

УДК 536.421.5

DOI: 10.32326/1814-9146-2022-84-2-272-281

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ
НА БАЛЛИСТИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО
ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ***

© 2022 г. **Мелехин Н.В., Болдин М.С., Попов А.А.,
Брагов А.М., Баландин В.В., Баландин Вл.Вл.,
Крутова О.Г., Берендеев Н.Н., Чувильдеев В.Н.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

boldin@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 03.03.2022

Представлены результаты испытаний на баллистическую стойкость керамических образцов на основе оксида алюминия ($\text{Al}_2\text{O}_3+0,25\%\text{MgO}$), полученных методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания. Образцы диаметром 30 мм, толщиной 6,5 и 7 мм имели высокую относительную плотность (более 99%), однородную мелкозернистую микроструктуру (средний размер зерна ~1,0–1,5 мкм) и повышенную твердость (более 17 ГПа). Методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS Workbench показано, что при быстром охлаждении со скоростью 50 °С/мин в образцах формируется неравномерное температурное поле и возникает различие в температурах на двух противоположных сторонах образцов керамики. Установлено, что неравномерное охлаждение при спекании приводит к формированию сжимающих внутренних напряжений (до –450 МПа), причем наблюдается существенное различие в величине внутренних напряжений на противоположных сторонах керамических образцов. Различия параметров микроструктуры и микротвердости на противоположных сторонах образцов незначительны. Испытания на баллистическую стойкость проводились на скорости 700 м/с с использованием цилиндрических ударников из закаленной стали ШХ15. Баллистическая стойкость керамики оценивалась по запреградному действию – глубине проникания ударника в алюминиевый образец-свидетель, расположенный сзади испытываемой керамической пластины. Показано, что запреградное действие при испытании керамической пластины с большой величиной сжимающих внутренних напряжений (от –390 до –450 МПа) оказывается в 1,5–2 раза меньше, чем при баллистическом испытании керамической пластины, в поверхностном слое которой внутренние сжимающие напряжения малы (от –60 до –90 МПа). Полученные результаты впервые продемонстрировали важность формирования сжимающих полей внутренних напряжений в керамиках, которые позволяют дополнительно повышать баллистическую стойкость защитных керамических пластин.

* Выполнено при поддержке РФФ (грант №20-73-10113).

Ключевые слова: оксид алюминия, микроструктура, внутренние напряжения, баллистическая стойкость, электроимпульсное плазменное спекание.

Введение

В настоящее время керамические конструкционные материалы разного состава (оксид алюминия, карбид бора, карбид кремния и др.) активно исследуются как средство защиты от поражения кинетическими ударниками [1–3]. Керамические материалы на основе оксида алюминия применяются в качестве защиты от кинетических ударников благодаря их высокой твердости и низкой плотности, обеспечивающей малый вес [2].

Перспективным способом повышения баллистической стойкости керамик является формирование в них мелкозернистой структуры с повышенной твердостью [2, 4]. Один из эффективных способов получения мелкозернистых керамик на основе оксида алюминия – метод электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) [5–8]. Метод ЭИПС представляет собой способ высокоскоростного горячего прессования, реализующийся за счет пропускания миллисекундных импульсов тока большой мощности через графитовую пресс-форму с помещенным в нее субмикронным порошком [5]. Высокие скорости нагрева позволяют сохранить в керамике мелкозернистую структуру с высокими механическими свойствами [5–9].

Современные установки для ЭИПС обладают возможностью управления полями внутренних напряжений в керамиках. Эффективным способом формирования макронапряжений является неравномерность охлаждения противоположных сторон керамического образца. Как показано в [10, 11], в процессе высокоскоростного нагрева и охлаждения при ЭИПС между противоположными сторонами керамического образца возникает существенная разница температур ΔT . Контролируя температуру и скорость охлаждения, можно формировать в керамическом образце различный уровень макронапряжений. Формирование сжимающих внутренних макронапряжений способно обеспечить дополнительное повышение баллистической стойкости керамических пластин [12, 13].

Цель настоящей статьи – изучение влияния внутренних напряжений на баллистическую стойкость керамик из мелкозернистого оксида алюминия.

Методики испытаний

В качестве объекта исследования выступали керамические образцы оксида алюминия, полученные методом ЭИПС. Компактирование образцов диаметром 30 мм проводилось с использованием установки Dr. Sinter model SPS-625. Исследовались следующие режимы спекания: скорость нагрева и охлаждения 50 °С/мин, величина приложенной нагрузки 70 МПа, среда – вакуум, температура спекания 1500 °С. После спекания керамические пластины механически полировали до уровня шероховатости не более 5 мкм.

Плотность образцов ρ измерялась методом гидростатического взвешивания при комнатной температуре. Теоретическая плотность керамики равняется 3,999 г/см³.

Рентгенодифракционные исследования проводились на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в геометрии Брэгга – Брентано с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$. Прибор оснащен приставкой для наклона образца по углу ψ . Внутренние напряжения анализировались по методике $\sin^2 \psi$ [14]. Точность определения величины внутренних напряжений составляла 20 МПа.

Микроструктура керамик исследовалась при помощи растрового электронного микроскопа TESCAN Vega. Средний размер зерна определялся методом секущих с использованием программы GoodGrains. Твердость по Виккерсу H_V измерялась с помощью микротвердомера Struers Duramin-2 с нагрузкой 2 кг.

Внутренние напряжения, микроструктура и измерения твердости исследовались на образцах-свидетелях, полученных по аналогичным режимам спекания и обработки поверхности. Аттестация керамик проводилась на обеих сторонах образцов-свидетелей.

Испытания на баллистическую стойкость керамических пластин диаметром 30 мм (толщина 6,5 и 7 мм) проводились с использованием цилиндроконических ударников диаметром 5 мм и длиной 45 мм. Угол при вершине ударника составлял 23° . Материал ударника – закаленная сталь ШХ-15. В испытаниях применялась легкогазовая пушка калибра 20 мм [15]. Ударник разгонялся в алюминиевом поддоне до начальной скорости 700 м/с. Расстояние между окончанием ствола и керамической пластиной составляло 100 мм. Для оценки запреградного воздействия сзади керамического образца располагался образец-свидетель толщиной 20 мм, изготовленный из алюминиевого сплава Д16. После эксперимента образец-свидетель разрезался вдоль оси каверны при помощи электроэрозионной резки. Глубина внедрения измерялась на сечении образца-свидетеля при помощи штангенциркуля.

Экспериментальные результаты

На рис. 1 представлены электронно-микроскопические фотографии микроструктуры образцов керамик. Керамика имеет мелкозернистую микроструктуру и, как следствие, высокие значения твердости (17,1–17,3 ГПа, табл. 1). Средний размер зерна керамики составляет 1,0–1,5 мкм, по границам зерен оксида алюминия видны светлые частицы шпинели, образовавшиеся при спекании керамики $\text{Al}_2\text{O}_3 + 0,25\% \text{MgO}$. Крупные поры на поверхности керамики отсутствуют; в тройных стыках зерен видны единичные субмикронные поры. Относительная плотность керамики составляет $\sim 99,4\%$ (см. табл. 1).

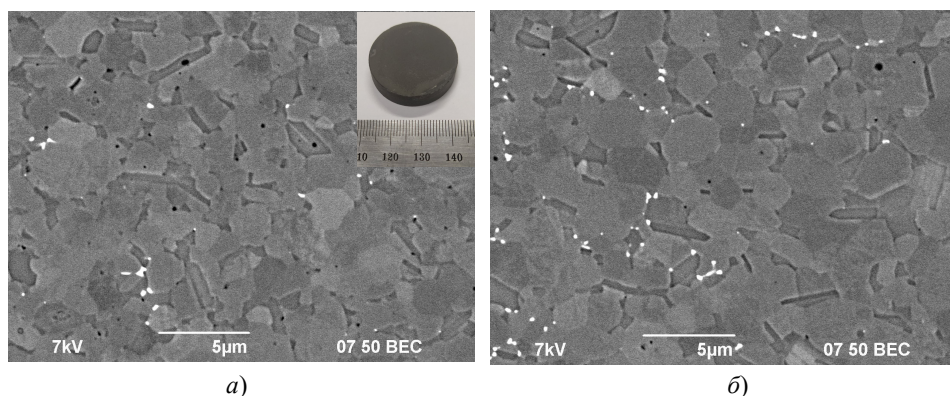


Рис. 1. Микроструктура керамики на основе оксида алюминия:
а) сторона А, б) сторона В

Анализ результатов показывает, что на противоположных сторонах образцов (стороны А и В) отличия в микротвердости не превышают разброса свойств (1,3–1,5 ГПа). Микроструктура и пористость сторон А и В образцов одинакова.

Таблица 1

Характеристики исследованных образцов

№	Сторона	Микротвердость H_v , ГПа	Толщина, мм	ρ , %	Внутренние напряжения на поверхности, МПа	Глубина кратера в алюминиевой пластине, мм
1	A	17,1±1,4	6,5	99,1	-90	11,2
	B	17,3±1,2			-450	-
2	A	17,2±1,2	6,5	99,2	-80	-
	B	17,1±1,1			-390	5,1
3	A	17,1±1,5	7,0	99,4	-80	2,2
	B	17,2±1,4			-410	-
4	A	17,1±1,4	7,0	99,2	-60	-
	B	17,3±1,3			-400	1,4

В таблице 1 буквой В обозначена поверхность керамической мишени, со стороны которой при ЭИПС прикладывалось внешнее одноосное напряжение.

Как видно из таблицы 1, в образцах керамик наблюдается заметное отличие в характере и величине внутренних напряжений на двух противоположных сторонах керамической мишени. Во-первых, следует отметить, что в керамиках сформированы сжимающие внутренние напряжения, причем средняя величина внутренних напряжений в керамике оказывается достаточно велика. Во-вторых, следует подчеркнуть, что отличие в величине внутренних напряжений между сторонами А и В керамических образцов может достигать 350 МПа.

Для исследования влияния остаточных напряжений на баллистическую стойкость керамик образцы располагались стороной А или стороной В по отношению к воздействию на них ударнику. На рис. 2 приведено сечение алюминиевых образцов-свидетелей, по которым оценивалось запреградное воздействие ударника, а также фотография стального ударника.

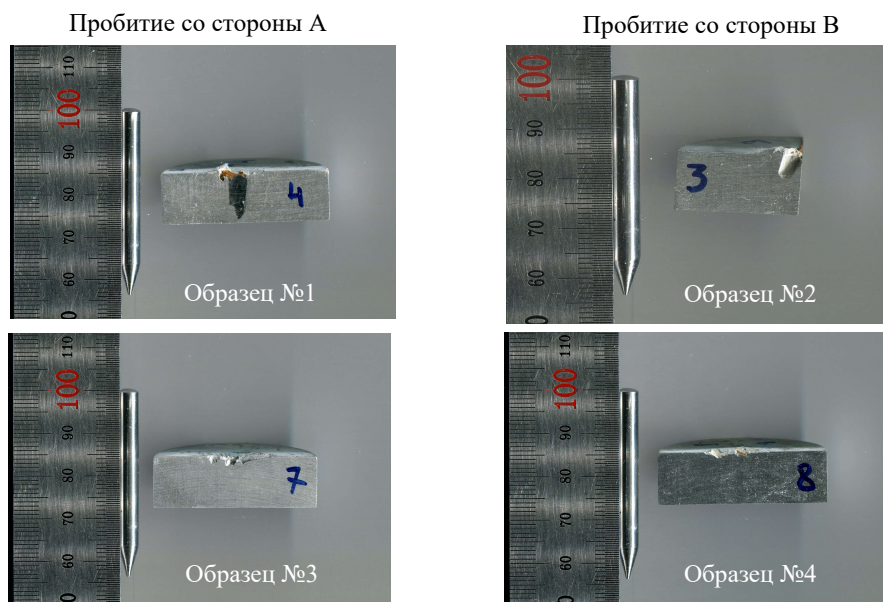


Рис. 2. Результаты испытаний на баллистическую стойкость керамических образцов толщиной 6,5 мм (образцы №1, 2) и 7 мм (образцы №3, 4)

Анализ представленных на рис. 2 фотографий показывает, что каверна от внедренного ударника располагается по оси, близкой к нормальной, отклонение ударника от перпендикулярной оси незначительно. На поверхности некоторых алюминиевых образцов-свидетелей видны следы высокоскоростного воздействия разрушившейся керамической пластины. В вершине каверны наблюдается интенсивная пластическая деформация алюминиевого сплава (рис. 3).

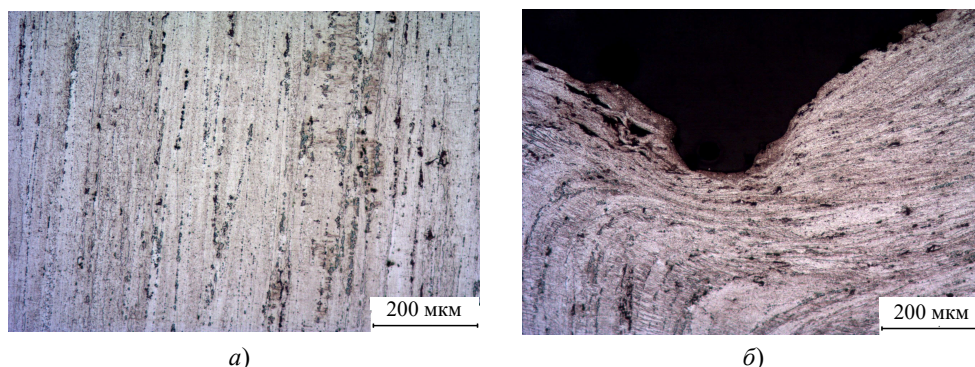


Рис. 3. Макроструктура образца-свидетеля из алюминиевого сплава Д16 вдали от зоны удара (а) и в вершине каверны, образовавшейся при внедрении ударника (б)

Обобщение представленных в таблице 1 результатов баллистических испытаний показывает, что наблюдается существенное изменение величины запреградного действия ударника в зависимости от величины внутренних напряжений, сформированных в керамической пластине при ЭИПС. Баллистические испытания образцов свидетельствуют о том, что в случае внедрения ударника со стороны керамической пластины с малым уровнем внутренних напряжений наблюдается большая глубина пробития образца-свидетеля. Разница в глубине внедрения ударника в образец-свидетель может достигать 50% (см. таблицу 1).

Таким образом, сжимающие внутренние напряжения на лицевой стороне керамической пластины оказывают положительное влияние на баллистическую стойкость керамики из мелкозернистого оксида алюминия.

Обсуждение результатов

Как известно, при использовании стандартной технологии свободного спекания в керамике внутренние напряжения практически отсутствуют. Проведенные эксперименты показывают, что ЭИПС позволяет формировать в корундовой керамике сжимающие внутренние напряжения, величина которых достигает 450 МПа. Это может приводить к дополнительному повышению баллистической стойкости керамических пластин, изготовленных методом ЭИПС.

Для подтверждения возможности возникновения внутренних напряжений в оксиде алюминия при охлаждении было проведено моделирование распределения температур методом конечных элементов [16–20]. Моделирование проводилось в пакете ANSYS Workbench.

Геометрическая модель системы, соответствующей основным принципам работы установки Dr. Sinter model SPS, представлена на рис. 4а. Система пресса состоит из плунжеров, к которым прикладывается давление, графитовой пресс-

формы, которая нагревается до высоких температур при протекании тока, а также спекаемого порошка. Задача решалась в осесимметричной постановке. На рис. 4а использованы следующие обозначения: ALUMINA_3_powder – модель материала, описывающего порошок оксида алюминия; GRAPHITE – материал, соответствующий графитовой пресс-форме и пуансону; SS 304 – внешний стальной пуансон, через который осуществляется циркуляция воды.

Охлаждение задавалось с помощью граничных условий (рис. 4б) в соответствии с принципом работы установки, то есть за счет циркулирующей воды.

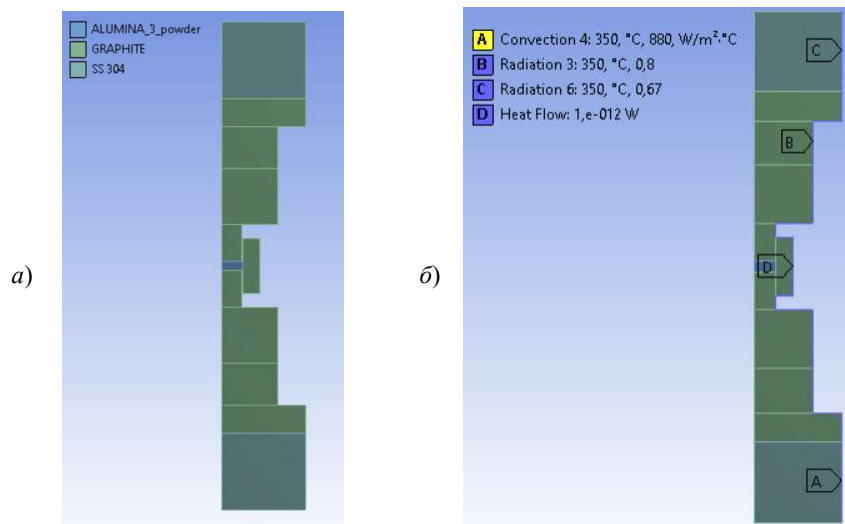


Рис. 4. Геометрическая модель процесса ЭИПС (а) и граничные условия в процессе остывания образца после ЭИПС (б)

Дискретная модель системы, разбитая на конечные элементы [16], представлена на рис. 5а. Для повышения точности расчетов было сделано сгущение сетки в области спекаемого образца и плунжеров.

В результате моделирования была получена картина распределения температур в процессе остывания после спекания. Распределение температуры в процессе остывания образца до температуры 600 °С представлено на рис. 5б.

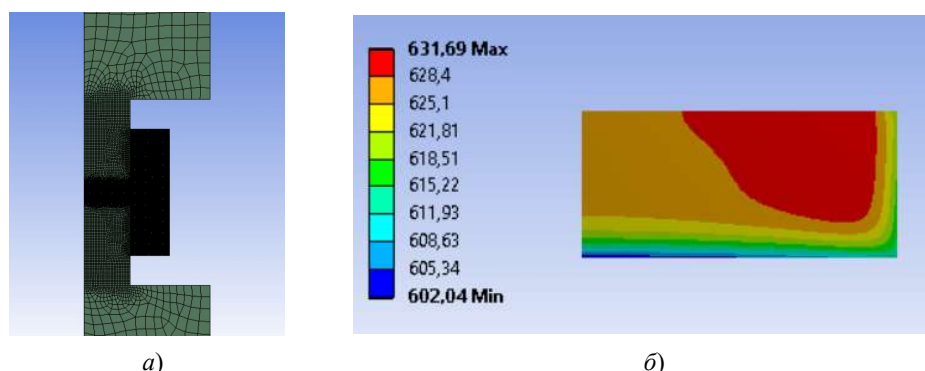


Рис. 5. Дискретная модель процесса ЭИПС (а) и распределение температуры в образце при остывании (б)

Как видно из рисунка, присутствует существенная асимметрия по скорости остывания образца, которая, в свою очередь, приводит к возникновению разницы температуры в $T \sim 30$ °С (при температуре ~ 600 °С). Отметим, что поскольку остывание установки происходит неравномерно во времени, то на стадии высокотемпературного охлаждения (в интервале температур 1500–1000 °С) разница температур ΔT будет более существенной.

Заклучение

Показано, что метод ЭИПС позволяет формировать сжимающие поля внутренних напряжений в керамике (до -450 МПа), а также обеспечивать заметное различие в величине внутренних напряжений на противоположных сторонах керамических образцов. Различие в величине внутренних напряжений на противоположных сторонах образцов обусловлено неоднородностью температурного поля в образцах при охлаждении.

Проведены исследования влияния внутренних напряжений на баллистическую стойкость мелкозернистого оксида алюминия. Показано, что сжимающие внутренние напряжения способствуют повышению баллистической стойкости мелкозернистого оксида алюминия в 1,5–2 раза.

Список литературы

1. Yadav S., Ravichandran G. Penetration resistance of laminated ceramic/polymer structures. *International Journal of Impact Engineering*. 2003. Vol. 28. Iss. 5. P. 557–574. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(02\)00122-7](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(02)00122-7).
2. Boldin M.S., Berendeev N.N., Melekhin N.V., Popov A.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N. Review of ballistic performance of alumina: Comparison of alumina with silicon carbide and boron carbide. *Ceramics International*. 2021. Vol. 47. Iss. 18. P. 25201–25213. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.06.066>.
3. Xavier C., Costa C.R.C. Study on mechanical behavior of alumina plates under ballistic impact. *Cerámica*. 1984. Vol. 30. No 175. P. 161–168.
4. Aman Y., Garnier V., Djurado E. A screening design approach for the understanding of spark plasma sintering parameters: A case of translucent polycrystalline undoped alumina. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2010. Vol. 7. Iss. 5. P. 574–586. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2009.02448.x>.
5. Chuvil'deev V.N., Panov D.V., Boldin M.S., Nokhrin A.V., Blagoveshensky Yu.V., Sakharov N.V., Shotin S.V., Kotkov D.N. Structure and properties of advanced materials obtained by Spark Plasma Sintering. *Acta Astronautica*. 2015. Vol. 109. P. 172–176. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2014.11.008>.
6. Kim B.N., Hiraga K., Morita K., Yoshida H. Effects of heating rate on microstructure and transparency of Spark-Plasma-Sintered Alumina. *Journal of the European Ceramic Society*. 2009. Vol. 29. Iss. 2. P. 323–327. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2008.03.015>.
7. Demuynecka M., Erauw J.P., Biest O.V., Delannay F., Cambier F. Densification of alumina by SPS and HP: A comparative study. *Journal of the European Ceramic Society*. 2012. Vol. 32. Iss. 9. P. 1957–1964. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.10.031>.
8. Krell A., Blank P. The influence of shaping method on the grain size dependence of strength in dense submicrometre alumina. *Journal of the European Ceramic Society*. 1996. Vol. 16. P. 1189–1200. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(96\)00044-1](https://doi.org/10.1016/0955-2219(96)00044-1).
9. Munir Z.A., Quach D.V. Electric current activation of sintering: A review of the pulsed electric current sintering process. *Journal of the American Ceramic Society*. 2011. Vol. 94. Iss. 1. P. 1–19. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.04210.x>.
10. Zhou Y., Hirao K., Yamauchi Y., Kanzaki S. Effects of heating rate and particle size on pulse

electric current sintering of alumina. *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 48. Iss. 12. P. 1631–1636. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00138-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00138-6).

11. Yushin D.I., Smirnov A.V., Pinargote N.S., Peretyagin P.Yu., Kuznetsov V.A., Torrecillas R. Spark plasma sintering of cutting plates. *Russian Engineering Research*. 2016. Vol. 36. No 5. P. 410–413. <https://doi.org/10.3103/S1068798X16050233>.

12. Meyer Jr. H.W., Abeln T., Bingert S., Bruchey W., Brannon R., Chhabildas L., Dienes J., Middleditch J. Crack behavior of ballistically impacted ceramic. *Shock Compression of Condensed Matter – 1999: AIP Conference Proceedings*. 27 Jun.–2 Jul. 1999. Snowbird, Utah (USA). 2000. Vol. 505. Iss. 1. P. 1109–1112. <https://doi.org/10.1063/1.1303659>.

13. Han C., Sun C.T. A study of pre-stress effect on static and dynamic contact failure of brittle materials. *International Journal of Impact Engineering*. 2000. Vol. 24. Iss. 6-7. P. 597–611. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(99\)00042-1](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(99)00042-1).

14. Hilley M.E. *Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction*. SAE J784a. Society of Automotive Engineers. Warrendale, PA (USA). 1971. P. 21–24.

15. Брагов А.М., Чувильдеев В.Н., Мелехин Н.В., Болдин М.С., Баландин В.В., Нохрин А.В., Попов А.А. Экспериментальное исследование динамической прочности мелкозернистой керамики на основе оксида алюминия, полученной методом искрового плазменного спекания. *Прикладная механика и техническая физика*. 2020. Т. 61. №3(361). С. 207–214. DOI: 10.15372/PMTF20200322.

16. Зенкевич О. *Метод конечных элементов в технике*. 1975. М.: Мир, 541 с.

17. Olevsky E., Froyen L. Constitutive modeling of spark-plasma sintering of conductive materials. *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 55. Iss. 12. P. 1175–1178. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.07.009>.

18. Molénat G., Durand L., Galy J., Couret A. Temperature control in spark plasma sintering: An FEM approach. *Journal of Metallurgy*. 2010. Vol. 2010. P. 1–9. DOI: 10.1155/2010/145431.

19. Antou G., Mathieu G., Troliard G., Maitre A. Spark plasma sintering of zirconium carbide and oxycarbide: Finite element modeling of current density, temperature, and stress distributions. *Journal of Materials Research*. 2009. Vol. 24. Iss. 2. P. 404–412. <https://doi.org/10.1557/JMR.2009.0039>.

20. Anselmi-Tamburini U., Gennari S., Garay J.E., Munir Z.A. Fundamental investigations on the spark plasma sintering/synthesis process: II. Modeling of current and temperature distributions. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 394. Iss. 1-2. P. 139–148. DOI: 10.1016/J.MSEA.2004.11.019.

References

1. Yadav S., Ravichandran G. Penetration resistance of laminated ceramic/polymer structures. *Int. J. Impact Eng.* 2003. Vol. 28. Iss. 5. P. 557–574. DOI: 10.1016/S0734-743X(02)00122-7.

2. Boldin M.S., Berendeev N.N., Melekhin N.V., Popov A.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N. Review of ballistic performance of alumina: Comparison of alumina with silicon carbide and boron carbide. *Ceram. Int.* 2021. Vol. 47. Iss. 18. P. 25201–25213. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.06.066>.

3. Xavier C., Costa C.R.C. Study on mechanical behavior of alumina plates under ballistic impact. *Cerámica*. 1984. Vol. 30. No 175. P. 161–168.

4. Aman Y., Garnier V., Djurado E. A screening design approach for the understanding of spark plasma sintering parameters: A case of translucent polycrystalline undoped alumina. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2010. Vol. 7. Iss. 5. P. 574–586. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2009.02448.x>.

5. Chuvil'deev V.N., Panov D.V., Boldin M.S., Nokhrin A.V., Blagoveshensky Yu.V., Sakharov N.V., Shotin S.V., Kotkov D.N. Structure and properties of advanced materials obtained by Spark Plasma Sintering. *Acta Astronautica*. 2015. Vol. 109. P. 172–176. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2014.11.008>.

6. Kim B.N., Hiraga K., Morita K., Yoshida H. Effects of heating rate on microstructure and transparency of Spark-Plasma-Sintered Alumina. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2009. Vol. 29. Iss. 2. P. 323–327. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2008.03.015>.

7. Demuycka M., Erauw J.P., Biest O.V., Delannay F., Cambier F. Densification of alumina by SPS and HP: A comparative study. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. Vol. 32. Iss. 9. P. 1957–1964. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.10.031>.
8. Krell A., Blank P. The influence of shaping method on the grain size dependence of strength in dense submicrometre alumina. *J. Eur. Ceram. Soc.* 1996. Vol. 16. P. 1189–1200. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(96\)00044-1](https://doi.org/10.1016/0955-2219(96)00044-1).
9. Munir Z.A., Quach D.V. Electric current activation of sintering: A review of the pulsed electric current sintering process. *J. Amer. Chem. Soc.* 2011. Vol. 94. Iss. 1. P. 1–19. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.04210.x>.
10. Zhou Y., Hirao K., Yamauchi Y., Kanzaki S. Effects of heating rate and particle size on pulse electric current sintering of alumina. *Scripta Mater.* 2003. Vol. 48. Iss. 12. P. 1631–1636. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00138-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00138-6).
11. Yushin D.I., Smirnov A.V., Pinargote N.S., Peretyagin P.Yu., Kuznetsov V.A., Torrecillas R. Spark plasma sintering of cutting plates. *Russian Engineering Research.* 2016. Vol. 36. No 5. P. 410–413. <https://doi.org/10.3103/S1068798X16050233>.
12. Meyer Jr. H.W., Abeln T., Bingert S., Bruchey W., Brannon R., Chhabildas L., Dienes J., Middleditch J. Crack behavior of ballistically impacted ceramic. *Shock Compression of Condensed Matter – 1999: AIP Conference Proceedings.* 27 Jun.–2 Jul. 1999. Snowbird, Utah (USA). 2000. Vol. 505. Iss. 1. P. 1109–1112. <https://doi.org/10.1063/1.1303659>.
13. Han C., Sun C.T. A study of pre-stress effect on static and dynamic contact failure of brittle materials. *Int. J. Impact Eng.* 2000. Vol. 24, Iss. 6–7. P. 597–611. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(99\)00042-1](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(99)00042-1).
14. Hilley M.E. *Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction.* SAE J784a. Society of Automotive Engineers. Warrendale, PA (USA). 1971. P. 21–24.
15. Bragov A.M., Chuvil'deev V.N., Melekhin N.V., Boldin M.S., Balandin V.V., Nokhrin A.V., Popov A.A. Experimental study of dynamic strength of aluminum oxide based fine-grained ceramics obtained by spark plasma sintering. *J. App. Mech. Tech. Phys.* 2020. Vol. 61. No 3. P. 494–500.
16. Zienkewicz O.C. *The Finite Element Method in Engineering Science.* London. McGraw-Hill. 1971. 541 p.
17. Olevsky E., Froyen L. Constitutive modeling of spark-plasma sintering of conductive materials. *Scripta Mater.* 2006. Vol. 55. Iss. 12. P. 1175–1178. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.07.009>.
18. Molénat G., Durand L., Galy J., Couret A. Temperature Control in Spark Plasma Sintering: An FEM Approach. *Journal of Metallurgy.* 2010. Vol. 2010. P. 1–9. DOI: 10.1155/2010/145431.
19. Antou G., Mathieu G., Troliard G., Maitre A. Spark plasma sintering of zirconium carbide and oxycarbide: Finite element modeling of current density, temperature, and stress distributions. *J. Mater. Res.* 2009. Vol. 24. Iss. 2. P. 404–412. <https://doi.org/10.1557/JMR.2009.0039>.
20. Anselmi-Tamburini U., Gennari S., Garay J.E., Munir Z.A. Fundamental investigations on the spark plasma sintering/synthesis process: II. Modeling of current and temperature distributions. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. Vol. 394. Iss. 1-2. P. 139–148. DOI: 10.1016/J.MSEA.2004.11.019.

**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF INTERNAL STRESSES
ON THE BALLISTIC RESISTANCE OF FINE-GRAINED ALUMINUM OXIDE
OBTAINED BY SPARK PLASMA SINTERING**

**Melekhin N.V., Boldin M.S., Popov A.A., Bragov A.M., Balandin V.V.,
Balandin V.I., Krutova O.G., Berendeev N.N., Chuvil'deev V.N.**

*National Research Lobachevsky State University
of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

The results of tests for ballistic resistance of ceramic samples based on aluminum oxide ($\text{Al}_2\text{O}_3 + 0.25\text{MgO}$) obtained by high-speed electric pulse plasma sintering (EIPS) are presented. Samples 30 mm in diameter, 6.5 and 7 mm thick had a high relative density (more than 99%), a uniform fine-

grained microstructure (average grain size $\sim 1\text{--}1.5\ \mu\text{m}$), and increased hardness (more than 17 GPa). Using the finite element method, using the ANSYS Workbench package, it is shown that during rapid cooling at a rate of $50\ \text{°C}/\text{min}$, an uneven temperature field is formed in the samples and a difference in temperatures arises on two opposite sides of the ceramic samples. It has been established that non-uniform cooling during SPS leads to the formation of compressive internal stresses (up to $-450\ \text{MPa}$), and there is a significant difference in the magnitude of internal stresses on opposite sides of ceramic samples. The differences in the parameters of the microstructure and microhardness on opposite sides of the samples are insignificant. Ballistic resistance tests were carried out at a speed of $700\ \text{m}/\text{s}$, using cylindrical-conical impactors made of hardened steel 52100. The ballistic resistance of the ceramics was evaluated by the anti-barrier action, i.e., the penetration depth of the striker into the aluminum witness sample located behind the tested ceramic plate. It is shown that the barrier action during testing of a ceramic plate with a large value of compressive internal stresses (from -390 to $-450\ \text{MPa}$) is 1.5–2 times less than during ballistic testing of a ceramic plate, in the surface layer of which internal compressive stresses are small (from -60 to $-90\ \text{MPa}$). The results obtained for the first time demonstrated the importance of the formation of compressive fields of internal stresses in ceramics, which makes it possible to further increase the ballistic resistance of protective ceramic plates.

Keywords: aluminum oxide, microstructure, internal stresses, ballistic resistance, spark plasma sintering.