

УДК 541.1:621.762

**В. А. ШКУРОПАТЕНКО****ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКА СОСТАВА 85 ВЕС. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 ВЕС. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  МЕТОДОМ СОВМЕСТНОГО ОСАЖДЕНИЯ**

Нанокристаллический порошок состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  синтезирован методом совместного осаждения та подальшої термообробки. Визначено фазовий склад і розміри часток порошку на різних стадіях термообробки. Після термообробки при температурі 1200 °C фазовий склад отриманого порошку представлено корундом  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  та тетрагональним оксидом цирконію  $t\text{-ZrO}_2$ , розмір часток порошку корунду  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  становить ~ 45 нм та тетрагонального оксиду цирконію  $t\text{-ZrO}_2$  ~ 35 нм. Показано взаємний вплив часток оксиду алюмінію  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та оксиду цирконію  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  на швидкість зростання порошку складу 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  при термічній обробці. Встановлено, що присутність тетрагонального оксиду цирконію після термічної обробки при 1200 °C зумовлена наявністю нанорозмірних часток отриманого порошку складу 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  та стабілізуючою дією введеного в оксид цирконію оксиду ітрію.

**Ключові слова:** нанокристалічний порошок, спільне осадження, корундо-цирконієва кераміка, рентгенофазовий аналіз, диференційно-термічний аналіз.

Нанокристаллический порошок состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  синтезирован методом совместного осаждения с последующей термообработкой. Определены фазовый состав и размеры частиц порошка на разных стадиях термообработки. После термообработки при температуре 1200 °C фазовый состав полученного порошка представлен корундом  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и тетрагональным оксидом циркония  $t\text{-ZrO}_2$ , размер частиц порошка корунда составляет ~ 45 нм и тетрагонального оксида циркония ~ 35 нм. Показано взаимное влияние частиц оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и оксида циркония  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  на скорость роста порошка состава 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  при термической обработке. Установлено, что присутствие тетрагонального оксида циркония после термической обработки при 1200 °C предопределяется наличием наноразмерных частиц полученного порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  и стабилизирующим действием введенного в оксид циркония оксида иттрия.

**Ключевые слова:** нанокристаллический порошок, совместное осаждение, корундо-циркониевая керамика, рентгенофазовый анализ, дифференциально-термический анализ.

Nanocrystalline powder of 85 wt. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 wt. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  composition was synthesized by co-precipitation followed by heat treatment process. The phase composition and particle size of the powder at various stages of the heat treatment were determined. It was shown that the size of primary particles of obtained powder after co-precipitation and thermal treatment processes at temperatures 600 and 800 °C was about 4 – 5 nm. After treatment temperature increasing to 1000 °C the size of the primary particles was grown up to 9 – 10 nm. It was demonstrated that the powder of the investigated composition is presented mainly by X-ray amorphous phase both after co-precipitation and thermal treatment processes at temperatures 600 and 800 °C during 2 hours. The temperature increasing to 1000 °C leads to more intensive crystallization and at temperature 1200 °C amorphous phase is substituted by crystalline phase. The phase composition of produced powder after heat treatment at temperature 1200 °C was presented by phases of corundum  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  and tetragonal zirconia  $t\text{-ZrO}_2$ , particle size of the powder of corundum  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  ~ 45 nm and tetragonal zirconia  $t\text{-ZrO}_2$  ~ 35 nm. The cross-coupling of alumina  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and zirconia  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  particles on speed of powder growth of 85 wt. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 wt. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  composition at heat treatment is shown. It is set that presence of tetragonal zirconia after heat treatment at 1200 °C predetermined by the presence of nanosize particles of the obtained powder of 85 wt. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 wt. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  composition and stabilized action of the yttrium oxide entered in the zirconia.

**Keywords:** nanocrystalline powder, coprecipitating, corundum-zirconia ceramics, X-ray diffraction, differential thermal analysis.

**Введение.** Алюмооксидная керамика, упроченная тетрагональным  $t\text{-ZrO}_2$ , является объектом изучения широких кругов исследователей уже более 20 лет [1 – 4].

Фазовые превращения диоксида циркония  $t\text{-ZrO}_2 \rightarrow m\text{-ZrO}_2$  позволяют создавать в корундовой керамике структуру, которая в условиях повышенных термомеханических нагрузок препятствует разрушению керамики.

Введение небольшого количества (15 вес. %) наночастиц  $\text{ZrO}_2$  в алюмооксидную матрицу увеличивает прочность при изгибе более чем на 40 % по сравнению с оксидом алюминия без добавок [5].

Эффект упрочнения становится возможным при выполнении таких условий, как ультрадисперсность

частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrO}_2$  и однородность распределения тетрагональной модификации диоксида циркония в алюмооксидной матрице.

Считается, что для сохранения тетрагонального оксида циркония размер его частиц не должен превышать критическую величину ~ 30 нм [6]. Поэтому при разработке методов синтеза прекурсора керамики системы  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  стремятся к выполнению вышеуказанных условий.

Известно, что микроструктура и, следовательно, свойства высокотехнологической керамики зависят от характеристик исходных порошков [7].

Наиболее подходящими методами синтеза нанокристаллических порошков с узким распределением частиц по размерам являются химические методы:

совместное осаждение, золь-гель, гидротермальный метод и их комбинации.

Синтезированные химическими методами гомогенные нанокристаллические порошки характеризуются высокой активностью при спекании и способствуют сохранению высокого содержания метастабильного  $t\text{-ZrO}_2$  после охлаждения [8].

Целью настоящей работы является проведение исследований по получению нанокристаллического порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  методом совместного осаждения труднорастворимых соединений с последующей термообработкой их осадков.

Твердый раствор частично стабилизированного оксида циркония соответствовал составу 94,5 вес. %  $\text{ZrO}_2$  + 5,5 вес. %  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

Изменение фазового состава и морфологию полученного наноразмерного порошка исследовали в процессе термической обработки в интервале температур 600 – 1200 °С.

**Экспериментальная часть.** Для получения методом совместного осаждения нанокристаллического порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  в качестве исходных материалов использовали нитрат алюминия ( $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ ), оксинитрат циркония ( $\text{ZrO}(\text{NO}_3)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ) и нитрат иттрия ( $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ ). Нитрат алюминия квалификации “х”, оксинитрат циркония производства ГНПО «Цирконий». Нитрат иттрия получали растворением оксида иттрия в азотной кислоте.

Совместное осаждение проводили методом обратного осаждения смеси растворов исходных солей, приготовленных в соотношениях для получения материала с необходимым составом, 25 % раствором гидроксида аммония  $\text{NH}_4\text{OH}$  (ГОСТ 3760-79). Растворение солей и осаждение проводили при постоянном перемешивании при температуре 40 – 50 °С. Осадок после отстаивания многократно промывали дистиллированной водой до  $\text{pH} \approx 7$  и сушили в сушильном шкафу при температуре 80 °С в течение 24 часов. После термической обработки высушенного порошка при температуре 600, 800, 1000 и 1200 °С (2 часа) отбирали пробы для исследований.

Дифференциально-термический анализ и термогравиметрический анализ (ДТА/ТГА) выполняли на термоанализаторе SDT Q600 V20.9 Build 20 в интервале температур 20 – 1200 °С, скорость нагрева 10 °С/мин. Фазовый состав полученного порошка определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-1,5 (излучение  $\text{CuK}_\alpha$ , никелевый фильтр). Для идентификации фаз использовали базу рентгеновских дифракционных данных ASTM.

Размер первичных частиц полученного порошка после термообработки при температуре 1200 °С рассчитывали по формуле Шеррера. Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (ПЭМ) и сканирующем электронном микроскопе JEM-7001F (СЭМ).

**Результаты и их обсуждение.** Результаты дифференциально-термического и термогравиметрического анализа порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  после сушки при температуре 80 °С в течение 24 часов представлены на рис. 1.

На кривой ДТА в интервале температур 20 – 1200 °С наблюдаются три ярко выраженных эндотермических эффекта с минимумами при 70, 330 и 685 °С, один острый экзотермический с максимумом при 235 °С и один слабо выраженный экзотермический эффект – при 920 °С.

Два первых эндотермических эффекта связаны с процессом дегидратации осадка смеси, что обусловлено удалением адсорбированной и структурно-связанной воды.

При этом происходит основная потеря веса, которая составляет более 45 % (кривая ТГА).

В интервале температур 330 – 650 °С потеря веса незначительна и составляет 5 %.

Третий эндотермический эффект при температуре 685 °С, вероятно, вызван превращением бемита  $\gamma\text{-AlOOH}$  в  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  и сопровождается резким уменьшением веса на 2,5 %.

Далее, при увеличении температуры до 1200 °С на кривой ТГА наблюдается медленное уменьшение веса (2,5 %).

Экзотермический пик при 235 °С, по-видимому, связан с кристаллизацией тетрагонального  $t\text{-ZrO}_2$  [1].

Небольшой экзотермический пик на кривой ДТА при температуре 920 °С можно отнести к началу более полной кристаллизации исследуемого материала.

Более низкую температуру кристаллизации (855,5 °С) порошков системы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{ZrO}_2$  с добавкой 25 % мол.  $\text{ZrO}_2$  наблюдали исследователи, которые использовали в качестве исходных реагентов хлорид алюминия и оксихлорид циркония [9].

Ранее, по данным РФА анализа также было показано, что порошки оксида циркония, синтезированные из  $\text{ZrO}(\text{NO}_3)_2$ , начинают кристаллизоваться при более высокой температуре по сравнению с порошками, полученными из  $\text{ZrOCl}_2$  [10].

Такое смещение в сторону более высокой температуры кристаллизации отмечается и в данном случае для порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ , синтезированного осаждением из нитратов алюминия, циркония и иттрия.

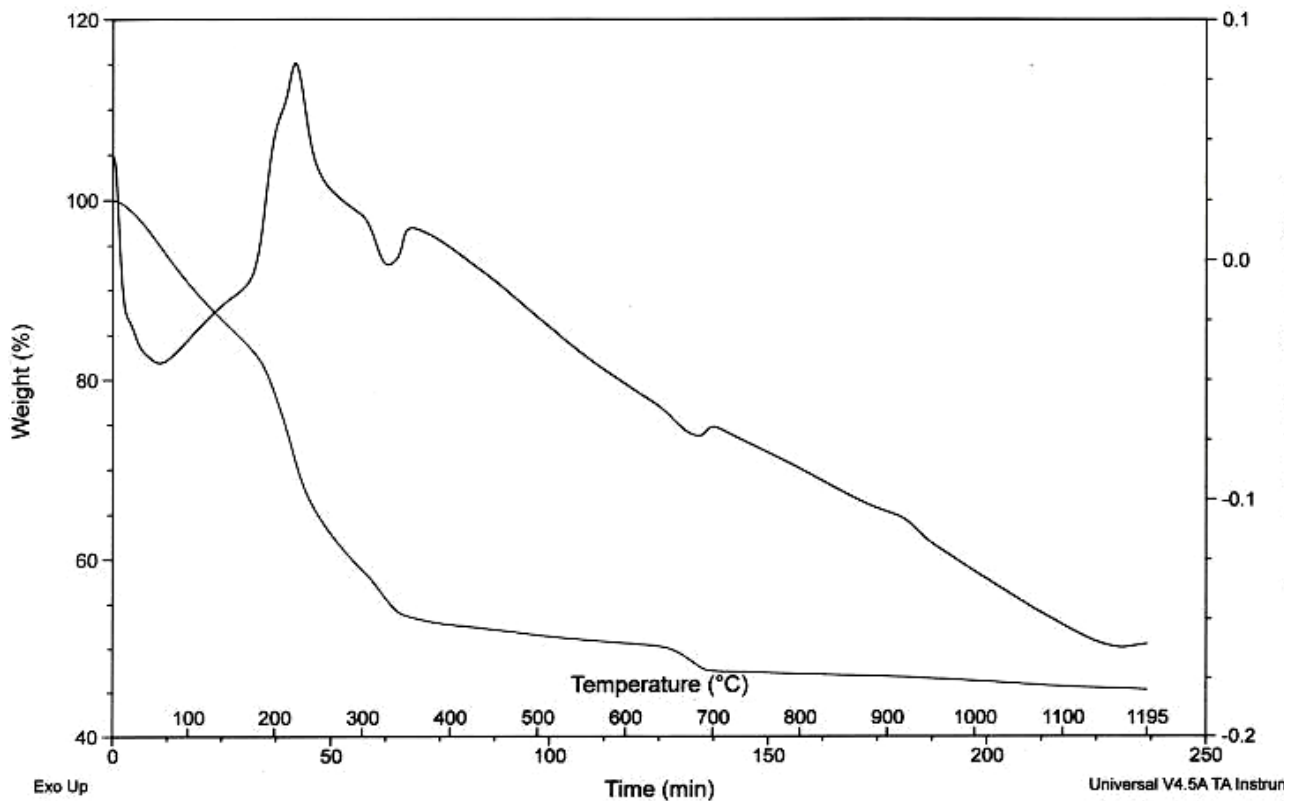


Рис. 1 – ДТА/ТГА анализ высушенного порошка состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ .

На рисунке 2 представлены дифрактограммы полученного порошка после сушки и отжига при температурах 600, 800 и 1000 °C в течение 2 часов.

Вид трех дифрактограмм указывает на то, что исследуемый материал как в исходном состоянии, так и после термообработок при 600 и 800 °C в течение 2 часов находится, в основном, в рентгеноаморфном состоянии.

На дифрактограмме исходного порошка присутствуют слабые и размытые дифракционные линии бемита  $\gamma\text{-AlOOH}$  (ASTM № 21-1307).

После обработки при температуре 600 °C на дифрактограмме порошка можно увидеть слабую линию  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  (ASTM № 34-0493).

После нагрева до 800 °C происходит фазовое превращение модификации оксида алюминия:  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

Повышение температуры обработки до 1000 °C приводит к началу более интенсивной кристаллизации порошка 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ , что хорошо согласуется с данными ДТА/ТГА анализа (рис. 1).

На фоне «галло» отчетливо наблюдаются дифракционные линии  $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$  (ASTM № 46-1215), а также менее выраженные линии  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (ASTM № 46-1212) и тетрагонального  $t\text{-ZrO}_2$  (ASTM № 42-1164).

При повышении температуры отжига до 1200 °C все аморфное вещество переходит в кристаллическое

состояние (рис. 3).

Фазовый переход по схеме, представленной в работе [11]:  $\gamma\text{-AlOOH} \rightarrow \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  (400 °C)  $\rightarrow \delta\text{-Al}_2\text{O}_3$  (800 °C)  $\rightarrow \theta\text{-Al}_2\text{O}_3$  (1000 °C)  $\rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (1200 °C) завершился полностью и на дифрактограмме присутствуют только узкие линии корунда  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и тетрагонального  $t\text{-ZrO}_2$ , что свидетельствует о высокой степени кристалличности полученного композита. Известно, что наличие кубической или тетрагональной фазы  $\text{ZrO}_2$  подтверждается присутствием пика высокой интенсивности на углах  $2\theta = 30^\circ$ . Однако, присутствие, наряду с указанным пиком, расщепленного пика на углах вблизи  $2\theta = 50^\circ$  четко демонстрирует наличие тетрагональной структуры оксида циркония [12].

После совместного осаждения и сушки размер крупных агломератов составляет 10 – 15 мкм (рис. 4а), более мелких 3 – 5 мкм, а размер первичных частиц полученного порошка 4 – 5 нм (рис. 4б). С увеличением температуры обработки до 600 °C размер агломератов практически не изменился (рис. 4в). Не изменился и размер первичных частиц при повышении температуры обработки до 800 °C (рис. 4г).

При повышении температуры обработки до 1000 °C происходит увеличение размера первичных частиц в два раза и составляет 9 – 10 нм (рис. 5б). На рис. 5б видно, что после обжига при 1000 °C первичные частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  практически сораз-

мерны. О малых значениях размера первичных частиц свидетельствуют также достаточно широкие пики на дифрактограмме порошка после отжига при температуре 1000 °С (рис. 2).

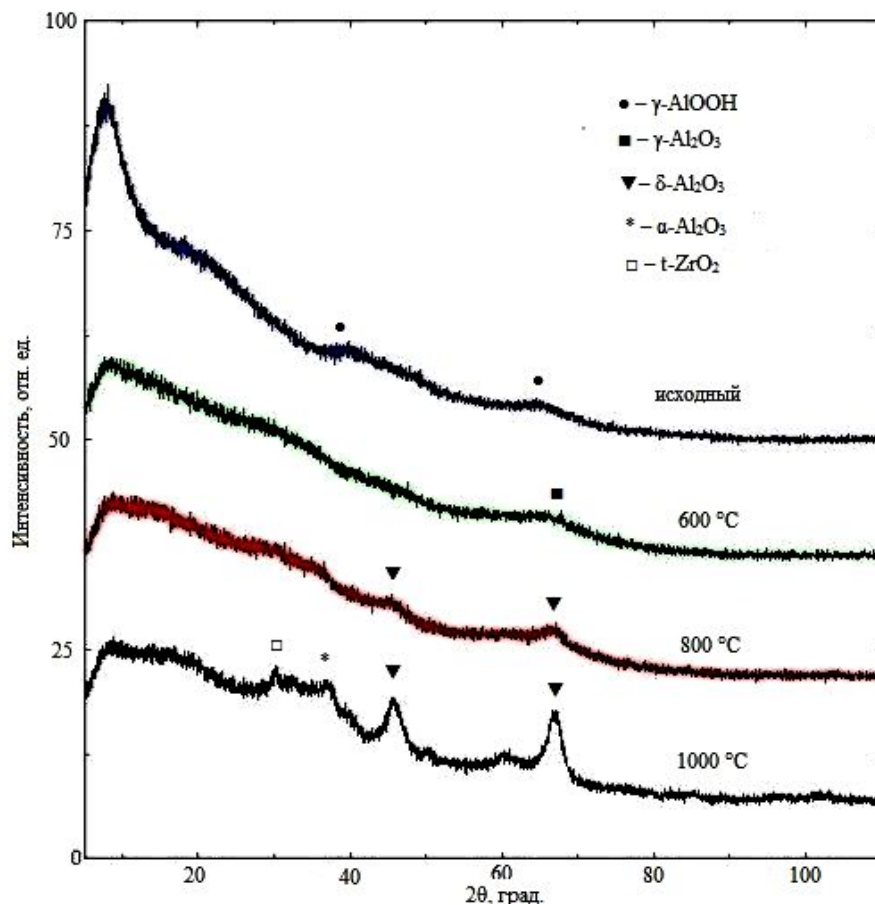


Рис. 2 – Дифрактограммы полученного порошка после сушки и термообработки при температурах 600, 800 и 1000 °С в течение 2 часов.

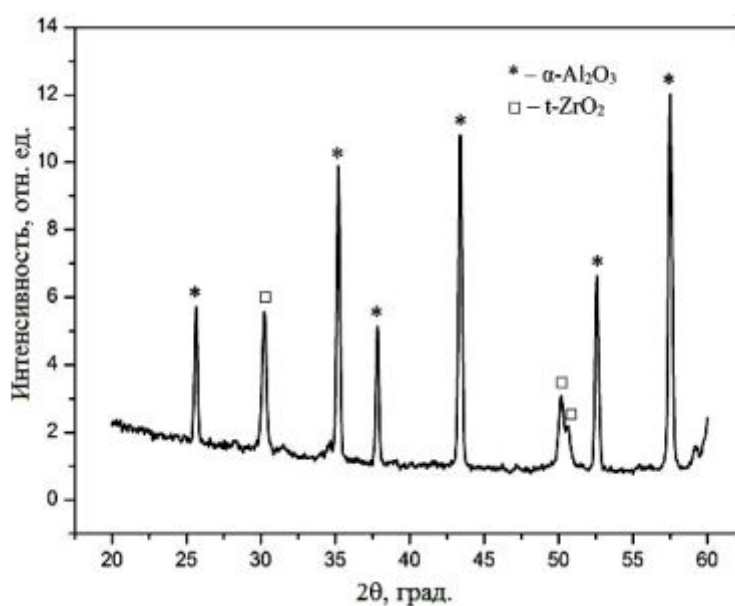


Рис. 3 – Дифрактограмма порошка состава 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  после отжига при температуре 1200 °С в течение 2 часов.

После термообработки при температуре 1200 °С в течение 2 часов сформировались крупные агломераты размером 2 – 3 мкм и мелкие ~ 200 нм.

Достаточно плотные крупные агломераты имеют преимущественно овальную форму.

Видно, что средние размеры агломератов после термообработки при температуре 1200 °С уменьшились по сравнению с исходным и обработанным при температурах 600 и 800 °С порошком.

Уменьшение размеров агломератов после обработки при температуре, при которой происходит появление  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , было замечено и авторами работы [13].

Повышение температуры обработки до 1200 °С приводит к заметному увеличению размеров первичных частиц как оксида алюминия, так и оксида циркония, что вызвано ускорением поверхностной диффузии при этих температурах.

Размеры первичных частиц, определенных с использованием формулы Шеррера,  $\alpha$ -фазы оксида алюминия составляют ~ 45 нм, что несколько выше, чем размеры первичных частиц тетрагонального оксида циркония (~ 35 нм).

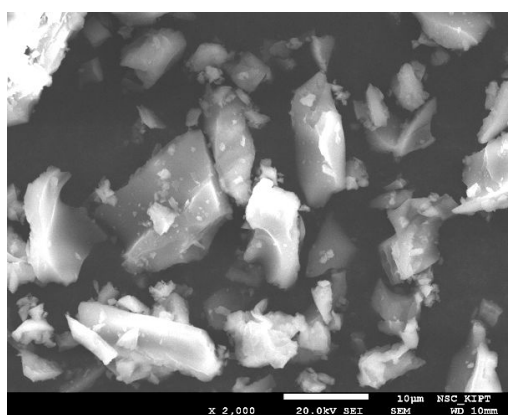
Это указывает на то, что первичные частицы оксида алюминия растут быстрее в процессе термообработки при повышенных температурах, чем первичные частицы оксида циркония.

Известно, что при температуре обработки 1200 °С наблюдается усиленный рост наночастиц оксида алюминия без добавок.

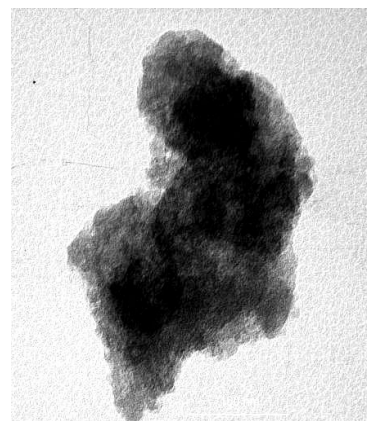
В случае термообработки частиц диоксида циркония без каких-либо добавок их заметный рост начинается уже при температуре 700 °С и при температурах 1100 – 1200 °С составляет около 100 нм, как указывалось в работе [14].

В данном случае размер первичных частиц  $t\text{-ZrO}_2$  возрастает лишь до ~ 35 нм, что подтверждает факт взаимного торможения роста частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  в процессе термической обработки порошка состава 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ .

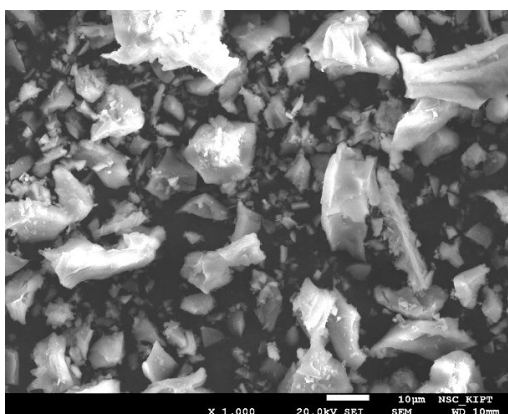
Сохранение  $t\text{-ZrO}_2$  после термической обработки при 1200 °С, по-видимому, связано как с размерным фактором, обусловленным нанокристаллическостью порошка, так и стабилизирующим действием введенного в оксид циркония оксида иттрия.



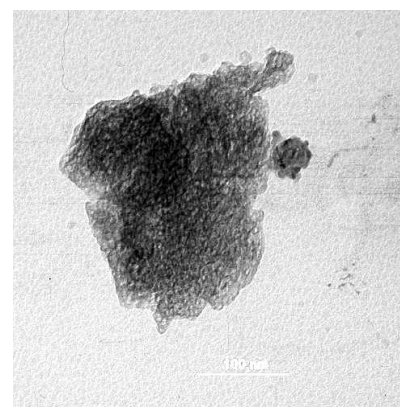
а



б

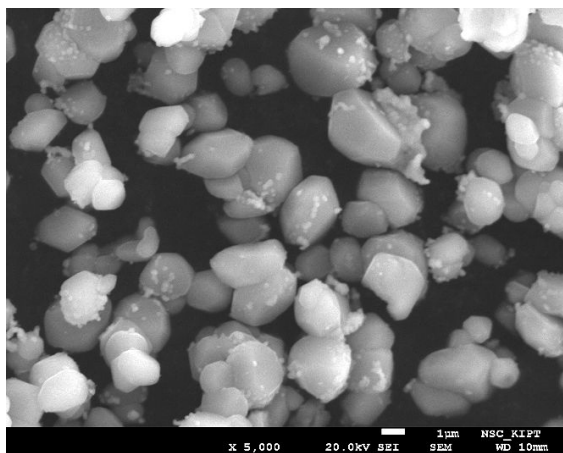


в

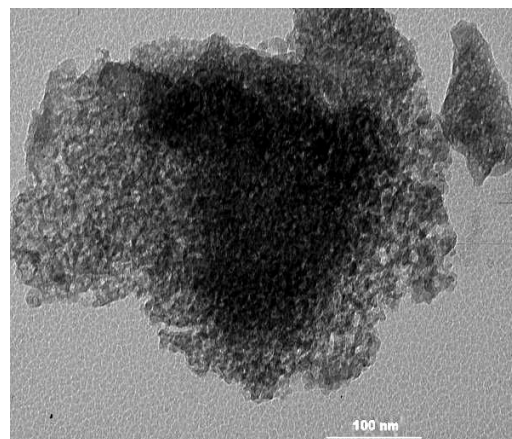


г

Рис. 4 – Микрофотографии порошка состава 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ : а – СЭМ после совместного осаждения и сушки, б – ПЭМ после совместного осаждения и сушки, в – СЭМ после обработки при температуре 600 °С, г – ПЭМ после обработки при температуре 800 °С.



а



б

Рис. 5. – Микрофотографии порошка состава 85 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ : а – СЭМ после обработки при температуре 1200 °С, б – ПЭМ после обработки при температуре 1000 °С.

Таким образом, получен нанокристаллический порошок состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ , который может быть использован для изготовления композитной керамики с повышенной прочностью.

#### Выводы.

Нанокристаллический порошок состава 85 вес. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 15 вес. %  $\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  получен методом совместного осаждения.

Определено, что размер первичных частиц полученного порошка после совместного осаждения и термообработки при температурах 600 и 800 °С составил 4 – 5 нм.

При увеличении температуры до 1000 °С размер первичных частиц увеличился до 9 – 10 нм.

Фазовый состав полученного порошка после обработки при температуре 1200 °С представлен корундом  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и тетрагональным  $t\text{-ZrO}_2$ , размер первичных частиц  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  составляет ~ 45 нм, а размер первичных частиц тетрагонального  $t\text{-ZrO}_2$  ~ 35 нм.

#### Список литературы

- Sarkar D., Adar S., Mitra N. K. *Preparation and Characterization of an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{ZrO}_2$  Nanocomposite. Part I: Powder Synthesis and Transformation Behavior During Fracture*. Composites, 2007, Vol. 38, pp. 124 – 131.
- Подзорова Л. И. Фазообразование наноразмерных прекурсоров  $t\text{-ZrO}_2$  –  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и формирование микроструктуры керамики на их основе / [Л. И. Подзорова, А. А. Ильичева, Л. И. Шворнева и др.] // Физика и химия стекла. – 2007. – Т. 33. – № 5. – С. 703 – 709.
- Lin Mei, Peilin Mai, Jiangtao Li, Kexin Chen. *Fabrication of nanostructure  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  eutectic by combustion synthesis/melt-casting under ultra-high gravity*. Materials Letters, 2010, Vol. 64, Iss. 1, pp. 68 – 70.
- Chevalier Jérôme, Gremillard Laurent, Virkar Anil V., Clarke David R. *The Tetragonal-Monoclinic Transformation in Zirconia: Lessons Learned and Future Trends*. Journal of the American Ceramic Society, 2009, Vol. 92, Iss. 9, pp. 1901 – 1920.
- Rao P. G., Iwasa M., Tanaka T., Kondoh I., Inoue T. *Preparation and mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 15 wt. %  $\text{ZrO}_2$  composites*. J. Scripta Materials, 2003, Vol. 48, pp. 437 – 441.
- Jakubus P., Adamski A., Kurzawa M., Sojka Z. *Texture of zirconia obtained by forced hydrolysis of  $\text{ZrOCl}_2$  solutions*. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2003, Vol. 72, Iss. 1, pp. 299 – 310.
- Hu M. Z., Hunt R. D., Payzant E. A., Hubbard C. R. *Nanocrystallization and Phase Transformation in Monodispersed Ultrafine Zirconia Particles from Various Homogeneous Precipitation Methods*. Journal of the American Ceramic Society, 1999, Vol. 82, Iss. 9, pp. 2313 – 2320.
- Дудник Е. В. Методы получения дисперсных порошков на основе диоксида циркония / [Е.В. Дудник, З.А. Зайцева, А.В. Шевченко и др.] // Порошковая металлургия. – 1993. – № 7. – С. 24 – 28.
- Rittidech A., Tunkasiri T. *Preparation and characterization of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 25 mol. %  $\text{ZrO}_2$  composites*. Ceramics International, 2012, Vol. 38, pp. S125 – S129.
- Петрунин В. Ф. Образование высокотемпературных фаз в наночастицах диоксида циркония / [В. Ф. Петрунин, В. В. Попов, Чжу Хуанчжи и др.] // Инженерная физика. – 2003. – № 4. – С. 2 – 6.
- Venkateswaran T., Sarkar D., Basui B. *Tribological properties of WC –  $\text{ZrO}_2$  nanocomposites*. Journal of the American Ceramic Society, 2005, Vol. 88, Iss. 3, pp. 691 – 697.
- Aruna S. T., Rajam K. S. *Mixture of fuels approach combustion synthesis of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{ZrO}_2$  nanocomposite*. Materials Research Bulletin, 2004, Vol. 39, pp. 157 – 167.
- Дудник Е. В. Влияние термической обработки на свойства нанокристаллического порошка состава 80 мас.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 20 мас. %  $\text{ZrO}_2(\text{CeO}_2, \text{Y}_2\text{O}_3)$  / [Е. В. Дудник, А. В. Шевченко, А. К. Рубан и др.] // Неорганические материалы. – 2008. – Т. 44. – № 5. – С. 586 – 591.
- Кучук И. С. Структурные превращения в нанокompозите  $\text{ZrO}_2$  –  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в процессе термической обработки / И. С. Кучук, О. В. Альмяшева // Наносистемы: физика, химия, математика. – 2012. – Т. 3. – № 3. – С. 123 – 129.



## References (transliterated)

- Sarkar D., Adar S., Mitra N. K. *Preparation and Characterization of an Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – ZrO<sub>2</sub> Nanocomposite, Part I: Powder Synthesis and Transformation Behavior During Fracture*. Composites, 2007, Vol. 38, pp. 124 – 131.
- Podzorova L. I., Il'icheva A. A., Shvorneva L. I., Kutsev S. V., Mikhailina N. A., Pen'kova O. I. *Phase transformations in t-ZrO<sub>2</sub> – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoprecursors and formation of the microstructure of related ceramic materials*. Glass Physics and Chemistry, 2007, Vol. 33, No. 5, pp. 510 – 514.
- Lin Mei, Peilin Mai, Jiangtao Li, Kexin Chen. *Fabrication of nanostructure Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub>(Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) eutectic by combustion synthesis melt-casting under ultra-high gravity*. Materials Letters, 15 January 2010, Vol. 64, Iss. 1, pp. 68 – 70.
- Chevalier Jérôme, Gremillard Laurent, Virkar Anil V., Clarke David R. *The Tetragonal-Monoclinic Transformation in Zirconia: Lessons Learned and Future Trends*. Journal of the American Ceramic Society, 2009, Vol. 92, Iss. 9, pp. 1901–1920.
- Rao P. G., Iwasa M., Tanaka T., Kondoh I., Inoue T. *Preparation and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-15 wt. % ZrO<sub>2</sub> composites*. J. Scripta Materials, 2003, Vol. 48, pp. 437-441.
- Jakubus P., Adamski A., Kurzawa M., Sojka Z. *Texture of zirconia obtained by forced hydrolysis of ZrOCl<sub>2</sub> solutions*. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, April 2003, Vol. 72, Iss. 1, pp. 299 – 310.
- Hu M. Z., Hunt R. D., Payzant E. A., Hubbard C. R. *Nanocrystallization and Phase Transformation in Monodispersed Ultrafine Zirconia Particles from Various Homogeneous Precipitation Methods*. Journal of the American Ceramic Society, 1999, Vol. 82, Iss. 9, pp. 2313 – 2320.
- Dudnik E. V., Zaitseva Z. A., Shevchenko A. V., Lopato L. M. *Methods for preparing fine powders based on zirconium dioxide*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 1993, Vol. 32, Iss. 7, pp. 581 – 586.
- Rittidech A., Tunkasiri T. *Preparation and characterization of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 25 mol. % ZrO<sub>2</sub> composites*. Ceramics International, 2012, Vol. 38, pp. S125 – S129.
- Petrinin V. F., Popov V. V., Zhu H. Z., Timofeev A. A. *Obrazovanie vysokotemperaturnykh faz v nanochastich dioksida cirkonija* [Synthesis of nanocrystalline high-temperature zirconia phases]. Engineering physics, 2003, No 4, pp. 2 – 6.
- Venkateswaran T., Sarkar D., Basui B. *Tribological properties of WC – ZrO<sub>2</sub> nanocomposites*. Journal of the American Ceramic Society, 2005, Vol. 88, Iss. 3, pp. 691 – 697.
- Aruna S. T., Rajam K. S. *Mixture of fuels approach combustion synthesis of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – ZrO<sub>2</sub> nanocomposite*. Materials Research Bulletin, 2004, Vol. 39, pp. 157 – 167.
- Dudnik E. V., Shevchenko A. V., Ruban A. K., Zaitseva Z. A., Lopato L. M. *Effect of heat treatment on the properties of nanocrystalline 80 wt. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 20 wt. % ZrO<sub>2</sub>(CeO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) powder*. Inorganic Materials, 2008, Vol. 44, Iss. 5, pp. 510 – 514.
- Kuchuk I. S., Al'myasheva O. V. *Strukturnye prevrashheniya v nanokompozite ZrO<sub>2</sub> – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> v processe termicheskoy obrabotki* [Structural transformation in ZrO<sub>2</sub> – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites during during heat treatment]. Nanosystems: Physics, Chemistry, Mathematics, 2012, Vol. 3, No 3, pp. 123 – 129.

Поступила (received) 22.07.16

## Бібліографічні описи / Библиографические описания / Bibliographic descriptions

**Отримання нанопорошку складу 85 ваг. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 15 ваг. % ZrO<sub>2</sub>(Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) методом спільного осадження / В. А. Шкурюпатенко // Вісник НТУ «ХПІ». – Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія. – Х.: НТУ «ХПІ». – 2016. – № 35 (1207). – С. 117 – 123. – Бібліогр.: 14 назв. – ISSN 2079-0821.**

**Получение нанопорошка состава 85 вес. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 15 вес. % ZrO<sub>2</sub>(Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) методом совместного осаждения / В. А. Шкурюпатенко // Вісник НТУ «ХПІ». – Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія. – Х.: НТУ «ХПІ». – 2016. – № 35 (1207). – С. 117 – 123. – Бібліогр.: 14 назв. – ISSN 2079-0821.**

**Producing of nanopowder of 85 wt. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 15 wt. % ZrO<sub>2</sub>(Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) composition by co-precipitation method / V. A. Shkuropatenko // Bulletin of NTU "KhPI". – Series: Chemistry, Chemical Engineering and Ecology. – Kharkov: NTU "KhPI", 2016. – 2016. – No. 35 (1207). – P. 117 – 123. – Bibliogr.: 14 names. – ISSN 2079-0821.**

## Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

**Шкурюпатенко Володимир Антонович** – кандидат фізико-математичних наук, старший науковий співробітник Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут», тел.: (097) 392-73-26; e-mail: [shkuropatenko@kipt.kharkov.ua](mailto:shkuropatenko@kipt.kharkov.ua).

**Шкурюпатенко Владимир Антонович** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт», тел.: (097) 392-73-26; e-mail: [shkuropatenko@kipt.kharkov.ua](mailto:shkuropatenko@kipt.kharkov.ua).

**Shkuropatenko Volodymyr Antonovich** – Candidate of Physical and Mathematical Sciences (Ph. D.), Senior Researcher, National Science Center Kharkov Institute of Physics & Technology, tel.: (097) 392-73-26; e-mail: [shkuropatenko@kipt.kharkov.ua](mailto:shkuropatenko@kipt.kharkov.ua).