

УДК (546.93+666.792.32):544.016.5+54-143

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ИРИДИЯ С КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКОЙ С УЧАСТИЕМ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

© 2023 г. М. А. Голосов¹*, А. В. Уткин¹, В. В. Лозанов¹, А. Т. Титов², Н. И. Бакланова¹

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО Российской академии наук,
ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630090 Россия

²Институт геологии и минералогии им. В.С. Соболева СО Российской академии наук,
пр. Академика Коптюга, 3, Новосибирск, 630090 Россия

*e-mail: golosov@solid.nsc.ru

Поступила в редакцию 28.06.2023 г.

После доработки 07.09.2023 г.

Принята к публикации 08.09.2023 г.

Исследовано взаимодействие в диффузионных парах иридий–карбид кремния при температурах 1500–1800°C с различным временем выдержки в условиях образования жидкости. Изучены микроструктура, фазовый и элементный составы диффузионной зоны, формирующейся при температурах выше образования эвтектик и/или плавления отдельных продуктов реакции – силицидов иридия. Показано, что микроструктура диффузионной зоны, формирующейся в условиях образования жидкости, отличается от той, которая формируется в условиях твердофазного взаимодействия между иридием и карбидом кремния. При температуре выше 1700°C содержание Si в расплаве Ir–Si становится больше 50 мол. %, что приводит к кристаллизации фаз Ir₃Si₄ и Ir₃Si₅ при охлаждении. Углерод, выделяющийся в ходе взаимодействия иридия с SiC, графитизируется с ростом температуры и времени выдержки.

Ключевые слова: карбид кремния, иридий, силициды иридия, углерод, жидкая фаза, плавление

DOI: 10.31857/S0002337X23110040, **EDN:** WQUTKK

ВВЕДЕНИЕ

Карбид кремния является конструкционным материалом, способным работать в условиях агрессивной окислительной среды, высоких температур (~1600°C) и механических нагрузок [1, 2]. Для функционирования при более высоких температурах карбид кремния нуждается в защите от окисления. Поиск подходящих комбинаций веществ для разработки антиокислительных покрытий привел к концепции, связанной с использованием иридия и его соединений [3, 4]. Действительно, иридий обладает рядом необходимых свойств, среди которых высокая температура плавления (2446°C), низкая скорость убыли массы в кислороде, низкая проницаемость по кислороду (1×10^{-14} г/(см с)) [5–8]. Другими перспективными областями применения системы карбид кремния–иридий являются высокотемпературная электроника и ядерная энергетика [9–12].

Несмотря на возросший в последнее время интерес к этой системе, сведения о ней весьма мало численны. Исследование поведения смесей порошков SiC и Ir в температурном интервале 1000–1900°C показало, что тройная система Ir–Si–C ведет себя как псевдобинарная [13–15]. В ходе ре-

акции образуются силициды иридия с атомным соотношением Ir : Si \geq 1 и углерод. Изучение поведения системы Ir–SiC в диффузионных парах при температурах 1300–1400°C в области твердофазного взаимодействия показало, что скорость диффузии атомов иридия намного выше скорости встречной диффузии атомов кремния и реакция осуществляется в кинетическом режиме [16]. При этом в сечении диффузионной пары Ir/SiC формируется микроструктура, состоящая из периодически чередующихся слоев силицида IrSi без углерода и слоев силицида IrSi с равномерно распределенным углеродом. В работе [17] было исследовано взаимодействие Ir с SiC в диффузионных парах в ограниченном температурном интервале 1375–1450°C. Отметим, что этот температурный интервал включает температуры эвтектик Ir₂Si + Ir₃Si₂ (1417°C) и Ir₃Si₂ + IrSi (1425°C) [18].

В литературе отсутствует детальное исследование поведения диффузионной пары Ir/SiC в более широком температурном интервале 1500–1800°C, в котором большая часть или все силициды иридия находятся в жидком состоянии. Между тем, именно высокотемпературное взаимодействие в этой системе представляет особый инте-

рес, учитывая предназначение материалов на основе карбида кремния и иридия.

Целью данной работы является исследование особенностей взаимодействия диффузионной пары иридий–карбид кремния в температурном интервале 1500–1800°C в условиях образования жидкой фазы.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве компонентов диффузионной пары Ir/SiC использовались иридиевая фольга (чистота $\geq 99.9737\%$, ГОСТ 55084-2012, АО “ЕЗ ОЦМ”, Россия) размером $0.5 \times 0.5 \times 0.01$ см и пластина поликристаллического плотноспеченного SiC (чистота 99%, Lianyungang Baibo New Material, Китай) размером $1 \times 1 \times 0.5$ см. Пластина SiC была отполирована с помощью набора алмазных шлифовальных дисков с различным размером зерен алмазов (100–15 мкм) и суспензий поликристаллических алмазов с размерами частиц от 6 до 1 мкм (Kemet, Великобритания) для обеспечения лучшего контакта с пластиной иридия. Приведенные в контакт диффузионные пары Ir/SiC прошли термообработку при температурах 1500, 1600, 1700 и 1800°C в течение 1 ч, а также при 1600°C в течение 1, 15 мин, 4, 8 и 16 ч.

Кроме того, был синтезирован наиболее тугоплавкий силицид иридия IrSi для исследования его взаимодействия с SiC при 1800°C. IrSi был получен путем термообработки порошковой смеси Ir + SiC, взятой в эквимолярном соотношении, при 1800°C в течение 1 ч. С помощью многократной обработки порошковых продуктов ультразвуком в этаноле с последующим декантированием полученной суспензии проводилось разделение IrSi и C.

Все образцы диффузионных пар, включая IrSi/SiC, нагревали в установке горячего прессования (ИАиЭ СО РАН, Новосибирск, Россия), снабженной программируемыми системами контроля давления газа в рабочей камере и температуры, в графитовых тиглях в атмосфере аргона ($p \sim 120$ кПа). Скорость нагрева составляла 50°C/мин, скорость охлаждения $\sim 75^\circ\text{C}/\text{мин}$. Температура измерялась высокотемпературным ИК-пирометром (KM2-ТермиксК, Тимол, Россия) с точностью $\pm 1\%$.

Фазовый состав регистрировали на порошковом рентгеновском дифрактометре D8 Advance (Bruker Corporation, Германия). Микроструктуру поверхности и элементный анализ образцов исследовали с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Hitachi TM 1000 (Hitachi, Япония), оборудованного энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) SwiftED TM (Oxford Instruments Analytical Ltd., Великобритания), а также с использованием СЭМ Mira 3 LMU (TESCAN, Чехия), оснащенного детектором

INCA Energy 450 XMax 80 EDS с ускоряющим напряжением 20 кВ. Для анализа микроструктуры и элементного состава слоев продуктов реакции были приготовлены поперечные сечения образцов с последующим шлифованием с помощью набора суспензий поликристаллических алмазов с размерами частиц от 6 до 1 мкм (Kemet, Великобритания).

Выделяющийся в ходе реакции углерод исследовали методом спектроскопии КР с помощью спектрометра LabRam HR Evolution (Horiba Scientific, Япония), совмещенного с оптическим микроскопом. Длина волны лазерного возбуждения – 633 нм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

СЭМ-снимки образца, термообработанного при 1500°C в течение 1 ч, представлены на рис. 1. Видно, что слой продуктов, расположенный над исходной пластиной SiC, имеет каплевидную форму, что может свидетельствовать об образовании жидкой фазы в ходе взаимодействия (рис. 1а). Заметим, что при 1500°C силициды Ir₂Si и Ir₃Si₂ являются жидкими, а IrSi образует эвтектику с Ir₃Si₂ ($t = 1425^\circ\text{C}$). Каплевидный слой состоит из фазы IrSi, которая, судя по СЭМ-снимкам, является основной, и дополнительных фаз – Ir₃Si₂ и Ir₂Si (рис. 1б). Согласно фазовой диаграмме Ir–Si [18], силицид Ir₂Si существует в температурной области 1267–1452°C. Причиной стабилизации данной фазы и ее появления в продуктах реакции может быть быстрая скорость охлаждения ($\sim 75^\circ\text{C}/\text{мин}$). Отметим, что в работе [14] также сообщалось о присутствии фазы Ir₂Si в продуктах реакции иридия с карбидом кремния после охлаждения реакционной смеси. Под каплевидным слоем располагается слой с произвольным распределением зерен углерода, а также силицидов Ir₃Si₂ и Ir₂Si (основные фазы) с небольшими включениями фазы IrSi (рис. 1в). У границы наблюдается тонкий слой (~ 15 мкм), содержащий зерна IrSi и углерода. Другими словами, слой с основными продуктами в виде промежуточных силицидов (Ir₃Si₂, Ir₂Si) располагается между двумя слоями с основной фазой IrSi. Механизм формирования такой микроструктуры может быть следующий: фаза твердого IrSi постоянно образуется на границе с SiC в ходе реакции и в это же время частично растворяется в жидкости ввиду существования эвтектики при 1425°C с фазой Ir₃Si₂. Продолжение этих процессов приводит к тому, что жидкость обедняется по Ir и обогащается по Si до тех пор, пока не становится возможной кристаллизация твердого IrSi. Кристаллизация IrSi в жидкости является стоком для атомов Si, напротив, образование этой же фазы на границе с SiC в ходе реакции является стоком для атомов Ir. Кристаллизация IrSi в слое, содержащем углерод, может быть затруднена ввиду стерического фактора: об-

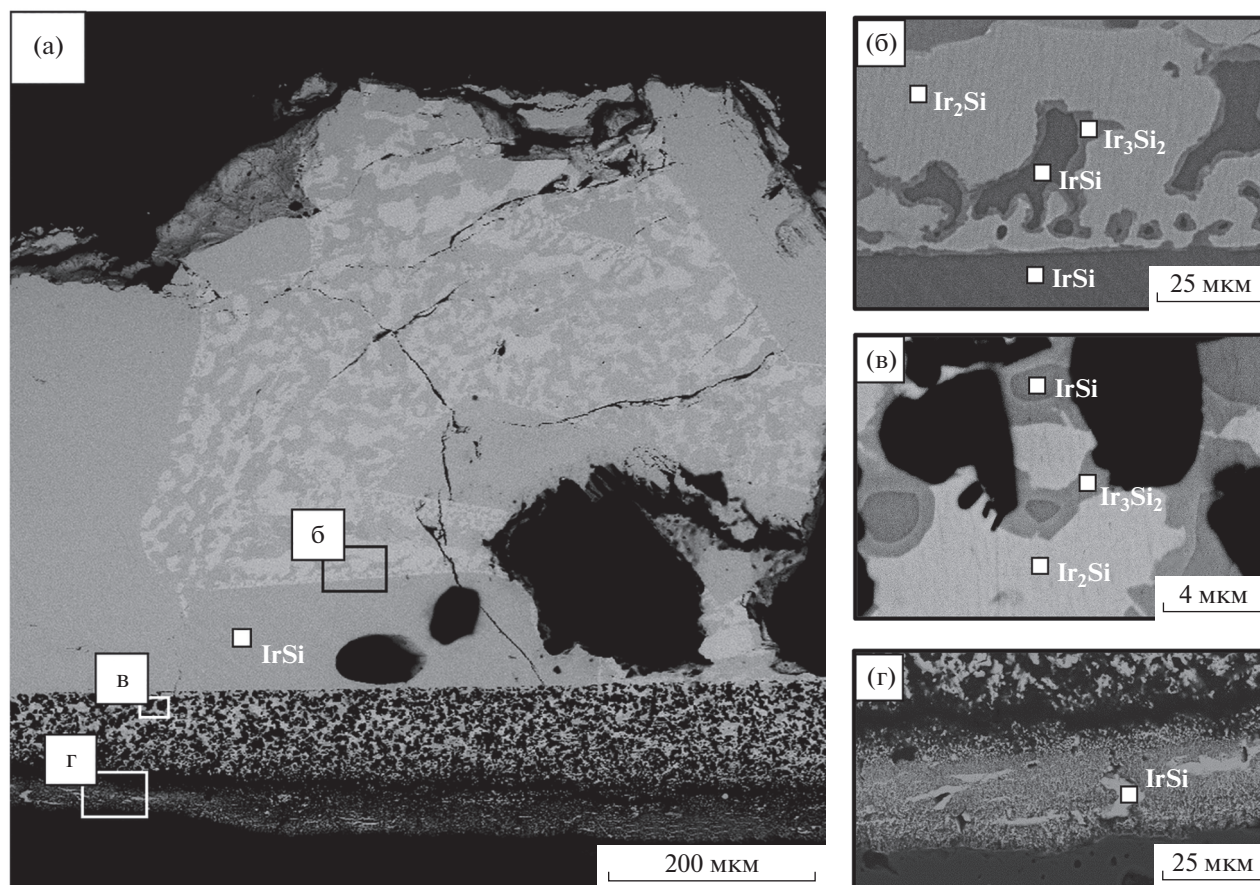


Рис. 1. СЭМ-снимки поперечного сечения диффузионной пары Ir/SiC, обработанной при 1500°C в течение 1 ч: общий вид сечения диффузионной пары (а), включения в каплевидном слое (б), промежуточный слой (в), приграничный к SiC слой (г).

разованный углеродный каркас затрудняет рост больших кристаллов IrSi, а малые быстро растворяются в расплаве Ir–Si.

Дальнейший нагрев до температуры 1600°C приводит к плавлению всех силицидов иридия, образующихся в системе Ir–SiC, кроме IrSi. Согласно данным [17], при достижении температуры образования жидкости плавление происходит довольно быстро. При 1425°C краевой угол смачивания каплевидного слоя с подложкой SiC достигает своего постоянного значения в 115° уже при ~1000 с выдержки, а при 1450°C – после ~100 с выдержки. Действительно, уже после 1 мин выдержки при 1600°C наблюдается каплевидный слой, который состоит в основном из фазы IrSi с включениями Ir₂Si и Ir₃Si₂, образованного в результате разложения фазы Ir₂Si (рис. 2). Слой под каплевидным также состоит в основном из зерен IrSi и углерода с небольшими включениями фаз промежуточных силицидов (Ir₃Si₂ и Ir₂Si). Согласно данным СЭМ/ЭДС, увеличение времени выдержки приводит к уменьшению содержания включений промежуточных силицидов во всех слоях и спустя

4 ч в продуктах наблюдаются только IrSi и C. Наличие больших сферических полостей в каплевидном слое может быть следствием выделения газов из пор SiC при инфильтрации расплава Ir_xSi_y в глубь подложки.

Интересным фактом является формирование плотной полосы IrSi в приграничном к SiC слое. После 4-часовой выдержки ее ширина достигает значения ~25 мкм. Вероятно, механизм ее образования схож с механизмом образования подобных полос при твердофазном взаимодействии Ir [16] или других некарбидобразующих металлов (Ni, Pd [19], Pt [20]) с SiC. Единое мнение относительно механизма образования чередующихся слоев в настоящее время отсутствует. Предполагается, что образование плотных полос силицида объясняется спеканием его частиц, в результате которого углерод выталкивается из полос силицида [16].

Исследование морфологии выделяющейся углеродной фазы показывает, что увеличение времени выдержки до 8 ч и более способствует изменению формы зерен. Так, зерна углерода поменя-

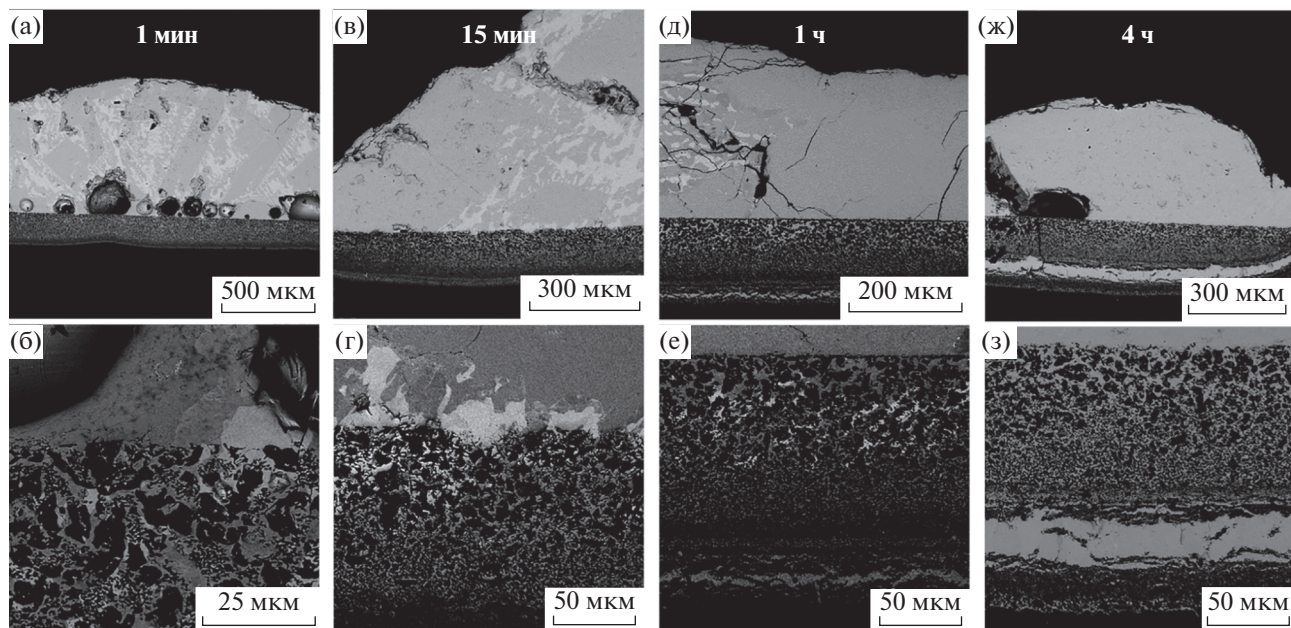


Рис. 2. СЭМ-снимки поперечных сечений диффузионных пар Ir/SiC, термообработанных при 1600°C.

ли свою форму с неправильной и близкой к сферической (8-часовая выдержка) на пластинчатую в приграничной к каплевидному слою IrSi зоне (рис. 3а), а при 16-часовой выдержке большая часть зерен углерода приняла пластинчатую форму (рис. 3б). Наличие углеродной фазы подтверждают данные спектроскопии КР образца, прогретого при 1600°C в течение 1 ч (рис. 4). Из анализа спектров КР видно, что значение отношения I_D/I_G , характеризующее степень графитизации углерода, уменьшается по мере удаления от фронта реакции, что свидетельствует о совершенствовании структуры углерода со временем выдержки при данной температуре. Значения I_D/I_G в точках 3 и 4 (0.60 для т. 3 и 0.56 для т. 4) не сильно отличаются, вероятно, из-за того, что разница во времени образования частиц углерода в этих областях довольно мала ввиду быстрого протекания реакции на начальном этапе. Сравнительно большее различие в степени графитизации между первой и второй областью (т. 1 и 2 соответственно) говорит о том, что разница во времени образования углерода в этих областях значительна ввиду медленного протекания реакции из-за образования большого слоя твердых продуктов и отсутствия жидкости.

При термообработке диффузионной пары Ir/SiC при 1700°C в сечении образца наблюдаются слой силицида IrSi с углеродом и расположенный над ним каплевидный слой, состоящий преимущественно из IrSi с включениями силицидов с содержанием Si > 50 ат. %, а именно, Ir₃Si₄ и Ir₄Si₅ (рис. 5а). В работе по исследованию взаимодей-

ствия иридия с карбидом кремния в порошковых смесях в широком температурном диапазоне (1000–1900°C) силициды с содержанием кремния > 50 ат. % не обнаружены во всем температурном диапазоне, даже в условиях избытка SiC [14]. Также в работе [21] показано, что в присутствии углерода силициды иридия Ir₄Si₅, Ir₃Si₄, Ir₃Si₅ и IrSi₃ неустойчивы и реагируют с ним с образованием IrSi и SiC. Следует отметить, что температура эксперимента (1700°C) достаточно близка к температуре плавления самого тугоплавкого силицида иридия ($t_{пл}(\text{IrSi}) = 1707^\circ\text{C}$). Учитывая экзотермический характер реакции [22], а также ошибку измерения температуры с помощью пирометра в ходе термообработки, нельзя исключить перегрева реакционной смеси. Это могло привести к плавлению всех силицидов, в т.ч. IrSi. Ввиду полного плавления всех силицидов сток для атомов кремния в виде фазы IrSi отсутствует, что приводит к пересыщению расплава Ir–Si по кремнию. Верхний каплевидный слой не содержит углерод, что делает термодинамически возможным кристаллизацию из расплава при охлаждении высших силицидов иридия (Ir₃Si₄ и Ir₃Si₅).

При термообработке при 1800°C весь каплевидный слой состоит из равномерно распределенных зерен IrSi и зерен силицидов Ir₃Si₄ и Ir₃Si₅ (рис. 5б–5г). Наличие Ir₃Si₄ в продуктах реакции также подтверждают данные РФА застывшего каплевидного слоя (рис. 6). Фазу Ir₃Si₅ не удалось обнаружить с помощью РФА, по-видимому, из-за малого содержания. Наличие фазы SiO₂, соглас-

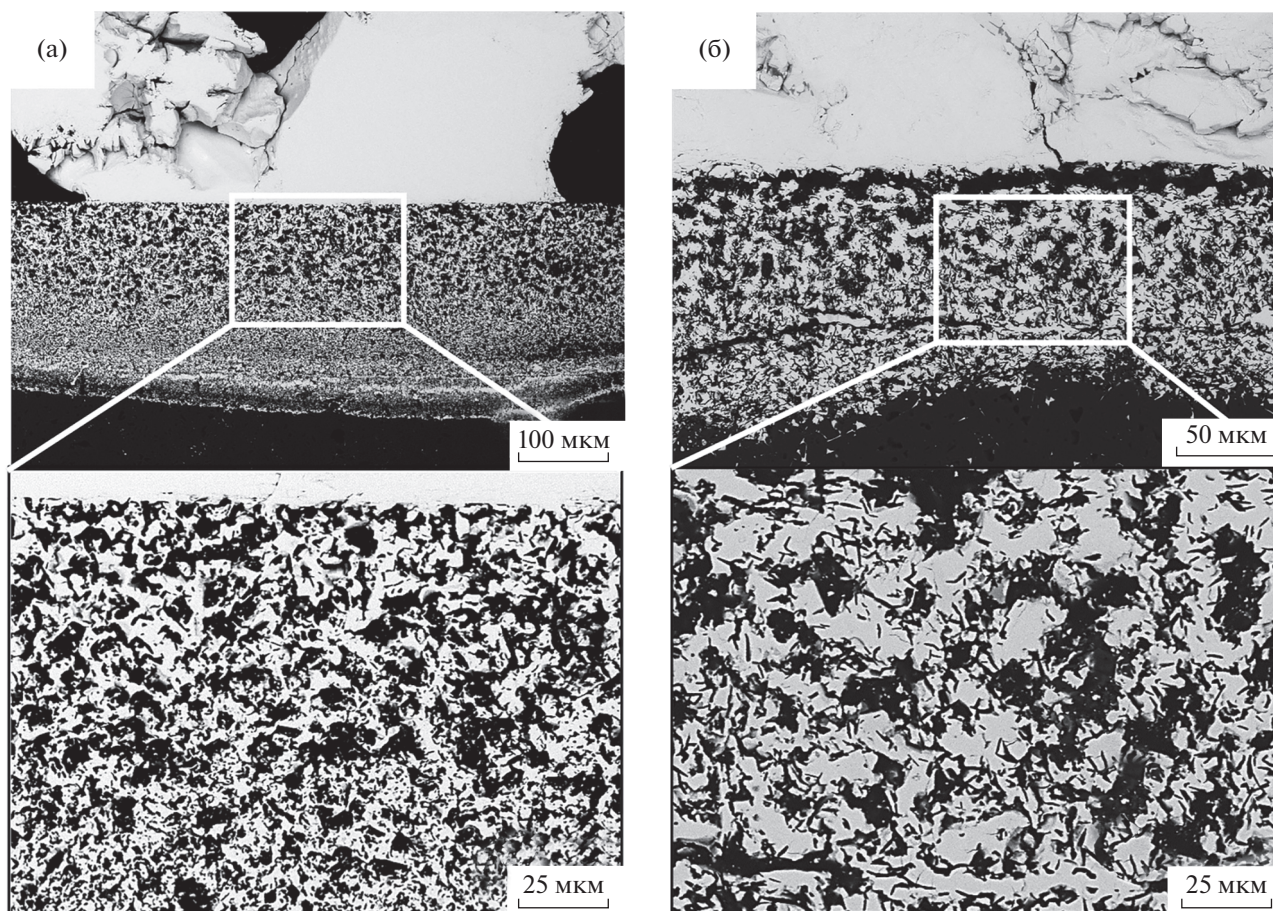


Рис. 3. СЭМ-снимки поперечных сечений диффузионных пар Ir/SiC, термообработанных при 1600°C в течение 8 (а), 16 ч (б).

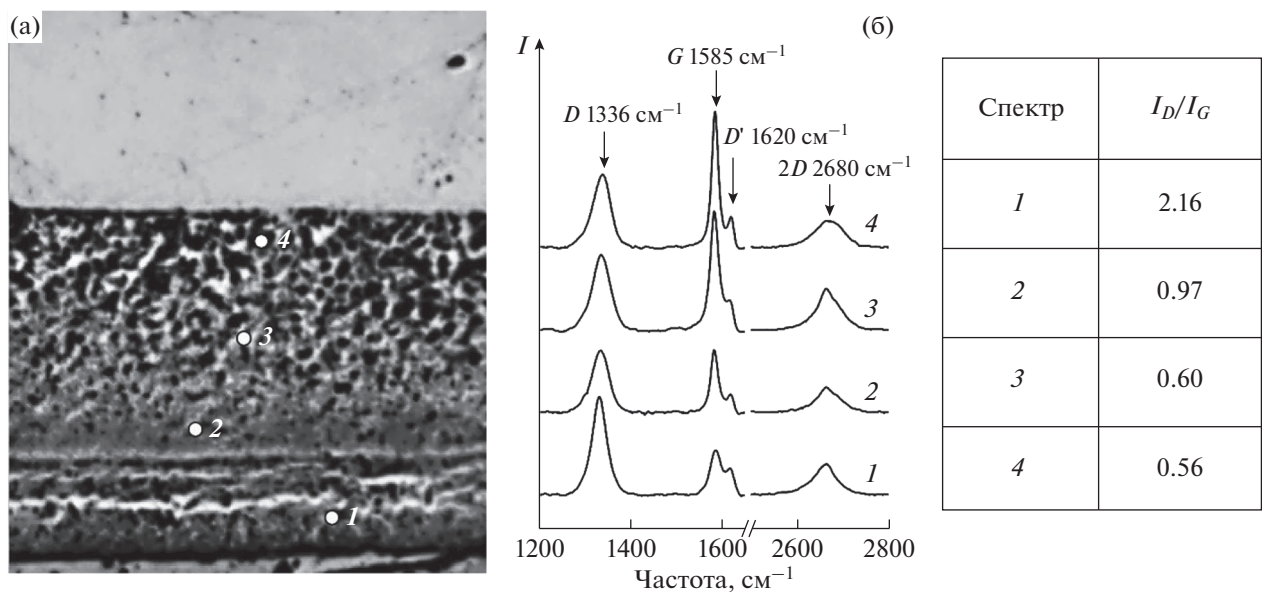


Рис. 4. СЭМ-изображение (а) и спектры КР (б), измеренные в различных областях сечения диффузионной пары Ir/SiC (1600°C, 1 ч).

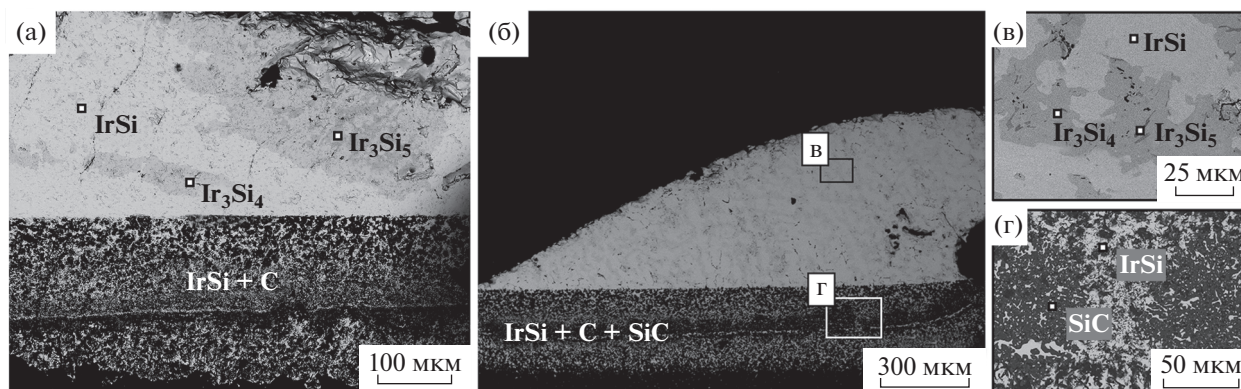


Рис. 5. СЭМ-снимки поперечных сечений диффузионных пар Ir/SiC, термобработанных в течение 1 ч при 1700 (а), 1800°C (б–г).

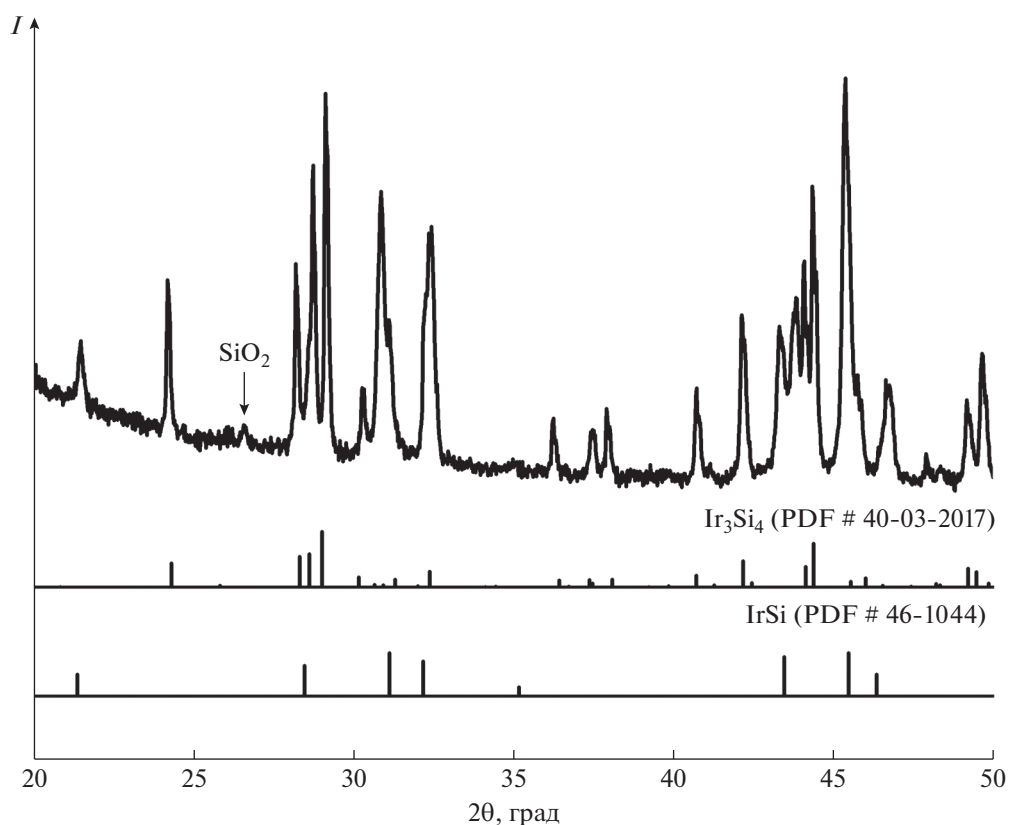
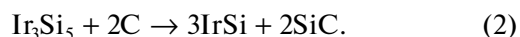
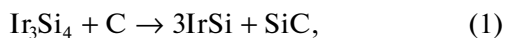


Рис. 6. Порошковая рентгенограмма каплевидного слоя диффузионной пары Ir/SiC, термобработанной в течение 1 ч при 1800°C.

но РФА, связано с измельчением твердых продуктов в агатовой ступке.

Особенностью образца, термобработанного при 1800°C, является присутствие в слое IrSi + C также зерен карбида кремния, имеющих форму, отличающуюся от формы зерен SiC в исходной пластине (рис. 5б–5г). Их образование, по-видимому, можно описать следующими реакциями:



Ранее сообщалось, что образование силицидов Ir_xSi_y , где $x < y$, в системе Ir–Si–C невозможно по термодинамическим причинам [14, 21]. Для проверки этого утверждения нами были проведены дополнительные эксперименты с диффузионной парой IrSi/SiC, которая была прогрета при 1800°C

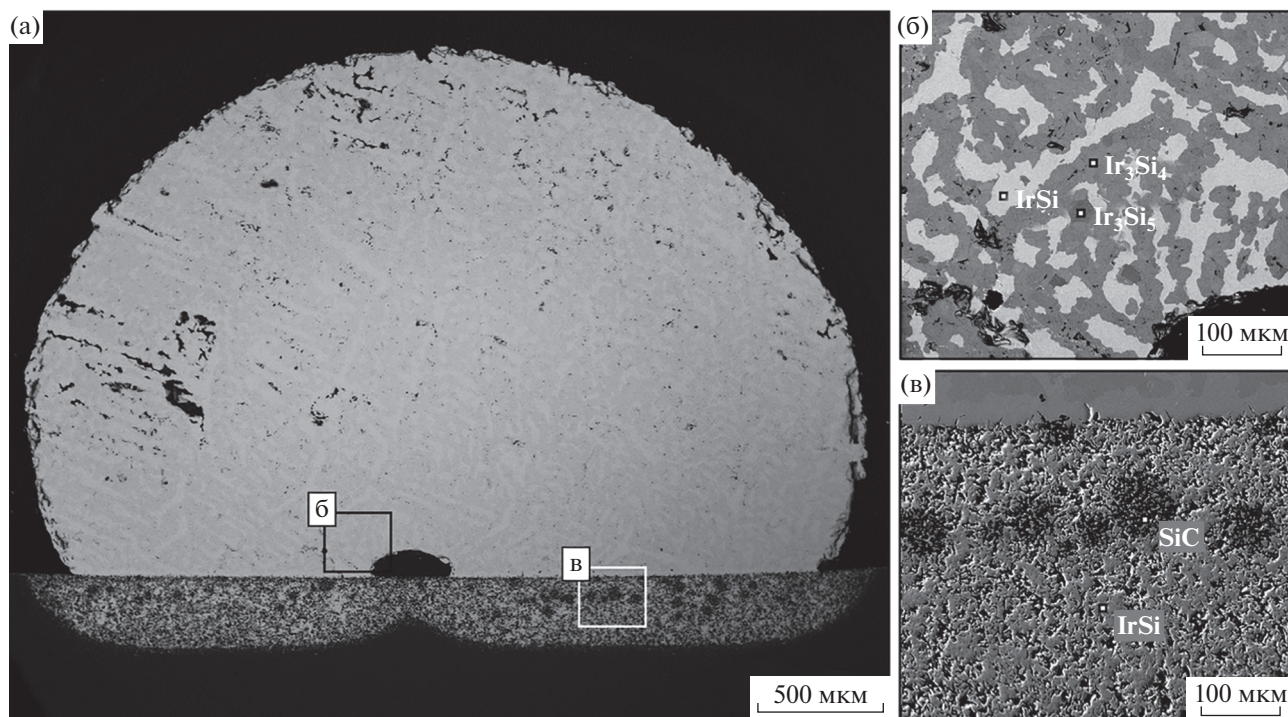


Рис. 7. СЭМ-снимки поперечного сечения диффузионной пары IrSi/SiC, термообработанной в течение 1 ч при 1800°C.

в течение 1 ч. Согласно данным СЭМ/ЭДС-анализа (рис. 7), состав продуктов представлен фазами IrSi, Ir₃Si₄ и Ir₃Si₅, C и вторично образованного SiC. Можно предположить, что механизм образования силицидов с содержанием кремния более 50 ат. % и вторичного SiC аналогичен тому, который был предложен для описания взаимодействия Ir с SiC при температуре выше 1700°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы процессы, происходящие в диффузионных парах Ir/SiC с участием жидкой фазы, в температурном интервале 1500–1800°C. Показано, что состав и морфология продуктов взаимодействия в значительной степени зависят от температуры и времени выдержки. Установлено, что при 1500–1600°C образование конечных продуктов IrSi и C происходит через промежуточную жидкую фазу, формирующуюся в результате плавления силицидов иридия разного состава. Образование жидкой фазы способствует быстрому протеканию реакции между иридием и SiC, так что уже после 1 мин выдержки при 1600°C основными продуктами в системе являются IrSi и C. При температурах выше 1707°C ($t_{пл}$ IrSi) образуются силициды с содержанием кремния более 50 мол. % – Ir₃Si₄ и Ir₃Si₅. Показано, что структура выделяющегося в ходе реакции углерода упорядочивается с ростом как температуры, так и времени выдержки.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы благодарят А.В. Ухину, Т.А. Борисенко за запись порошковых рентгенограмм, Ю.С. Мясникову за запись спектров КР.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00212).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kim Y.-W., Malik R. SiC Ceramics, Structure, Processing and Properties // Encyclopedia of Materials: Technical Ceramics and Glasses / Ed. Pomeroy M. Oxford: Elsevier, 2021. P. 150–164. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818542-1.00022-9>
2. DiCarlo J.A., Yun H., Morscher G.N., Bhatt R.T. SiC/SiC Composites for 1200°C and Above // Handbook of Ceramic Composites / Ed. Bansal N.P. N. Y.: Springer, 2005. P. 77–98. https://doi.org/10.1007/0-387-23986-3_4
3. Wu W., Chen Z. Iridium Coating: Processes, Properties and Application. Part I // Johnson Matthey Technol. Rev. 2017. V. 61. № 1. P. 16–28. <https://doi.org/10.1595/205651317X693606>
4. Jin X., Fan X., Lu C., Wang T. Advances in Oxidation and Ablation Resistance of High and Ultra-High Temperature Ceramics Modified or Coated Carbon/Carbon Composites // J. Eur. Ceram. Soc. 2018. V. 38. № 1. P. 1–28. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.08.013>

5. *Jehn H., Volker R., Ismail M.I.* Iridium Losses During Oxidation // *Platinum Met. Rev.* 1978. V. 22. № 3. P. 92–97.
6. *Wimber R.T., Hills S.W., Wahl N.K., Tempero C.R.* Kinetics of Evaporation/Oxidation of Iridium // *Metall. Trans. A.* 1977. V. 8. № 1. P. 193–199.
<https://doi.org/10.1007/BF02677281>
7. *Wimber R.T., Kraus H.G.* Oxidation of Iridium // *Metall. Trans.* 1974. V. 5. № 7. P. 1565–1571.
<https://doi.org/10.1007/BF02646327>
8. *Criscione J.M., Volk H.F., Smith A.W.* Protection of Graphite from Oxidation at 2100 deg C // *AIAA J.* 1966. V. 4. № 10. P. 1791–1797.
<https://doi.org/10.2514/3.3779>
9. *Sun L., Wang B., Wang Y.* A Schottky-Junction-Based Platinum Nanoclusters@silicon Carbide Nanosheet as Long-Term Stable Hydrogen Sensors // *Appl. Surf. Sci.* 2019. V. 473. P. 641–648.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.12.193>
10. *Kerimov E.A.* Study of Photodetectors with Schottky Barriers Based on the IrSi–Si Contact // *Russ. Microelectron.* 2023. V. 52. № 1. P. 32–34.
<https://doi.org/10.1134/S1063739722030040>
11. *Hill P.J., Cornish L.A., Witcomb M.J.* Constitution and Hardnesses of the Al–Ir System // *J. Alloys Compd.* 1998. V. 280. № 1–2. P. 240–250.
[https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(98\)00748-8](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(98)00748-8)
12. *Katoh Y., Snead L.L.* Silicon Carbide and Its Composites for Nuclear Applications – Historical Overview // *J. Nucl. Mater.* 2019. V. 526. P. 151849.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.151849>
13. *Yunfeng H., Zhengxian L., Jihong D., Chunliang H.* Solid State Reaction of Ir with SiC and Ir with Y_2O_3 // *Rare Met. Mater. Eng.* 2012. V. 41. № 7. P. 1149–1152.
[https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(12\)60059-9](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(12)60059-9)
14. *Golosov M.A., Lozanov V.V., Titov A.T., Baklanova N.I.* Toward Understanding the Reaction between Silicon Carbide and Iridium in A Broad Temperature Range // *J. Am. Ceram. Soc.* 2021. V. 104. № 12. P. 6653–6669.
<https://doi.org/10.1111/jace.17978>
15. *Golosov M., Lozanov V., Baklanova N.* The Study of the Iridium – Silicon Carbide Reaction by Raman and IR Spectroscopy // *Mater. Today: Proc.* 2020. V. 25. P. 352–355.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.088>
16. *Golosov M.A., Utkin A.V., Lozanov V.V., Titov A.T., Baklanova N.I.* Microstructural Patterning of the Reaction Zone Formed by Solid-State Interaction between Iridium and SiC Ceramics // *Materials.* 2023. V. 27. P. 101647.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101647>
17. *Camarano A., Narciso J., Giuranno D.* Solid State Reactions between SiC and Ir // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. V. 39. № 14. P. 3959–3970.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.06.009>
18. *Okamoto H.* Ir–Si (Iridium–Silicon) // *J. Phase Equilib. Diffus.* 2007. V. 28. № 5. P. 495–495.
<https://doi.org/10.1007/s11669-007-9151-5>
19. *Bhanumurthy K., Schmid-Fetzer R.* Interface Reactions between Silicon Carbide and Metals (Ni, Cr, Pd, Zr) // *Composites, Part A.* 2001. V. 32. № 3–4. P. 569–574.
[https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00049-X](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00049-X)
20. *Chou T.C.* High Temperature Reactions between SiC and Platinum // *J. Mater. Sci.* 1991. V. 26. № 5. P. 1412–1420.
<https://doi.org/10.1007/BF00544487>
21. *Searcy A.W., Finnie L.N.* Stability of Solid Phases in the Ternary Systems of Silicon and Carbon with Rhenium and the Six Platinum Metals // *J. Am. Ceram. Soc.* 1962. V. 45. № 6. P. 268–273.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1962.tb11142.x>
22. *Novakovic R., Delsante S., Giuranno D.* Design of Composites by Infiltration Process: A Case Study of Liquid Ir–Si Alloy/SiC Systems // *Materials.* 2021. V. 14. № 20. P. 6024.
<https://doi.org/10.3390/ma14206024>