

Научная статья

УДК 621.762.4.04.016.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-121-130

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ГЕКСАБОРИДА ЛАНТАНА

*Д.А. Мовенко<sup>1</sup>, Д.В. Зайцев<sup>1</sup>, П.Н. Медведев<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Проведен анализ влияния технологических параметров на структуру поликристаллического материала на основе гексаборида лантана, изготовленного методом искрового плазменного спекания. Установлено, что увеличение температуры спекания с 1700 до 1850 °С способствует формированию благоприятной структуры керамического материала с равноосными зернами размером до 30 мкм и замкнутыми малоразмерными порами с объемной долей до 3 %. Легирование керамического материала никелем в количестве не более 0,5 % (по массе) позволяет получить такую структуру при более низкой температуре спекания: 1700 °С.

**Ключевые слова:** гексаборид лантана, искровое плазменное спекание, поликристаллический керамический материал, анализ структуры, размер зерна, объемная доля пор

**Для цитирования:** Мовенко Д.А., Зайцев Д.В., Медведев П.Н. Экспериментальное исследование поликристаллического керамического материала на основе гексаборида лантана // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-121-130.

Scientific article

## EXPERIMENTAL STUDY OF POLYCRYSTALLINE CERAMIC MATERIAL BASED ON LANTHANUM HEXABORIDE

*D.A. Movenko<sup>1</sup>, D.V. Zajcev<sup>1</sup>, P.N. Medvedev<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** The analysis of the influence of technological parameters on the structure of a polycrystalline material based on lanthanum hexaboride produced by spark plasma sintering is carried out. It is established that an increase in the sintering temperature from 1700 to 1850 °C contributes to the formation of a favorable structure of ceramic material with equiaxed grains up to 30 microns in size and closed small-sized pores with a volume fraction of up to 3 %. Alloying ceramic material with nickel to its content of no more than 0.5 % by weight allows to obtain such a structure at a lower sintering temperature: 1700 °C.

**Keywords:** lanthanum hexaboride, spark plasma sintering, polycrystalline ceramic material, structure analysis, grain size, pore volume fraction

**For citation:** Movenko D.A., Zajcev D.V., Medvedev P.N. Experimental study of polycrystalline ceramic material based on lanthanum hexaboride. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-121-130.

### **Введение**

Создание перспективных керамических материалов является одним из стратегических направлений развития материалов и технологий их изготовления [1–3]. Гексаборид лантана ( $\text{LaB}_6$ ) обладает такими свойствами, как высокая температура плавления (2800 К), повышенные механическая прочность и электропроводность, низкие давление паров при высоких температурах и электросопротивление, химическая стойкость. В связи с этим изделия из гексаборида лантана широко используют в конструкции микроскопов и сварочного оборудования, в качестве ускорителей заряженных частиц циклотронов, синхрофазотронов и в качестве однофотонных детекторов, сверхпроводников, а также во многих других областях промышленности [4–9].

Эксплуатационные свойства изделий из  $\text{LaB}_6$  во многом зависят от структуры материала. Монокристаллическая структура превосходит поликристаллическую по ряду причин. Возможность изготовления монокристалла, ориентированного плоскостью (100), позволяет улучшить упругие и прочностные характеристики. В монокристаллах также наблюдается меньшее, по сравнению с поликристаллами, содержание примесей и дефектов поверхности. Однако требования к оборудованию и стоимость изготовления монокристаллов из  $\text{LaB}_6$  высокие, что затрудняет их промышленное производство.

В настоящее время для получения поликристаллического материала из гексаборида лантана применяют методы спекания после холодного формования, искрового плазменного спекания [10–12] и горячего прессования [13, 14]. У каждого из методов есть как преимущества, так и недостатки. При использовании метода спекания после холодного формования материал характеризуется низкой относительной плотностью (<85 %), а также малой механической прочностью. Горячее прессование проводят в течение 1–3 ч, что достаточно длительно. Метод искрового плазменного спекания представляется наиболее оптимальным. Порошок  $\text{LaB}_6$  спекают при давлении 30–50 МПа и температуре 1700–1900 °С за короткий промежуток времени (5–20 мин).

Такие параметры структуры, как размер и форма зерен, количество примесей и дополнительных фаз, объемная доля и морфология пор, могут оказывать влияние на эксплуатационные свойства изделий из гексаборида лантана. Таким образом, анализ влияния технологических параметров изготовления на структуру поликристаллического материала на основе  $\text{LaB}_6$  является актуальным.

### **Материалы и методы**

Методом искрового плазменного спекания из порошка гексаборида лантана (фракция 1–20 мкм) изготовлено >50 образцов керамического материала. Часть из них получена с добавлением порошка никеля (фракция 1–15 мкм), другая часть изготовлена без добавления никеля. Спекание керамического материала проведено при температуре 1700–1890 °С. После спекания выполнен высокотемпературный отжиг всех образцов в условиях глубокого вакуума для стабилизации структурно-фазового состояния керамического материала. Из спеченных заготовок отобраны образцы в центральной и краевой частях для определения химического состава и исследования структуры.

Анализ химического состава проведен методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой для определения содержания никеля и общего содержания примесей. Исследование структуры керамического материала осуществляли методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Выполнена оценка размера зерна, объемной доли пор, объемной доли боратов лантана и боридов на основе никеля и лантана. Фазовый состав дополнительных фаз определен методами рентгеновской дифракции и дифракции обратно отраженных электронов.

### Результаты и обсуждение

В качестве технологических параметров выбрали величину температуры спекания, содержание в керамическом материале никеля и место вырезки образцов в заготовке. К структурным параметрам отнесли тип структуры (с классификацией по морфологии зерен и пористости), средний размер зерна, объемную долю пор и дополнительных фаз.

Согласно результатам исследования, структура всех образцов представлена зернами гексаборида лантана. На границах зерен обнаружены дополнительные фазы – бораты лантана ( $\text{LaBO}_3$ ) (рис. 1, *a*). Пластинчатые частицы  $\text{LaBO}_3$  характеризуются угловатой формой и размером до 25 мкм. В образцах, изготовленных с добавлением никеля, в составе дополнительных фаз, помимо боратов лантана, обнаружены также соединения никеля, бора и лантана –  $\text{LaNi}_{12}\text{B}_6$  и  $\text{Ni}_4\text{B}_3$  (рис. 1, *б-г*). Частицы этих боридов, так же как и бораты, расположены на границах зерен, однако их размер значительно меньше – не более 0,5 мкм.

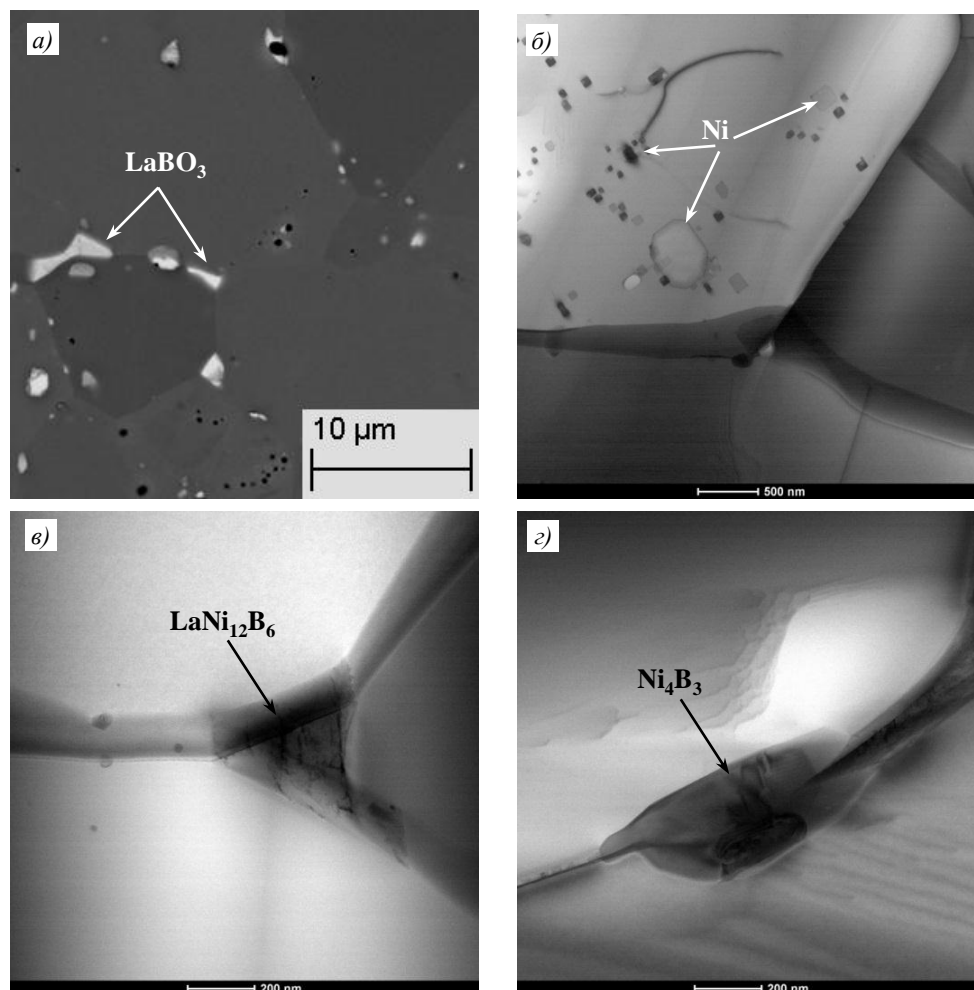


Рис. 1. Структура керамического материала на основе гексаборида лантана, изготовленного с добавлением никеля (его содержание составляет до 1,2 % (по массе)): *a* – бораты лантана ( $\text{LaBO}_3$ ) на границах зерен (изображение получено на растровом электронном микроскопе); *б* – частицы никеля (Ni) в теле зерна; *в*, *г* – соединения никеля, бора и лантана ( $\text{LaNi}_{12}\text{B}_6$  и  $\text{Ni}_4\text{B}_3$ ) соответственно на границах зерен (изображения получены на просвечивающем электронном микроскопе)

Анализ структуры спеченных образцов показал, что можно выделить три ее основных типа (рис. 2). Структура типа 1 характеризуется малоконсолированными зернами, а также сообщающимися и замкнутыми порами (рис. 2, *а*). Такой тип структуры обнаружен в образцах, изготовленных без добавления никеля при температуре спекания преимущественно 1700–1750 °С. Структура типа 1 представляет собой керамический каркас с сильно выраженной пористостью. Структура типа 2 характеризуется равноосными зернами и замкнутыми порами (рис. 2, *б*). Данный тип структуры наблюдается в образцах с добавлением никеля при температуре спекания в диапазоне 1700–1800 °С, а также в образцах без добавления никеля, спеченных при температуре 1800–1890 °С. По сравнению со структурой типа 1 объемная доля пор в структуре типа 2 значительно меньше, а средний размер зерен – больше. В структуре типа 3 наблюдаются угловатые зерна с формой, близкой к кубической, а также замкнутые малоразмерные поры и несплошности на границах зерен (рис. 2, *в*). Структура типа 3 обнаружена в образцах, изготовленных без добавления никеля при температуре спекания 1800–1820 °С. Материал образцов со структурой типа 3 характеризуется низким содержанием примесей: 0,07–0,10 % (по массе), а также малой объемной долей дополнительных фаз: 0,1–0,2 %.

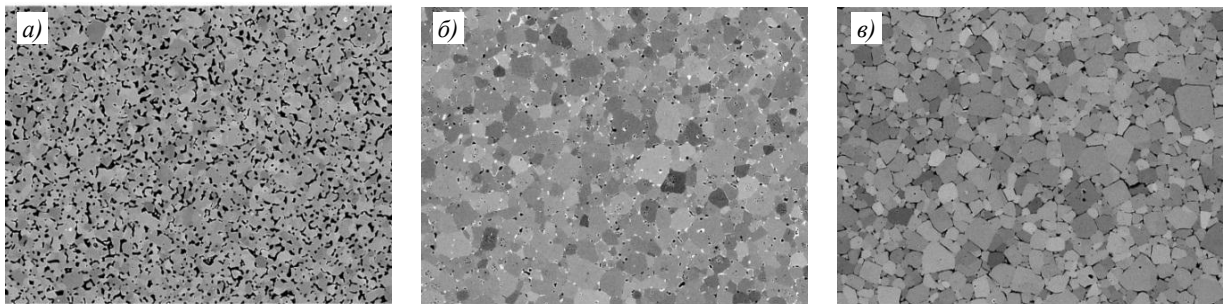


Рис. 2. Типы структуры керамических образцов на основе гексаборида лантана: *а* – тип 1 (зерна малоконсолированные, поры сообщающиеся и замкнутые); *б* – тип 2 (зерна равноосные, поры замкнутые); *в* – тип 3 (субкубоидные зерна, поры замкнутые, несплошности по границам зерен)

На рис. 3 представлены результаты анализа влияния температуры спекания на структурное состояние керамического материала. Из рис. 3, *а* видно, что при температуре спекания 1700–1750 °С средний размер зерна в образцах, изготовленных без добавления никеля, не превышает 13 мкм. Повышение температуры спекания способствует увеличению среднего размера зерна. Однако разброс значений большой. Так, например, видно, что при температуре спекания 1800 °С величина среднего размера зерна находится в диапазоне 9,5–37 мкм для разных образцов. Такие данные одновременно и представляют интерес, и затрудняют составление однозначного заключения об увеличении среднего размера зерна при указанной температуре. При дальнейшем повышении температуры разброс значений сокращается и вместе с ним уменьшается средний размер зерна. При температуре спекания 1850 °С величина среднего размера зерна находится в диапазоне 16,5–30 мкм (это больший размер, чем при температуре 1700–1750 °С), а при 1870–1890 °С средний размер зерна составляет 12,5–19 мкм. Таким образом, можно заключить, что спекание при температуре >1850 °С для выполнения задачи увеличения размера зерен не представляется целесообразным.

Для образцов, изготовленных с добавлением никеля, зависимость среднего размера зерна от температуры спекания не наблюдается. При этом разброс значений среднего размера зерна в большей степени выражен для образцов, спеченных при

температуре 1750 °С, и составляет 12–36 мкм (рис. 3, а). Следует отметить, что при температуре спекания 1700–1750 °С средний размер зерна (12–36 мкм) в образцах, полученных с добавлением никеля, больше, чем в образцах, изготовленных без его добавления (9,5–13 мкм). При температуре спекания 1800 °С средний размер зерна в образцах, полученных с добавлением никеля, составляет 33 мкм. Отсутствие разброса значений при данной температуре может быть связано с меньшим набором статистических данных (по сравнению с данными, полученными при температуре спекания 1750 °С). Однако в целом можно заключить, что образцы, изготовленные с добавлением никеля при температуре 1700–1800 °С, имеют больший размер зерна, чем образцы, полученные без его добавки.

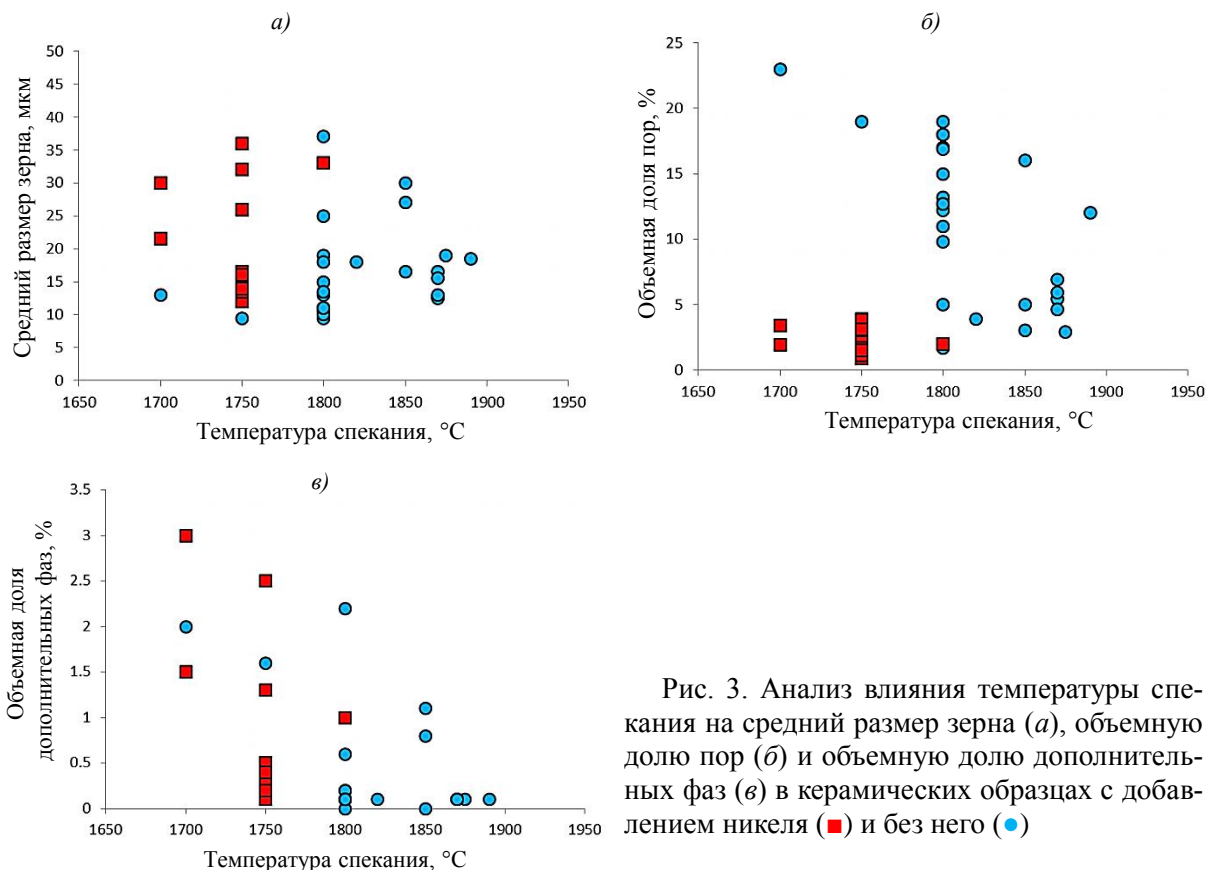


Рис. 3. Анализ влияния температуры спекания на средний размер зерна (а), объемную долю пор (б) и объемную долю дополнительных фаз (в) в керамических образцах с добавлением никеля (■) и без него (●)

Объемная доля пор в образцах без добавления никеля изменяется в пределах от 23 до 2,9 % при увеличении температуры спекания с 1700 до 1875 °С (рис. 3, б). Наибольший разброс значений объемной доли пор, так же как и в случае со средним размером зерна, обнаружен при температуре 1800 °С и составляет 2–19 %. Прежде всего это связано с тем, что при 1800 °С изготовлено больше образцов, чем при других температурах. Однако такой широкий диапазон значений можно объяснить комплексным воздействием выбранной температуры спекания и химической неоднородностью спеченной заготовки. Тем не менее зависимость объемной доли пор от температуры спекания более явно выражена, чем зависимость среднего размера зерна от указанного показателя. Об этом свидетельствует существенная разница в величинах достоверности аппроксимации данных  $R^2$  (для пористости она составила 0,42, а для размера зерна: 0,06). Необходимо отметить также, что при температуре спекания 1850–1890 °С тенденции к дальнейшему снижению объемной доли пор не наблюдается.

В образцах, изготовленных с добавлением никеля, объемная доля пор существенно меньше, чем в образцах, полученных без его добавления, и составляет 0,9–3,9 % при температуре спекания 1700–1800 °С. Таким образом, можно заключить, что, с одной стороны, температура спекания не оказывает существенного влияния на объемную долю пор в образцах, легированных никелем, а с другой стороны, добавка никеля позволяет существенно уменьшить пористость в керамическом материале при одних и тех же температурах спекания.

Дополнительные фазы в керамическом материале занимают меньший объем, чем поры. Тем не менее влияние температуры спекания на объемную долю боратов и боридов представляет интерес. Из рис. 3, в видно, что тенденция к уменьшению содержания дополнительных фаз при увеличении температуры спекания существует, однако не такая очевидная, как в случае с объемной долей пор. Для образцов, изготовленных без добавления никеля, максимальная объемная доля дополнительных фаз составляет 2,2 % при температуре спекания 1800 °С. Необходимо отметить, что при 1870 °С и более в материале керамических образцов практически не остается дополнительных фаз (их объемная доля составляет 0,1 %). В образцах, изготовленных с добавлением никеля, дополнительных фаз больше (максимальное их содержание составляет 3 % (объемн.)).

Отдельный интерес представляет анализ влияния содержания никеля в керамическом материале на его структуру. Спекание порошка гексаборида лантана с добавлением порошка никеля происходит по механизму припекания с участием жидкой фазы [15]. Наличие жидкой манжеты из никеля между частицами  $\text{LaB}_6$  может обуславливать возникновение сил, стягивающих эти частицы и, таким образом, ускоряющих процесс консолидации зерен. В процессе спекания никель может, как диффундировать в зерна гексаборида лантана, так и образовывать дополнительные фазы с лантаном и бором. Согласно результатам исследования, никель обнаружен в составе зерен основной фазы (рис. 1, б), а также в составе дополнительных фаз, образующих выделения по границам зерен, – соединениях никеля, бора и лантана ( $\text{LaNi}_{12}\text{B}_6$  и  $\text{Ni}_4\text{B}_3$ ) (рис. 1, в–г). Таким образом, добавление никеля способствует, с одной стороны, интенсификации процесса спекания и образованию структуры с равноосными зернами и закрытыми порами, а с другой стороны, образованию дополнительных фаз на границах зерен. Поэтому важно иметь представление об оптимальном содержании никеля.

На рис. 4, а представлена весьма неоднозначная зависимость размера зерна от содержания никеля. Видно, что при увеличении содержания никеля с 0,3 до 2,7 % (по массе) размер зерна в соответствии со степенной функцией (величина достоверности аппроксимации экспериментальных данных  $R^2$  составляет ~0,8) уменьшается с 36 до 12 мкм. Представляется, что в соответствии с механизмом припекания, описанным ранее, существует оптимальное содержание никеля, при котором формируется благоприятная структура с крупными равноосными зернами и замкнутыми малоразмерными порами. По данным рис. 4, а видно, что такое содержание никеля составляет не более 0,5 % (по массе). При дальнейшем повышении содержания никеля на границах зерен образуются в большом количестве никельсодержащие бориды, которые препятствуют дальнейшему росту зерен. Разброс данных по величине среднего размера зерна в образцах, изготовленных с добавлением никеля при температуре спекания 1750 °С (рис. 3, а), может иметь место именно по этой причине.

Добавление никеля позволяет существенно уменьшить пористость материала керамических образцов. Экспериментальные данные, представленные на рис. 4, б, свидетельствуют о том, что разброс значений пористости небольшой и составляет 0,9–3,9 % (объемн.) для всего диапазона концентраций никеля. При содержании никеля до 0,5 % (по массе) объемная доля пор составляет 1,5–2 %. Наименьшая пористость

обнаружена в образцах, изготовленных с добавлением никеля в количестве до 1–2 % (по массе), и составляет 0,9–1,7 % (объемн.).

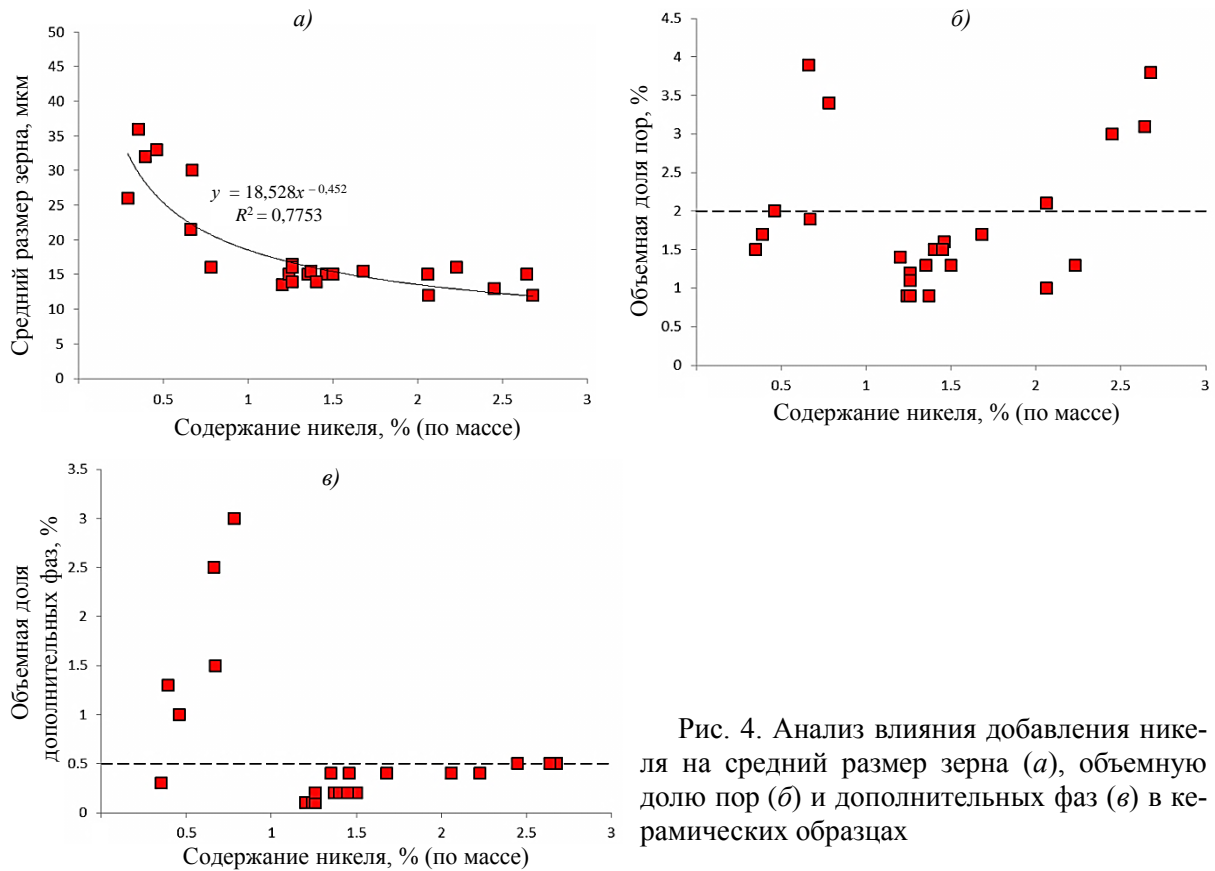


Рис. 4. Анализ влияния добавления никеля на средний размер зерна (а), объемную долю пор (б) и дополнительную фаз (в) в керамических образцах

Интерес представляет зависимость объемной доли дополнительных фаз от содержания никеля. Из данных рис. 4, в видно, что при содержании никеля 1 % (по массе) и более объемная доля дополнительных фаз не превышает 0,5 %. Наибольшее количество дополнительных фаз – до 3 % (объемн.) – обнаружено в образцах с содержанием никеля 0,5–1 % (по массе). При содержании никеля в количестве до 0,5 % (по массе) объемная доля дополнительных фаз не превышает 1,3 %. Следует подчеркнуть, что основной вклад в объемную долю дополнительных фаз вносят бораты лантана. Размер боридов на основе никеля и лантана ничтожно мал по сравнению с размером боратов лантана (рис. 1). Поэтому даже существенное увеличение содержания мелкозернистых боридов практически не отражается на общей картине, а данные, представленные на рис. 4, в, не противоречат выводам, сделанным по данным, показанным на рис. 4, а.

Таким образом, для получения керамического материала с максимальным размером зерна до 36 мкм содержание никеля не должно превышать 0,5 % (по массе). При этом объемная доля пор составляет 1,5–2 %, а объемная доля дополнительных фаз не превышает 1,3 %.

Анализ экспериментальных данных позволил обнаружить зависимость структуры керамического материала на основе гексаборида лантана от места вырезки в заготовке. Из рис. 5, а видно, что средний размер зерна в образцах, отобранных из краевой области заготовки, не превышает 17 мкм. В то же время в образцах, отобранных из центральной части, максимальная величина среднего размера зерна составляет 37 мкм.

Отмечено, что в керамических образцах из краевой части заготовки наблюдаются исключительно типы структуры 1 и 2 (без структуры типа 3), а в образцах из центральной части – все три типа структуры (рис. 5, б). Обнаружено также, что края заготовки в большей степени загрязнены примесными элементами по сравнению с центральной частью (рис. 5, в). Общее содержание примесей в образцах, отобранных из краевой части заготовки, составляет 0,1–0,17 % (по массе), из центральной части: 0,08–0,15 % (по массе).

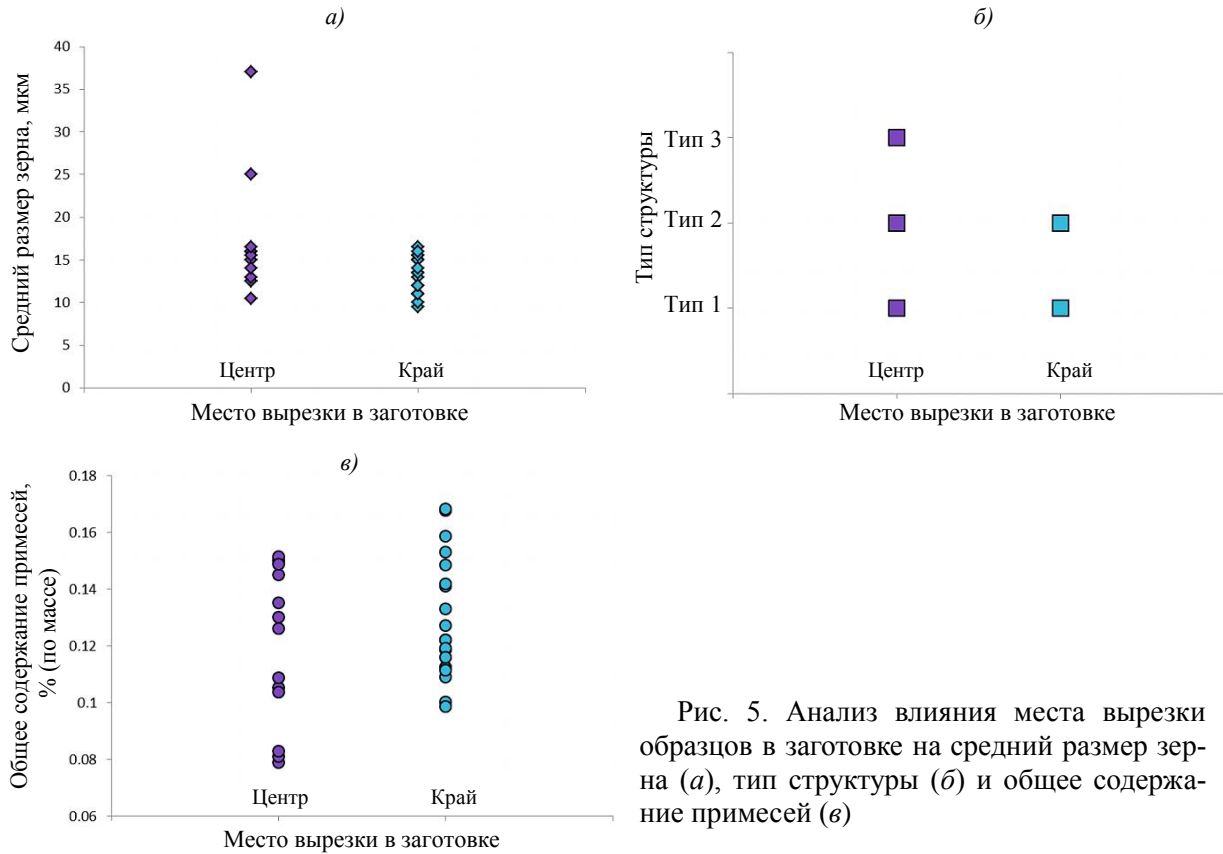


Рис. 5. Анализ влияния места вырезки образцов в заготовке на средний размер зерна (а), тип структуры (б) и общее содержание примесей (в)

### Заключения

По результатам анализа влияния технологии изготовления поликристаллического материала на основе гексаборида лантана на его структуру можно отметить следующее:

- повышение температуры спекания керамического материала на основе гексаборида лантана, изготовленного без добавления никеля, с 1700 до 1850 °С способствует увеличению размера зерен (до 30 мкм) и снижению объемной доли пор (до 3 %). Содержание дополнительных фаз (боратов лантана) при этом не превышает 2,2 % (объемн.);
- легирование порошка гексаборида лантана никелем в количестве не более 0,5 % (по массе) позволяет формировать при спекании благоприятную структуру керамического материала с равноосными зернами размером до 36 мкм и замкнутыми малоразмерными порами с объемной долей до 1,5 %;
- центральная часть заготовки керамического материала, изготовленной методом искрового плазменного спекания, в меньшей степени загрязнена примесными элементами (их содержание составляет не более 0,15 % (по массе)), по сравнению с краевой частью.

## Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
2. Гращенко Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.8577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
3. Каблов Е.Н., Гращенко Д.В., Исаева Н.В., Солнцев С.С. Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 20–24.
4. Bao L.-H., Zhang J.-X., Zhou S.-L., Wei Y.-F. Preparation and characterization of grain size controlled LaB<sub>6</sub> polycrystalline cathode material // Chinese Physics Letters. 2010. Vol. 27. No. 10. P. 1–4.
5. Каблов Е.Н., Мовенко Д.А., Лукина Е.А., Медведев П.Н., Щеголева Н.Е. Исследование структурно-фазового состояния керамического материала на основе гексаборида лантана // Стекло и керамика. 2019. № 11. С. 13–18.
6. Zhou S., Zhang J., Liu D. et al. Synthesis and properties of nanostructured dense LaB<sub>6</sub> cathodes by arc plasma and reactive spark plasma sintering // Acta Materialia. 2010. No. 15. Vol. 58. P. 4978–4985.
7. Zheng S.-Q., Min G.-H., Zou Z.-D. et al. Features of the real structure of lanthanum hexaboride polycrystalline // Chinese Physics Letters. 2001. Vol. 18. No. 7. P. 942–943.
8. Sonber J.K., Sairam K., Murthy T.S.R.Ch. et al. Synthesis, densification and oxidation study of lanthanum hexaboride // Journal of the European Ceramic Society. 2014. Vol. 34. Is. 5. P. 1155–1160.
9. Ağaogulları D., Balcı Ö., Akçamlı N. et al. Effects of different milling conditions on the properties of lanthanum hexaboride nanoparticles and their sintered bodies // Ceramics International. 2019. Vol. 45. Is. 15. P. 18236–18246.
10. Анненков Ю.М., Акарачкин С.А., Ивашутенко А.С. Физический механизм искрового плазменного спекания керамики // Бутлеровские сообщения. 2012. Т. 31. № 9. С. 130–137.
11. Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Осин И.В. Соединение керамических материалов методом искрового плазменного спекания // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 306–317. DOI: 10.8577/2071-9140-2017-0-S-306-317.
12. Кузнецов Б.Ю., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л., Осин И.В. Синтез модельных высокотемпературных керамических матриц методом искрового плазменного спекания и изучение их свойств для получения композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 37–44. DOI: 10.8577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
13. Беляченков И.О., Щеголева Н.Е., Чайникова А.С., Ваганова М.Л., Шавнев А.А. Влияние спекающих и модифицирующих добавок на процесс спекания и свойства нитридокремневой керамики // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 70–78. DOI: 10.8577/2071-9140-2020-0-1-70-78.
14. Cahill J.T., Graeve O. Hexaborides: a review of structure, synthesis and processing // Journal of Materials Research and Technology. 2019. Vol. 8. Is. 6. P. 6321–6335.
15. Гегузин Я.Е. Физика спекания. М.: Наука, 1967. 360 с.

## References

1. Kablov E.N. The materials of the new generation are the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
2. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.8577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
3. Kablov E.N., Grashchenkov D.V., Isaeva N.V., Solntsev S.S. Promising high-temperature ceramic composite materials. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 20–24.
4. Bao L.-H., Zhang J.-X., Zhou S.-L., Wei Y.-F. Preparation and characterization of grain size controlled LaB<sub>6</sub> polycrystalline cathode material. *Chinese Physics Letters*, 2010, vol. 27, no. 10, pp. 1–4.
5. Kablov E.N., Movenko D.A., Lukina E.A., Medvedev P.N., Schegoleva N.E. The study of the structural-phase state of the ceramic material based on hexaboride Lantan. *Steklo i keramika*, 2019, no. 11, pp. 13–18.

6. Zhou S., Zhang J., Liu D. et al. Synthesis and properties of nanostructured dense LaB<sub>6</sub> cathodes by arc plasma and reactive spark plasma sintering. *Acta Materialia*, 2010, no. 15, vol. 58, pp. 4978–4985.
7. Zheng S.-Q., Min G.-H., Zou Z.-D. et al. Features of the real structure of lanthanum hexaboride polycrystalline. *Chinese Physics Letters*, 2001, vol. 18, no. 7, pp. 942–943.
8. Sonber J.K., Sairam K., Murthy T.S.R.Ch. et al. Synthesis, densification and oxidation study of lanthanum hexaboride. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, vol. 34, is. 5, pp. 1155–1160.
9. Ağaoğulları D., Balcı Ö., Akçamlı N. et al. Effects of different milling conditions on the properties of lanthanum hexaboride nanoparticles and their sintered bodies. *Ceramics International*, 2019, vol. 45, is. 15, pp. 18236–18246.
10. Annenkov Yu.M., Akarachkin S.A., Ivashutenko A.S. The physical mechanism of spark plasma sintering of ceramics. *Butlerov readings*, 2012, vol. 31, no. 9, pp. 130–137.
11. Vaganova M.L., Sorokin O.Yu., Osin I.V. Joining of ceramic materials by the method of spark plasma sintering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 306–317. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-306-317.
12. Kuznetsov B.Yu., Sorokin O.Yu., Vaganova M.L., Osin I.V. Synthesis of model high-temperature ceramic matrices by the method of spark plasma sintering and the study of their properties for the production of composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
13. Belyachenkov I.O., Schegoleva N.E., Chainikova A.S., Vaganova M.L., Shavnev A.A. The influence of sintering and modifying additives on the sintering process and the properties of silicon nitride ceramics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 70–78. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-70-78.
14. Cahill J.T., Graeve O. Hexaborides: a review of structure, synthesis and processing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, is. 6, pp. 6321–6335.
15. Geguzin Ya.E. *Physics of sintering*. Moscow: Nauka, 1967, 360 p.

**Информация об авторах**

**Мовенко Дмитрий Александрович**, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Зайцев Денис Владимирович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Медведев Павел Николаевич**, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Dmitry A. Movenko**, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Denis V. Zajcev**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Pavel N. Medvedev**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.06.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.06.2022.  
The article was submitted 20.06.2022; approved and accepted for publication after reviewing 24.06.2022.