



УДК 666.3

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-40-47>

Научная статья
Research article



Синтез высокоэнтропийной керамики $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$ в пучке быстрых электронов

С. А. Гынгазов[✉], И. П. Васильев, В. А. Болтуева, В. П. Кривобоков

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Россия, 634050, г. Томск, пр-т Ленина, 30

✉ ghyngazov@tpu.ru

Аннотация. При получении высокоэнтропийной керамики для использования в термобарьерных покрытиях ставится цель улучшения их эксплуатационных свойств, в частности увеличение температуры эксплуатации. Синтез высокоэнтропийной керамики является длительным процессом. В настоящей работе задача уменьшения временных затрат на синтез решается за счет применения нетрадиционного метода обработки керамических материалов мощным пучком высокоэнергетических электронов (быстрых электронов). Нагрев порошковой смеси исходных реагентов (Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 , Eu_2O_3 , Er_2O_3 , Al_2O_3) быстрыми электронами с энергией 1,4 МэВ проводили на воздухе при различных значениях тока электронного пучка. Скорость перемещения кюветы с порошковой смесью под пучком составляла 1 см/с. Сам пучок сканировали по ширине внутреннего объема кюветы. Общее время нахождения кюветы под пучком – 10 с. Установлено, что при токе ≥ 4 мА в облучаемой порошковой массе образуются капли расплава. Их доля по отношению к нерасплавленному порошку возрастает по мере повышения величины тока. В каплях расплава во время охлаждения происходят процессы кристаллизации. Синтезированный каплевидный керамический продукт имеет высокую пористость вследствие активного газовыделения адсорбированных газов в расплаве. СЭМ-изображения и ЭДС-карты показали равномерное распределение исходных элементов по объему каплевидного керамического продукта. Согласно РФА, материал синтезированной керамики представляет из себя высокоэнтропийную керамику $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$. Порошок, не участвовавший в образовании каплевидного продукта, является промежуточным продуктом, содержащим гранаты $Er_3Al_5O_{12}$, $Y_3Al_5O_{12}$ и оксиды Er_2O_3 , Yb_2O_3 , Y_2O_3 , Eu_2O_3 , Lu_2O_3 , Al_2O_3 .

Ключевые слова: высокоэнтропийная керамика, синтез, мощный электронный пучок

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-79-00014).

Для цитирования: Гынгазов С.А., Васильев И.П., Болтуева В.А., Кривобоков В.П. Синтез высокоэнтропийной керамики $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$ в пучке быстрых электронов. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2026;20(2):40–47. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-40-47>

Synthesis of high-entropy $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$ ceramics using a fast electron beam

S. A. Ghyngazov[✉], I. P. Vasil'ev, V. A. Boltueva, V. P. Krivobokov

National Research Tomsk Polytechnic University
30 Lenin Prosp., Tomsk 634050, Russia

✉ ghyngazov@tpu.ru

Abstract. High-entropy ceramics intended for thermal barrier coatings are developed to improve their performance properties, particularly by increasing their operating temperature. However, conventional synthesis of high-entropy ceramics is time-consuming. This study explores a nonconventional approach to reducing synthesis time by processing ceramic materials with a high-power beam

of high-energy electrons (fast electrons). A powder mixture of the initial reactants Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 , Eu_2O_3 , Er_2O_3 , and Al_2O_3 was heated in air using 1.4 MeV electrons at different electron-beam currents. The cuvette containing the powder mixture was moved beneath the beam at 1 cm/s, while the beam was scanned across the width of the internal volume of the cuvette. The total irradiation time was 10 s. At beam currents of 4 mA or higher, melt droplets formed within the irradiated powder mass, and their proportion relative to the unmelted powder increased with increasing current. Crystallization occurred in the melt droplets during cooling. The resulted droplet-shaped ceramic product was highly porous because of the intense release of adsorbed gases from the melt. SEM images and EDS elemental maps revealed a uniform distribution of the constituent elements throughout the droplet-shaped ceramic product. XRD analysis identified the synthesized material as high-entropy $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ ceramic. The powder that did not contribute to the formation of the droplet-shaped product was an intermediate product containing $Er_3Al_5O_{12}$ and $Y_3Al_5O_{12}$ garnets, together with Er_2O_3 , Yb_2O_3 , Y_2O_3 , Eu_2O_3 , Lu_2O_3 , Al_2O_3 oxides.

Keywords: high-entropy ceramics, synthesis, high-power electron beam

Acknowledgements: The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (grant No. 23-79-00014).

For citation: Ghyngazov S.A., Vasil'ev I.P., Boltueva V.A., Krivobokov V. P. Synthesis of high-entropy $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ ceramics using a fast electron beam. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(2):40–47.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-40-47>

Введение

Керамика благодаря своим уникальным свойствам часто применяется как альтернатива металлам и сплавам [1]. Там, где необходимые механическая прочность и надежность деталей не достигаются без использования металлов, керамика применяется как дополнительное покрытие, обеспечивающее, например, высокую термостойкость изделия в целом [2; 3]. Создание таких покрытий особенно актуально в авиационной промышленности [4]. Само термобарьерное покрытие (ТБП) представляет систему из нескольких слоев [5], в которых керамический слой обеспечивает высокую термостойкость, например, лопаток газотурбинных двигателей [6; 7]. Традиционно в качестве такой керамики используется диоксид циркония [8; 9]. Так как данная керамика склонна к полиморфизму [10; 11], для стабилизации фазового состояния диоксида циркония применяют добавку оксида иттрия [12]. Но эти меры недостаточны для обеспечения работы изделий при повышенных температурах.

В качестве альтернативы частично или полностью стабилизированному диоксиду циркония в последнее время исследователи рассматривают высокоэнтروпийные керамические (ВЭК) материалы [13–16]. ВЭК представляют собой твердые растворы неорганических соединений с одним или несколькими позициями Вайкоффа, разделенными равными или почти равными атомными отношениями нескольких (не менее 5) главных элементов [13].

Получение ВЭК было стимулировано успехами в создании высокоэнтропийных сплавов [17; 18]. Постепенно концепция высокой энтропии была развита для получения керамических материалов различного назначения [19]. Имеются сообщения об успешном создании ВЭК-материалов, предназначенных для применения в ТБП [20–22]. Однако ключевым оказался вопрос синтеза. Наибольшее распростра-

нение для получения ВЭК получил твердофазный синтез [23–25], который является высокзатратным, энергоемким, так как предполагает использование высокоэнергетической механической обработки и высоких температур выдержки компактированных порошковых реакционных смесей. Причем обе операции проводятся в течение длительного времени [26]. Для улучшения результата эти операции часто проводят повторно по отношению к материалу, полученному после первых таких обработок [26].

Сокращение времени синтеза ВЭК является актуальной задачей современного материаловедения. Один из путей ее решения заключается в использовании установки искрового плазменного спекания [27; 28]. Этот метод не всегда обеспечивает получение монофазного ВЭК-материала, и при его реализации могут вноситься посторонние примеси, что отрицательно сказывается на качестве готовой ВЭК [29]. В последнее время в качестве альтернативы известным методам для синтеза сложных оксидов предлагается использовать нагрев высокоэнергетичными мощными электронными пучками (быстрыми электронами) [30]. За время в несколько секунд на воздухе практически при насыпной исходной плотности порошковой реакционной смеси обработкой быстрыми электронами успешно получают различные виды оксидной керамики – это люминофоры [31; 32], титанаты [33], цирконолит [34] и др. [35].

Цель настоящей работы состояла в получении высокоэнтропийной $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ керамики в пучке быстрых электронов.

Материалы и методика эксперимента

Исходную порошковую смесь оксидов Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 , Eu_2O_3 , Er_2O_3 , Al_2O_3 чистотой 99,9 % в стехиометрическом соотношении предварительно подвергали механическому перемешиванию в планетарной мельнице в течение 30 мин. Средний размер

порошка каждого оксида не превышал 5 мкм. Смесь размещали в объеме массивной медной кюветы и подвергали кратковременной обработке быстрыми электронами на воздухе на ускорителе электронов (уникальная научная установка «Стенд ЭЛВ-6», ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск). Схема и внешний вид экспериментальной установки представлены в работе [33].

Массу порошковой смеси оксидов, равную $0,59 \text{ г/см}^2$, определяли расчетным путем из условия полного поглощения электронного пучка с энергией 1,4 МэВ в порошковом слое [33]. Облучение проводили при атмосферных условиях. Кювета перемещалась в плоскости, перпендикулярной траектории электронного пучка, в режиме сканирования по ширине углубления в кювете или без сканирования. Подробно техника облучения представлена в работах [34–36]. Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) проводили на приборе ТМ-3000 (Hitachi, Япония). Рентгенофазовый анализ (РФА) порошковых образцов осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра марки X'TRA (ARL, Швейцария). Микротвердость синтезированной керамики измеряли на микротвердомере «Zwick» (Германия).

Экспериментальные результаты

На рис. 1 представлены фотографии кюветы с порошковой смесью до и после обработки быстрыми электронами с энергией $E = 1,4 \text{ МэВ}$ при различных значениях тока электронного пучка (I_3). Скорость перемещения кюветы под пучком во всех случаях составляла $V = 1 \text{ см/с}$. Площадь сечения электронного пучка на поверхности порошка в кювете была $\sim 1 \text{ см}^2$. Плотность мощности при облучении

варьировалась от 2,8 до $16,8 \text{ кВт/см}^2$ в зависимости от изменения величины тока электронов.

Из рис. 1 видно, что при $I_3 \geq 4 \text{ мА}$ часть порошковой смеси подвергается плавлению с последующим образованием при остывании каплевидного керамического продукта. Его средний размер по мере увеличения I_3 возрастает. Доля порошка, которая не участвует в образовании каплевидного керамического продукта, уменьшается с повышением I_3 . Первые мелкие капли керамики наблюдаются при $I_3 = 4 \text{ мА}$. При токе 12 мА практически вся порошковая смесь (>90 мас. %) плавится. Это подтверждается измерением веса порошка в кювете перед облучением и порошка, не подвергнутого плавлению после обработки быстрыми электронами.

Проведенные нами ранее исследования показали, что высокий КПД синтеза (>90 %) достигается путем оптимизации условий облучения [37], а полученные экспериментальные данные полностью подтверждаются термодинамическими расчетами [38]. Каплевидные образования представляют из себя пористый керамический продукт – это хорошо видно из фотографического изображения его поперечного скола (рис. 2). Внутри керамической капли имеются как крупные, так и мелкие поры. Их наличие говорит о том, что процесс плавления сопровождается активным газовыделением, одна из наиболее вероятных причин которого – образование адсорбированных газовых молекул на поверхности частиц порошковой смеси.

На рис. 3 приведены полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии изображения внешней поверхности керамического продукта каплевой формы и поверхности его поперечного скола. Видно, что у внешней поверхности зеренная структура. В большей части поверхности эти зерна имеют оплавленный вид. Кристаллическая структура

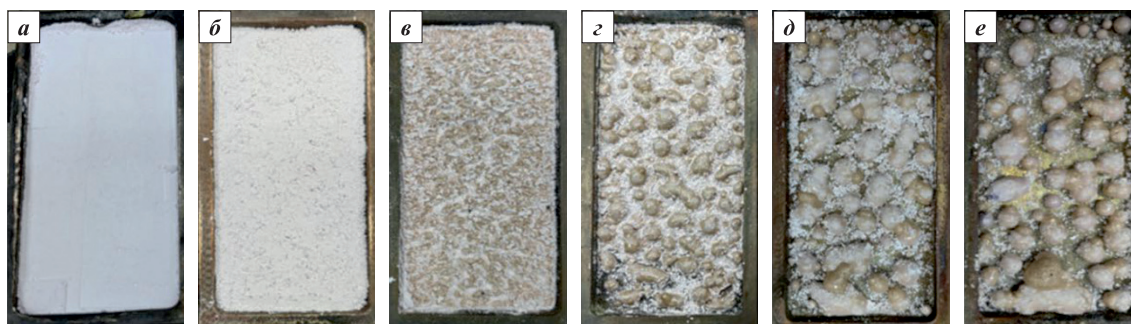


Рис. 1. Фото кюветы с порошковой смесью до и после обработки быстрыми электронами с энергией $E = 1,4 \text{ МэВ}$ при различных значениях тока электронного пучка

Скорость перемещения кюветы под пучком $V = 1 \text{ см/с}$
 I_3 , мА: а – 0, б – 2, в – 4, г – 7, д – 10, е – 12

Fig. 1. Photographs of the cuvette containing the powder mixture before ($I_3 = 0 \text{ мА}$) and after irradiation with 1.4 MeV fast electrons at different electron-beam currents

The cuvette travel speed beneath the beam was $V = 1 \text{ см/с}$
 I_c , мА: а – 0, б – 2, в – 4, г – 7, д – 10, е – 12



Рис. 2. Фотографическое изображение керамического продукта $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ каплеобразной формы (1) с поперечным сколом (2)

Электронно-лучевая обработка порошковой смеси исходных оксидов Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 , Eu_2O_3 , Er_2O_3 , Al_2O_3 проводилась в мощном пучке быстрых электронов при $E = 1.4$ МэВ, $I_s = 12$ мА, $V = 1$ см/с

Fig. 2. Photograph of the droplet-shaped $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ ceramic product (1) showing a cross-sectional fracture (2)

The initial oxide powder mixture, Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Lu_2O_3 , Eu_2O_3 , Er_2O_3 , Al_2O_3 was processed with a high-power fast-electron beam at $E = 1.4$ MeV, $I_c = 12$ mA, $V = 1$ cm/s

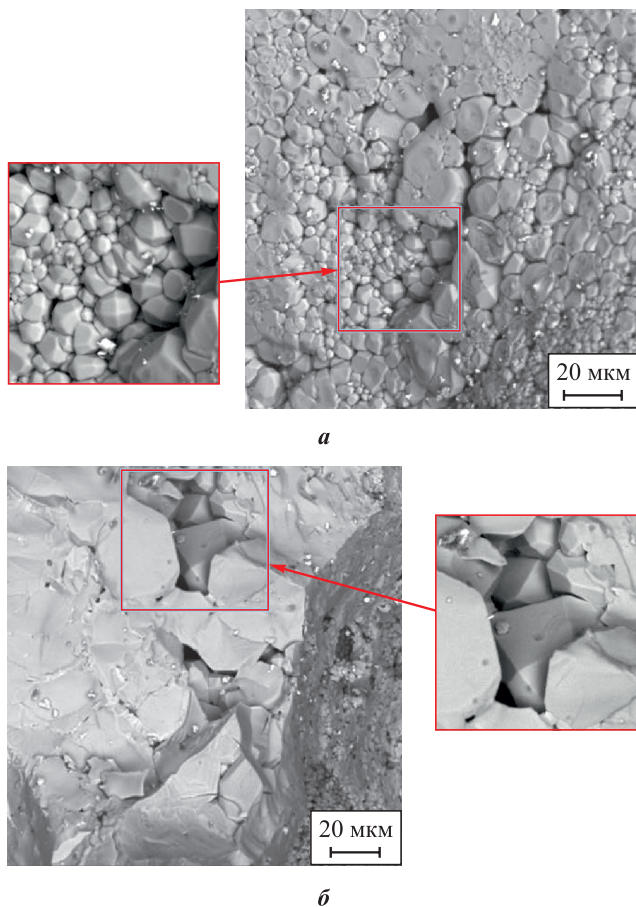


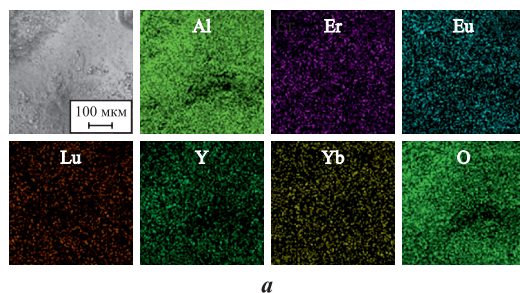
Рис. 3. СЭМ-изображения внешней поверхности керамического продукта каплеобразной формы (а) и поверхности его поперечного скола (б)

Fig. 3. SEM images of the outer surface of the droplet-shaped ceramic product (a) and its cross-sectional fracture surface (b)

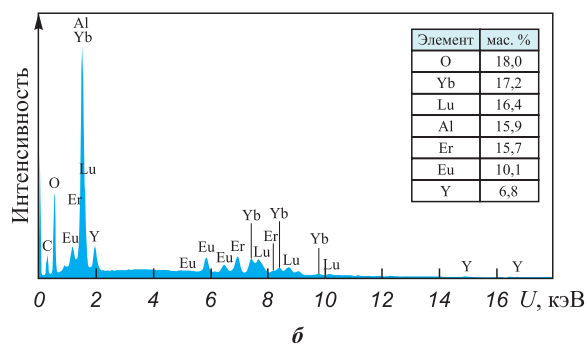
зерен хорошо просматривается в объеме поверхностных пор. Характерная форма кристаллов внутри такой поры представлена на увеличенном фрагменте рис. 3, а. На поверхности поперечного скола вне пор кристаллическая структура видна плохо. В то же время внутри поры (см. увеличенный фрагмент на рис. 3, б) внутренний объем керамического каплеобразного продукта имеет кристаллическую структуру.

Представленные на рис. 4 в более крупном масштабе СЭМ-изображения внешней поверхности и соответствующие ей элементные карты энергодисперсионного спектра (ЭДС) основных элементов (Al, Er, Eu, Lu, Y, Yb, O) показывают, что все элементы синтезированной керамики распределены равномерно. Для примера на рис. 4 также приведен один из измеренных спектров (содержания основных элементов) отдельной точки поверхности поперечного скола. Он подтверждает выдвинутое заключение о равномерности распределения элементов по объему синтезированной керамики.

Дифрактограммы для исходной порошковой смеси, каплеобразного керамического продукта и порошка, который остался в кювете вокруг него, представлены на рис. 5. Результаты рентгенофазо-



а



б

Рис. 4. СЭМ-изображение поверхности керамической капли синтезированного высокоэнтропийного керамического продукта $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ и соответствующие элементные карты ЭДС (а), а также анализ рентгенофлуоресцентного спектра в отдельной точке продукта (б)

Fig. 4. SEM image of the surface of the synthesized droplet-shaped high-entropy $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ ceramic product and the corresponding EDS elemental maps (a), and an EDS spectrum acquired at a selected point on the product (b)

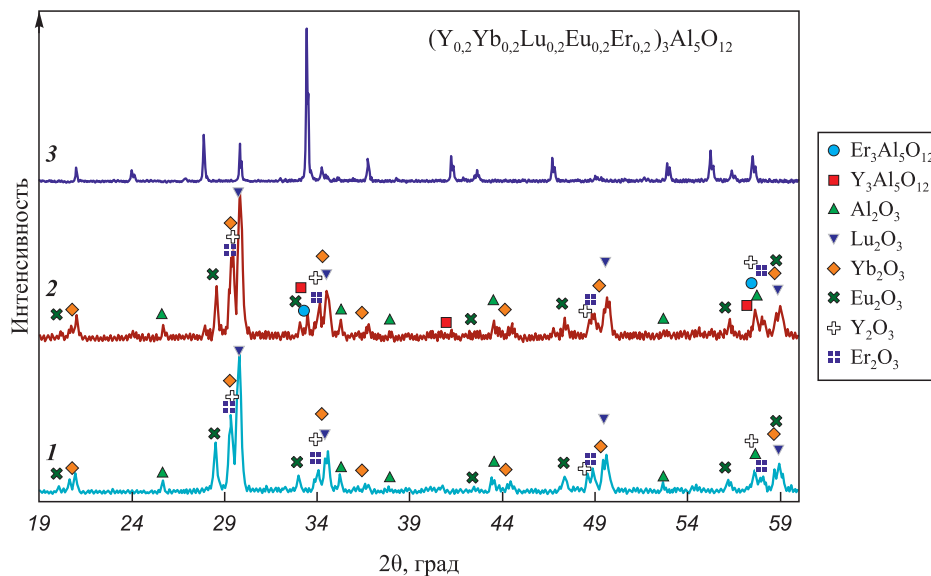


Рис. 5. Дифрактограммы для исходной порошковой смеси (1), промежуточного продукта в медной чювете (2), не участвовавшего в образовании каплевого керамического продукта, и материала каплевого керамического продукта, образованного под воздействием мощного пучка быстрых электронов (3)

Fig. 5. XRD patterns of the initial powder mixture (1), the intermediate product remaining in the copper cuvette (2) and not involved in the formation of the droplet-shaped ceramic product, and the droplet-shaped ceramic product formed under high-power fast-electron beam irradiation (3)

вого анализа этих материалов следующие: дифрактограмма исходной порошковой смеси демонстрирует суперпозицию пиков от входящих в нее оксидов (Y_2O_3 , Yb_2O_3 , Er_2O_3 , Eu_2O_3 , Lu_2O_3 , Al_2O_3); порошок, который находится вне каплевидного керамического продукта, представляет из себя смесь промежуточного продукта в виде гранатов $Er_3Al_5O_{12}$, $Y_3Al_5O_{12}$ и оксидов Er_2O_3 , Yb_2O_3 , Y_2O_3 , Eu_2O_3 , Lu_2O_3 , Al_2O_3 ; каплевидный керамический продукт является высокоэнтропийным керамическим материалом состава $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$ (см. рис. 5).

Для определения твердости образцов синтезированной керамики был выполнен поперечный скол каплевидного керамического продукта по следующей методике. Керамический каплевидный продукт заливали двухкомпонентным акрилом (VariDur 10, Buehler, Германия) с последующей полимеризацией в цилиндрической форме. Затем полученную заготовку подвергали мокрой шлифовке на шлифовальной машине «Phoenix Alpha» (Buehler, Германия). После сошлифовки до середины керамического каплевидного продукта его поверхность подвергалась полировке до зеркального состояния с использованием алмазной пасты АСМ 0.3/0 НОМ. Индентирование осуществляли на участках поверхности поперечного скола, не содержащих пор. Среднее значение микротвердости составило 12,67 ГПа. Высокая твердость синтезированной керамики наряду с данными РФА подтверждает получение высокоэнтропийного керамического продукта $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$.

Заключение

В работе апробирован новый метод синтеза высокоэнтропийной $(Y_{0,2}Yb_{0,2}Lu_{0,2}Eu_{0,2}Er_{0,2})_3Al_5O_{12}$ керамики как перспективного материала для создания термобарьерных покрытий. Метод заключается в использовании мощного электронного пучка высокоэнергетических электронов для нагрева порошковой смеси исходных оксидов на воздухе до температуры плавления. Температуру плавления керамики можно достичь и другими способами (например, с помощью вольфрамовых нагревателей), но только в вакууме или в инертной среде, при этом они обладают высокой инерционностью. Особенностью апробированного метода является короткое время (секунды) радиационной обработки при атмосферных условиях. Высокий КПД синтеза обусловлен передачей энергии электронного пучка непосредственно в объем порошковой смеси исходных оксидов с минимальными потерями на нагрев оснастки.

Установлено, что синтез высокоэнтропийной керамики в таких специфических условиях имеет место, когда порошковая смесь подвергается плавлению, т.е. наблюдаемая высокая скорость синтеза обусловлена реализацией жидкофазного синтеза. Во время плавления порошковой смеси оксидов происходит равномерное распределение всех основных элементов в объеме расплава. Его быстрое остывание после прекращения облучения сопровождается кристаллизацией.

Результаты сканирующей электронной микроскопии совместно с элементными картами энергодисперсионного спектра подтверждают факт плавления порошковой смеси и последующей кристаллизации с образованием, по данным РФА, высокоэнтропийной фазы $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$. Каплевидный керамический продукт преимущественно содержит высокоэнтропийную фазу указанного состава и характеризуется равномерным распределением основных элементов по объему синтезированной керамики. В качестве примеси в нем может содержаться небольшое количество промежуточных продуктов синтеза в виде гранатов некоторых основных элементов. Последние присутствуют в той части порошковой смеси, которая не подвергается плавлению во время электронно-лучевой обработки и не образует высокоэнтропийной фазы. При этом регистрируется только присутствие фаз исходных оксидов и промежуточных их соединений со структурой граната.

Таким образом, согласно проведенным исследованиям, каплевидный керамический продукт, полученный в результате обработки мощным пучком высокоэнергетических электронов, является высокоэнтропийной керамикой $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$. Он может быть использован для получения, например, мишеней для ионно-плазменного нанесения элементов термобарьерных покрытий. Процесс электронно-лучевого синтеза сопровождается активным газовыделением, приводящим к образованию пористой керамики. Источником газов в расплаве могут быть адсорбированные из атмосферы газовые молекулы, химически связанная вода, оставшаяся после сушки гранулированной порошковой смеси, а также кислород, который может выделяться из расплава керамики. Каплевидный продукт синтеза характеризуется высокой твердостью, что предполагает необходимость отработки технологии электронно-лучевого синтеза высокоэнтропийной керамики, в которой капли расплава разбиваются на мелкие части и синтезированный продукт будет иметь вид мелкодисперсного порошка. Эти вопросы предполагается решать в дальнейших исследованиях.

Список литературы / References

- Garvie R.C., Hannink R.H., Pascoe R.T. Ceramic steel? *Nature*. 1975;258:703–704.
- Shaisundaram V.S., Balambica V., Kumar D.S., Nithish S., Chandrasekaran M., Shanmugam M., Likassa D.M. Optimization of dual coating using electroless Ni–P–Nano-TiO₂ and plasma yttria-stabilized zirconia on piston crown and cylinder liner in CI engine. *Journal of Nanomaterials*. 2022;4934926. <https://doi.org/10.1155/2022/4934926>
- Xie Z.L., Li C., Zhang H.X., Yang G.J., Chen L. Durable GdTaO₄/YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coatings against ultrahigh-temperature thermal shock. *Ceramics International*. 2025;51(19):29781–29791. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.04.181>
- Spitsberg I., Steibel J. Thermal and environmental barrier coatings for SiC/SiC CMCs in aircraft engine applications. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2004;1(4):291–301. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2004.tb00181.x>
- Levi C.G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004;8(1):77–91. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.03.009>
- Schafrik R.E., Sprague R. Saga of gas turbine materials. Part I. *Advanced Materials and Processes*. 2004;162:33–36.
- Liu Z., Xiao Y., Yang L., Liu W., Yan G., Sun Y., Zhou Y. Failure prediction of thermal barrier coatings on turbine blades under calcium-magnesium-alumina-silicate corrosion and thermal shock. *Acta Mechanica Sinica*. 2025;41(5):424285. <https://doi.org/10.1007/s10409-024-24285-x>
- Liu T., Qiu Y., Liu Y., Liu Z., Deng Z., Guo Z., Wang F., Liu Y., Yu C., Wang S., Wang X. Fabrication and characterization of multilayer YSZ thermal barrier coating by detonation spraying and atmospheric plasma spraying. *Ceramics International*. 2025;51(20):30525–30536. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.04.246>
- Wu J., Guo H., Gao Y., Gong S. Microstructure and thermo-physical properties of yttria stabilized zirconia coatings with CMAS deposits. *Journal of the European Ceramic Society*. 2011;31(10):1881–1888. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.006>
- Alin M., Kozlovskiy A.L., Zdorovets M.V., Uglov V.V. Study of the mechanisms of the t -ZrO₂ → c -ZrO₂ type polymorphic transformations in ceramics as a result of irradiation with heavy Xe²²⁺ ions. *Solid State Sciences*. 2022;123:106791. <https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2021.106791>
- Li W., Huang H., Li H., Zhang W., Liu H. Facile synthesis of pure monoclinic and tetragonal zirconia nanoparticles and their phase effects on the behaviour of supported molybdena catalysts for methanol-selective oxidation. *Langmuir*. 2008;24(15):8358–8366. <https://doi.org/10.1021/la800370r>
- Даниелян А.Т., Андреев Д.В. Синтез диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия. *Успехи в химии и химической технологии*. 2019;33(4):58–59. Danielyan A.T., Andreev D.V. Synthesis of zirconium dioxide stabilized with yttria. *Advances in Chemistry and Chemical Technology*. 2019;33(4):58–59. (In Russ.).
- Sarkar A., Wang Q., Schiele A., Chellali M.R., Bhattacharya S.S., Wang D., Brezesinski T., Hahn H., Velasco L., Breitung B. High-entropy oxides: fundamental aspects and electrochemical properties. *Advanced Materials*. 2019;31(26):1806236. <https://doi.org/10.1002/adma.201806236>
- Wei F., Zhang D., Liu Y., Xu B., Zhang X., Wang Y. Novel $(Yb_{0.2}Tm_{0.2}Lu_{0.2}Sc_{0.2}Gd_{0.2})_2Si_2O_7$: Exploring its potential for comprehensive performance in environmental barrier coatings. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024;44(4):2512–2521. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.025>
- Wright A.J., Luo J. A step forward from high-entropy ceramics to compositionally complex ceramics: a new perspec-

- tive. *Journal of Materials Science*. 2020;55:9812–9827. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04583-w>
16. Xiang H., Xing Y., Dai F.Z., Wang H., Su L., Miao L., Zhang G., Wang Y., Qi X., Yao L., Wang H., Zhao B., Li J., Zhou Y. High-entropy ceramics: Present status, challenges, and a look forward. *Journal of Advanced Ceramics*. 2021;10(3):385–441. <https://doi.org/10.1007/s40145-021-0477-y>
 17. Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Liu C.T., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*. 2016;19:349–362. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.0261>
 18. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375–377(1):213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
 19. Mukasyan A.S., Rogachev A.S. Combustion synthesis of ultra-high temperature ceramics: Review. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2025;22(6):e70044. <https://doi.org/10.1111/ijac.70044>
 20. Yang L., Xie F., Guan Z., Wu L., Zhang F., Liu H., Zeng C. Ultra-multicomponent high-entropy $(12RE_{1/12})_2Zr_2O_7$ ceramics with enhanced performance and CMAS corrosion resistance. *Journal of Materials Science and Technology*. 2026;258:45–61. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.08.057>
 21. Zhang W., Du J., Xie C., Li D., Liu R., Wang Y. Maximized cation size disorder driven phonon engineering in high-entropy pyrochlores of $La_2(Zr,Ce,Hf,Sn,Ti)_2O_7$. *Acta Materialia*. 2025;301:121563. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121563>
 22. Xu H., Chen L., Tian J., Li B., Zhang L., Wang J., Feng J. Diatomic site high-entropy engineering boosts thermal properties of $RETaO_4$ for TBC applications. *Modern Physics Letters B*. 2025;39(32):2550184. <https://doi.org/10.1142/S0217984925501842>
 23. Hu Y., Sun G., Zhang Q., Li M., Zhu J., Shao G., Wang H., Xu H., Lu H. High-entropy perovskite ceramics with excellent broadband wave-absorbing properties by one-step sintering. *Ceramics International*. 2025;51(24):42756–42768. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.07.019>
 24. Wang W., Pei X., Li X., Wen W. Synthesis, microstructure, and thermophysical properties of high-entropy rare earth cerium and zirconium cerates. *Ceramics International*. 2025;51(14):19343–19354. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.02.111>
 25. Gao C., Zhu J., Ye S., Li M., Wang H., He J. Novel high-entropy perovskite titanate: A potential thermal protective material with improved thermophysical properties. *Journal of the European Ceramic Society*. 2025;45(2):116878. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2024.116878>
 26. Zheng Y., Zou M., Zhang W., Yi D., Lan J., Nan C.W., Lin Y.H. Electrical and thermal transport behaviours of high-entropy perovskite thermoelectric oxides. *Journal of Advanced Ceramics*. 2021;10(2):377–384. <https://doi.org/10.1007/s40145-021-0462-5>
 27. Qian A., Feng B., Cui J., Zhang J., Zheng X., Gu S., Fu K., Liu J.-X., Zhang G.J., Liang Y. Highly corrosion-resistant and electrically conductive high-entropy dodecaboride ceramic composites for promising inert anode materials. *Journal of Materials Science and Technology*. 2026;260:67–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.10.013>
 28. Volodko S., Moskovskikh D., Kochetov N., Kuskov K., Yudin S. Heterogeneous microstructures in dual-phase high-entropy carbide/boride ceramics. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;945:149045. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.149045>
 29. Гынгазов С.А., Васильев И.П., Болтуева В.А., Власов В.А., Насырбаев А. Синтез высокоэнтропийной керамики $(Y_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2}Eu_{0.2}Er_{0.2})_3Al_5O_{12}$ для теплозащитных покрытий. *Известия вузов. Физика*. 2024;67(6):24–31. <https://doi.org/10.17223/00213411/67/6/4>
 30. Bardakhanov S.P., Trufanov D.Y., Chakin I.K., Gaponenko V.R. Gas phase large-scale synthesis of Silicon carbide nanowires by industrial electron accelerator. *Materials Physics and Mechanics*. 2023;51(4):96–106. https://doi.org/10.18149/MPM.5142023_9
 31. Lisitsyn V., Tulegenova A., Golkovski M., Polissadova E., Lisitsyna L., Mussakhanov D., Alpyssova G. Radiation synthesis of high-temperature wide-bandgap ceramics. *Micromachines*. 2023;14(12):2193. <https://doi.org/10.3390/mi14122193>
 32. Karipbayev Z.T., Lisitsyn V.M., Golkovski M.G., Zhilgildinov Z.S., Popov A.I., Zhunusbekov A.M., Polissadova E., Tulegenova A., Mussakhanov D.A., Alpyssova G., Piskunov S. Electron beam-assisted synthesis of YAG:Ce ceramics. *Materials*. 2023;16(11):4102. <https://doi.org/10.3390/ma16114102>
 33. Ghyngazov S.A., Vasil'ev I.P., Boltueva V.A., Vlasov V.A. Synthesis of aluminum titanate based composite ceramics using high-power fast-electron beam. *Russian Physics Journal*. 2024;67(8):1150–1156. <https://doi.org/10.1007/s11182-024-03227-9>
 34. Ghyngazov S.A., Vasil'ev I.P., Boltueva V.A., Vlasov V.A. Electron beam synthesis of $CaZrTi_2O_7$ zirconolite ceramics. *Russian Physics Journal*. 2025;68:1454–1458. <https://doi.org/10.1007/s11182-025-03580-3>
 35. Гынгазов С.А., Васильев И.П., Болтуева В.А. Синтез сложно-оксидной керамики в пучке быстрых электронов. *Перспективные материалы*. 2024;(3):78–88. <https://doi.org/10.30791/1028-978X-2024-3-78-88>
 36. Ghyngazov S., Vasil'ev I., Boltueva V. Synthesis of complex oxide ceramics in a fast electron beam. *Perspektivnye materialy*. 2024;(3):78–88. (In Russ.). <https://doi.org/10.30791/1028-978X-2024-3-78-88>
 37. Ghyngazov S.A., Vasil'ev I.P., Boltueva V.A. Synthesis of complex oxide ceramics in a fast electron beam. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024;15(5):1490–1498. <https://doi.org/10.1134/S207511332470117X>
 37. Гынгазов С.А., Васильев И.П., Болтуева В.А., Ляо С. Влияние режимов и условий облучения мощным пучком быстрых электронов на эффективность синтеза высокоэнтропийной оксидной керамики. В кн.: *Структура и свойства металлов и сплавов после*

энергетической обработки. Новокузнецк: ООО Полиграфист, 2025. С. 69–78.

38. Golkovski M.G., Denisov I.P., Ghyngazov S.A., Vasil'ev I.P., Chakin I.K. Efficiency of liquid-phase synthesis of


ceramic materials under the influence of an electron beam with high penetrating power. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2024;116(4): 35–45.
<https://doi.org/10.31489/2024PH4/38-45>

Сведения об авторах




Information about the Authors

Сергей Анатольевич Гынгазов – д.т.н., проф. вед. науч. сотрудник проблемной научно-исследовательской лаборатории электроники, диэлектриков и полупроводников Исследовательской школы физики высокоэнергетических процессов Национального исследовательского Томского политехнического университета (НИТПУ)

 ORCID: 0000-0002-2524-9238


 E-mail: ghyngazov@tpu.ru


Иван Петрович Васильев – к.т.н., науч. сотрудник проблемной научно-исследовательской лаборатории электроники, диэлектриков и полупроводников Исследовательской школы физики высокоэнергетических процессов НИТПУ

 ORCID: 0000-0002-4077-7012

 E-mail: zarkvon@tpu.ru

Валерия Александровна Болтуева – к.т.н., мл. науч. сотрудник проблемной научно-исследовательской лаборатории электроники, диэлектриков и полупроводников Исследовательской школы физики высокоэнергетических процессов НИТПУ

 ORCID: 0000-0001-8128-9042


 E-mail: kostenko@tpu.ru

Валерий Павлович Кривобок – д.ф.-м.н., проф., руководитель Научно-образовательного центра Б.П. Вейнберга НИТПУ, зав. лабораторией радиационных и плазменных технологий НИТПУ

 ORCID: 0000-0003-0569-3291

 E-mail: krivobokov@tpu.ru


Sergey A. Gyngazov – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Leading Research Scientist, Research Laboratory for Electronics, Semiconductors and Dielectrics, Research School of High-Energy Physics, National Research Tomsk Polytechnic University (TPU)

 ORCID: 0000-0002-2524-9238

 E-mail: ghyngazov@tpu.ru


Ivan P. Vasil'ev – Cand. Sci. (Eng.), Research Scientist, Research Laboratory for Electronics, Semiconductors and Dielectrics, Research School of High-Energy Physics, TPU

 ORCID: 0000-0002-4077-7012

 E-mail: zarkvon@tpu.ru

Valeria A. Boltueva – Cand. Sci. (Eng.), Junior Research Scientist, Research Laboratory of Electronics, Semiconductors and Dielectrics, Research School of High-Energy Physics, TPU

 ORCID: 0000-0001-8128-9042

 E-mail: kostenko@tpu.ru

Valery P. Krivobokov – Dr. Sci. (Phys.- Math.), Professor, Head of the Weinberg Research Center, TPU; Head of the Laboratory of Radiation and Plasma Technologies, TPU

 ORCID: 0000-0003-0569-3291

 E-mail: krivobokov@tpu.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

С. А. Гынгазов – определение цели работы, проведение экспериментов, написание статьи.

И. П. Васильев – приготовление смесей и исходных образцов, участие в обсуждении результатов.

В. А. Болтуева – проведение рентгенофазового анализа и электронной микроскопии, участие в обсуждении результатов.

В. П. Кривобок – проведение экспериментов, написание статьи.

S. A. Gyngazov – defined the research objective, conducted the experiments, and wrote the manuscript.

I. P. Vasil'ev – prepared the mixtures and initial samples and participated in the discussion of the results.

V. A. Boltueva – performed XRD analysis and electron microscopy, and participated in the discussion of the results.

V. P. Krivobokov – conducted the experiments wrote the manuscript.

Статья поступила 24.11.2025 г.

Доработана 18.02.2026 г.

Принята к публикации 25.02.2026 г.

Received 24.11.2025

Revised 18.02.2026

Accepted 25.02.2026