

НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ И НАНОМАТЕРИАЛЫ

УДК 544.023.26

ХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ИРИДИЯ НА КАРБИДЫ ГАФНИЯ И ТАНТАЛА

© 2020 г. В. В. Лозанов^а, *, И. Ю. Ильин^б, Н. Б. Морозова^б, С. В. Трубин^б, Н. И. Бакланова^а

^аИнститут химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630128 Россия

^бИнститут неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН,
пр-т Академика Лаврентьева, 3, Новосибирск, 630090 Россия

*e-mail: lozanov.25@gmail.com

Поступила в редакцию 28.05.2020 г.

После доработки 10.06.2020 г.

Принята к публикации 26.06.2020 г.

Методом химического осаждения из газовой фазы получены нанокристаллические иридиевые покрытия на подложках из карбидов гафния и тантала при температуре 600°C. Последующая высокотемпературная обработка при 1100°C приводит к химическому взаимодействию иридия с карбидами гафния и тантала с образованием наноразмерных интерметаллических твердых растворов замещения MIr_{3-x} и выделением свободного углерода. Наличие интерметаллического взаимодействия подтверждается данными рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

Ключевые слова: химическое осаждение из газовой фазы, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия

DOI: 10.31857/S0044457X20110100

ВВЕДЕНИЕ

Карбиды и бориды гафния и тантала широко применяются в современном материаловедении для создания высокотемпературных материалов и покрытий, работающих в экстремальных условиях [1–3]. Однако их потенциал не ограничивается высокотемпературными приложениями. Недавние исследования показали, что карбиды и бориды тантала и гафния могут успешно применяться для создания преобразователей солнечной энергии в качестве материалов, поглощающих солнечное излучение в большом спектральном диапазоне [4, 5]. Термоэмиссионные свойства и металлическая тепло- и электропроводность позволяют применять тугоплавкие карбиды в качестве полевых эмиссионных катодов, а также для разработки высокотемпературных MOSFET устройств в микроэлектронике [6, 7]. В некоторых технологических задачах требуется снижение работы выхода электронов карбида [7]. Так, в работе [8] было установлено, что в карбидах переходных металлов после нанесения иридиевой пленки и термической активации наблюдалось увеличение тока эмиссии, обусловленное уменьшением работы выхода поверхности. Ввиду того, что активация термоэмиссионных свойств проводится при температуре от 1000°C и выше, для оценки работоспособности таких устройств необходимо учитывать процессы, которые могут происходить на

границе иридиевая пленка–карбидная подложка. Ранее нами было изучено взаимодействие между порошками иридия и порошками карбидов гафния и тантала [9, 10]. Было показано, что взаимодействие становится заметным уже при температурах 1000–1100°C и происходит с образованием интерметаллических твердых растворов $\text{MIr}_{3\pm x}$ и выделением свободного углерода.

Цель настоящей работы – детальное изучение взаимодействия иридия с карбидами тантала и гафния при температуре 1100°C на основе данных по морфологии, фазовому и элементному составу, а также данных о химическом состоянии элементов. В качестве модельного объекта нами использована диффузионная пара тонкое иридиевое покрытие (получено методом MOCVD)–таблетка TaC или HfC.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

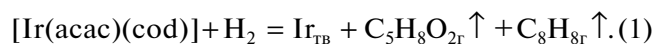
Получение подложек HfC и TaC

Получение карбидных подложек проводили методом горячего прессования. В качестве исходных веществ использовали порошки HfC (чистота 99%, ТУ 6-09-03-361-78) и TaC (чистота 99%, ТУ 6-09-03-443-77). Порошки засыпали в графитовую пресс-форму, которую затем заполняли аргоном (чистота 99.998%) до давления 120 кПа. Далее прикладывали нагрузку до давления 20 МПа и

нагревали карбид до температуры 1700°C со скоростью 100 град/мин. Термическую обработку под давлением проводили в течение 1 ч. Затем пресс-форму охлаждали до комнатной температуры и снимали нагрузку. Полученные таблетки запаковывали в эпоксидную смолу и полировали на шлифовально-полировальном станке (Полилаб, Россия) последовательно алмазными суспензиями с размерами частиц 9, 6, 3 и 1 мкм.

Получение иридиевого покрытия

Иридиевое покрытие на карбидных подложках получали методом химического осаждения из газовой фазы металлоорганического соединения-предшественника (МОСVD). В качестве соединения-предшественника (прекурсора) использовали (ацетилацетонато)(1,5-циклооктадиен) иридия(I) $[\text{Ir}(\text{acac})(\text{cod})]$, где acac — ацетилацетонат-ион $(\text{C}_5\text{H}_7\text{O}_2)^-$, cod — циклооктадиен C_8H_8 . Синтез прекурсора проводили следующим образом: навеску 5.64 г $[\text{Ir}(\text{cod})\text{Cl}]_2$ (8.4 ммоль, синтезирован по методу [11]) переносили в раствор 90 мл диэтилового эфира и 1.68 г (16.8 ммоль) $\text{H}(\text{acac})$. Затем в реакционную смесь добавляли 1 М КОН (25.0 ммоль), через 10 мин — предварительно дегазированную воду до эквивалента с эфиром 1 : 1. Реакционную смесь перемешивали в течение 20 ч при комнатной температуре. Эфирный слой упаривали в вакууме, водный отфильтровывали в токе аргона. Образовавшийся осадок высушивали и промывали водой. Продукт экстрагировали в экстракторе Сокслета гексаном, затем сублимировали в вакууме при $p = 6.7$ Па и $t = 120^\circ\text{C}$. Выход продукта составил 80%. Преимущества данного прекурсора состоят в том, что иридий осаждается в наноразмерном состоянии при достаточно низких температурах (500–600°C), а количество кислорода в прекурсорсое составляет всего 5.7 ат. %. Механизм разложения соединения схематически может быть представлен следующим образом:



Эксперименты по осаждению проводили в вертикальном реакторе. В качестве газа-носителя был использован аргон, который подавался со скоростью 1 л/ч, а в качестве газа-реагента — водород ($v = 2$ л/ч). Давление в камере поддерживали 1.3 кПа, температура подложки составляла 600°C для всех экспериментов, время эксперимента для таблеток TaC — 120 мин, для таблеток HfC — 180 мин.

Термическая обработка карбидных подложек с иридиевым покрытием

Высокотемпературную термическую обработку карбидных подложек с иридиевым покрытием проводили в установке горячего прессования при

температуре 1100°C без нагрузки. Для этого образец помещали в графитовый тигель, камеру пресса вакуумировали, а затем заполняли аргоном (чистота 99.998%) до давления 120 кПа. Образец нагревали со скоростью 100 град/мин, выдерживали при максимальной температуре в течение 30 мин, а затем охлаждали.

Методы исследования

Дифракционные данные получали с использованием дифрактометра D8 Advance (Bruker, Германия) в CuK_α -излучении в диапазоне углов $2\theta = 10^\circ - 90^\circ$. Рентгенофазовый анализ, уточнение параметров решетки фаз и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) проводили методом Ритвельда с использованием программного обеспечения Topas 4.2 и базы данных ICSD (FIZ Karlsruhe, Германия). Погрешность в определении параметра решетки составила ± 0.001 Å. Изучение морфологии поверхности проводили на сканирующем электронном микроскопе TM-1000 (Hitachi, Япония). Рентгеновские фотоэлектронные спектры (РФЭС) регистрировали на фотоэлектронном спектрометре SPECS (Германия) с использованием полусферического анализатора PNOIBOS-150-MCD-9 и монохроматора FOCUS-500 (излучение AlK_α , $h\nu = 1486.74$ эВ, 200 Вт). Шкала энергии связи (ВЕ) была предварительно откалибрована с использованием положений пиков энергетических уровней атомов Au $4f_{7/2}$ (ВЕ = 84.0 эВ) и Cu $2p_{3/2}$ (ВЕ = 932.67 эВ). Энергию связи измеряли с точностью ± 0.1 эВ. Для удаления верхнего поверхностного слоя образцы подвергали бомбардировке ионами Ar^+ с энергией 2.5 кэВ в течение 5 мин. Сравнение РФЭС элементов до и после обработки в течение 5 мин показывает, что травление не приводит к изменению электронных состояний атомов. РФЭС-спектры обрабатывали в специализированной программе CASA (Япония), используя функцию Фойгта. Фон учитывали по методу Ширли.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология и фазовый состав системы МОСVD Ir—MC до термообработки

Рентгенофазовый анализ (РФА) пары МОСVD Ir—HfC до термообработки показал, что в составе продуктов присутствуют только металлический иридий и карбид гафния (рис. 1а). Параметры решетки иридия близки к таковым для чистого иридия (3.841 Å по сравнению с 3.840 Å). Размер ОКР, согласно данным РФА, составляет ~75 нм. При этом параметр решетки карбида гафния после МОСVD-эксперимента увеличился по сравнению с таковым для горячепрессованного образца HfC (4.637 Å по сравнению с 4.633 Å, погреш-

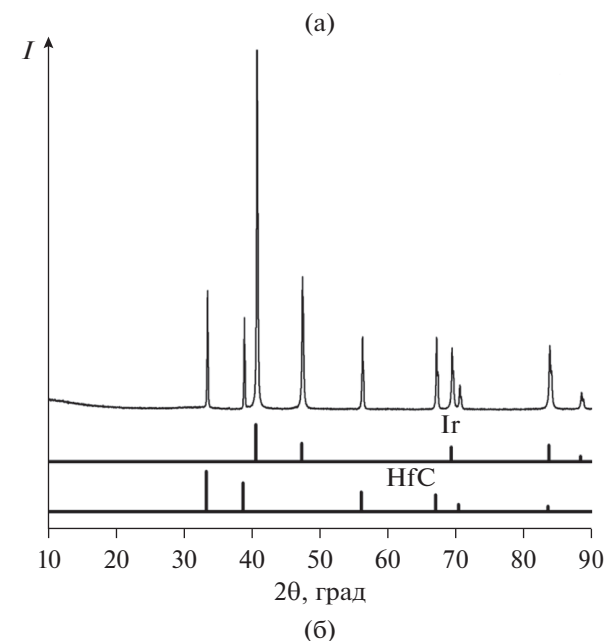


Рис. 1. Рентгенофазовый анализ (а) и СЭМ-снимок (б) иридиевого покрытия на карбиде гафния.

ность определения составляет $\pm 0.001 \text{ \AA}$). Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показано, что иридиевое покрытие состоит из зерен субмикронного ($< 200 \text{ нм}$) размера (рис. 1б). В покрытии присутствуют трещины, однако отслаивания не наблюдается. Исходя из литературных данных о термическом расширении карбидов и иридия, можно оценить степень деформаций сжатия, возникающих после охлаждения от температуры 600°C до комнатной в иридиевом покрытии [12, 13]. Полученные значения невелики и составляют $\sim 0.4\%$.

Для пары MOCVD Ir–TaC были получены аналогичные результаты. С помощью РФА показано, что при осаждении иридия на подложку из карбида тантала никакие новые фазы не образуются. В составе покрытия присутствует только металлический иридий с параметрами решетки $3.840 \text{ \AA}$ и

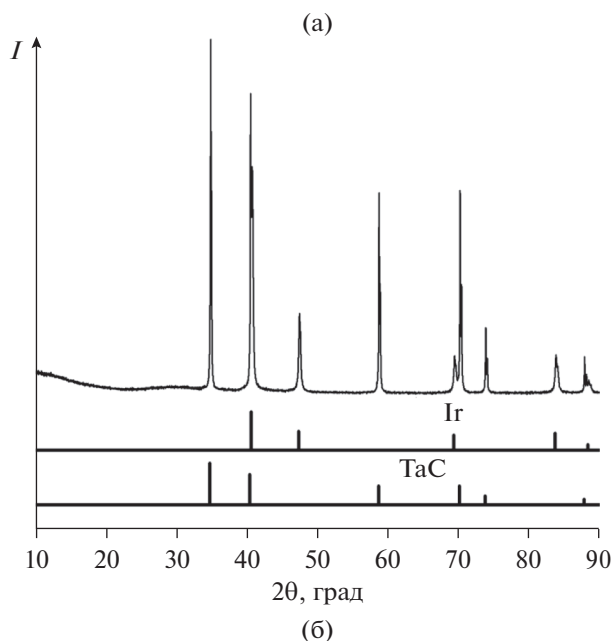


Рис. 2. Рентгенофазовый анализ (а) и СЭМ-снимок (б) иридиевого покрытия на карбиде тантала.

карбид тантала (рис. 2а). Параметр решетки карбида тантала составляет $4.458 \text{ \AA}$, что совпадает в пределах погрешности со значением параметра решетки для горячепрессованного TaC ($4.457 \text{ \AA}$). Размер ОКР иридия, согласно данным РФА, составляет $\sim 50 \text{ нм}$. Это значение меньше того, которое было определено для иридия, осажденного на подложку HfC. Вероятной причиной является меньшее время осаждения для системы Ir–TaC. В покрытии присутствуют поры (рис. 2б). Покрытие достаточно прочно сцеплено с карбидной подложкой.

Влияние высокотемпературной обработки на систему MOCVD Ir–MC

Термообработка пары иридиевое покрытие—карбид гафния при 1100°C приводит к появлению

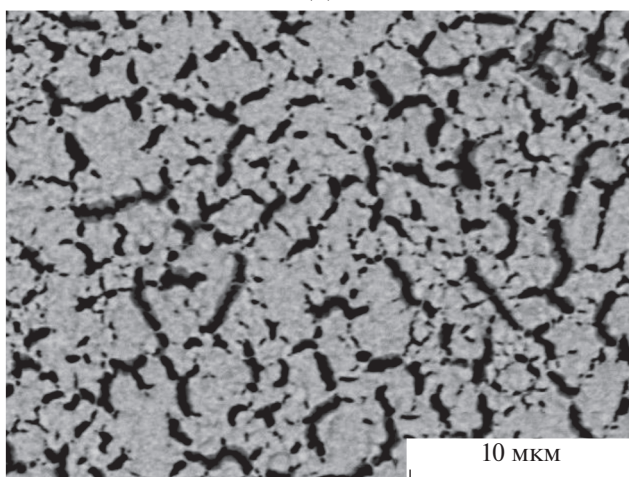
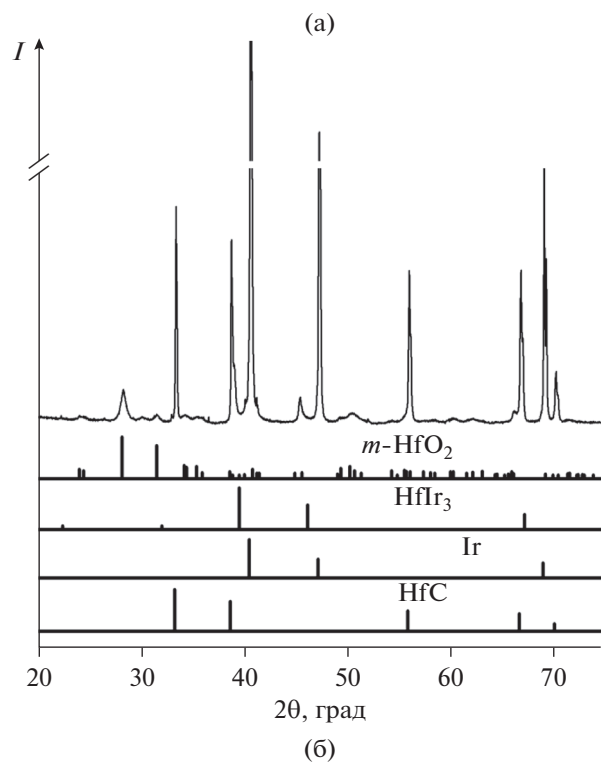


Рис. 3. Рентгенофазовый анализ (а) и СЭМ-снимок (б) иридиевого покрытия на карбиде гафния после термической обработки при 1100°C.

новых рефлексов на дифрактограмме (рис. 3). Эти рефлексы можно отнести к кубическому твердому раствору замещения на основе HfIr_3 , параметры решетки которого существенно больше, чем для стехиометрического интерметаллида (3.990 Å по сравнению с 3.935 Å). Это свидетельствует о смещении состава интерметаллида в сторону обогащения гафнием [6]. Согласно данным РФА, размер ОКР HfIr_{3-x} составляет ~40 нм. Можно отметить, что размер ОКР иридия после термообработки существенно увеличился по сравнению с таковым для исходной пары Ir–HfC

и составил ~194 нм. Анализ СЭМ-снимков также свидетельствует о некотором увеличении размера островков иридия на поверхности карбида и об уширении трещин (рис. 3б). Быстрый рост размера частиц иридия, по-видимому, обусловлен тем, что температура термообработки соответствует температуре Таммана (1100°C), при которой подвижность атомов иридия становится существенной [14]. По данным РФА, в продуктах взаимодействия присутствует диоксид гафния моноклинной модификации, содержание которого составляет ~15 мол. %. Размер ОКР оксидной фазы, определенный по уширению рефлексов, составляет ~30 нм. Появление фазы HfO_2 , по-видимому, связано либо с загрязнением системы кислородом воздуха в ходе осаждения иридия, либо с присутствием кислородных атомов в составе прекурсора. Действительно, параметр решетки карбида гафния после МОСVD-эксперимента при 600°C и термообработки при 1100°C увеличился (4.638 Å), это может быть связано с внедрением в кристаллическую решетку HfC атомов кислорода.

Ранее сообщалось об использовании РФЭС-метода для исследования окисления интерметаллида HfIr_3 , однако величины энергии связи Hf 4f и Ir 4f не приведены [15]. Методом РФЭС изучены образцы систем Ir–HfC и Ir–TaC, определены элементы и получена информация о химическом состоянии атомов. Данные РФЭС для системы МОСVD Ir–HfC представлены на рис. 4а–4в, а соотношение компонентов с типами связей — в табл. 1. В спектре Hf 4f присутствуют два дублета — $4f_{7/2}$ и $4f_{5/2}$. Первый дублет с меньшей энергией соответствует состоянию Hf^0 , которое может быть связано с образованием интерметаллида HfIr_{3-x} при термообработке (рис. 4а), что подтверждается и данными РФА. Второй дублет указывает на состояние Hf^{4+} и присутствие связей Hf–O. Этот результат также находится в согласии с результатами РФА. Действительно, на рентгенограмме обнаружены пики, принадлежащие моноклинному диоксиду гафния. В спектре Ir 4f присутствуют два дублета: $4f_{7/2}$ и $4f_{5/2}$. Первый дублет (энергия наиболее интенсивного пика $E = 60.7$ эВ) можно приписать состоянию Ir^0 . Учитывая данные РФА, можно предположить, что иридий присутствует в виде непрореагировавшего иридия и в виде интерметаллида (HfIr_{3-x}). Присутствие второго дублета (энергия наиболее интенсивного пика $E = 61.9$ эВ), возможно, связано с состоянием Ir^{3+} . Следует отметить, что интенсивность второго дублета в разы меньше, чем первого дублета. Можно предположить, что появление этого малоинтенсивного дублета связано с присутствием следового количества примеси, содержащей связи Ir–O. Сравнение результатов этой работы и литературных данных (табл. 1) показывает, что линия Hf 4f, соответствующая ней-

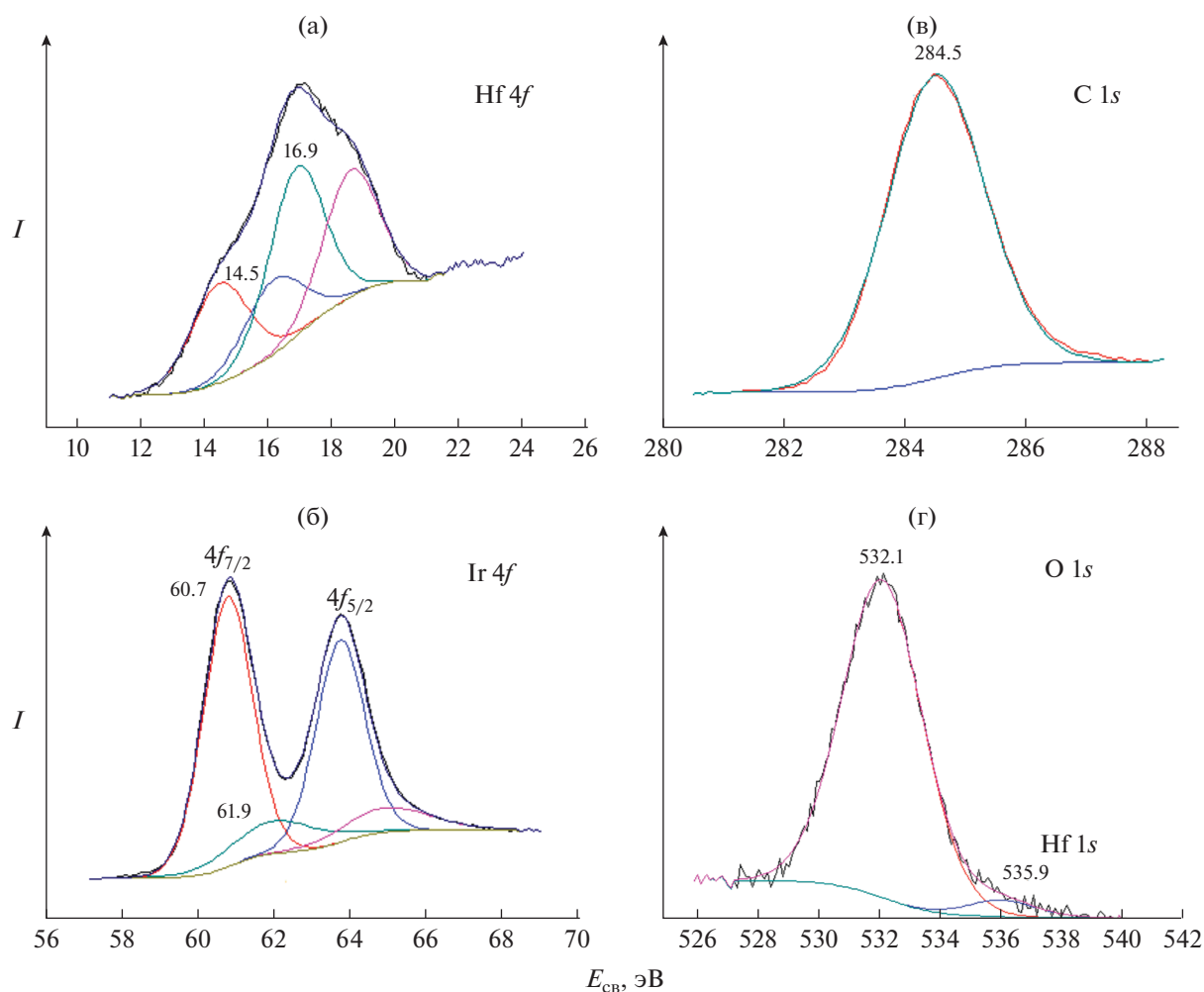


Рис. 4. Рентгеновские фотоэлектронные спектры Hf 4f (а), Ir 4f (б), C 1s (в) и O 1s (г) иридиевого покрытия на карбиде гафния после термической обработки при 1100°C.

тральному состоянию гафния, смещена в сторону больших энергий на 0.3 эВ.

Энергия связи для Ir⁰ также смещена на 0.1 эВ по сравнению с литературными данными. На наш взгляд, такое смещение можно объяснить тем, что гафний и иридий присутствуют после термообработки в виде интерметаллида HfIr_{3-x}. Согласно теории Энгеля—Брюэра, в таком интерметаллиде между иридием и гафнием возможен электронный обмен [16]. В спектре углерода C 1s присутствует только одна линия, соответствующая свободному углероду в виде фазы графита. Этот результат хорошо согласуется с ранее полученными нами данными о том, что при взаимодействии иридия с карбидом гафния при таких температурах никаких тройных соединений не образуется, а углерод выделяется в свободном виде по реакции [9]:



В спектре кислорода уровня O 1s присутствует только один пик, имеющий энергию связи 532.1 эВ (рис. 4г), что указывает на присутствие кислорода в составе образца. Это значение несколько выше, чем для кислорода в составе HfO₂ (530.0–530.4 эВ) и более характерно для кислорода в состоянии O⁻, присутствующего в виде дефектов [17–19]. Следует отметить, что данные РФА свидетельствуют о присутствии кислородсодержащей фазы (HfO₂, рис. 3а).

Результаты РФА и СЭМ системы Ir–TaC после воздействия высокой температуры (1100°C) приведены на рис. 5а, 5б. Согласно РФА, весь иридий в покрытии прореагировал с карбидом тантала с образованием интерметаллического твердого раствора замещения на основе TaIr₃. Параметры решетки TaIr₃ незначительно смещены в большую сторону (3.888 Å по сравнению с 3.886 Å), что может свидетельствовать о некотором смещении состава [10]. Размер ОКР интерметаллического

Таблица 1. Сопоставление энергии связи (эВ) линии Hf $4f_{7/2}$, Ta $4f_{7/2}$, Ir $4f_{7/2}$ и C 1s с литературными данными для элементов в различном состоянии

Элемент	Настоящая работа	Литературные данные	Соединение и ссылка
Hf ⁰	14.5	14.23	Hf [17]
Hf ⁴⁺	16.9	16.7	HfO ₂ [17]
Ta ⁰	23.0	21.9–22.0	Ta [17]
Ta ^{δ+} в карбиде	23.7	23.55	TaC _{0.98} [18]
		23.08	Ta ₂ C [18]
Ta ⁵⁺	26.1	25.9	KTaO ₃ [17]
		26.5	Ta ₂ O ₅ [17]
Ir ⁰	60.7	60.75	Ir [17]
		60.8	Ir [11]
Ir ³⁺	61.9	61.8	K ₃ IrBr ₆ [17]
		61.37–61.79	[20]
C ⁰	284.5	284.5	Графит [17]
C ^{δ-} в карбиде	282.3	280.80	HfC [18]
		281.9	TaC [18]
		282.7–283.5	WC [18]

твердого раствора, оцененный по данным РФА, составляет 43 нм. Морфология поверхности представлена зернами субмикронного размера (рис. 5б). Параметры решетки карбида тантала остались без изменений в пределах погрешности ± 0.001 (4.457 Å) и соответствуют практически стехиометрическому составу TaC.

Данные РФЭС представлены на рис. 6а–6в и в табл. 1. В спектре Ta $4f$ присутствуют дублеты $4f_{7/2}$ и $4f_{5/2}$. Дублет ($E = 23.0$ эВ) можно отнести к состоянию Ta⁰. Значение энергии несколько отличается от литературных данных (табл. 1). Присутствие этого дублета может быть связано с образованием интерметаллида TaIr_{3-x}, а наблюдаемое смещение обусловлено, по-видимому, взаимодействием тантала с иридием. Интересно отметить, что энергия уровня Ta $4f_{7/2}$ в субкарбиде Ta₂C тоже близка к этому значению и составляет 23.08 эВ. Однако образование этого карбида после воздействия температуры 1100°C на систему Ir–TaC представляется маловероятным. Второй дублет ($E = 23.7$ эВ) близок к состоянию тантала в карбиде TaC. Наконец, третий дублет соответствует танталу в окисленном состоянии Ta⁵⁺, что свидетельствует о возможном наличии оксидной рентгеноаморфной фазы Ta₂O₅. Атомное соотношение Ta⁰ и Ta⁵⁺ составляет 3.6 : 1, что соответствует ~11 мол. % Ta₂O₅. Присутствие компоненты O 1s также обнаружено в обзорном РФЭ-спектре этой системы.

РФЭ-спектр иридия на TaC аналогичен спектру иридиевого покрытия на HfC (рис. 6б, 4б). Наблюдаемые компоненты спектра $4f_{7/2}$ ($E = 60.7$ эВ) можно отнести к состоянию иридия в составе ин-

терметаллического твердого раствора TaIr_{3-x}. Поскольку на рентгенограмме продукта, полученного при прогреве Ir–TaC отсутствует металлический иридий, спектр уровня $4f_{7/2}$ относится лишь к иридию в TaIr_{3-x}. В спектре углерода уровня C 1s присутствуют две компоненты (рис. 6в). Меньшая по энергии компонента соответствует углероду в составе карбидной фазы TaC. Интенсивная полоса с энергией 284.5 эВ соответствует свободному углероду. Следует отметить, что данные РФЭС для системы Ir–TaC получены впервые. Однако необходимо провести дополнительные исследования для более точной интерпретации этих данных.

В спектре кислорода O 1s присутствуют две линии, имеющие энергию связи 530.5 и 532.4 эВ (рис. 6г), что указывает на наличие кислорода в составе образца и согласуется с данными спектра Ta $4f$. Первая компонента с энергией 530.5 эВ относится к кислороду в составе Ta₂O₅, вторая компонента характерна для кислорода в состоянии O⁻ [17–19].

В целом взаимодействие в двух различных системах (иридиевое покрытие на карбиде гафния и на карбиде тантала) при нагреве до 1100°C схоже. В обоих случаях наблюдается формирование интерметаллического соединения, в котором энергия связи для нейтрального состояния Hf⁰ и Ta⁰ выше на 0.3–1 эВ по сравнению с чистыми металлами. В спектре иридия смещение компоненты спектра Ir $4f_{7/2}$ по сравнению с чистым металлом невелико и составляет всего 0.1 эВ, что входит в погрешность измерения энергии связи. Похожий результат ранее был получен для интерметалли-

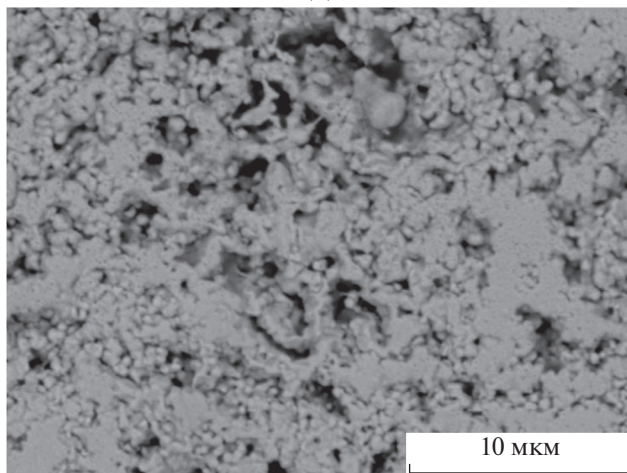
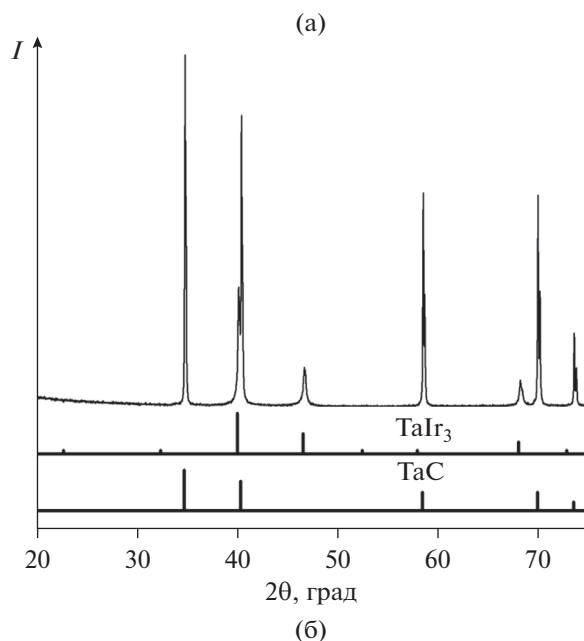


Рис. 5. Рентгенофазовый анализ (а) и СЭМ-снимок (б) иридиевого покрытия на карбиде тантала после термической обработки при 1100°C.

ческого соединения Al_3Ni , в котором смещение энергии для полосы $\text{Ni } 2p_{3/2}$ составило +0.5 эВ по сравнению с чистым металлом, а смещение энергии для полосы $\text{Al } 2p$ по сравнению с чистым металлом было незначительно (в пределах ± 0.1 эВ) [21]. Следует также отметить, что литературные данные о состоянии металлов в интерметаллических соединениях крайне ограничены, поэтому сделать однозначное отнесение компонентов РФЭ-спектра $\text{Ir } 4f_{7/2}$ к интерметаллиду или к чистому металлу затруднительно. РФЭ-спектры $\text{Ir } 4f_{7/2}$ систем на основе HfC-Ir и TaC-Ir оказались недостаточно чувствительны к состоянию атомов иридия. Внести ясность в трактовку результатов позволили данные РФА. Действительно, на рентгенограмме системы HfC-Ir , прошед-

шей термообработку, присутствуют пики как иридия металлического, так и интерметаллида HfIr_{3-x} .

Второй аспект схожести систем заключается в присутствии кислородсодержащих фаз в составе покрытия. Более отчетливо этот результат проявился для системы HfC-Ir , после термообработки на рентгенограмме образца были обнаружены пики, принадлежащие моноклинному диоксиду гафния. На карбиде тантала оксидная фаза методом РФА не фиксируется, однако детектируется с помощью РФЭС. Появление оксидных фаз, как отмечалось выше, может быть обусловлено взаимодействием кислородсодержащих продуктов распада прекурсора с карбидной подложкой в процессе МОСVD-осаждения либо присутствием следовых количеств кислорода в потоках газоносителей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом МОСVD получены нанокристаллические иридиевые покрытия на подложках из карбидов гафния и тантала при температуре 600°C. Последующая высокотемпературная обработка при 1100°C приводит к химическому взаимодействию иридия с карбидами гафния и тантала с образованием наноразмерных (40–43 нм) интерметаллических твердых растворов замещения MIr_{3-x} и выделением свободного углерода. Наличие интерметаллического взаимодействия подтверждается данными РФЭ-спектров по смещению полос $\text{Hf } 4f_{7/2}$ и $\text{Ta } 4f_{7/2}$ в область больших энергий на 0.3–1 эВ.

Осаждение иридиевого покрытия из металлоорганических прекурсоров сопровождается, по видимому, взаимодействием кислородсодержащих газообразных продуктов разложения прекурсора с карбидной подложкой. Последующая высокотемпературная обработка приводит к образованию и кристаллизации оксидных фаз.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы выражают благодарность к. х. н. А.В. Ухиной за съемку дифрактограмм, к. х. н. А.В. Уткину за помощь в приготовлении таблеток карбидов, а также ЦКП ИК СО РАН на базе которого была проведена запись и обработка РФЭ-спектров.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-19-00075)

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

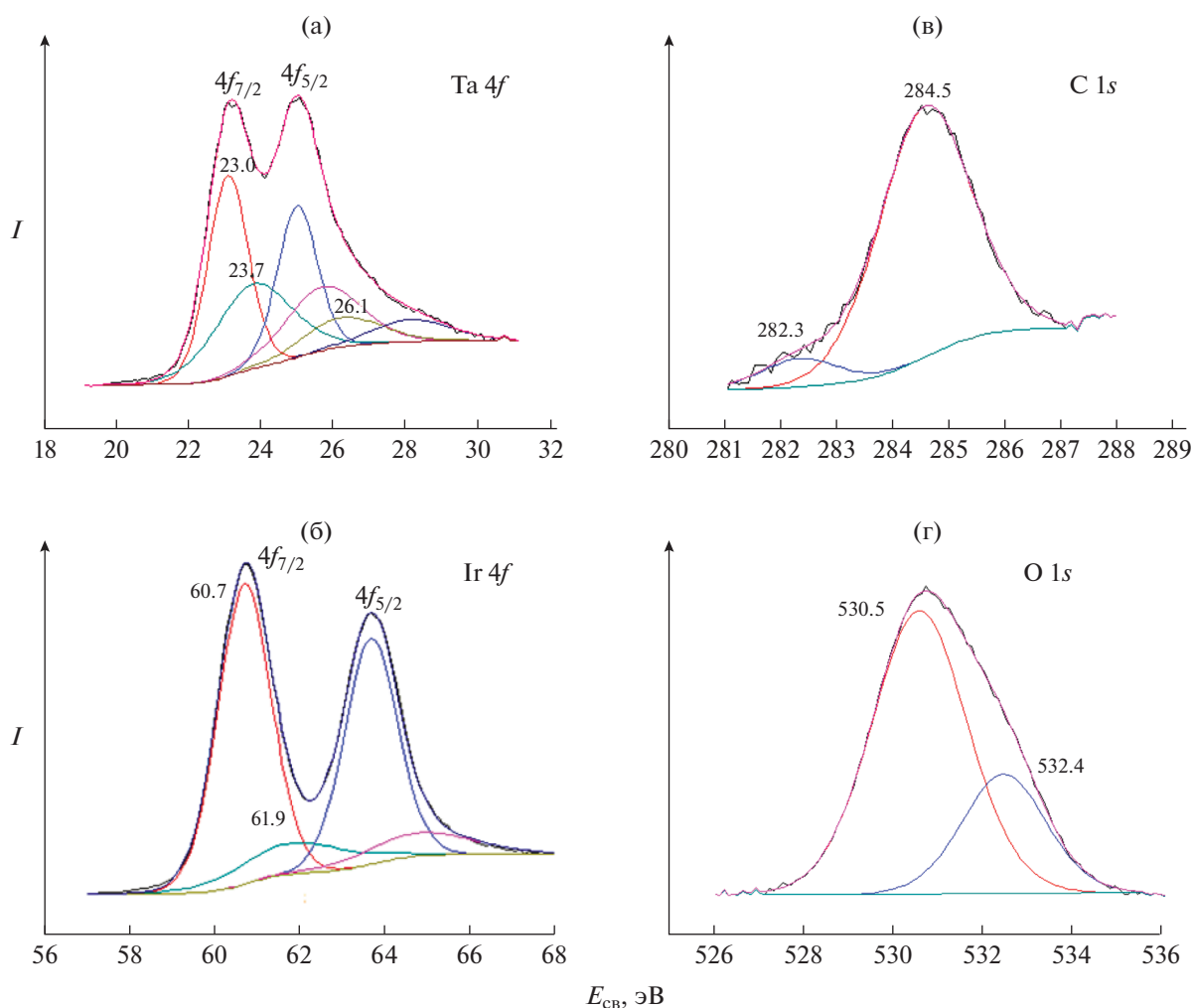


Рис. 6. Рентгеновские фотоэлектронные спектры Ta 4f (а), Ir 4f (б), C 1s (в) и O 1s (г) иридиевого покрытия на карбиде тантала после термической обработки при 1100°C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Лысенко А.С. и др. // Журн. неорган. химии. 2020. Т. 65. № 3. С. 420. <https://doi.org/10.31857/S0044457X20030149>
2. Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Петричко М.И. и др. // Журн. неорган. химии. 2019. Т. 64. № 11. С. 1127. <https://doi.org/10.1134/S0044457X19110199>
3. Симоненко Е.П., Гордеев А.Н., Симоненко Н.П. и др. // Журн. неорган. химии. 2016. Т. 61. № 10. С. 1259. [Simonenko E.P., Simonenko N.P., Sevastyanov V.G. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2016. V. 61. № 10. P. 1203. <https://doi.org/10.1134/S003602361610017X> <https://doi.org/10.7868/S0044457X16100172>
4. Musa C., Licheri R., Orrù R. et al. // Sol. Energy. 2018. V. 169. P. 111. <https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.04.036>
5. Sani E., Mercatelli L., Fontani D. et al. // J. Renewable Sustainable Energy. 2011. V. 3. P. 063107. <https://doi.org/10.1063/1.3662099>
6. Mackie W.A., Lovell J.M., Magera G.G. // IVESC 2012. Monterey. CA. USA: IEEE. 2012. P. 129. <https://doi.org/10.1109/IVESC.P.2012.6264168>
7. Hwang W.S., Chan D., Cho B.J. // IEEE Trans. Electron Devices. 2008. V. 55. № 9. P. 2469. <https://doi.org/10.1109/TED.2008.927946>
8. Кан Х.С., Кульварская Б.С. // ЖТФ. 1973. Т. 43. № 6. С. 1269.
9. Lozanov V.V., Baklanova N.I., Bulina N.V. et al. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2018. V. 10. № 15. P. 13062. <https://doi.org/10.1021/acsami.8b01418>
10. Baklanova N.I., Lozanov V.V., Titov A.T. // Corros. Sci. 2018. V. 143. P. 337. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.08.044>
11. Vasilyev V.Yu., Morozova N.B., Basova T.V. et al. // RSC Adv. 2015. V. 5. P. 32034. <https://doi.org/10.1039/C5RA03566J>
12. Jun C.K., Shaffer P.T.B. // J. Less-Common Met. 1971. V. 24. № 3. P. 323. [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(71\)90113-5](https://doi.org/10.1016/0022-5088(71)90113-5)

13. *Halvorson J.J., Wimber R.T.* // J. Appl. Phys. 1972. V. 43. P. 2519.
<https://doi.org/10.1063/1.1661553>
14. *Baker R.T.K., Sherwood R.D.* // J. Catal. 1980. V. 61. № 2. P. 378.
[https://doi.org/10.1016/0021-9517\(80\)90385-1](https://doi.org/10.1016/0021-9517(80)90385-1)
15. *Fisher R.F., Alvey M.D., George P.M.* // J. Vac. Sci. Technol. A. 1992. V. 10. № 4. P. 2253.
<https://doi.org/10.1116/1.577927>
16. *Wang H., Carter E.A.* // J. Am. Chem. Soc. 1993. V. 115. № 6. P. 2357.
<https://doi.org/10.1021/ja00059a034>
17. *Wagner C.D.* The NIST X-Ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) Database. Oakland, CA, USA: Natl. Inst. Stand. Technol. 1991. <https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/Legacy/TN/nbstechnicalnote1289.pdf>
18. *Naumkin A.V., Kraut-Vass A., Gaarenstroom S.W., Powell C.J.* NIST Standard Reference Database 20. Version 4.1. 2012.
<https://doi.org/10.18434/T4T88K>
19. *Dupin J.-Ch., Gonbeau D., Vinatier P. et al.* // Phys. Chem. Chem. Phys. 2000. V. 2. P. 1319.
<https://doi.org/10.1039/A908800H>
20. *Huang F., Wan Z., Jin Y. et al.* // J. Electrochem. Soc. 2017. V. 164. № 13. B632.
<https://doi.org/10.1149/2.0641713jes>
21. *Bertóti I., Mohai M., Csanády A. et al.* // Surf. Interface Anal. 1992. V. 19. P. 457.
<https://doi.org/10.1002/sia.740190186>