

УДК 536.212

## ВЛИЯНИЕ СОСТАВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $MgO/Y_2O_3$ НА ЕЕ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

© 2022 г. Д. А. Пермин<sup>1,2,\*</sup>, А. В. Беляев<sup>1,2</sup>, С. С. Балабанов<sup>1,2</sup>, В. А. Кошкин<sup>1,2</sup>, М. С. Болдин<sup>2</sup>, А. В. Новикова<sup>1</sup>, О. В. Тимофеев<sup>1,2</sup>, Ж. К. Гашпар<sup>2</sup>, И. В. Ладенков<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Десятых Российской академии наук, ул. Тропинина, 49, Нижний Новгород, 603137 Россия

<sup>2</sup>Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, пр. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

<sup>3</sup>АО НПП “Салют”, ул. Ларина, 7, Нижний Новгород, 603107 Россия

\*e-mail: permin@ihps-nnov.ru

Поступила в редакцию 20.01.2022 г.

После доработки 05.03.2022 г.

Принята к публикации 06.03.2022 г.

Определены характеристики микроструктуры, оптические и механические свойства композиционной керамики на основе оксидов магния и иттрия в зависимости от соотношения макрокомпонентов во всем диапазоне составов. Керамика изготовлена в идентичных условиях методом горячего прессования нанопорошков, полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом. Изменение соотношения компонентов оказывает заметное влияние на оптическую прозрачность образцов, средний размер зерна и плотность; микротвердость образцов практически не зависит от состава. Оптимальной для большинства практических применений является композиционная керамика с объемным соотношением оксидов магния и иттрия 50 : 50.

**Ключевые слова:** композиционные материалы  $MgO/Y_2O_3$ , горячее прессование

**DOI:** 10.31857/S0002337X22060082

### ВВЕДЕНИЕ

Использование оптических материалов в экстремальных условиях повышает требования к механической прочности и устойчивости к резким перепадам температур при сохранении низкой собственной излучательной способности. В последнее время была показана перспектива использования в качестве инфракрасного материала композиционной керамики  $MgO/Y_2O_3$  [1–3]. Благодаря сочетанию высоких оптических, теплофизических и механических характеристик наноккомпозит  $MgO/Y_2O_3$  может конкурировать с лучшими однофазными ИК-материалами для ряда применений [4]. Двухфазная структура такой керамики способствует существенному замедлению роста зерен, подавляя при спекании миграцию границ за счет действия сил Зинера [5]. Это делает возможным спекание материала до плотности, близкой к теоретической, при сохранении среднего размера зерен менее 200 нм, что обуславливает прозрачность керамики в области 1.5–8 мкм.

С другой стороны, формирование такой микроструктуры приводит к тому, что микротвер-

дость керамики  $MgO/Y_2O_3$  значительно выше по сравнению с индивидуальными оксидами иттрия или магния с микронным размером зерен.

В литературе как правило в качестве объекта исследований рассматривается композиционная керамика, содержащая фазы оксидов иттрия и магния только в объемном соотношении 50 : 50. Количество данных о влиянии соотношения компонентов на свойства композита  $MgO/Y_2O_3$  крайне ограничено.

В работе [6] показано небольшое увеличение микротвердости образцов с ростом содержания объемной доли оксида магния при сохранении относительно высокого уровня прозрачности в среднем ИК-диапазоне. Для получения материалов авторы [6] использовали метод электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС). Авторы [7] использовали спекание на воздухе и дополнительное горячее изостатическое прессование (ГИП), у образцов также наблюдалось увеличение микротвердости, хотя в диапазоне составов 30–70 об. % оксида магния полученные значения не различались в пределах доверительного интервала.

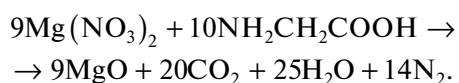
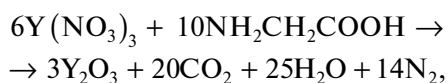
Ранее была показана возможность горячего прессования порошков MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), для достижения композиционной керамикой высокой прозрачности в ИК-области спектра [8–19]. СВС является экспрессным методом синтеза, позволяющим получать композиционные нанопорошки с однородным объемным распределением компонентов. Однако как в наших работах, так и в доступной литературе для керамики, полученной методом горячего прессования, рассмотрены лишь случаи равного содержания фаз Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MgO (50 : 50 об. %) [11–16]. Сильная зависимость характеристик керамики от методов синтеза исходных порошков и последующей консолидации делает актуальной задачу исследования влияния состава композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на их свойства применительно к методам СВС и горячего прессования.

В данной работе в идентичных условиях проведено горячее прессование СВС-порошков как индивидуальных оксидов иттрия и магния, так и композиционных материалов на их основе и исследовано влияние соотношения фаз MgO и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на микроструктуру и оптико-механические характеристики полученных образцов.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исходными материалами для синтеза прекурсоров СВС служили оксид магния MgO (99.99%, Унихим, Россия), оксид иттрия Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (99.99%, Полирит, Россия), азотная кислота HNO<sub>3</sub> (99.9999%, Химреактив, Россия) и глицин NH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>COOH (99.9%, Химреактив, Россия).

Содержание MgO в составе композита MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> составляло 70, 50 и 30 об. %, также были синтезированы чистые MgO и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Приготовление прекурсора СВС включало получение водных растворов нитратов металлов растворением ~10 г оксидов иттрия и магния в азотной кислоте при нагревании и постоянном перемешивании. Концентрации растворов определяли гравиметрическим методом после прокаливания на воздухе при 1200°C. Далее растворы нитратов магния и иттрия смешивали исходя из требуемого соотношения оксидов. После этого добавляли глицин с избытком 20% по отношению к стехиометрическому количеству, рассчитанному по реакциям



Полученный раствор прекурсора выпаривали в сушильном шкафу при температуре 110°C. Да-

лее прекурсор разделяли на порции примерно по 2 г и в кварцевой колбе помещали в печь, предварительно нагретую до 500°C. В результате термического инициирования происходила реакция СВС с образованием высокодисперсных порошков, которые затем дополнительно отжигали при температуре 800°C в муфельной печи на воздухе в течение 5 ч.

Рентгенофазовый анализ порошков проводили с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-7000 (CuK<sub>α</sub>-излучение, λ = 1.54178 Å) в диапазоне углов 2θ от 20° до 90°. Шаг сканирования 2θ составил 0.04°, время экспозиции – 3 с. Дифракционные углы рассеяния были взяты из базы данных PDF-2. Средний размер кристаллитов порошка D<sub>XRD</sub> оценивали из уширений пиков дифрактограммы по уравнению Шеррера

$$D_{XRD} = 0.9\lambda / (B \cos\theta), \quad (1)$$

где B – ширина дифракционного пика на его полувысоте, θ – угол Брэгга, λ – длина волны рентгеновского излучения.

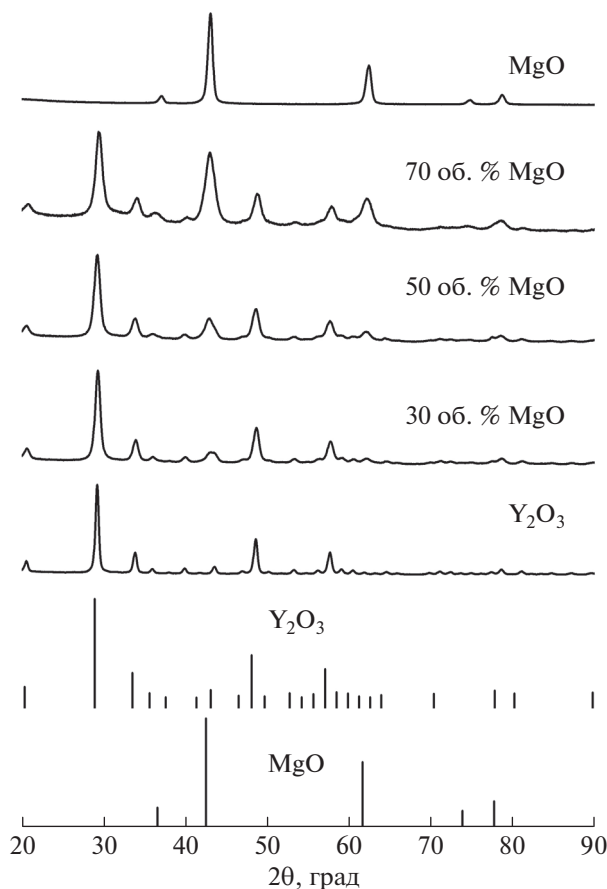
Теоретическую плотность композитов рассчитывали аддитивным методом, используя плотности индивидуальных оксидов магния и иттрия, равные 3.58 и 5.03 г/см<sup>3</sup> соответственно [20, 21], в предположении, что эти оксиды не образуют соединений или твердых растворов.

Удельную площадь поверхности порошков (S<sub>БЭТ</sub>) измеряли методом БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота на приборе Сорби-М (Мета, Россия). Эквивалентный диаметр частиц D<sub>БЭТ</sub>, рассчитывали с допущением, что порошки имеют сферическую морфологию,

$$D_{БЭТ} = \frac{6}{\rho_{теор} S_{БЭТ}}. \quad (2)$$

Порошки консолидировали методом горячего прессования в вакууме в графитовой пресс-форме (диаметр 15 мм) при температуре 1400°C и одноосном давлении 45 МПа в установке собственного производства. Порошки предварительно прессовали в стальных пресс-формах при давлении 45 МПа. Компакты изолировали с помощью графитовой бумаги для облегчения процесса извлечения из пресс-форм. Нагрев осуществляли с помощью графитового нагревателя; остаточное давление в камере составляло не более 10 Па. После горячего прессования образцы дополнительно прокаливали на воздухе при 1100°C в течение 5 ч, затем шлифовали до толщины 1.0 мм и полировали до шероховатости R<sub>z</sub> ~ 0.1 мкм.

Плотность керамик (ρ<sub>эксп</sub>) измеряли методом гидростатического взвешивания на весах Sartorius CPA balance (Sartorius, Германия) с погрешностью 0.01 г/см<sup>3</sup>.

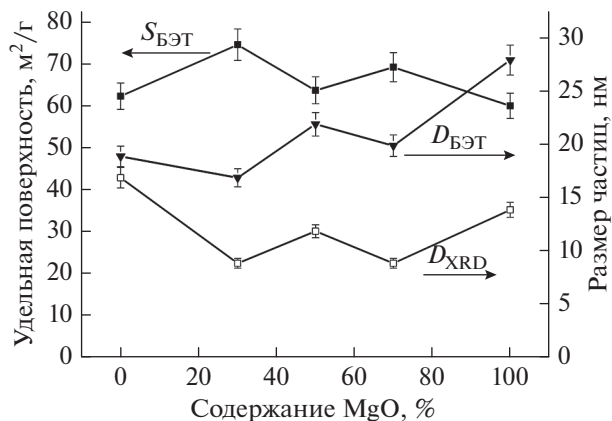


**Рис. 1.** Дифрактограммы СВС-порошков на основе MgO и  $Y_2O_3$  разного состава; снизу приведены теоретические штрих-диаграммы из карточек индивидуальных оксидов.

Твердость по Виккерсу ( $HV$ ) определяли с помощью твердомера HVS-1000 microhardness tester (SADT, Китай); индентирование выполняли под нагрузкой 20 Н в течение 30 с.

Инфракрасные спектры порошков и спеченных керамик регистрировали с помощью ИК-Фурье-спектрометра Bruker Tensor 27 (Bruker, Германия). Порошки MgO– $Y_2O_3$  смешивали в ступке с бромидом калия в соотношении 1 : 100 по массе и запрессовывали в вакуумируемой пресс-форме при одноосном давлении 500 МПа.

Морфологию порошков и микроструктуру керамики исследовали при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) Auriga Cross-Beam (Carl Zeiss, Германия) при ускоряющем напряжении 3 кВ с детектором вторичных электронов. Средний размер зерен ( $\langle G \rangle$ ) оценивали по микроснимкам излома поверхности (при подсчете размеров не менее 200 зерен).



**Рис. 2.** Удельная площадь поверхности  $S_{BET}$ , эквивалентный средний размер частиц  $D_{BET}$  и размер области когерентного рассеяния  $D_{XRD}$  порошков на основе MgO и  $Y_2O_3$  разного состава.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Методом СВС получена серия порошков MgO/ $Y_2O_3$  с содержанием оксида магния 100, 70, 50, 30 и 0 об. %. Для полного окисления полупродуктов реакций горения они дополнительно прокаливались при температуре 800°C в течение 5 ч. Дифрактограммы полученных порошков приведены на рис. 1. Независимо от соотношения компонентов порошка все рефлексы, проиндексированные на дифрактограммах, относятся к кубическим  $Y_2O_3$  (пр. гр.  $Ia\bar{3}$ , карточка PDF #00-041-1105) и MgO (пр. гр.  $Fm\bar{3}m$ , карточка PDF #00-004-0829). Это свидетельствует об отсутствии фазовых превращений и реакций между  $Y_2O_3$  и MgO во время синтеза. Вследствие нанокристаллической структуры дифракционные рефлексы всех порошков сильно уширены.

Величина удельной площади поверхности  $S_{BET}$  полученных порошков практически не зависит от состава и находится в диапазоне 60–75 м<sup>2</sup>/г (см. рис. 2), что объясняется общим для всех составов механизмом протекания СВС-реакции. Эквивалентный размер  $D_{BET}$  частиц порошка, определенный из значения удельной поверхности, в 2–3 раза превышает размер области когерентного рассеяния  $D_{XRD}$ . Это связано как с поликристаллической структурой первичных частиц, так и с их неравномерной формой.

Все полученные порошки качественно сходны по морфологии и состоят из первичных частиц неправильной формы размером 10–30 нм, объединенных в рыхлые агломераты с пористой структурой. На рис. 3 показаны примеры РЭМ-микроснимков порошков MgO/ $Y_2O_3$  с содержанием MgO 30 и 70 об. %.

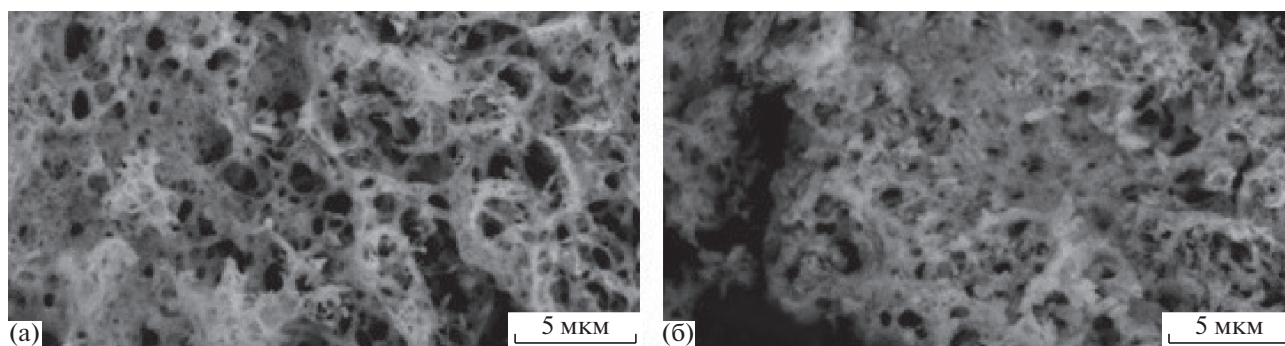


Рис. 3. РЭМ-снимки порошков MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с содержанием MgO 30 (а), 70 об. % (б).

На рис. 4 приведены ИК-Фурье-спектры порошков MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> разного состава. Высокая удельная поверхность порошков приводит к значительной адсорбции воды из атмосферы, что проявляется широким пиком валентных колебаний гидроксильных групп с максимумом

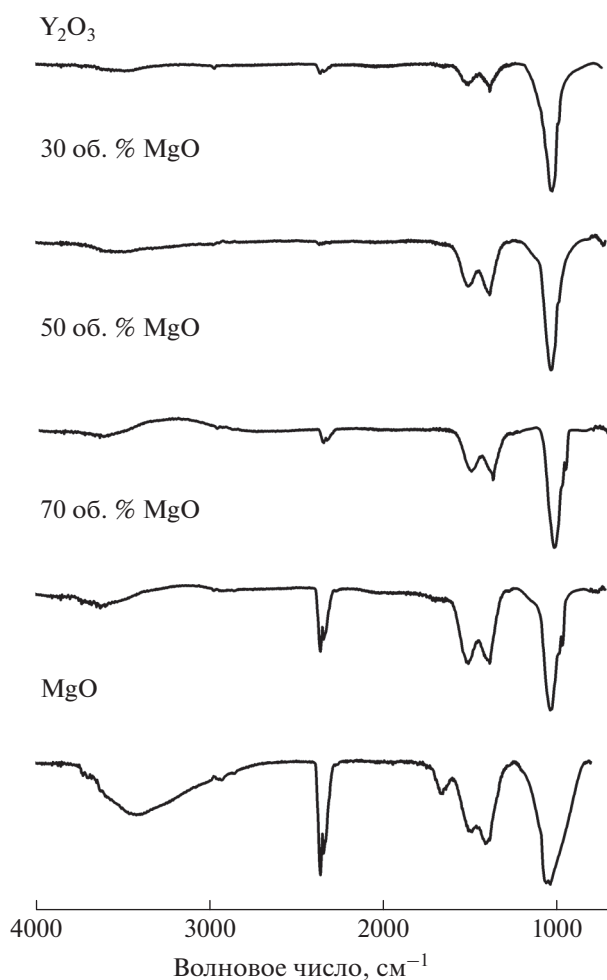


Рис. 4. ИК-спектры пропускания порошков MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> разного состава.

при  $\sim 3400 \text{ см}^{-1}$  и деформационным колебанием Н–О–Н при  $\sim 1655 \text{ см}^{-1}$ . Значительная основность оксида иттрия и особенно оксида магния приводит к образованию на поверхности карбонатов, которые обнаруживаются по интенсивным валентным колебаниям  $\text{CO}_3^{2-}$ -групп с максимумами в областях  $\sim 1020 \text{ см}^{-1}$  ( $\nu_1$ ),  $\sim 1400 \text{ см}^{-1}$  ( $\nu_3$ ) и  $\sim 1500 \text{ см}^{-1}$  ( $\nu_3$ ) и деформационному колебанию  $\sim 980 \text{ см}^{-1}$  ( $\nu_2$ ). Интенсивность данных полос возрастает с увеличением доли оксида магния.

**Микроструктура и свойства керамики MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.** Синтезированные порошки были консолидированы в идентичных условиях методом горячего прессования. Средний размер зерна ( $\langle G \rangle$ ) и плотность ( $\rho_{\text{экс}}$ ) образцов приведены в табл. 1. Значения плотности композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> близки к рассчитанному аддитивным методом; их различие составляет менее 1% и, вероятнее всего, обусловлено остаточной пористостью и погрешностью экспериментальных данных. Меньшая плотность оксида магния по сравнению с оксидом иттрия позволяет изменением состава регулировать массу изделий из композита MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Например, при одинаковых размерах защитное окно из композита с 70 об. % MgO будет легче аналогичного изделия из композита с 30 об. % MgO на 15%, что немало важно для ряда применений.

На рис. 5 приведены электронные микроснимки поверхности разлома индивидуальных оксидов магния и иттрия и композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Структура керамики независимо от состава плотная, с незначительным количеством наноразмерных пор. Различная окраска зерен связана с распределением электронной плотности в образце: фаза с меньшим эффективным атомным номером (оксид магния) формирует темные области, а более “тяжелый” оксид иттрия выглядит ярче. Композит MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с соотношением макрокомпонентов 50 : 50 об. % имеет наименьший средний размер зерна (табл. 1). Это обусловлено наиболее сильными взаимными диффузионными ограниче-

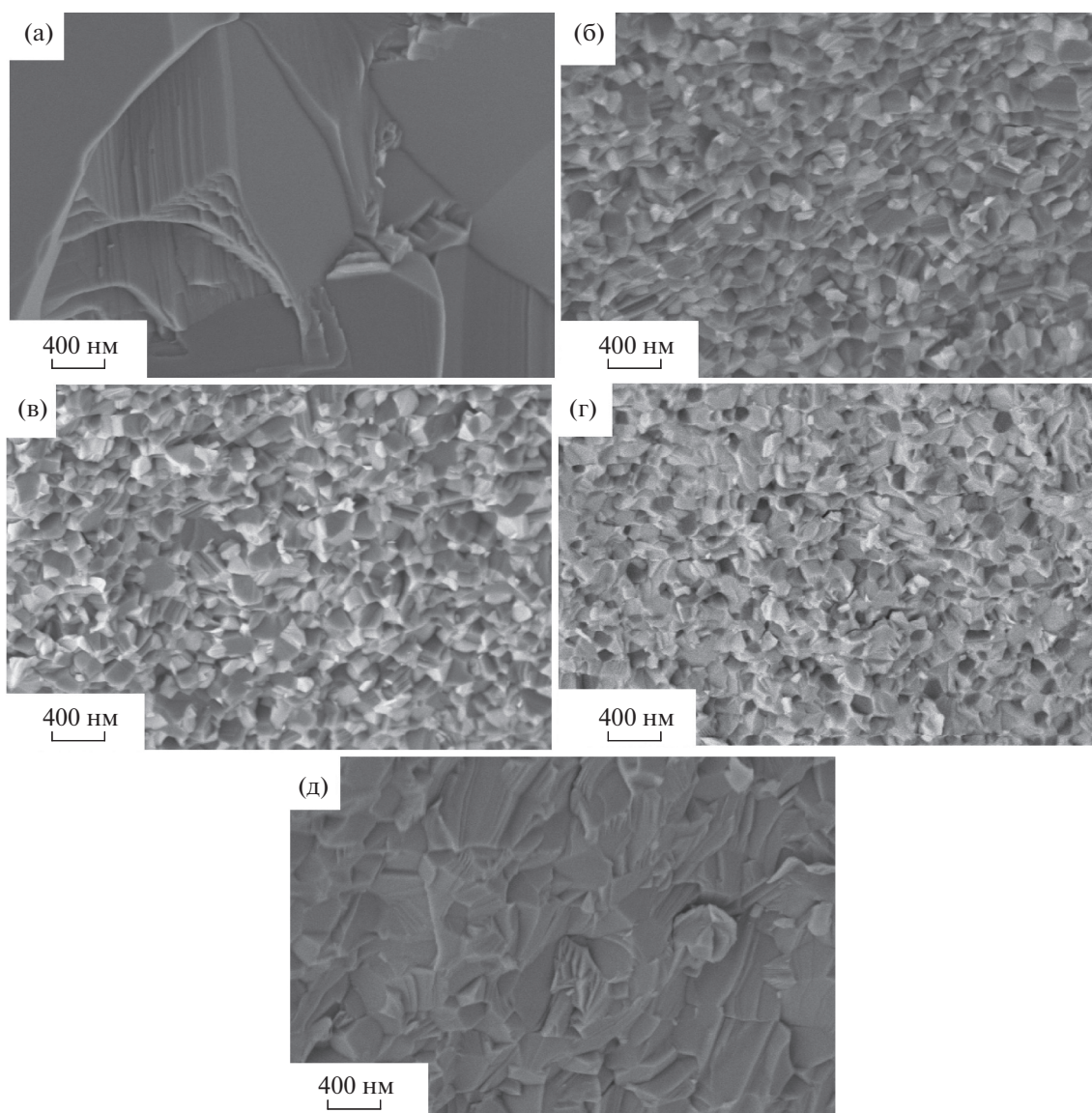
ниями, которые создают фазы оксидов магния и иттрия, для миграции границ зерен. Максимальный средний размер зерна наблюдается в индивидуальных оксидах, так как при достижении высокой плотности в образцах начинается интенсивное протекание собирательной и вторичной рекристаллизации. Это особенно заметно на примере керамики оксида магния, где средний размер зерна более чем на порядок больше, чем в композитах.

Полученные образцы непрозрачны в видимом диапазоне. В спектрах пропускания керамики  $\text{MgO}/\text{Y}_2\text{O}_3$  после горячего прессования (см. рис. 6) на длине волны 4.94 мкм наблюдается интенсивная полоса поглощения, типичная для многих материалов, полученных горячим прессо-

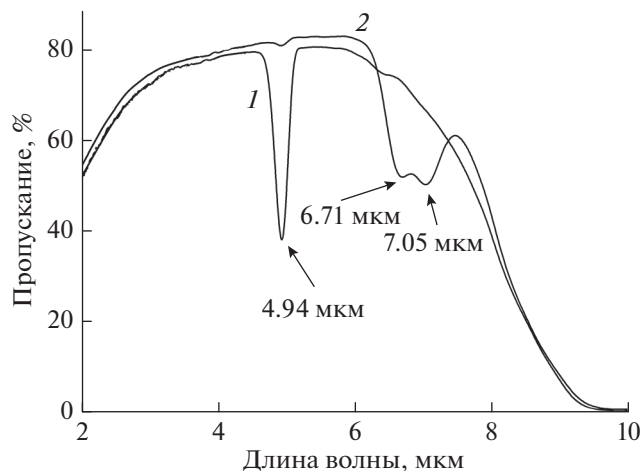
**Таблица 1.** Плотность и средний размер зерна керамических композитов  $\text{MgO}/\text{Y}_2\text{O}_3$  разного состава

Содержание $\text{MgO}$ , об. %	$\rho_{\text{теор}}$ , г/см <sup>3</sup>	$\rho_{\text{эксп}}$ , г/см <sup>3</sup>	$\langle G \rangle$ , нм
100	3.58	3.54	4050
70	4.01	3.98	198
50	4.29	4.29	173
30	4.58	4.57	185
0	5.03	4.99	498

ванием (или ЭИПС) в графитовых формах без спекающих добавок [22]. Иногда ее объясняют наличием примесных карбонильных групп [17].



**Рис. 5.** Фрактограммы керамических образцов  $\text{MgO}/\text{Y}_2\text{O}_3$ , содержащих 100 (а), 70 (б), 50 (в), 30 (г), 0 об. %  $\text{MgO}$  (д).



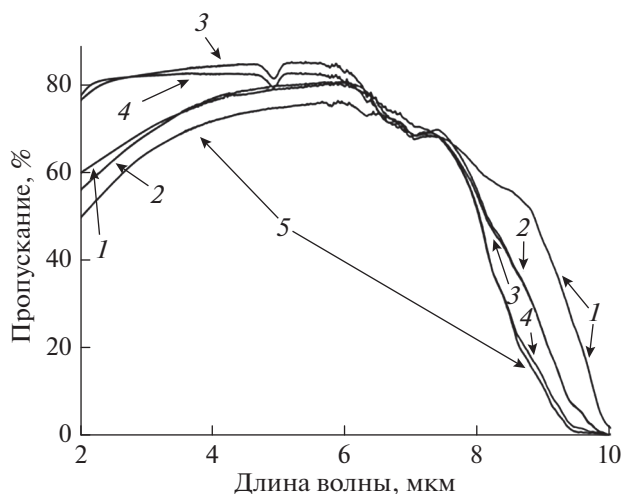
**Рис. 6.** ИК-спектры пропускания керамики MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (50 об. % MgO): 1 – после горячего прессования, 2 – после дополнительного отжига на воздухе при 1100°C в течение 5 ч.

Однако тот факт, что карбонильные соединения термически неустойчивы и что полоса поглощения наблюдается, в том числе, в материалах, элементы которых не образуют карбонильных соединений (например, *s*-элементы – магний и пр.), говорит о том, что поглощение обусловлено валентными колебаниями оксида углерода(II), находящегося в порах.

После прокаливании образцов на воздухе при 1100°C в течение 5 ч пропускание в ИК-области спектра увеличивается на 5–10% за счет окисления остаточного углерода и заполнения кислородных вакансий, обуславливающих “серые” потери. Полоса поглощения при 4.94 мкм практически исчезает; образовавшийся оксид углерода(IV) реагирует с оксидами, что проявляются широкими полосами поглощения в диапазоне 6.5–7.5 мкм (валентные колебания CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>-групп ~1400–1500 см<sup>-1</sup>). Данные полосы находятся вне “стандартного” рабочего диапазона таких материалов 2–5 мкм, поэтому не влияют на функциональные характеристики композитной керамики.

На рис. 7 представлены спектры пропускания керамических образцов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> различного состава, прокаленных на воздухе при 1100°C в течение 5 ч. Длинноволновый край поглощения лимитируется спектром пропускания оксида иттрия и сдвигается с ~8 до ~10 мкм с увеличением доли оксида магния. В коротковолновой области пропускание композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> лимитируется оптическими потерями на рассеяние на границах зерен, имеющих разные показатели преломления: 1.8869 для Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 1.7085 для MgO [23, 24].

По сравнению с композиционными материалами полученные в работе однофазные образцы



**Рис. 7.** ИК-спектры пропускания керамических образцов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> различного состава, прокаленных на воздухе при 1100°C в течение 5 ч, содержащих 100 (1), 70 (2), 50 (3), 30 (4), 0 об. % MgO (5).

MgO и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеют меньшее пропускание. Это обусловлено большей подвижностью границ зерен при горячем прессовании, поэтому наряду с процессами уплотнения материалов происходит рост зерен с отрывом пор от границ. Такие поры, захваченные объемом зерна, удаляются очень медленно или, наоборот, могут являться центрами стока вакансий и увеличиваться в размере. В связи с этим для получения высокопрозрачной однофазной керамики требуется другой режим спекания и/или использование спекающих добавок.

Полученные значения пропускания композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с содержанием MgO 50 и 30 об. % близки к теоретически достижимым и позволяют использовать данные материалы в создании оптических окон многих современных ИК-приборов для работы в диапазоне длин волн 2–5 мкм.

Механические характеристики материалов определяют параметры для расчета толщины оптических элементов, в т.ч. для оценки их применимости в приложениях, связанных с повышенными нагрузками в процессе эксплуатации. В табл. 2 представлены измеренные значения микротвердости полученных образцов на основе MgO и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Значение микротвердости чистого Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, указанное в табл. 2, соответствует данным [25–27]. Для чистого оксида магния известные значения микротвердости варьируются в довольно широком диапазоне 6.4–13 ГПа [28, 29]. Такой разброс можно объяснить наличием дефектного слоя гидроксокарбоната магния на поверхности керамики MgO, а также различием размера зерен. Нами не принимались меры по защите поверхности оксида магния от воздействия воды и кислых газов атмосферы, поэтому полученное значение отражает

**Таблица 2.** Микротвердость керамических композиций на основе MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> разного состава

Содержание MgO, об. %	HV, ГПа
100	6.4 ± 0.2
70	10.7 ± 0.2
50	10.6 ± 0.1
30	10.5 ± 0.2
0	8.3 ± 0.1

реальную микротвердость поверхности, которая будет у оптического элемента в обычных условиях эксплуатации. Низкая химическая устойчивость MgO обуславливает его крайне редкое использование в оптических приборах, несмотря на очень хорошую теплопроводность и широкий диапазон пропускания.

Микротвердость в серии композитов MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в рамках доверительного интервала не различается. Похожие данные получены авторами [6, 7] для композиционных керамик MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, изготовленных методами ЭИПС и ГИП. Микротвердость композитов близка к соответствующим значениям для кремния и значительно превосходит значения для других широко используемых ИК-материалов диапазона 2–5 мкм (например, MgF<sub>2</sub>).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Керамика на основе MgO и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с разным объемным соотношением индивидуальных оксидов изготовлена в идентичных условиях горячим прессованием порошков, полученных методом СВС. Средний размер зерна керамических образцов имеет экстремальную зависимость от состава — минимальное значение (173 нм) наблюдается при отношении MgO : Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 50 : 50 об. %, увеличение доли оксида магния приводит к более существенному росту зерен, чем увеличение доли оксида иттрия. Наибольшее пропускание в области 2–5 мкм, близкое к теоретическому пределу, достигнуто в образцах с содержанием оксида магния от 30 до 50 об. %. Микротвердость композитов в диапазоне составов от 30 до 70 об. % MgO совпадает в пределах погрешности HV = 10.5–10.7 ГПа и существенно превышает значения для индивидуальных оксидов иттрия и магния (8.3 и 6.4 ГПа соответственно).

## БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-73-10127).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Jiang D. T., Mukherjee A. K. Spark Plasma Sintering of an Infrared-Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO Nanocomposite // J. Am. Ceram. Soc. 2010. V. 93. № 3. P. 769–773. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03444.x>
2. Harris D., Cambrea L., Johnson L. et al. Properties of an Infrared-Transparent MgO:Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite // J. Am. Ceram. Soc. 2013. V. 96. № 12. P. 3828–3835. <https://doi.org/10.1111/jace.12589>
3. Xu S., Li J., Kou H., Shi Y., Pan Y., Guo J. Spark Plasma Sintering of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO Composite Nanopowder Synthesized by the Esterification Sol-Gel Route // Ceram. Int. 2015. V. 41. № 2. P. 3312–3317. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.10.120>
4. Kim D.-S., Lee J.-H., Sung R.J., Kim S.W., Kim H.S., Park J.S. Improvement of Translucency in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramics by Two-Step Sintering Technique // J. Eur. Ceram. Soc. 2007. V. 27. P. 3629–3632. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.02.002>
5. Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Jensen D.J., Kassner M.E., King W.E., McNelley T.R., McQueen H.J., Rollett A.D. Current Issues in Recrystallization: a Review // Mater. Sci. Eng., A. 1997. V. 238. P. 219–274. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00424-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00424-3)
6. Liu L., Morita K., Suzuki T. S., Kim B.-N. Effect of Volume Ratio on Optical and Mechanical Properties of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Composites Fabricated by Spark-Plasma-Sintering Process // J. Eur. Ceram. Soc. 2021. V. 41. P. 2096–2105. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.10.074>
7. Stefanik T., Gentilman R., Hogan P. Nanocomposite Optical Ceramics for Infrared Windows and Domes // Proc. SPIE. 2007. V. 6545. P. 65450A. <https://doi.org/10.1117/12.719312>
8. Permin D.A., Boldin M.S., Belyaev A.V., Balabanov S.S., Novikova A.V., Koshkin V.A., Murashov A.A., Ladenkov I.V., Popov A.A., Lantsev E.A., Khamaletdinova N.M. IR-Transparent MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics by Self-Propagating High-Temperature Synthesis and Spark Plasma Sintering // Ceram. Int. 2020. V. 46. № 10. Part B. P. 15786–15792. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.124>
9. Permin D.A., Belyaev A.V., Koshkin V.A., Ladenkov I.V., Fedotova I.G. Effect of Hot Pressing Conditions on the Microstructure and Optical Properties of MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Ceramics // Inorg. Mater. 2021. V. 57. P. 858–866. <https://doi.org/10.1134/S0020168521080082>
10. Пермин Д.А., Беляев А.В., Кошкин В.А., Балабанов С.С., Попов П.А., Болдин М.С., Мурашов А.А., Сметанина К.Е., Ладенков И.В. Сравнение свойств композиционных керамик MgO/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MgO/Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных методом горячего прессования // Инж.-физ. журн. 2022. Т. 95. № 5 (в печати).
11. Xu S., Li J., Li C., Pan Y., Guo J. Hot Pressing of Infrared Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO Nanocomposites Using Sol-Gel Combustion Synthesized Powders // J. Am. Ceram. Soc. 2015. V. 98. P. 1019–1026. <https://doi.org/10.1111/jace.13375>
12. Xu S., Li J., Li C., Pan Y., Guo J. Infrared Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Nanocomposites Fabricated by the Glu-

- cose Sol–Gel Combustion and Hot Pressing Technique // *J. Am. Ceram. Soc.* 2015. V. 98. P. 2796–2802. <https://doi.org/10.1111/jace.13681>
13. *Ma H.J., Jung W.K., Baek C., Kim D.K.* Influence of Microstructure Control on Optical and Mechanical Properties of Infrared Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Nanocomposite // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2017. V. 37. P. 4902–4911. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.05.049>
14. *Ma H.J., Jung W.K., Park Y., Kim D.K.* A Novel Approach of an Infrared Transparent Er:Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Nanocomposite for Eye-Safe Laser Ceramics // *J. Mater. Chem. C.* 2018. V. 6. P. 11096–11103. <https://doi.org/10.1039/C7TC05991D>
15. *Ma H.J., Jung W.K., Yong S.-M., Choi D.H., Kim D.K.* Microstructural Freezing of Highly NIR Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Nanocomposite Via Pressure-Assisted Two-Step Sintering // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. V. 39. P. 4957–4964. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.07.029>
16. *Ma H.J., Kong J.H., Kim D.K.* Insight into the Scavenger Effect of LiF on Extinction of a Carboxylate Group for Mid-Infrared Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO Nanocomposite // *Scr. Mater.* 2020. V. 187. P. 37–42. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.05.001>
17. *Yong S.-M., Choi D.H., Lee K., Ko S.-Y., Cheong D.-I., Park Y.-J., Go S.-I.* Study on Carbon Contamination and Carboxylate Group Formation in Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO Nanocomposites Fabricated By Spark Plasma Sintering // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2020. V. 40. P. 847–851. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.10.035>
18. *Kryzhanovska O.S., Safronova N.A., Balabanov A.E., Yavetskiy R.P., Dobrotvorskaya M.V., Li J., Petrushenko S., Tolmachev A.V., Matveevskaya N.A., Shulichenko E.N., Mayorov V.Yu., Sofronov D.* Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO Highly-Sinterable Nanopowders for Transparent Composite Ceramics // *Funct. Mater.* 2019. V. 26. № 3. P. 829–837. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1998.tb02583.x>
19. *Safronova N.A., Kryzhanovska O.S., Dobrotvorskaya M.V., Balabanov A.E., Tolmachev A.V., Yavetskiy R.P., Parkhomenko S.V., Brodskii R.Ye., Baumer V.N., Kosyanov D.Yu., Shichalin O.O., Papynov E.K., Li J.* Influence of Sintering Temperature on Structural and Optical Properties of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MgO Composite SPS ceramics // *Ceram. Int.* 2020. V. 46. P. 6537–6543.
20. *Jiang N., Xie R.-J., Liu Q., Li J.* Fabrication of Sub-Micrometer MgO Transparent Ceramics by Spark Plasma Sintering // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2017. V. 37. P. 4947–4953. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.06.021>
21. *Saito N., Matsuda S.-ichi, Ikegami T.* Fabrication of Transparent Yttria Ceramics at Low Temperature using Carbonate-Derived Powder // *J. Am. Ceram. Soc.* 1998. V. 81. P. 2023–2028. <https://doi.org/10.15407/fm26.04.829>
22. *Balabanov S., Filofeev S., Kaygorodov A., Khrustov V., Kuznetsov D., Novikova A., Permin D., Popov P., Ivanov M.* Hot Pressing of Ho<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Dy<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Based Magneto-Optical Ceramics // *Opt. Mater.: X* 2022. V. 13. P. 100125. <https://doi.org/10.1016/j.omx.2021.100125>
23. *Nigara Y.* Measurement of the Optical Constants of Yttrium Oxide // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1968. V. 7. P. 404–408. <https://doi.org/10.1143/JJAP.7.404>
24. *Stephens R.E., Malitson I.H.* Index of Refraction of Magnesium Oxide // *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.* 1952. V. 49. P. 249–252. <https://doi.org/10.6028/jres.049.025>
25. *Ahmadi B., Reza S.R., Ahsanzadeh-Vadeqani M., Barezkat M.* Mechanical and Optical Properties of Spark Plasma Sintered Transparent Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramics // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. P. 17081–17088. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.07.218>
26. *Tani T., Miyamoto Y., Koizumi M., Shimada M.* Grain size dependences of Vickers Microhardness and Fracture Toughness in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramics // *Ceram. Int.* 1986. V. 12. P. 33–37. [https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(86\)80007-4](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(86)80007-4)
27. *An L.Q., Ito A., Goto T.* Transparent Yttria Produced by Spark Plasma Sintering at Moderate Temperature and Pressure Profiles // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. V. 32. P. 1035–1040. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.11.023>
28. *Nishida T., Shiono T., Fujioka H., Nishikawa T.* MgO and MgO–SiC Whisker Composite Ceramics Prepared by Hot-Forge Processing // *Jpn. J. Mater. Sci.* 1989. V. 38. P. 1241–1246. <https://doi.org/10.2472/JSMS.38.1241>
29. *Ehre D., Chaim R.* Abnormal Hall–Petch Behavior in Nanocrystalline MgO Ceramic // *J. Mater. Sci.* 2008. V. 43. P. 6139–6143. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2936-z>