. По данным РФА керамических подложек SiC, в поверхностном слое регистрируются следующие основные фазы: ZrC, 6H-SiC, Si, Al_2O_3 (рис. 7).

С целью проведения более подробного рентгенофазового анализа область контакта оксидной композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ и прилегающую область пропитки расплавом механически отделяли (откалыванием частичек в глубину до 1 мм) от подложки SiC и измельчали. Согласно РФА, в приготовленных порошках идентифицированы следующие фазы: 6H-SiC, Al_2O_3 , $t\text{-ZrO}_2$, ZrC, Si, $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Al}_{3,21}\text{Si}_{0,47}$ (рис. 8). Фазы 6H-SiC, Si и Al_2O_3 , $t\text{-ZrO}_2$ являются исходными компонентами

подложки и оксидной композиции соответственно. Очевидно, что наличие в области контакта образовавшихся продуктов ZrC, $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Al}_{3,21}\text{Si}_{0,47}$ обусловлено протеканием различных (последовательно-параллельных) окислительно-восстановительных реакций SiC с расплавом оксидной композиции сложного состава.

Известно, что карбид кремния окисляется при высоких температурах в атмосфере кислорода с образованием тонкой пленки диоксида кремния и оксидов углерода согласно следующим реакциям [16]:

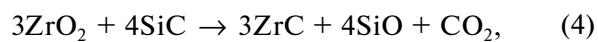
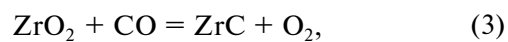


В ряде работ по спеканию карбида кремния рассмотрены также возможные реакции образования различных соединений в результате взаимодействия с различными оксидными спекающими добавками. Например, в [34] в спеченных при 1950°C образцах карбидокремниевой керамики, содержащей 30 мас. % иттрий-алюминиевого граната (YAG), основными присутствующими фазами являются AlYO_3 и SiC, обнаружены также фазы оксикарида алюминия ($\text{Al}_4\text{O}_4\text{C}$ и Al_2OC) в различных количествах со следами SiO_2 . В [47] исследованы фазовые взаимоотношения в тройной системе SiC– ZrO_2 –CaO и показано, что ZrO_2 реагирует с SiC и CaO с образованием ZrC и силиката кальция посредством серии твердофазных реакций. Таким образом, можно предположить, что обнаруженные в образцах после проведения эксперимента продукты реакции ZrC, $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, $\text{Al}_{3,21}\text{Si}_{0,47}$ образуются при взаимодействии SiC с



Рис. 5. Плавление оксидной композиции $Al_2O_3-(t + m)ZrO_2(Y_2O_3)$ на подложке SiC.

компонентами оксидной композиции $Al_2O_3-(t + m)ZrO_2(Y_2O_3)$, в том числе с учетом реакций (1) и (2), в результате следующих реакций:



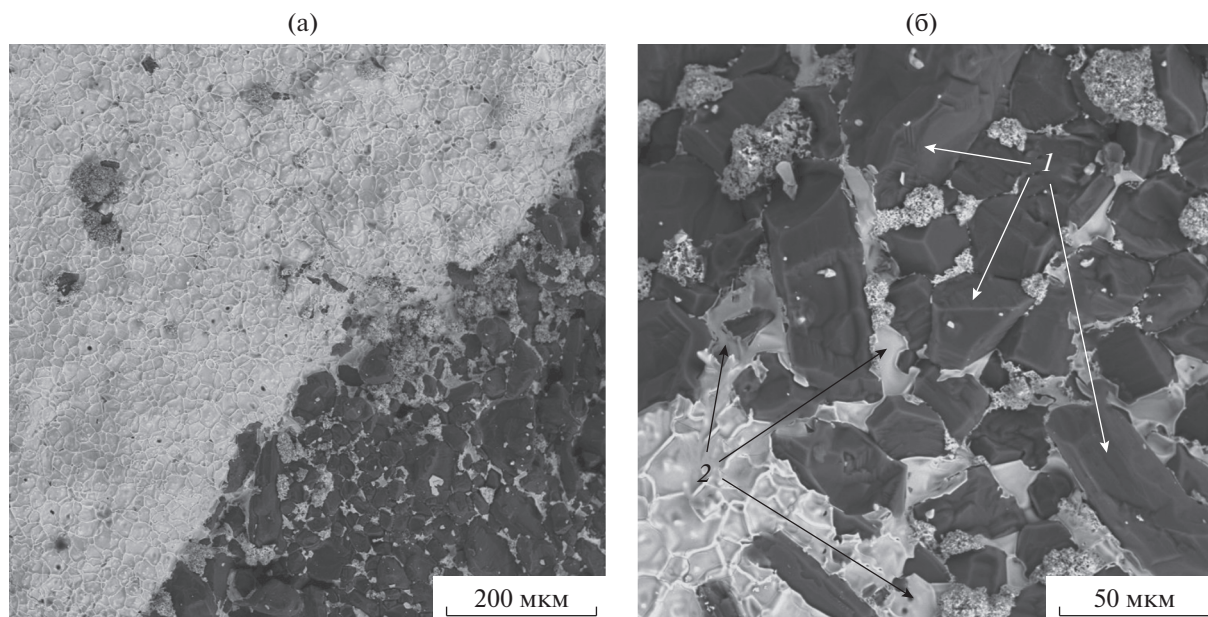
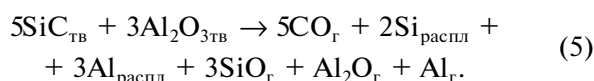


Рис. 6. СЭМ-изображение поверхности образца SiC (1) после взаимодействия со смесью оксидов Al_2O_3 и YSZ (2).



Присутствие фазы $\text{Al}_{3,21}\text{Si}_{90,47}$ согласуется с данными [28] об образовании расплавов металлических алюминия и кремния при взаимодействии Al_2O_3 с SiC по реакции (5) в атмосфере аргона (как и в нашем эксперименте). При этом металлический алюминий может также взаимодействовать с остаточным кремнием в исходной подложке SiC, полученного методом реакционного

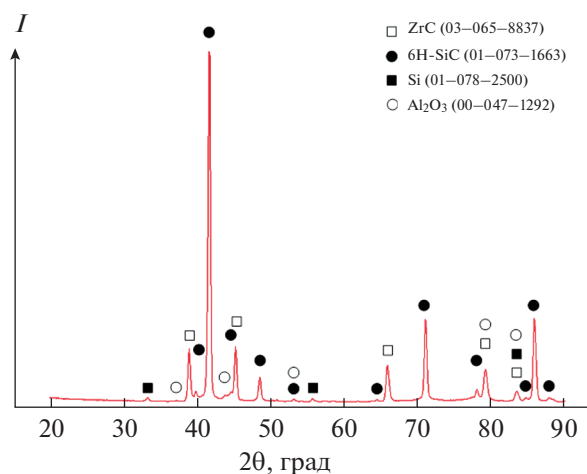


Рис. 7. Дифрактограмма поверхности подложки SiC после взаимодействия оксидной композиции с подложкой из карбида кремния.

спекания (рис. 6). Наличие в продуктах взаимодействия фазы $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$ можно связать (учитывая отсутствие других соединений иттрия, в частности карбидов) с формированием оксида иттрия при взаимодействии $(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ с SiC и CO по реакциям (3), (4) и его последующем взаимодействии с оксидом алюминия.

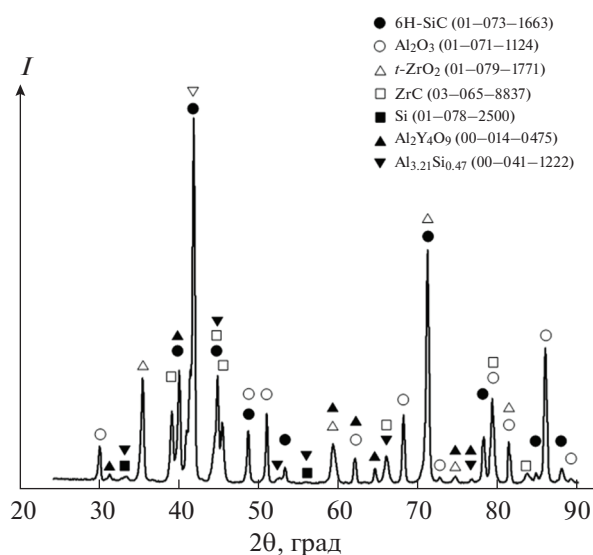


Рис. 8. Дифрактограмма порошка, полученного измельчением приповерхностной области взаимодействия композиции $\text{Al}_2\text{O}_3-(t+m)\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ с подложкой SiC.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Взаимодействие керамических образцов реакционно-связанного SiC с оксидной композицией $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$ изучено контактными методами в интервале температур 1000–1860°C в атмосфере аргона. В ходе эксперимента по данным визуальных наблюдений и фоторегистрации в режиме реального времени изменения размеров и формы образцов композиции $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$ на керамической подложке SiC установлено, что взаимодействие композиции с подложкой происходит в интервале температур 1720–1860°C и сопровождается ее полным расплавлением и проникновением (пропиткой) в подложку. При этом оксидная композиция $Al_2O_3-(t+m)ZrO_2(Y_2O_3)$ растекается по поверхности подложки из карбида кремния, частично пропитывает области вокруг контакта с подложкой и распределяется по границам зерен карбида кремния. Согласно РФА области взаимодействия оксидной композиции с SiC непосредственно на подложке и поверхностного слоя глубиной < 1 мм (отделенного скалыванием), в области контакта выявлены (помимо фаз 6H-SiC, Si и Al_2O_3 , $t-ZrO_2$, являющихся соответственно исходными компонентами подложки и оксидной композиции) продукты реакции ZrC, $Al_2Y_4O_9$, $Al_{3,21}Si_{0,47}$, образующиеся вследствие ряда окислительно-восстановительных реакций с участием оксидно-расплава и оксида углерода.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование профинансировано стипендией Президента Российской Федерации № 472.2022.3 и выполнено в соответствии с государственным заданием № 075-01176-23-00.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шевченко В.Я., Баринов С.М. Техническая керамика. М.: Наука, 1993. 187 с.
2. Андрианов Н.Т. и др. Химическая технология керамики: учеб. пособие для вузов / Под ред. Гузмана И.Я. М.: ООО Риф "Стройматериалы", 2012. 496 с.
3. Schwetz K.A. // Handbook of Ceramic Hard Materials. 2000. P. 683.
4. Фролова М.Г., Лысенков А.С., Титов Д.Д. и др. // Журн. неорган. химии. 2021. Т. 66. № 8. С. 1086. <https://doi.org/10.1134/S0036023621080052>
5. Sadow S.E. Advances in Silicon Carbide. Processing and Applications. London: Artech House Inc., 2004. 435 p.
6. Katoh Y., Snead L.L., Szlufarska I. et al. // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 2012. V. 16. P. 143. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2012.03.005>
7. Christin F. // Adv. Eng. Mater. 2002. V. 4. P. 903. <https://doi.org/10.1002/adem.200290001>
8. Ji S., Zhang Z., Wang F. // CES Transactions on Electrical Machines and Systems. 2017. V. 1. P. 254. <https://doi.org/10.23919/TEMS.2017.8086104>
9. Casady J.B., Johnson R.W. // Solid-State Electron. 1996. V. 39. P. 1409. [https://doi.org/10.1016/0038-1101\(96\)00045-7](https://doi.org/10.1016/0038-1101(96)00045-7)
10. Neher R., Herrmann M., Brandt K. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2011. V. 31. P. 175. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2010.09.002>
11. Zhitnyuk S.V., Golovchenko I.A., Makarov N.A. et al. // Glass Ceram. 2013. V. 70. P. 247. <https://doi.org/10.1007/s10717-013-9554-1>
12. Abilev M., Zhilkashinova A., Pavlov A. et al. // Silicon. 2023. <https://doi.org/10.1007/s12633-023-02318-5>
13. Кхин Маунг Сое. Композиционная керамика на основе карбида кремния с эвтектическими добавками в системах $Al_2O_3-TiO_2-MnO$, $Al_2O_3-MnO-SiO_2$, $MgO-SiO_2$, $Al_2O_3(MgO)-MgO-SiO_2$. Дис. ... канд. техн. наук. М., 2019. 110 с.
14. Житнюк С.В. // Тр. ВИАМ. 2019. № 3. С. 79.
15. Житнюк С.В. Керамика на основе карбида кремния, модифицированная добавками эвтектического состава. Дисс. ... канд. тех. наук. РХТУ им. Д.И. Менделеева. М., 2014. 174 с.
16. Фролова М.Г., Каргин Ю.Ф., Лысенков А.С. и др. // Неорган. материалы. 2020. Т. 56. № 9. С. 1039. <https://doi.org/10.1134/S0020168520090058>
17. Perevislov S.N., Lysenkov A.S., Titov D.D. et al. // Glass Ceram. 2019. V. 75. P. 400. <https://doi.org/10.1007/s10717-019-00094-6>
18. Perevislov S.N., Tomkovich M.V., Lysenkov A.S. // Refract. Ind. Ceram. 2019. V. 59. P. 522. <https://doi.org/10.1007/s11148-019-00265-6>
19. Перевислов С.Н., Чупов В.Д., Томкович М.В. // Вопросы материаловедения. 2011. № 1. С. 123.
20. Grande T., Sommerset H., Hagen E. et al. // J. Am. Ceram. Soc. 1997. V. 80. P. 1047.
21. Перевислов С.Н. // Перспективные материалы. 2013. № 10. С. 47.
22. Noviyanto A., Yoon D.-H. // Curr. Appl. Phys. 2013. V. 1. P. 287. <https://doi.org/10.1016/j.cap.2012.07.027>
23. Tomkovich M.V., Perevislov S.N., Panteleev I.B. et al. // Refract. Ind. Ceram. 2020. V. 60. P. 445. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2019-9-31-41>
24. Фролова М.Г., Леонов А.В., Каргин Ю.Ф. и др. // Материаловедение. 2017. № 12. С. 32.
25. Zawrah M.F., Shaw L. // Ceram. Int. 2004. V. 30. P. 721. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2003.07.017>
26. Fei Y., Song X., Du L. et al. // Ceram. Int., Part A. 2022. V. 19. P. 27324. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.04.326>
27. Baud S., Thévenot F., Pisch A. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2003. V. 23. P. 1. [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00067-5](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00067-5)

28. *Baud S., Thévenot F., Chatillon C.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2003. V. 23. P. 9.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00068-7](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00068-7)
29. *Baud S., Thévenot F., Chatillon C.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2003. V. 23. P. 19.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00069-9](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00069-9)
30. *Baud S., Thévenot F., Chatillon C.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2003. V. 23. P. 29.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00070-5](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00070-5)
31. *Ihle J., Herrmann M., Adler J.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2005. V. 25. P. 987.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.04.015>
32. *Ihle J., Herrmann M., Adler J.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2005. V. 25. P. 1005.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.04.017>
33. *Grande T., Sommerset H., Hagen E. et al.* // J. Am. Ceram. Soc. 1997. V. 80. № 4. P. 1047.
34. *Baud S., Thévenot F., Pisch A. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2003. V. 23. P. 1.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00067-5](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00067-5)
35. *Gadalla A., Almasry M., Kongkachuichay P.* // J. Mater. Res. 1992. V. 7. P. 2585.
36. *Samanta A.K., Dharguupta K.K., Ghatak S.* // Ceram. Int. 2001. V. 27. P. 123.
[https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(00\)00050-X](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(00)00050-X)
37. *Keppeler M., Reichert H.-G., Broadley J.M. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 1998. V. 18. P. 521.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(97\)00163-5](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(97)00163-5)
38. *Can A., Herrmann M., McLachlan D.S. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2006. V. 26. P. 1707.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2005.03.253>
39. *Borrero-López O., Ortiz A.L., Guiberteau F. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2007. V. 27. P. 3351.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.02.190>
40. *Gomez E., Echeberria J., Iturriza I. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. V. 24. P. 2895.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2003.09.002>
41. *Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Нагорнов И.А. и др.* // Журн. неорган. химии. 2020. Т. 65. № 9. С. 1274.
<https://doi.org/10.31857/S0044457X20090202>
42. *Lyubushkin R.A., Sirota V.V., Ivanov O.N.* // Glass Phys. Chem. 2012. V. 38. P. 137.
<https://doi.org/10.1134/S1087659611060101>
43. *Ayash S., Alshoufi K., Soukieh M. et al.* // J. Fusion Energy. 2016. V. 35. P. 567.
<https://doi.org/10.1007/s10894-016-0071-4>
44. *Oelgardt C., Anderson J., Heinrich J.G. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. V. 30. P. 649.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2009.09.011>
45. *Dyatlova Ya., Ordanyan S.S., Osmakov A. et al.* // Adv. Sci. Technol. 2010. V. 65. P. 11.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AST.65.11>
46. *Lakiza S.N., Lopato L.M., Shevchenko A.V.* // Powder Metall. Met. Ceram. 1995. V. 33. P. 595.