А. В. Берш¹ (⊠), д. х. н. А. В. Беляков², Д. Ю. Мазалов¹, д. т. н. С. А. Соловьёв¹, д. т. н. Л. В. Судник¹, к. т. н. А. В. Федотов¹ ¹ ФГБНУ «Всероссийский научно-исследовательский технологический институт ремонта и эксплуатации машинно-тракторного парка» (ФГБНУ ГОСНИТИ), Москва, Россия

² ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет имени Д. И. Менделеева», Москва, Россия

УДК 666.762.1:[661.862.222: 661.682.232

ФОРМОВАНИЕ И СПЕКАНИЕ НАНОПОРОШКОВ БЁМИТА И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Проведено исследование формования и спекания наноструктурных порошков Al₂O₃ и бёмита, полученного гидротермальным синтезом из порошков алюминия. Формование заготовок (green body) проводили методами экструзии, статического и взрывного прессования с последующим высокотемпературным спеканием. Применение взрывного прессования повышало плотность сырца, снижало температуру образования α-Al₂O₃, активировало спекание, повышало эксплуатационные свойства керамики.

Ключевые слова: оксиды и гидроксиды алюминия, бёмит, наноструктурное состояние, статическое и взрывное прессование, формование, спекание, плотность.

введение

лучшение эксплуатационных характеристик и узкие экологические рамки определяют сложный комплекс требований, который предъявляют в настоящее время к изделиям, получаемым из керамики. Для достижения высоких характеристик создают новые материалы и технологии их получения, важнейшими из которых являются наноматериалы и нанотехнологии. Возрастает интерес к наноразмерным порошкам тугоплавких соединений, в том числе гидроксида и оксида алюминия, благодаря обширным областям их применения. По сравнению с обычными порошками микронного размера нанопорошки обладают большей адгезионной и аутогезионной активностью, что повышает склонность к агрегированию и создает проблемы при получении из них керамических изделий [1, 2]. Серьезной проблемой является формование и спекание изделий из нанопорошков, без ее решения наночастицы даже с отличными индивидуальными свойствами очень сложно превратить в плотную нанокерамику.

Цель данного исследования — изучение процессов формования заготовок из нанопорошков моногидроксида и оксида алюминия методами экструзии, статического одноосновного и импульсного прессования и их высокотемпературного спекания.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Моногидроксид алюминия (бёмит) получали гидротермальным синтезом из порошка алюминия

> ⊠ А. В. Берш E-mail: a.bersh@mail.ru

[3]. Метод заключается в том, что из мелкодисперсного алюминия (размером частиц до 20 мкм) готовят суспензию в воде. Суспензию распыляют в реактор, в котором при околокритических параметрах воды в поверхностных слоях частиц алюминия происходит образование новой фазы (гидроксида алюминия) с увеличением объема в 2 раза. Благодаря этому при возрастании механических напряжений на границе фаз выше критических происходит отрыв новообразований от частиц алюминия. В результате частицы алюминия превращаются в нанокристаллический бёмит AlOOH (размер до 50 нм). Метод гидротермального синтеза позволяет практически за одну технологическую операцию получить нанопорошок с одновременным получением водорода и тепла, без образования побочных продуктов и сточных вод. Чистота продукта может достигать 99,9 % и определяется чистотой исходных порошков алюминия и воды. В порошкообразном виде нанокристаллический бёмит и продукты его термообработки оказались ценными добавками для модифицирования свойств самых разных материалов [4, 5]. Характеристики бёмита и нанопорошков оксида алюминия, полученных прокаливанием исходного порошка бёмита, приведены в табл. 1.

Размер кристаллов определяли на рентгеновском дифрактометре XRD-6000 по величине области когерентного рассеивания (ОКР) из данных по изменению формы профиля дифракционного отражения [6, 7], размер частиц — на сканирующем зондовом микроскопе «Solver Next» полуконтактным методом. Разрешение, достигаемое с помощью микроскопа «Solver Next», равно радиусу острия используемого зонда (10 нм).

Удельную поверхность определяли методом низкотемпературной адсорбции азота на анали-

Таолица 1. ларактеристики используемых алюмооксидных порошков и оемита					
Порошок	Удельная поверхность м ² /г	Средний размер	Размер	Фазовый состав	Агломерированность
Бёмит, полученный гидротер-	70,2	160	31,2	γ-AlOOH	Сильная
мальным синтезом Нанопорошок оксида алюминия					
из бёмита, прокаленного при температуре, °C:					
500	110,4	75	7,3	γ -Al ₂ O ₃	Слабая
800	65,4	78	9,0	γ -Al ₂ O ₃	Сильная
1100	24,7	100	29,8	γ -Al ₂ O ₃ , α -Al ₂ O ₃	»

Таблица 1. Характеристики используемых алюмооксидных порошков и бёмита

заторе удельной поверхности AUTOSORB-1 [8], объем пор и средний радиус пор — методом Дубинина – Астахова и ВЈН [9].

Твердость материала образцов определяли методом индентирования в соответствии с ГОСТ 2999-75 при нагрузках 613, 809,1 и 931,7 Н и времени выдержки 15 с [10]. Определение твердости керамических образцов проводили на приборе ИТ 5010. На каждом образце ставилось по 5 отпечатков с каждой нагрузкой.

Образцы из порошка бёмита формовали экструзией, одноосным статическим и импульсным прессованием. Для экструзии порошок предварительно перемешивали с водой в мешалке «Вернера» (Z-образный смеситель) с добавлением азотной кислоты в качестве пептизатора (1,5 мл на 100 г порошка бёмита). Влажность массы составляла 26–27 %. Заготовки формовали на лабораторном одношнековом экструдере. Диаметр отверстия фильеры составлял 5 мм. В массу для статического одноосного прессования вводили связующее (КМЦ). Влажность массы составляла 11–13 %.

Взрывное прессование осуществляли на установках класса ГДМ (гидродинамические машины) и УГП (установки гидровзрывного прессования), работающие на взрывчатых веществах (ВВ) [11, 12]. Взрывное прессование относится к динамическим методам формования, позволяющим преодолеть силы адгезионного сцепления, особенно значимые для наночастиц с их высокоразвитой поверхностью, и при одинаковом давлении достичь большей плотности компактных образцов, чем в условиях статического прессования [13].

Гидродинамическое прессование проводили на машине ГДМ-190 (рис. 1). Машину приводит в действие пороховой заряд метательных артиллерийских взрывчатых веществ, энергия горения которых в замкнутом объеме идет на импульсное сжатие и формование порошковых сред через жидкую передающую среду (воду). Порошок помещали в металлическую оболочку, которую вакуумировали и герметизировали.

Отличительной особенностью метода взрывного прессования от метода гидродинамического прессования является возможность создания более высоких (десятки гигапаскалей) давлений воздействием более сильных ударных волн за



Рис. 1. Внешний вид гидродинамической установки ГДМ-190 (*a*) и ее принципиальная схема (*б*). *a*: 1 — верхний цилиндр; 2 — пороховой заряд; 3 — поршень; 4 — оснастка с порошком; 5 — контейнер; 6 — рама; 7 — передвижной стол; *б*: 1 — электромагнит; 2 — ударный механизм; 3 затвор; 4 — капсюль; 5 — пороховой заряд; 6 — поршень; 7 — контейнер; 8 — порошок; 9 — сенсор давления

счет использования бризантных ВВ. Уровень давлений зависит от вида взрывчатого вещества и для бризантных ВВ может достигать 9–11 и 15–17 ГПа в зависимости от направления взрыва. В этом случае для изготовления зарядов применяли порошкообразный аммонит 6 ЖВ с насыпной плотностью 103 кг/м³ и скоростью детонации от 2000 до 4500 м/с. Контактное давление на границе продуктов детонации с пуансоном определяли из выражения:

$$P_{\rm m} = 0,188 \,\rho_0 V_{\rm m}^2,\tag{1}$$

где *P*_д — контактное давление; ρ₀ — плотность BB; *V*_д — скорость детонации BB.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Нагревание экструдированных заготовок (экструдатов) из бёмита сопровождается разложением бёмита около 500 °С с образованием безводных форм оксида алюминия [14]. При этой температуре наблюдается максимальное значение удельной поверхности. Дальнейшее повышение температуры до 900 °С приводило к росту прочности за счет диффузии в приповерхностных областях частиц, а затем при дальнейшем повышении температуры и за счет диффузии в объеме частиц (табл. 2). Поэтому при нагревании до 900 °С усадка и пористость оставались практически без изменений, так как приповерхностная диффузия практически не приводила к изменению суммарного объема пор. Вместе с тем может происходить коагуляция (коалесценция) пор, когда объем крупных пор увеличивается за счет уменьшения количества мелких. Более плотные области заготовки (области локальных уплотнений) начинают спекаться и размер пор в них уменьшается [15]. При этом в областях, расположенных между локальными уплотнениями, поры растут.

При всех температурах выше 500 °C в керамике происходит рост кристаллов, но до 1300 °C средний размер частиц не выходит за пределы наноразмеров (см. табл. 2). Открытые поры, располагающиеся между наночастицами, имеют размеры на порядок меньше окружающих их частиц, т. е. имеют наноразмеры (табл. 3). Поэтому керамика является не только нанокристаллической, но и нанопористой. При измерении пористости обычно применяют методы, основанные на определении общей поверхности открытых пор. Самый большой вклад в общую поверхность вносят нанопоры. Поэтому, несмотря на присутствие из-за коалесценции пор микронного размера, средний размер пор оказывается наноразмерным.

Наличие межкристаллических границ и поверхности пор в спекаемом образце существенно влияет на процесс коагуляции пор. Диффузия атомов по межкристаллическим границам и поверхности пор происходит во много раз быстрее диффузии по объему кристалла. Чем меньше размеры частиц порошка, тем гуще сетка межкристаллических границ и быстрее должен происходить процесс коагуляции. С повышением температуры происходит рост кристаллов, и густота сетки границ уменьшается. Это должно бы уменьшить общий диффузионный массоперенос по границам кристаллов. Однако повышение температуры уве-

Таблица 2. Характеристика керамических образцов из заготовок, полученных с использованием экструзии

Поторололи	Температура обработки, °С			
Показатели	500	900	1300	
Пористость, %	58,2	57,9	48,5	
Усадка, %	0,0	0,0	8,9	
Прочность на раздавливание	10	13	51	
по образующей (диаметраль-				
ное сжатие) [16, 17], МПа				
Размер кристаллов, нм	5,3	10,2	80,6	

личивает диффузионные потоки по межкристаллическим границам и поверхности пор настолько, что это превышает негативное влияние уменьшения густоты сетки границ. Поэтому с повышением температуры коагуляция пор возрастает.

Повышенная пористость образцов объясняется большим уменьшением массы и объема при фазовых превращениях бёмита в конечную фазу α-Al₂O₃. В результате суммарные объемные изменения могут достигать 36 %. Формование экструзией широко используют при изготовлении катализаторов и носителей катализаторов, которые обычно являются высокопористыми материалами. Благодаря мелкокристаллической структуре образцы имеют достаточно высокую прочность. Применение бёмитных порошков перспективно и для создания мембранных слоев вследствие их наноразмеров и высокой химической стойкости оксида алюминия. Высокопористые материалы, изготовленные из бёмита, могут служить в качестве высокотемпературной теплоизоляции.

На рис. 2 представлены зависимости общей пористости заготовок из бёмита и относительной плотности обожженных образцов, полученных при статическом и взрывном прессовании (последние точки на графике), от давления. Во всем диапазоне давлений прессования заготовок (от 50 МПа до 4 ГПа) зависимость общей пористости от давления прессования удовлетворительно описывается уравнением А. С. Бережного.

Анализ результатов исследований поровой структуры заготовок образцов из бёмита, изготовленных одноосным прессованием, позволил сде-



Рис. 2. Зависимость общей пористости $\Pi_{\text{общ}}$ прессовки и относительной плотности $\rho_{\text{отн}}$ спеченной керамики (1650 °C, 1 ч) из бёмита от давления *Р* одноосного и взрывного (последние две точки на графике) прессования

Таблица 3. Удельная поверхность и распределение пор в керамических образцах из заготовок, полученных с использованием экструзии

Экструдат (образец), термообработанный при температуре, °С	Удельная поверхность, м²/г	Параметры пор, определенных методом				
		Дубинина – Астахова		BJH [8]		
		объем пор, см³/г	средний радиус пор, нм	объем пор, см³/г	средний радиус пор, нм	
500	119,4	0,129	1,25	0,134	1,83	
1300	8,1	0,013	1,52	0,032	2,4	

лать вывод о том, что уже на первой стадии прессования происходит формирование структуры, характерной для каждой конкретной формовочной массы и обусловленной параметрами вязкого течения отдельных частиц. При этом с увеличением давления прессования уменьшается средний размер пор заготовок и сужается спектр распределения эффективного диаметра пор по объему образца. Структура материала становится более однородной. После спекания, в процессе которого происходят фазовые превращения с уменьшением объема и разрушение агрегатов, размер пор в образцах на порядок меньше (уменьшается с 50 нм после одноосного прессования при давлении 150 МПа до нескольких нанометров после спекания).

Нанопорошки оксида алюминия, полученного прокаливанием бёмита, уплотнялись хуже исходного порошка бёмита (см. рис. 2 и 3). Такой же результат был получен и на промышленных порошках оксида алюминия разных марок [18]. Среди нанопорошков оксида алюминия лучше уплотнялся порошок, прокаленный при 1100 °С. Частицы этого порошка крупнее, поверхность менее развита. В результате этого очевидно происходит уменьшение трения между частицами порошка при прессовании. Несмотря на различие в размерах частиц, кристаллов, удельной поверхности и фазовом составе порошков оксида алюминия, прокаленных при разной температуре, зависимость общей пористости от давления прессования также можно в первом приближении описать логарифмической зависимостью, соответствующей уравнению А.С.Бережного.

При взрывном прессовании структура заготовки мелкозернистая, более однородная, более плотная и изотропная (менее текстурированная), так как частично устраняется анизотропия, связанная с ориентировкой в расположении частиц при одноосном сжатии. Для ориентировки частицам необходимо время, а быстрота уплотнения при взрывном прессовании не предоставляет им такой возможности. Достижение более высокой плотности прессовок при взрывном прессовании по сравнению с этим показателем прессовок, изготовленных статическим методом, свидетельствует о значительном снижении сил трения между частицами порошка в условиях ударно-волнового сжатия.

Большая плотность заготовок при взрывном прессовании достигается при более мелкозернистой структуре. Сверхзвуковые колебания, распространяющиеся при взрывном прессовании порошков, длина волны которых соизмерима с размерами частиц порошков, приводят к ослаблению химических связей между частицами нано- и ультраразмерного диапазона и разрушению агломератов, что в последующем позволяет получать более плотную и мелкозернистую структуру. Агрегатам из наночастиц передается большая кинетическая энергия за очень короткий промежуток времени. Рассеять эту энергию в окружающую среду путем создания диссипативных структур прессуемая заготовка не может [19], не хватает времени. Поэтому значительная часть этой энергии идет на создание аккумулирующих структур. В прессуемой заготовке подводимая энергия в первую очередь аккумулируется на разрыв химических связей в агломератах, приводя к их разрушению. Это снижает трение между частицами (внутреннее трение) и позволяет получать более плотные заготовки. Уплотнение нанопорошков Al₂O₃ сопровождается процессами хрупкого разрушения агломератов частиц и других структурных элементов, их переукладкой, механическим зацеплением и расклиниванием. После спекания в таких образцах можно получить мелкокристаллическую структуру.

Обжиг отпрессованных взрывным прессованием заготовок из бёмита не приводит к получению плотной керамики, так же как в случае формования экструзией (см. рис. 2). Как видно на рис. 2, даже при давлении 4 ГПа и высокой относительной плотности заготовки (около 75 %) относительная плотность после спекания при 1650 °С не превышала 71 %. Причина та же — большие объемные изменения материала при переходе бёмита в α-Al₂O₃. Повышение температуры спекания (1850 °С, выдержка 1,5 ч, вакуум) увеличило относительную плотность только до 76,2 %.

Несмотря на достаточно высокие дисперсность применяемых порошков Al₂O₃, давление прессования заготовки (до 4 ГПа) и температуру обжига (до 1850 °С, вакуум), получить высокоплотную спеченную керамику не удалось (табл. 4). Промышленные порошки глинозема при бо́льших размерах частиц, меньшем давлении прессования и более низкой температуре обжига спекались до более высокой плотности [18]. Они также лучше уплотнялись при прессовании. Видимо, очень высокая активность наночастиц приводит к быстрой потере их активности за счет совершенствования структуры спекаемой заготовки и составляющих ее кристаллов и пор.



Рис. 3. Зависимость общей пористости П_{общ} заготовок от давления одноосного и взрывного (последние две точки на графике) прессования *Р* бёмита, прокаленного при различных температурах, °C: ◇ — 500; ○ — 800; × — 1100

Возможно, что поры приобретают равновесную огранку и не залечиваются при температуре спекания. В результате уплотнения до высокой плотности не происходит даже при высокой температуре обжига. В промышленных порошках активность к спеканию теряется медленнее, чем в нанопорошках. Сохранение достаточной активности к спеканию в промышленных порошках позволяет спекать их до более высокой плотности. Тем не менее повышение плотности заготовок из нанопорошков существенно повышает плотность спеченной керамики.

Микротвердость спеченных образцов высокая и достигает 15,9–16,3 ГПа. (температура прокаливания 800 и 1100 °С, давление взрывного прессования 4 ГПа, обжиг в вакууме 1,5 ч при 1800 °С). Для сравнения микротвердость керамики из промышленных порошков не превышает 13–14 ГПа.

В проведенном исследовании было установлено, что высокоэнергетическое воздействие на формовочную массу, содержащую у-Al₂O₃, приводит при спекании к снижению температуры γ →α-перехода в Al₂O₃ на 100–150 °C. При высоких сдвиговых деформациях в межчастичном пространстве происходит формирование зародышей α-Al₂O₃. Объяснением такого эффекта является быстрая упругая деформация частиц у-Al₂O₃ при ударно-волновой обработке. Очень быстро подводимая к прессуемой заготовке энергия рассеивается на тепло и аккумулируется в виде новых поверхностей (наноразмерных трещин), дислокаций и точечных дефектов. Температура в отдельных точках может повышаться до величин, необходимых для образования α-Al₂O₃. Ускорению процесса образования α-Al₂O₃ способствует возможность локального повышения давления в этих точках при взрывном прессовании. В результате за короткое время образуются зародыши α-Al₂O₃. Создание зародышей α-Al₂O₃ на стадии прессования облегчает $\gamma \rightarrow \alpha$ -переход в Al₂O₃, который происходит в наночастицах. Уменьшение объема при у→α-переходе в Al₂O₃ может достигать 14 об. %, однако благодаря наноразмерному масштабу это не приводит к образованию трещин и крупных пор, а вызывает возникновение в заготовке преимущественно мелких пор между частицами и способствует сохранению открытых пор между отдельными наночастицами.

Согласно результатам эксперимента и проведенному расчету уровня ударно-волновых нагру-

Таблица 4. Относительная плотность спеченных образцов, полученных из заготовок, отпрессованных методом взрывного прессования

Образец	Температура спекания, °С	Относительная плотность, %, образцов, спрессованных под давлением, ГПа		
		1*1	4*1	4 * ²
1	800	77,5	87,5	89,8
2	1100	81,0	86,5	90,5
*1 Обжиг при 1650 °С, 1,5 ч, воздух.				
* ² Обжиг при 1800 °С, 1,5 ч, вакуум.				

зок фазовые переходы в порошковых материалах происходят в диапазоне динамических давлений 0,5-2,5 ГПа. Образование дефектов в частицах порошка и особенно их межчастичных контактных зонах в сформированной зернисто-пористой макроструктуре изделия активирует процесс спекания, снижает его температуру и позволяет проводить процесс получения изделий из технической керамики на менее энергоемком печном оборудовании. Таким образом, высокоэнергетическое импульсное нагружение порошковых тел может быть использовано как технологический способ введения в частицы порошка при формовании заготовок точечных (вакансии и их ассоциаты), линейных (дислокации) и планарных (границы кристаллов, блоков и двойников) дефектов. При спекании эти дефекты способствуют процессам диффузионного массопереноса. обеспечивающим спекание керамики.

Для подтверждения эффективности образования затравок при взрывном прессовании нами исследован фазовый переход γ→α в Al₂O₃ при введении затравок α-Al₂O₃ в виде добавки в порошок γ-Al₂O₃. Было установлено, что кинетическое уравнение γ→α-перехода в Al₂O₃ может быть представлено в виде

$$\alpha = 1 - \exp[-(k\tau)^n], \tag{2}$$

где а — степень превращения γ -Al₂O₃ в а-Al₂O₃ за время т; k — константа скорости процесса превращения, температурная зависимость которой описывается уравнением Аррениуса; n — эмпирическая константа.

$$k = k_0 \exp(E/RT), \tag{3}$$

где k_o — предэкспоненциальный множитель; *E* — энергия активации; *T* — температура завершения γ→α-перехода в Al₂O₃.

Скорость γ→α-перехода в Al₂O₃ существенно зависела от введения в исходный порошок, состоящий из γ-Al₂O₃, частиц α-Al₂O₃, что отражается на значении кинетических параметров и понижении температуры завершения перехода (табл. 5).

Образование зародышей α-Al₂O₃ при взрывном прессовании ускоряет процесс фазового перехода и снижает его температуру. Снижение температуры γ→α-перехода в Al₂O₃ способствует сохранению в ходе нагревания высокой активности порошка к спеканию, которая необходима для создания в спеченном материале мелкозернистой структуры.

Таблица 5. Параметры кинетического уравнения γ→α-перехода в Al₂O₃ в зависимости от количества добавки затравок α-Al₂O₃

Количество добавки α-Al ₂ O ₃ , м ⁻³	Энергия активации, кДж/моль	κ ₀ , C ⁻¹	n	Температура завершения перехода, К
Без добавок	442,0	2,6 · 1013	0,10	1433
$1,8 \cdot 10^{17}$	439,0	$5,9 \cdot 10^{12}$	0,16	1415
9,2 · 1017	381,0	9,3 · 1011	0,18	1393
$2,7 \cdot 10^{19}$	352,0	$1,7 \cdot 10^{11}$	0,20	1350

50

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучено формование наноструктурного порошка бёмита, полученного гидротермальным синтезом из промышленных порошков алюминия, методом экструзии, статическим и взрывным прессованием, а также высокотемпературное спекание полученных заготовок. В результате фазовых превращений при нагревании спеченные образцы характеризуются высокой пористостью нанометрового диапазона (относительная плотность керамики не более 71 %). Полученные материалы перспективны для применения в качестве катализаторов, теплоизоляции, керамических мембран.

Уплотнение наноструктурного бёмита и нанопорошков оксида алюминия при статическом и взрывном прессовании подчиняется общим закономерностям уплотнения керамических порошков вплоть до давления 4 ГПа. Эффекта наноразмер-

Библиографический список

1. **Беляков, А. В.** Проблемы получения плотной нанокерамики / А. В. Беляков // Новые огнеупоры. — 2009. — № 4. — С. 109–115.

Belyakov, A. V. Problems in making a dense nanoceramic / A. V. Belyakov // Refractories and Industrial Ceramics. — 2009. — Vol. 50, № 2. — C. 136–141.

2. **Беляков, А. В.** Особенности внедрения наноматериалов и нанотехнологий на керамических предприятиях / А. В. Беляков // Стекло и керамика. — 2010. — № 7. — С. 7–12.

Belyakov, A. V. Introduction of nanomaterials and nanotechnologies in ceramics plants / A. V. Belyakov // Glass and Ceramics. — 2010. — Vol. 67, № 7/8. — C. 203–208.

3. Пат. 2278077 РФ. Способ получения гидроксидов или оксидов алюминия и водорода / Мазалов Ю. А., Берш А. В., Иванов Ю. Л. — № 2005121562 ; заявл. 11.07.05 ; опубл. 20.06.06.

4. Пат. 2472848 РФ. Композиция присадки к приработочному маслу для обкатки двигателя внутреннего сгорания и приработочное масло / Черноиванов В. И., Сергеев Н. Н., Дунаев А. В., Федотов А. В. — № 2011137828/04 ; заявл. 14.09.11 ; опубл. 20.01.13.

5. Пат. 2443502 РФ. Противопригарная краска для литейных форм и стержней / Черноиванов В. И., Витязь П. А., Судник Л. В., и др. — № 2010136065/02 ; заявл. 31.08.10 ; опубл. 27.02.12.

6. *Lee, M.* X-ray diffraction for materials research from fundamentals to applications / *M. Lee.* — Oakville : Apple Academic Press, Inc., 2016. — P. 282.

7. *Лиопо, В. А.* Рентгеновская дифрактометрия / *В. А. Лиопо, В. В. Война.* — Гродно, 2003. — С. 31–35.

8. ГОСТ 23401-90. Порошки металлические. Катализаторы и носители. Определение удельной поверхности. — М. : Изд-во стандартов, 1991. — 12 с.

9. *Barrett, E. P.* The determination of pore volume and area distributions in porous substances. I. Computations from nitrogen isotherms / *E. P. Barrett, L. G. Joyner, P. P. Halenda* // J. Amer. Chem. Soc. — 1951. — Vol. 73. — P. 373–380.

10. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. — М. : Изд-во стандартов, 1987, взамен ГОСТ 2999-59, введение с 01.07.1976. — 31 с. ности бёмита и получаемых из него нанопорошков оксида алюминия недостаточно для получения плотной керамики. Для повышения плотности керамики, получаемой из нанопорошков, необходимо увеличивать плотность заготовки.

Установлено, что взрывное прессование порошков, содержащих γ-Al₂O₃, приводит при спекании к снижению температуры γ→α-перехода в Al₂O₃ на 100–150 °C. Образование зародышей α-Al₂O₃ при взрывном прессовании ускоряет процесс фазового перехода и снижает его температуру, а также способствует получению более плотной керамики.

* * *

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Соглашение о предоставлении субсидии № 14.613.21.0004 от 22.08.2014 г. Уникальный идентификатор проекта RFMEFI61314X0004).

11. **Нестеренко, В. Ф.** Импульсное нагружение гетерогенных материалов / В. Ф. Нестеренко. — Новосибирск : Наука, 1992. — 200 с.

12. **Рогозин, В. Д.** Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. — Волгоград : Политехник, 2002. — 136 с.

13. *Vogler, T. J.* Grady Static and dynamic compaction of ceramic powders / *T. J. Vogler, M. Y. Lee //* Int. J. Solids and Structures. — 2007. — Vol. 44, Iss. 2. — P. 636–658.

14. **Берш, А. В.** Наноструктурные дезагрегированные порошки гидроксида и оксидов алюминия / А. В. Берш, Д. Ю. Мазалов, Р. Ю. Соловьев [и др.] // Новые огнеупоры. — 2016. — № 7. — С. 37–42.

15. **Беляков, А. В.** Локальные уплотнения при спекании керамики и воспроизводимость структуры / А. В. Беляков, Е. А. Брыгина // Стекло и керамика. — 1998. — № 10. — С. 10–13.

Belyakov, A. V. Local Compaction Areas in Sintering of Ceramics and Structural Reproducibility / A. V. Belyakov, E. A. Brygina // Glass and Ceramics. — 1998. — Vol. 55, \mathbb{N} 9. — P. 307—309.

16. ГОСТ 23775-79. Изделия углеродные. Методы определения предела прочности на сжатие, изгиб, разрыв (диаметральное сжатие). — М. : Изд-во стандартов, 2001. — 12 с.

17. *Freiman, S. W.* The fracture of brittle materials: testing and analysis / *S. W. Freiman, J. Mecholsky.* — USA : Wiley, 2012. — 183 p. (ISBN 978-0-470-15586-8).

18. **Берш, А. В.** Корундовая композиционная керамика, полученная с применением наночастиц бёмита / *А. В. Берш, А. В. Беляков, Д. Ю. Мазалов* [и др.] // Новые огнеупоры. — 2016. — № 10. — С. 52–57.

19. Беляков, А. В. Синергетический и квазихимический подходы в технологии керамики / А. В. Беляков // Стекло и керамика. — 2003. — № 9. — С. 21–27. Веlyakov, А. V. Synergetic and quasichemical

Belyakov, A. V. Synergetic and quasichemical approaches in ceramic technology (a review) / A. V. Belyakov // Glass and Ceramics. — 2003. — Vol. 60, № 9/10. — P. 274-279.

Получено 07.09.16 © А. В. Берш, А. В. Беляков, Д. Ю. Мазалов, С. А. Соловьёв, Л. В. Судник, А. В. Федотов, 2016 г.