

УДК 661.687:66.091.1

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИЙ В СИСТЕМЕ $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--Yb}_2\text{O}_3$

© 2024 г. В. В. Закоржевский^{1, *}, И. А. Шibaков¹, И. Д. Ковалев¹, Н. И. Мухина¹

¹Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, ул. Академика Осипяна, 8, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

*e-mail: zakvl@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 12.07.2024 г.

После доработки 06.09.2024 г.

Принята к публикации 06.09.2024 г.

Представлены результаты исследования закономерностей синтеза композиций в системе $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--Yb}_2\text{O}_3$ методом СВС. В процессе исследований содержание оксида иттербия в композициях изменяли от 4 до 20 мас.%. Показано влияние оксида иттербия на температуру горения, морфологию и фазовый состав продуктов синтеза. Установлено, что при увеличении доли оксида иттербия в реакционной шихте температура горения возрастает. Определены оптимальные условия синтеза композиций с высоким содержанием альфа-фазы нитрида кремния.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, нитрид кремния, оксид иттербия, температура горения, морфология частиц, альфа-фаза

DOI: 10.31857/S0002337X24090064, EDN: LMDTHL

ВВЕДЕНИЕ

Керамика из нитрида кремния обладает уникальными свойствами по сравнению с другими керамическими материалами, такими как оксид алюминия, оксид циркония, карбид кремния: низкая плотность, небольшой коэффициент теплового расширения, хорошая прочность, высокая твердость, превосходная устойчивость к тепловому удару, высокотемпературные механические свойства и хорошая коррозионная устойчивость к расплавам металлов и окислению. Разнообразие свойств определяет широкий диапазон применения нитрида кремния. Нитрид кремния используется для изготовления узлов и деталей, работающих в условиях жесткой тепловой и механической нагрузки, например режущих пластин, шарикоподшипников, роторов турбин, броневых элементов, радиопрозрачной керамики [1–5].

В настоящее время перспективным направлением повышения высокотемпературных свойств керамики на основе ни-

трида кремния считается использование в качестве спекающих добавок оксидов редкоземельных металлов, которые могут образовывать в системе Si--N--O--M высокотемпературные кристаллические фазы.

Большинство добавок редкоземельных элементов не образуют твердый раствор с Si_3N_4 , жидкая фаза после охлаждения формируется на границах зерен в виде аморфной или частично кристаллической фазы [6]. Зерна нитрида кремния окружены межкристаллитным стеклом или межкристаллитной пленкой, содержащей редкоземельный элемент. Было отмечено, что стекловидная фаза ухудшает высокотемпературную прочность керамики [7]. Ион редкоземельного элемента в стеклах способствует упрочнению матрицы, с уменьшением его радиуса увеличивается прочность связи с окружающим кислородом [8] и, соответственно, прочность материала. Из ряда редкоземельных элементов наименьшим радиусом иона обладают иттербий и лю-

теций [9], которые образуют соединения $\text{Lu}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{N}_2$ и $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{N}_2$. Температура плавления $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{N}_2$ очень высока (1870°C), поэтому соединение желательно в качестве межзеренной фазы. Таким образом, повышение высокотемпературных свойств керамики на основе нитрида кремния сводится к синтезу особо чистого порошка нитрида кремния, к которому предъявляется целый комплекс требований по примесному, фазовому и гранулометрическому составу, а также подбору спекающей добавки, которая бы обеспечила образование кристаллической межзеренной фазы с высокой температурой плавления.

Традиционно оксидные, армирующие и упрочняющие добавки смешиваются с порошком нитрида кремния в аттриторах, шаровых или планетарных мельницах. С помощью этих методик трудно получить однородную гомогенную смесь. Однородность распределения спекающих добавок между частицами Si_3N_4 оказывает большое влияние на микроструктуру и механические свойства керамики [10].

Создание высокопрочной конструкционной керамики из композиционных порошков (Si_3N_4 + оксид), полученных в одну стадию, мало изучено. В таких порошках спекающие добавки равномерно распределены по поверхности частиц основного вещества и состоят из промежуточных соединений. Керамика, полученная методом горячего прессования из композиционных порошков $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ + Y_2O_3 , $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ + MgO , полученных методом плазмохимического синтеза, показала очень высокие прочностные свойства [11]. Однако использование композиционных порошков, полученных методом плазмохимического синтеза, значительно

удорожает стоимость керамических материалов и, соответственно, ограничивает область их применения. В связи с этим актуально получение композиционных порошков на основе нитрида кремния ($\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ + MO) методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [12, 13]. Метод СВС позволяет получать соединения в одну стадию. Такой подход важен с точки зрения однородного распределения вторичных фаз, формирования межзеренной фазы на этапе синтеза порошка и предотвращения образования крупных скоплений стеклофазы в спекаемом материале [10, 14, 15], а также удешевляет производство керамики.

Целью данной работы является изучение закономерностей СВС материалов в системе $\text{Si}_3\text{N}_4\text{—Yb}_2\text{O}_3$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Эксперименты по синтезу композиций $\text{Si}_3\text{N}_4\text{—Yb}_2\text{O}_3$ выполняли в промышленном реакторе СВС-30 с рабочим объемом 30 л в режиме горения шихты состава $\text{Si} + \text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Yb}_2\text{O}_3$. Начальное давление азота: 4 МПа. Характеристики исходных компонентов показаны в табл. 1. Смешивание компонентов шихты осуществляли в шаровой мельнице в течение 1 ч. Шихту массой 2–3 кг засыпали в графитовую лодочку и помещали в реактор. Реактор продували азотом по показаниям манометра 0–5–0 атм. Воспламенение шихты осуществляли с помощью вольфрамовой спирали. Время синтеза: около 30 мин. После охлаждения продуктов синтеза осуществляли сброс остаточного давления из реактора. Затем лодочку со спеком извлекали из реактора и направляли на дальнейшую обработку.

Таблица 1. Характеристика исходных компонентов

Компонент	Кислород, мас. %	Удельная поверхность, $\text{м}^2/\text{г}$	Средний размер частиц d_{50} , мкм	Альфа-фаза, мас. %
Si	0.6	6.5	1.75	—
Si_3N_4 (СВС)	1.0	7.0	—	95
Yb_2O_3 , марка ИБО-Д	—	3.1	3.83	—
Азот высокой чистоты (99.99 об. %)	—	—	—	—

Удельную поверхность измеряли методом БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота на установке “Сорби-М”. Рентгенофазовый анализ (РФА) порошков проводили с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М, пользуясь картотекой ASTM. Морфологию частиц исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) LEO 1450 VP Carl Zeiss, Германия. Распределение частиц по размерам изучали на лазерном анализаторе “Микросайзер-201С”. Окончательное измельчение композиционных порошков выполняли в шаровой мельнице с использованием шаров из диоксида циркония и на струйной мельнице фирмы Hosokawa Alpine Jet Mill с приставкой 100AFG. Температуры горения реакционных смесей измеряли с помощью вольфрам-рениевых термопар ВР5-ВР20, градуировка А-3.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для синтеза композиций $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--Yb}_2\text{O}_3$ использовали реакционные смеси состава $\text{Si} + \text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Yb}_2\text{O}_3$. Содержание оксида иттербия в шихте рассчитывали таким образом, чтобы после синтеза содержание Yb_2O_3 во вторичной фазе составляло 4, 8, 12, 16 и 20 мас.% с учетом прироста азота. Оптимальное содержание оксида иттербия для данной системы, по данным [16], составляет 12–16 мас.%.

Сначала изучали влияние содержания кремния в шихте на температуру горения при постоянном содержании оксида иттербия 12 и 16 мас.%. Измерения показали, что с увеличением доли кремния в шихте температура горения возрастает (рис. 1). Также установлено, что температура горения смесей с 16 мас.% Yb_2O_3 на 55–70°C выше температуры горения смесей с 12 мас.% оксида иттербия. Увеличение температуры горения, видимо, связано с положительным тепловым эффектом реакций между Yb_2O_3 и примесью кислорода (SiO_2) в шихте с образованием силикатов иттербия:

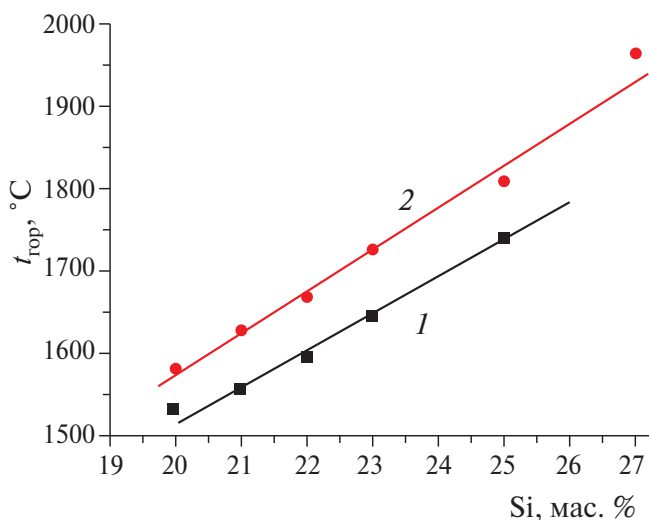
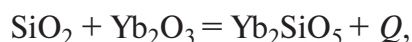
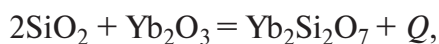


Рис. 1. Влияние содержания кремния в шихте на температуру горения: 1 – 12, 2 – 16 мас.% Yb_2O_3 .



Изучено также влияние количества оксида иттербия на температуру горения реакционных смесей. Измерение температур горения при постоянном содержании кремния 21 и 23 мас.% показало, что при увеличении содержания Yb_2O_3 в шихте от 4 до 20 мас.% температура горения возрастает (рис. 2). Полученные результаты подтвердили влияние реакций между оксидами ($\text{SiO}_2 + \text{Yb}_2\text{O}_3$) на энергетику процесса СВС. Также установлено, что при увеличении доли Yb_2O_3 в шихте скорость горения возрастает от 0.3 до

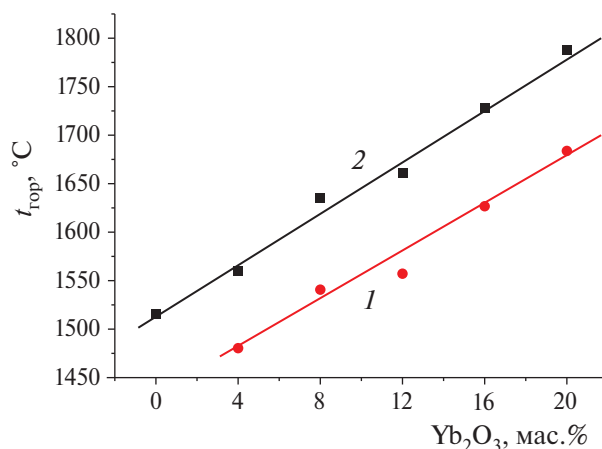


Рис. 2. Влияние содержания оксида иттербия в шихте на температуру горения: 1 – 21, 2 – 23 мас.% Si.

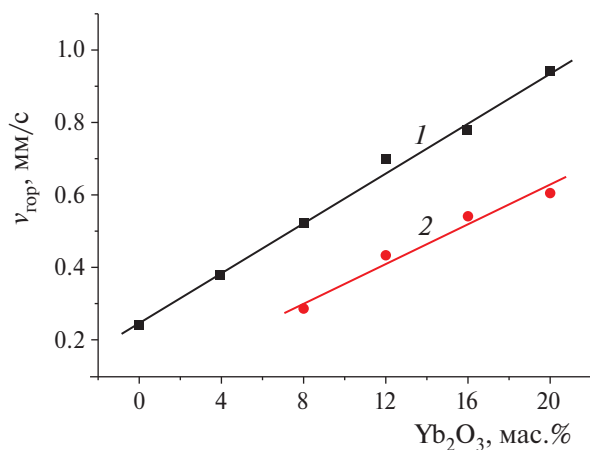


Рис. 3. Влияние содержания оксида иттербия в шихте на скорость горения: 1 – 23, 2 – 21 мас.% Si.

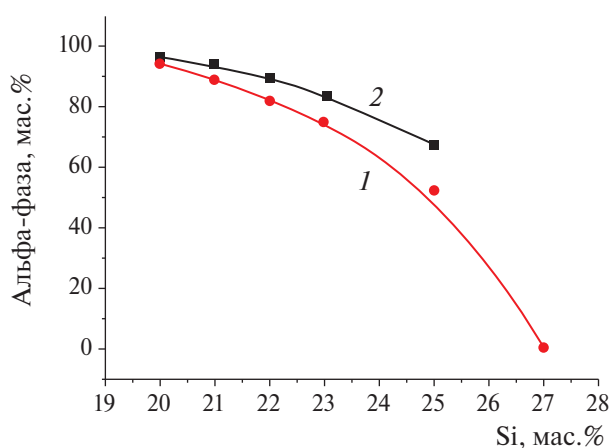


Рис. 4. Влияние содержания кремния в шихте на содержание альфа-фазы в продукте синтеза: 1 – 16, 2 – 12 мас.% Yb_2O_3 .

0.9 мм/с в зависимости от содержания кремния в шихте (рис. 3). Это можно объяснить ростом температуры горения.

Изучено влияние состава шихты на содержание альфа-фазы нитрида кремния в продукте синтеза. Для качественного спекания нитрида кремния содержание альфа-фазы должно быть не менее 90 мас.% [17]. Установлено, что с увеличением доли кремния в шихте содержание альфа-фазы снижается (рис. 4). Из рис. 4 видно, что наиболее оптимальное содержание кремния в шихте составляет 21–22 мас.%. При увеличении доли Yb_2O_3 в шихте содержание альфа-фазы также снижается (рис. 5), что обуслов-

лено значительным ростом температуры горения.

Зависимость содержания альфа-фазы в продукте синтеза от температуры горения показана на рис. 6. Видно, что основное влияние на содержание альфа-фазы оказывает температура горения реакционной шихты. Влияние содержания оксида иттербия 12 и 16 мас.% на количество альфа-фазы незначительно и заметно лишь при сравнении концентраций 4 и 16 мас.%. Содержание альфа-фазы для 4 мас.% Yb_2O_3 составляет 98.3 мас.% при температуре 1540°C, а для 16 мас.% Yb_2O_3 – 94.0 мас.% при температуре 1570°C.

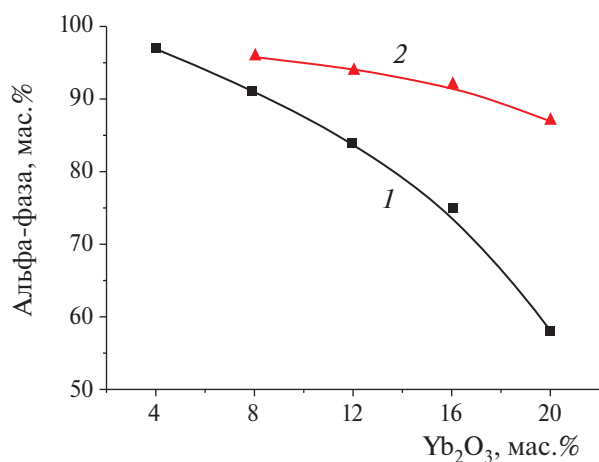


Рис. 5. Влияние содержания оксида иттербия в шихте на содержание альфа-фазы в продукте синтеза: 1 – 23, 2 – 21 мас.% Si.

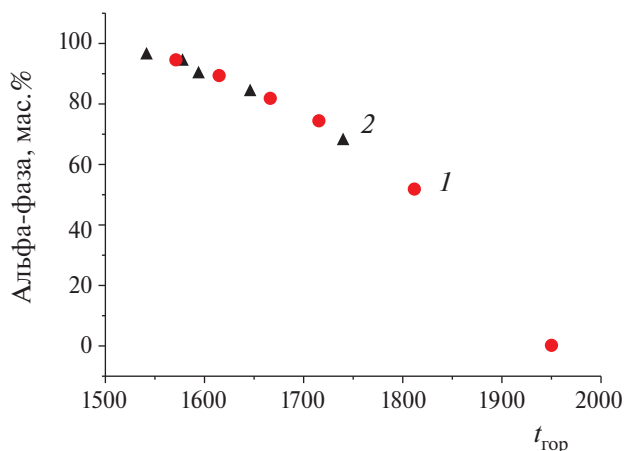


Рис. 6. Влияние температуры синтеза на содержание альфа-фазы в продукте: 1 – 16, 2 – 12 мас.% Yb_2O_3 .

При измерении температур горения установлено, что по вертикальному сечению горячей шихты формируется градиент температур между центральной областью и поверхностью шихты, величина которого составляет 150–300°C. Наличие градиента обусловлено низкой скоростью горения (0.3–0.9 мм/с) и сильным теплоотводом в объем реактора. Установлено, что в приповерхностном слое температура горения минимальна и составляет от 1400 до 1600°C в зависимости от содержания кремния и оксида иттербия в шихте. Температуры горения, указанные на рис. 1, были измерены в центральной области шихты. Наличие градиента температур обуславливает неоднородное содержание альфа-фазы по вертикальному сечению спека. Так, в приповерхностном слое толщиной 5 мм содержание альфа-фазы составляет 98 мас.% при 20 мас.% кремния в шихте и снижается до 76 мас.% при 27 мас.% кремния в шихте. В центральной части содержание альфа-фазы снижается от 96 до 0 мас.%. При уменьшении доли кремния в шихте до оптимальной (21–22 мас.%) градиент температур уменьшается, а общее содержание альфа-фазы возрастает. После измельчения и усреднения спеков содержание альфа-фазы имеет промежуточное значение между центром спека и приповерхностным слоем (рис. 7).

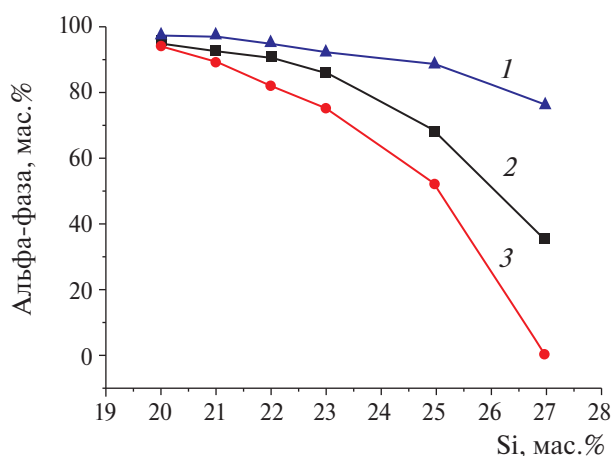


Рис. 7. Содержание альфа-фазы в образцах с 16 мас.% Yb_2O_3 и различным содержанием кремния: 1 – приповерхностный слой (5 мм), 2 – после измельчения и усреднения спека, 3 – центральная часть спека.

Фазовый состав оксидной части композиций может зависеть от количества оксида, введенного в состав реакционной шихты, и температуры синтеза. РФА оксидной составляющей показал, что при содержании 4 и 8 мас.% Yb_2O_3 и 23 мас.% Si в шихте образуется дисиликат иттербия $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ (рис. 8а, 8б). При 12 мас.% Yb_2O_3 и 23 мас.% Si в шихте помимо $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ образуется Yb_2SiO_5 (рис. 8в). При дальнейшем увеличении Yb_2O_3 в шихте до 16 и 20 мас.% в основном образуется оксинитрид кремния-иттербия $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7$ в сочетании с дисиликатом иттербия (рис. 8г, д). При этом температура горения возросла от 1550°C для 4 мас.% Yb_2O_3 до 1788°C для 20 мас.% Yb_2O_3 (рис. 2). Установлено, что пики на рентгенограмме, присущие фазе $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7$, смещены вправо относительно углов, указанных в карточке. Смещение пиков свидетельствует о нестабильности структуры. Возможны дробные коэффициенты в формуле, то есть фаза $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7$ имеет нестехиометрический состав и находится в метастабильном состоянии. При снижении доли кремния в шихте с 23 до 21 мас.% для составов с 16 и 20 мас.% Yb_2O_3 температура горения снизилась (рис. 2, кривая 1), при этом возросла интенсивность пиков альфа-фазы и $\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7$ относительно фазы дисиликата иттербия.

Установлено, что при содержании в шихте 4 мас.% оксида иттербия морфология композиции представлена частицами удлиненной и равноосной формы (рис. 9а). Удлиненные частицы имеют толщину 0.3–1 мкм и длину до 5 мкм. Размер равноосных частиц 0.5–3 мкм. Распределение оксидной фазы неоднородное, очаговое (рис. 9б). Это можно объяснить низким содержанием оксида иттербия, а также крупными частицами исходного порошка Yb_2O_3 . Оксидная фаза на фотографии выделяется ярким цветом. При увеличении содержания оксида иттербия до 8 мас.% морфология частиц нитрида кремния не изменилась, но распределение оксидной фазы стало более однородным. При 12 мас.% Yb_2O_3 наряду с удлиненными и равноосными частицами Si_3N_4 в образце обнаружено небольшое количество столбчатых кристаллов бета-фазы нитрида кремния толщиной 0.3–0.5 мкм.

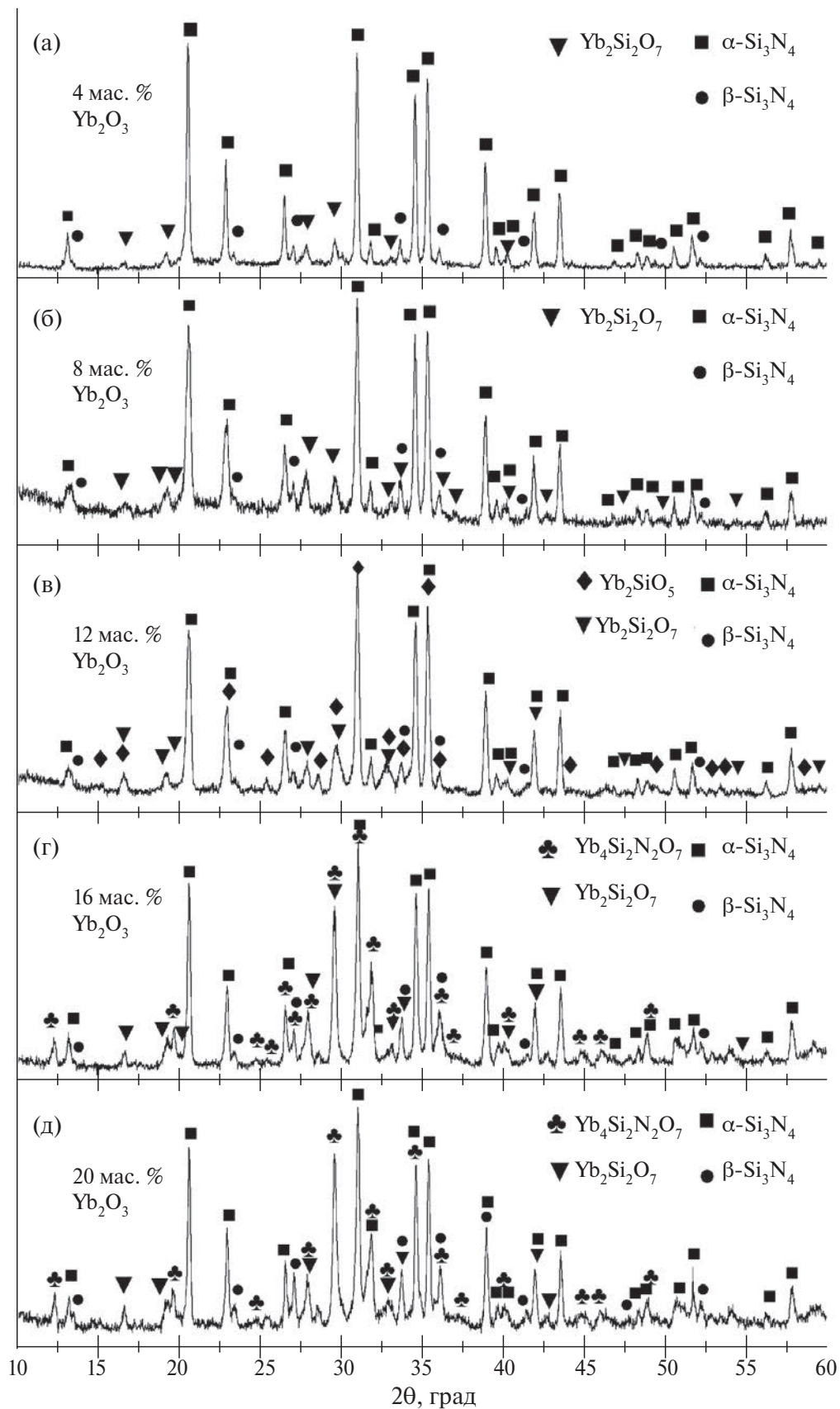


Рис. 8. Изменение фазового состава образцов в зависимости от содержания оксида иттербия в шихте.

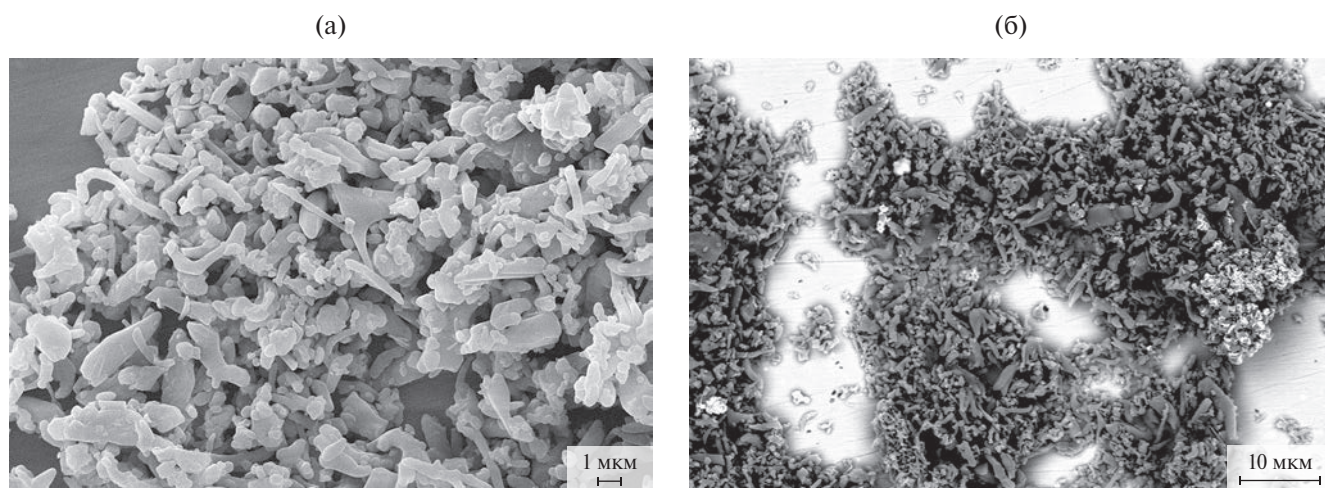


Рис. 9. Морфология частиц композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной при содержании в шихте 4 мас.% Yb_2O_3 : а – размер и форма частиц, б – распределение оксидных фаз иттербия.

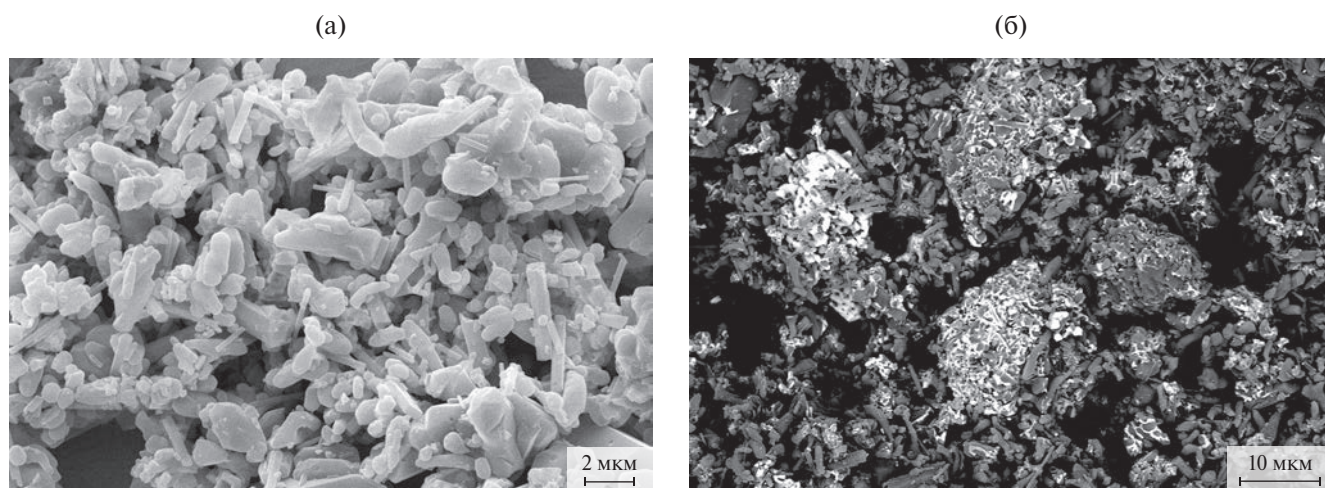


Рис. 10. Морфология частиц композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной при содержании в шихте 12 мас.% Yb_2O_3 : а – размер и форма частиц, б – распределение оксидных фаз иттербия.

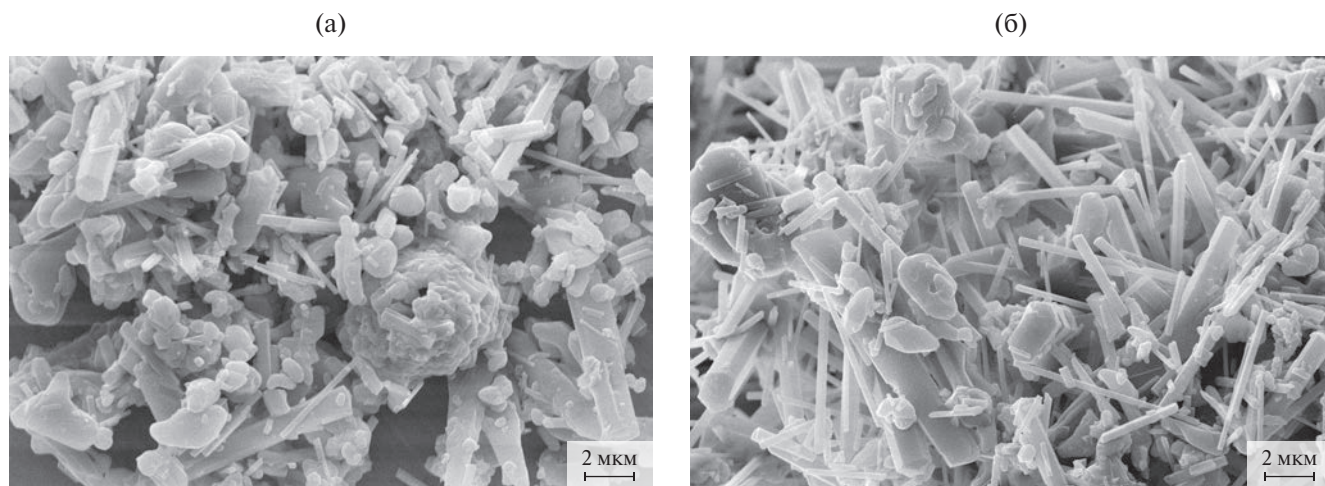


Рис. 11. Морфология частиц композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной из шихты с 23 мас.% кремния при содержании 16 (а), 20 мас.% Yb_2O_3 (б).

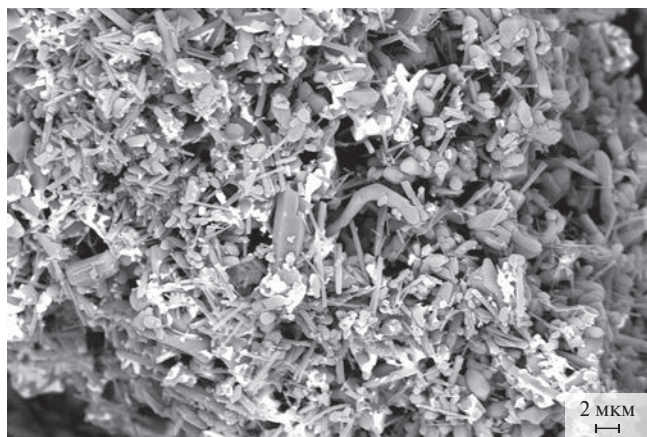


Рис. 12. Распределение оксидных фаз иттербия в композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной из шихты с 23 мас.% кремния и 16 мас.% Yb_2O_3 .

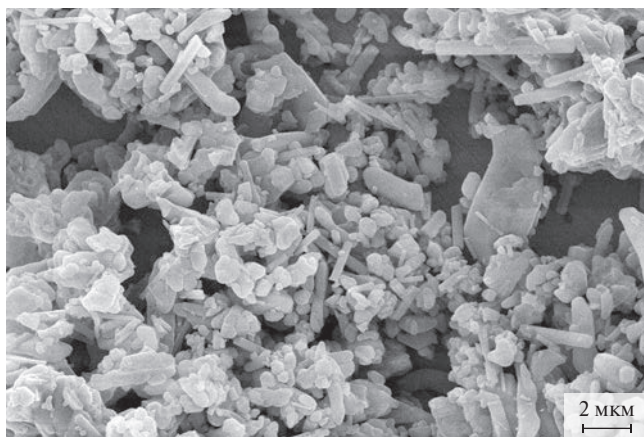


Рис. 13. Морфология частиц композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной из шихты с 21 мас.% кремния и 20 мас.% Yb_2O_3 .

и длиной до 4 мкм (рис. 10а). Также в образце формируются конгломераты из частиц нитрида кремния, объединенные оксидной фазой (рис. 10б).

Морфология частиц композиции полученной из шихты с 16 мас.% Yb_2O_3 и 23 мас.% кремния, представлена частицами равноосной формы и столбчатыми кристаллами (“усами”) бета-фазы нитрида кремния. Размер кристаллов $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ изменяется в широком диапазоне: толщина от 0.2 до 2 мкм, длина до 12 мкм. Частицы равноосной формы, характерные для $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, имеют размер 0.5–2 мкм (рис. 11а). При 20 мас.% Yb_2O_3 и 23 мас.% кремния в шихте количество кристаллов бета-фазы нитрида кремния

значительно возросло (рис. 11б). Также установлено, что увеличение доли Yb_2O_3 привело к однородному распределению оксидных фаз иттербия (рис. 12).

На рис. 13 показана морфология композиционного порошка с 20 мас.% Yb_2O_3 после оптимизации состава шихты. Видно, что образец, синтезированный при температуре 1620°C, состоит из частиц равноосной формы размером до 3 мкм и частиц удлиненной формы толщиной до 1 мкм и длиной до 3 мкм. Кристаллы $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ отсутствуют. Распределение оксидных фаз однородное (рис. 14).

Чтобы получить порошок, пригодный для спекания, спеки предварительно измельчали в шаровой мельнице в течение 1 ч, а затем проводили диспергирование и классификацию на струйной мельнице. Таким образом были получены композиционные порошки с удельной поверхностью 3.7–4.2 м²/г и средним размером частиц 1.7–2.3 мкм (рис. 15а). Видно, что в процессе диспергирования не происходит разрушения отдельных кристаллитов нитрида кремния, а только расщепление конгломератов на отдельные частицы. Для увеличения дисперсности порошков проведено измельчение в аммиачной воде в шаровой мельнице шарами из диоксида циркония в течение 24 ч. В результате получены порошки с удельной поверхностью 7.4–9.6 м²/г и средним размером частиц 1 мкм (рис. 15б) с равномерным распределением оксидных фаз (рис. 15в).

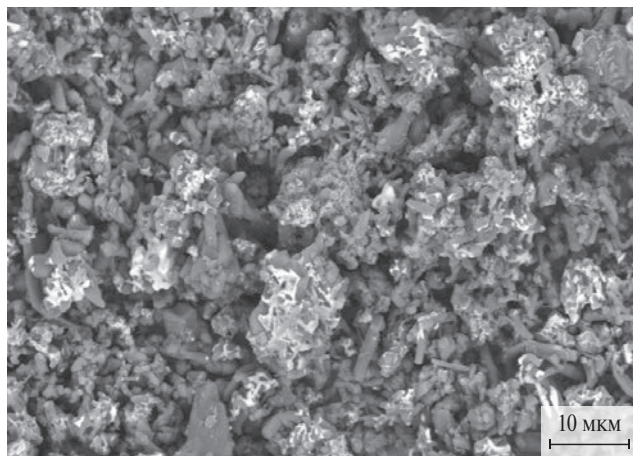


Рис. 14. Распределение оксидных фаз иттербия в композиции $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, полученной из шихты с 21 мас.% кремния и 20 мас.% Yb_2O_3 .

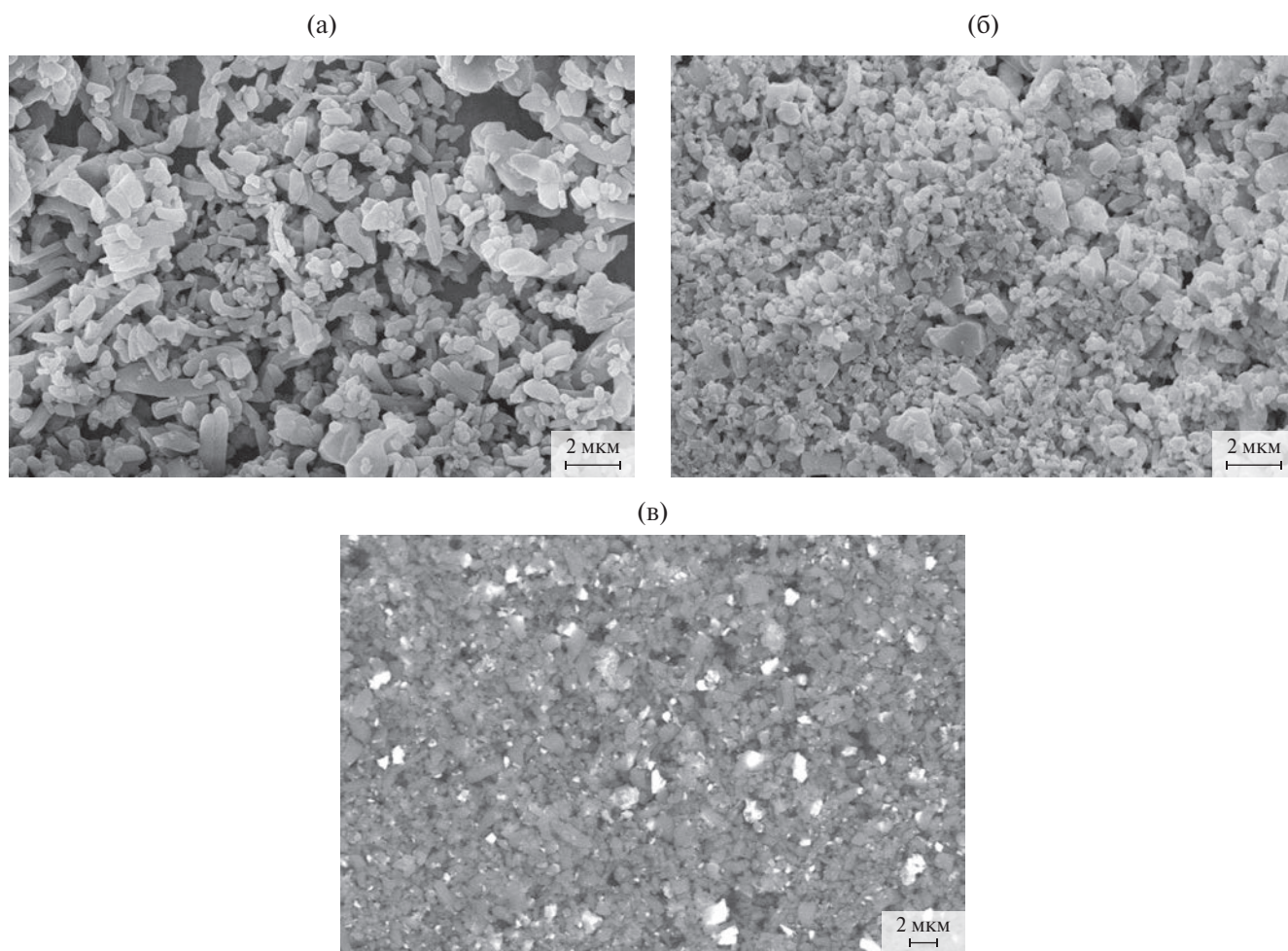


Рис. 15. Морфология частиц образца $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-Yb}_2\text{O}_3$ с 16 мас.% Yb_2O_3 : а – после диспергирования на струйной мельнице, б – после измельчения в аммиачной воде; в – распределение оксидной фазы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены исследования по синтезу материалов $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-Yb}_2\text{O}_3$ с содержанием оксида иттербия 4, 8, 12, 16 и 20 мас.% методом СВС. Экспериментально определено, что оптимальное содержание кремния в шихте при синтезе образцов с 4–12 мас.% Yb_2O_3 составляет 23 мас.%, с 16–20 мас.% Yb_2O_3 – 21 мас.%. Показано, что оксид иттербия повышает энергетику процесса синтеза.

Разработана методика синтеза композиций на основе альфа-фазы нитрида кремния методом СВС в промышленном реакторе. Установлено, что наиболее оптимальный фазовый и химический состав композиций достигается при температуре синтеза не более 1650°C . При содержании Yb_2O_3 в шихте 16 мас.% и более вторичная фаза формируется в основном в виде оксинитрида

$\text{Yb}_4\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}_7$. Изготовлены композиционные порошки $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-Yb}_2\text{O}_3$ с 12 и 16 мас.% Yb_2O_3 со средним размером частиц 1 мкм и содержанием альфа-фазы более 90 мас.%.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено с использованием оборудования Распределенного центра пользователей Федерального государственного бюджетного учреждения науки “Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова” Российской академии наук.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-23-00085, <https://rscf.ru/project/24-23-00085/>.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Heinrich J.D., Krüner H.* Silicon nitride materials for engine applications // CFI, Ceram. Forum Int. 1995. V. 72. № 4. P. 167–174.
2. *Klemm Hagen.* Silicon Nitride for High-Temperature Applications // J. Am. Ceram. Soc. 2010. V. 93. № 6. P. 1501–1522.
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03839.x>
3. *Strobla S., Lube T., Supancic P., Stoiser M., Schöpl O., Danzer R.* Mechanical properties of silicon nitride rolling elements in dependence of size and shape // J. Eur. Ceram. Soc. 2014. V. 34. P. 4167–4176.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.06.029>
4. *Berroth K.* Silicon nitride ceramics for product and process innovations // Adv. Sci. Technol. 2005. V. 65. P. 70–77.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AST.65.70>
5. *Ивахненко Ю.А., Варрик Н.М., Максимов В.Г.* Высокотемпературные радиопрозрачные керамические композиционные материалы для обтекателей антенн и других изделий авиационной техники (обзор) // Тр. ВИАМ. 2016. № 5 (41). С. 36–43.
<https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-5-6-6>
6. *Chihara K., Hiratsuka D., Shinoda Y., Akatsu T., Wakai F., Tatami J. et al.* High-temperature compressive deformation of β -SiAlON polycrystals containing minimum amount of intergranular glass phase // Mater. Sci. Eng., B. 2008. V. 148. P. 203–206.
<https://doi.org/10.1016/j.mseb.2007.09.008>
7. *Meléndez-Martínez J., Domínguez-Rodríguez A.* Creep of silicon nitride. // Mater Sci. 2004. V. 49. № 1. P. 19–107.
[https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(03\)00020-3](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00020-3)
8. *Tanabe S., Hirao K., Soga N.* Elastic properties and molar volume of rare-earth aluminosilicate glasses // J. Am. Ceram. Soc. 1992. V. 75. № 3. P. 503–509.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb07833.x>
9. *Матюха В.А., Матюха С.В.* Оксалаты редкоземельных элементов и актиноидов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: ИздАт, 2008. 608 с. ISBN 978-5-86656-226-8.
10. *Wang L., Roy S., Sigmund W., Aldinger F.* In situ Incorporation of Sintering Additives in Si_3N_4 Powder by a Combustion Process // J. Eur. Ceram. Soc. 1999. V. 19. P. 61–65.
<https://doi.org/10.1002/chin.199915293>
11. *Ткачева И.И.* Горячепрессованная керамика из ультрадисперсных композиционных порошков // Огнеупоры. 1994. № 2. С. 13–20.
12. *Закоржевский В.В., Боровинская И.П., Чевыкалова Л.А., Келина И.Ю.* Особенности синтеза композиций α - Si_3N_4 -($\text{MgO}, \text{Y}_2\text{O}_3$) в режиме горения // Порошковая металлургия. 2007. № 1/2. С. 10–14.
<https://doi.org/10.1007/s11106-007-0002-z>
13. *Чевыкалова Л.А., Келина И.Ю., Михальчик И.Л., Плясункова Л.А., Аракчеев А.В., Закоржевский В.В., Лорян В. Э.* Керамический материал на основе отечественных композиционных порошков нитрида кремния, полученных методом СВС // Новые огнеупоры. 2014. № 10. С. 31–36.
<https://doi.org/10.17073/1683-4518-2014-10-31-36>
14. *Zakorzhewski V.V., Sharivker S.Yu., Borovinskaya I.P., Ignatieva T.I., Sachkova N.V.* Specific Features of Self-Propagating High-Temperature Synthesis of the $\text{AlN-Y}_2\text{O}_3$ System and Some Properties of the Final Products // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 1999. V. 8. № 2. P. 165–176.
15. *Pampuch R., Lis J., Stoberski L., Ermer E.* Improvement Sinterability and Microstructure of Covalent Ceramics by Solid Combustion Synthesis // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 1993. V. 2. № 3. P. 49–55.
16. *Park Hyounghoon, Kim Hyoun-Ee, Niihara Koichi.* Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Si_3N_4 with Yb_2O_3 as a Sintering Additive // J. Am. Ceram. Soc. 1997. V. 80. № 3. P. 750–756.
<https://doi.org/10.1002/chin.199725011>
17. *Андреевский Р.А., Спивак И.И.* Нитрид кремния и материалы на его основе. М.: Металлургия, 1984. 137 с.