

Особливості консолідації композита на основі Al_2O_3 , що вміщує 41,5% (мас.) твердого розчину ZrO_2 , сумісно стабілізованого оксидами церію та ітрію

М. Ю. Смирнова-Замкова¹, І. О. Марек^{1*}, В. П. Редько¹,
О. І. Хоменко¹, В. В. Геращенко², Т. В. Мосіна¹, О. К. Рубан¹,
І. С. Марценюк¹, О. В. Дуднік¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3

*E-mail: Mega_marekirina@ukr.net

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України
Україна, 04074, Київ, вул. Автозаводська, 2

Досліджено особливості консолідації ZTA-композитів. За високого вмісту T-ZrO₂ в процесі формування ZTA-композитів проявився вплив пластичної деформації, що сприяло підвищенню густини пресовок. Після спікання в ZTA-композитах спостерігається подібна до евтектичної спрямованість розташування зерен Al₂O₃. Удосконалення процесів консолідації ZTA-композитів евтектичного складу дозволить підвищити їх механічні характеристики для мікроструктурного проєктування матеріалів.

Ключові слова: Al_2O_3 , ZrO_2 , композит, твердий розчин, ZTA-кераміка.

Вступ

Кераміка на основі Al_2O_3 , зміцненого ZrO_2 або твердими розчинами на основі ZrO_2 , (ZTA-композит) привертає значну увагу завдяки високотемпературній механічній міцності, термостійкості, зносостійкості, стійкості до окиснення, низькій теплопровідності, а також невеликим співвідношенням між коефіцієнтами теплового розширення (КТР) ZTA-композитів і металів. На основі ZTA-композитів розроблено високоміцні вироби: пари тертя (підшипники ковзання) для насособудування, деталі запірної арматури, футерування та кулі для розмелювання, ріжучий інструмент, ізолятори для електрохірургічного втручання, бронежилети, легка керамічна броня, кисневі датчики, прес-форми, термічні і антикорозійні покриття, біоімпланти тощо [1—6]. ZTA-кераміку, що містить до 30% (мас.) ZrO_2 , вважають перспективним матеріалом для розробки конструкційної кераміки, що експлуатується за криогенних температур [7, 8].

В порівнянні з чистим $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ZTA-композити поєднують високу твердість матриці Al_2O_3 з високою в'язкістю руйнування зміцнюючої фази — твердого розчину на основі ZrO_2 , стабілізованого Y_2O_3 (YSZ). Механічні властивості ZTA-кераміки залежать в основному від кількості ZrO_2 , співвідношення тетрагонального і моноклінного твердих розчинів на

© М. Ю. Смирнова-Замкова, І. О. Марек, В. П. Редько, О. І. Хоменко,
В. В. Геращенко, Т. В. Мосіна, О. К. Рубан, І. С. Марценюк,
О. В. Дуднік, 2025

основі ZrO_2 (Т- ZrO_2 і М- ZrO_2), розміру його зерен та їх розташування у матриці Al_2O_3 . Відмінні характеристики обумовлено дією декількох механізмів зміцнення — трансформаційного, відхилення/розгалуження тріщин, мікротріщинуватості, модульного перенесення навантаження [1].

В основному використовують ZTA-композити, в яких матриця $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ зміцнена частинками тетрагонального твердого розчину на основі ZrO_2 (Т- ZrO_2) системи $\text{ZrO}_2\text{—Y}_2\text{O}_3$ (YSZ) [9, 10]. Перспективним матеріалом є кераміка системи $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—ZrO}_2$, що має склади, близькі до евтектичних, для застосування в умовах високих температур [11, 12] і створення керамічного шару термобар'єрних покриттів [13, 14].

Ретельно досліджують вплив на механічні властивості легування ZTA-композитів оксидом церію, особливо для біомедичних застосувань. Визначено, що найбільш ефективно CeO_2 впливає на властивості ZTA-композитів у тому випадку, коли в процесі виробництва входить до складу твердого розчину на основі ZrO_2 [15, 16].

Розробка нових видів ZTA-композитів передбачає створення певного типу мікроструктури об'єму і поверхні матеріалу, метою якої є максимальна протидія різним руйнівним факторам: зародженню, накопиченню і злиттю мікротріщин, їх підростанню і розвитку в магістральну тріщину і т. п. Такі мікроструктури формуються шляхом цілеспрямованої зміни хімічного і фазового складів матриці, концентрації і морфології дисперсних фаз, варіацією хімічного синтезу вихідних порошків, методів їх попередньої обробки, зміни умов спікання матеріалу. Становить практичний інтерес дослідити ZTA-композити, що вміщують дисперговані наночастинки твердого розчину на основі ZrO_2 , спільно легованого оксидами ітрію та церію ($\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3, \text{CeO}_2)$).

Властивості ZTA-кераміки в першу чергу залежать від здатності контролювати процес фазового перетворення метастабільного Т- $\text{ZrO}_2 \rightarrow$ М- ZrO_2 в процесі одержання та експлуатації. За великих або рівних об'ємних частках дисперсної фази і матриці синергетична дія тонкодисперсних зерен Al_2O_3 та стабілізуючої добавки твердого розчину на основі ZrO_2 може сприяти збереженню метастабільного Т- ZrO_2 , здатного до фазового перетворення $\text{T-ZrO}_2 \rightarrow \text{M-ZrO}_2$ під дією навантаження. Особливо вказаний фактор може проявитися при створенні ZTA-композитів евтектичного складу системи $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—ZrO}_2$.

Мета дослідження: встановити особливості консолідації ZTA-композитів складу (% (мас.) $58,5\text{Al}_2\text{O}_3\text{—}41,5(\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3, \text{CeO}_2))$) залежно від температури термічної обробки вихідних порошків. Склад твердого розчину на основі ZrO_2 (% (мол.)): $90\text{ZrO}_2\text{—}2\text{Y}_2\text{O}_3\text{—}8\text{CeO}_2$.

Експериментальна частина

Вихідний порошок для створення ZTA-композитів складу (% (мас.)) $58,5\text{Al}_2\text{O}_3\text{—}41,5(\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3, \text{CeO}_2))$ (58,5AZK) одержано комбінованим методом гідротермального синтезу/механічного змішування. Детально процес отримання вихідних дисперсних порошків комбінованим методом та їх фізико-хімічні властивості після термічної обробки при 400, 550, 700, 850, 1000, 1150, 1300 та 1450 °С (2-годинна витримка за кожної температури) представлено в роботі [17].

Для дослідження особливостей консолідації ZTA-композитів з одержаних порошків методом холодного одновісного пресування сформовано заготовки діаметром $20 \cdot 10^{-3}$ м та висотою $(5-6) \cdot 10^{-3}$ м. Для виготовлення прес-порошків застосовано 5%-ний розчин полівінілового спирту (ПВС) у дистильованій воді. Після формування заготовки висушено у сушильній шафі на повітрі при 80°C , 24 год та спечено у лабораторній електропечі NaberthermLTN08/17 при 1600°C . Витримка при температурі спікання 1,5 год. Зразки охолоджено разом з піччю. Для визначення твердості по Віккерсу виготовлено шліфи поздовжних розрізів спечених зразків.

Спечені матеріали досліджено методами рентгенофазового аналізу (РФА) на пристрої ДРОН-1,5 (CuK_α -випромінювання, швидкість сканування $1-4$ град/хв, $2\theta = 15-90$ град), растрової електронної мікроскопії (РЕМ) (мікроскоп ZEISSEVO 40 XVP). Твердість по Віккерсу ZTA-кераміки виміряно за допомогою твердоміру "Falkon 509" (виробництва Нідерландів) з навантаженням на індентер 300 Н (30 кг).

Для обробки результатів дослідження морфології порошків використана програма AMIC ("Автоматичний Аналізатор мікроструктури") [18]. Алгоритм обробки зображень з метою отримання даних кількісної металографії, реалізований програмою, заснований на відомому принципі Кавальєрі—Акера—Глаголєва [19].

Результати та їх обговорення

За даними РФА, в тонкодисперсному порошок складу 58,5AZK після термічної обробки в інтервалі $400-1450^\circ\text{C}$ ідентифіковано $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ та тетрагональний твердий розчини на основі ZrO_2 (Т- ZrO_2). Залежність питомої поверхні порошку 58,5AZK від температури термічної обробки представлено на рис. 1. Видно, що зі збільшенням температури питома поверхня порошку складу 58,5AZK зменшується. Вище 1000°C відбувається спікання порошку, що призводить до різкого зменшення питомої поверхні майже до $1 \text{ м}^2/\text{г}$ після 1450°C (рис. 1), що свідчить про високу активність порошку 58,5AZK до спікання.

Зміни фактора форми тонкодисперсного порошку 58,5AZK в процесі термічної обробки представлено на рис. 2. Вміст агломератів порошку з

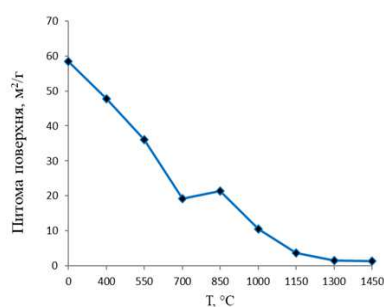


Рис. 1. Залежність питомої поверхні порошку 58,5AZK від температури термічної обробки.

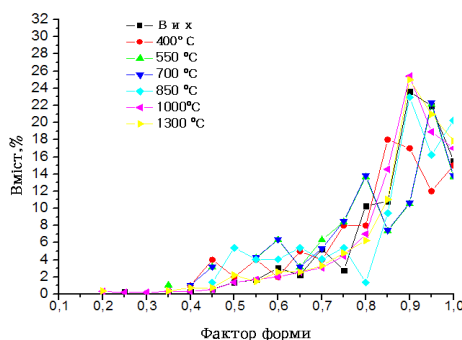


Рис. 2. Залежність фактора форми тонкодисперсного порошку 58,5AZK від температури термічної обробки.

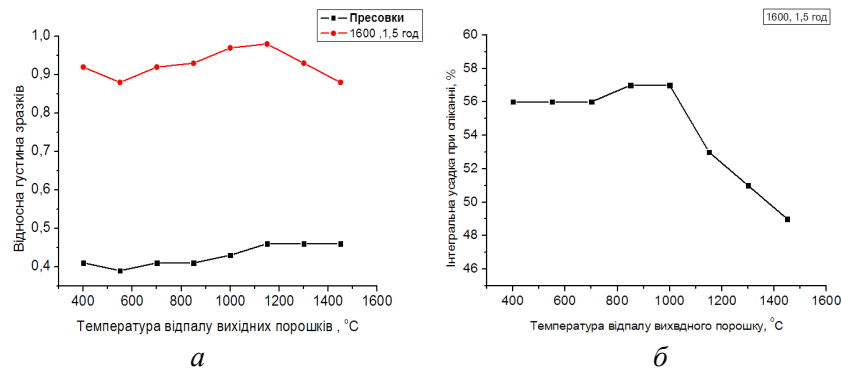


Рис. 3. Відносна густина (а) та об'ємна усадка (б) пресовок та зразків, спечених при 1600 °С, залежно від температури термічної обробки вихідних порошків 58,5AZK.

фактором форми до 0,5 не перевищує 4%, що вказує на утворення агломератів правильної, переважно округлої та багатогранної форми. “Топохімічна пам’ять” кераміки проявляється вже в процесі термічної обробки тонкодисперсних порошків 58,5AZK, оскільки фактор їх форми змінюється подібно до фактора форми вихідного порошку (рис. 2).

Залежності відносної густини та об'ємної усадки зразків від температури термічної обробки вихідних порошків представлено на рис. 3. Після спікання при 1600 °С фазовий склад зразків 58,5AZK для всього інтервалу термічної обробки вихідних порошків незмінний: $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + \text{T-ZrO}_2$.

З підвищенням температури термічної обробки від 400 до 1150 °С відносна густина пресовок порошку 58,5AZK певною мірою збільшується від 0,41 до 0,45, а з подальшим зростанням температури практично не змінюється (рис. 3, а). Для створення ZTA-композитів використано твердий розчин на основі ZrO_2 , спільно стабілізований оксидами ітрію та церію (% (мол.)): $90\text{ZrO}_2\text{—}2\text{Y}_2\text{O}_3\text{—}8\text{CeO}_2$. В'язкість матеріалів із вказаного твердого розчину на основі ZrO_2 суттєво перевищує в'язкість матеріалів на основі $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [20]. Тому ущільнення порошку 58,5AZK в процесі формування зумовлено не тільки руйнуванням крихких агломератів, а і проявом ефекту пластичної деформації завдяки присутності 41,5% (мас.) твердого розчину на основі ZrO_2 . Спікання порошку з підвищенням температури термічної обробки супроводжується зростанням твердості його агломератів і зниженням прояву ефекту пластичної деформації, тому щільність пресовок з порошків 58,5AZK після термічної обробки вище 1150 °С не змінюється (рис. 3, а).

Спікання кераміки на основі Al_2O_3 здебільшого є твердофазним процесом. Температура спікання залежить від дисперсності та активності вихідних порошків, умов спікання, виду та кількості добавок. Застосування вихідних матеріалів в активному стані з далекими від рівноважних сильно спотвореними ґратками дозволяє значно прискорити спікання. Вплив цього фактора пояснюється тим, що в матеріалах зі спотвореними ґратками сильно зростає коефіцієнт самодифузії, тобто прискорюється процес масопереносу, який лежить в основі механізму процесу дифузійного спікання.

На рис. 3, *а* видно, що з підвищенням температури термічної обробки вихідних порошків від 400 до 1150 °С відносна густина спечених матеріалів зростає від 0,92 до 0,97. За даними питомої поверхні вихідного тонкодисперсного порошку (рис. 1) видно, що в інтервалі 1150—1450 °С вихідні порошки спікаються. Відповідно, знижується їх активність до спікання. Цей фактор і обумовлює різке зниження до 0,88 відносної густини зразків 58,5AZK, одержаних з порошку, обробленого при 1450 °С, після спікання при 1600 °С. Зниження відносної густини зразків 58,5AZK корелює з відповідним зменшенням їх об'ємної усадки в процесі спікання. Видно (рис. 3, *б*), що усадка починає знижуватись для зразків, одержаних з вихідних порошків, термічно оброблених вище 1150 °С.

Мікроструктури зразків 58,5AZK, одержаних з вихідного порошку після термічної обробки при 400, 850, 1150 та 1450 °С, представлено на рис. 4. У зразках 58,5AZK в процесі спікання утворюється структура двох масштабів: в дрібнозернистій матриці $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фіксуються скупчення зерен ZrO_2 розміром до 25—30 мкм (рис. 4). У цих зразках незалежно від температури термічної обробки вихідних порошків переважно утворюються округлі зерна ZrO_2 . Розмір зерен ZrO_2 (“біла” фаза) менший розміру зерен $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (“темна” фаза). З підвищенням температури термічної обробки вихідних порошків розмір зерен ZrO_2 в зразках збільшується, а їх форма змінюється від округлої (рис. 4, *а*) до подовженої (рис. 4, *з*). Крім

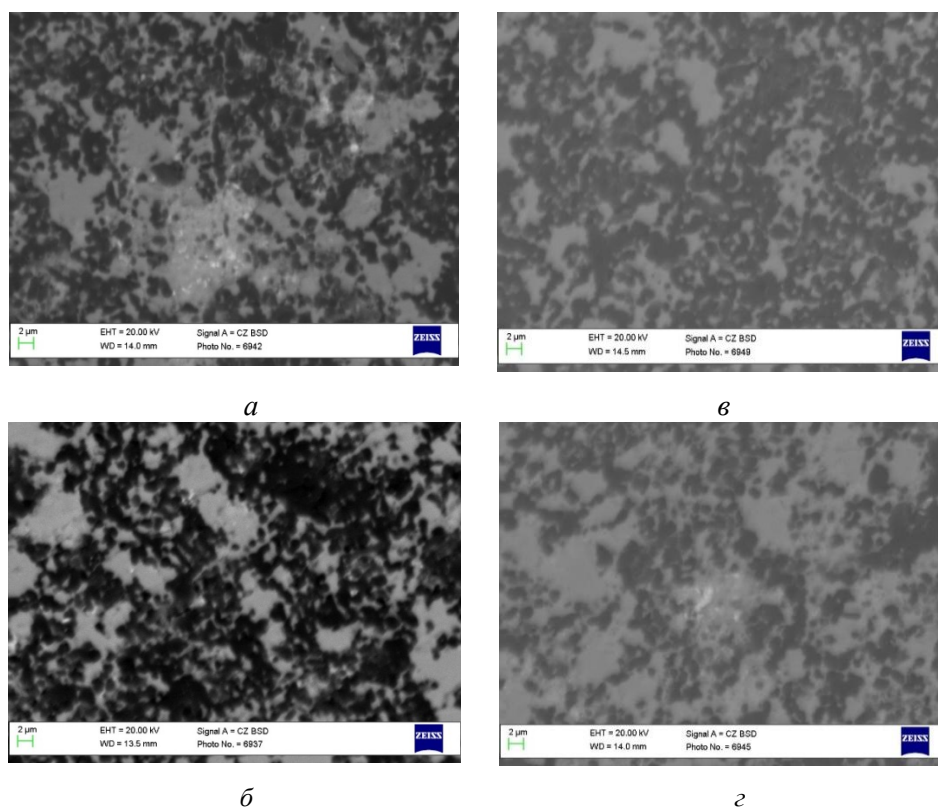


Рис. 4. Мікроструктури зразків 58,5AZK, спечених при 1600 °С, залежно від температури термічної обробки вихідних порошків (°С): *а* — 400; *б* — 850; *в* — 1150; *з* — 1300.

того, спостерігаються скупчення зерен ZrO_2 неправильної, округлої та витягнутої форми.

Також у зразках 58,5AZK не фіксується аномального зростання зерен $\alpha-Al_2O_3$. У цих зразках незалежно від температури обробки вихідних порошків суттєво проявляється ефект “взаємного гальмування” зростання зерен $\alpha-Al_2O_3$ та ZrO_2 . На рис. 4 добре видно, що незалежно від температури термічної обробки вихідного порошку 58,5AZK розмір зерен Al_2O_3 в спечених матеріалах залишається на рівні 1 мкм. На окремих ділянках композитів 58,5AZK має місце певна спрямованість розташування зерен Al_2O_3 . Можна припустити, що в даному випадку проявляється “топохімічна пам’ять” кераміки, оскільки склад спечених матеріалів 58,5AZK відповідає складу евтектики подвійної системи $Al_2O_3-ZrO_2$.

На рис. 3, б видно, що найбільшою відносною густиною характеризується спечений матеріал, одержаний з порошку 58,5AZK після термічної обробки при 1150 °С. Мікротвердість цього композита складає 190 МПа, K_{Ic} — 7 МПа·м^{0,5}, твердість по Вікерсу — 3,7 ГПА.

Висновки

В процесі створення ZTA-матеріалів проявляється ефект “топохімічної пам’яті”: незважаючи на застосування комплексних фізико-хімічних прийомів, механічних і термічних впливів, властивості матеріалів в першу чергу визначаються властивостями вихідних порошків (розмір частинок і розподіл їх за розмірами, питома поверхня, форма частинок, фазовий склад).

За високого вмісту T- ZrO_2 (41, 5% (мас.)) в процесі формування ZTA-композитів має місце вплив пластичної деформації, що сприяє підвищенню густини пресовок до 0,45. Прояв ефекту “взаємного гальмування” зростання зерен $\alpha-Al_2O_3$ та ZrO_2 у процесі спікання дозволив запобігти аномальному росту зерен $\alpha-Al_2O_3$ незалежно від температури обробки вихідних порошків. Після спікання в ZTA-композитах спостерігається подібна до евтектичної спрямованість розташування зерен Al_2O_3 розміром до 1 мкм.

Удосконалення процесів консолідації ZTA-композитів евтектичного складу дозволить підвищити їх механічні характеристики для мікро-структурного проектування матеріалів інструментального, конструкційного та функціонального призначень з необхідним комплексом властивостей.

Список літератури

1. Шевченко А.В., Рубан, А.К., Дудник Е.В. Высокотехнологичная керамика на основе диоксида циркония. *Огнеупоры и техническая керамика*. 2000. № 9. С. 2—8.
2. Hannink R.H.J., Kelly P.M., Muddle B.C. Transformation toughening in zirconia — containing ceramics. *J. Amer. Ceram. Soc.* 2000. Vol. 83, No. 3. P. 461—487.
3. Abbas M.K.G., Ramesh S., Tasfy S.F.H., Sara Lee K.Y. A state-of-the-art review on alumina toughened zirconia ceramic composites. *Mater. Today Comm.* 2023. Vol. 37. P. 106964. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106964>
4. Hu Ch.Y., Yoon T.-R. Recent updates for biomaterials used in total hip arthroplasty. *Biomaterials Res.* 2018. Vol. 22. P. 22—33.

5. Chevalier J., Gremillard L. Zirconia as a biomaterial. University of Lyon, Villeurbanne Cedex. 2017. Vol. 1. P. 122—144.
6. Chevalier J., Gremillard L. Ceramics for medical applications: A picture for the next 20 years. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2009. Vol. 29, Iss. 7. P. 1245—1255.
7. Fakolujo Ol., Merati Al., Bielawski M., Bolduc M., Nganbe M. Role of microstructural features in toughness improvement of zirconia toughened alumina. *J. Minerals Mater. Characterization and Engineering*. 2016. Vol. 4. P. 87—102.
8. Chen J., Xie Z., Zeng W., Wu W. Toughening mechanisms of ZTA ceramics at cryogenic temperature (77 K). *Ceram. Int.* Режим доступа к документу: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.072>
9. Marek I.O., Dudnik O.V., Korniy S.A., Redko V.P., Ruban O.K. Effect of the ZrO_2 -based solid solution on the low-temperature phase stability of ZrO_2 — Y_2O_3 — CeO_2 . *Powder Metall. Met. Ceram.* 2023. Vol. 61. P. 727—735.
10. Banik S.R., Iqbal I.M., Nath R., Bora L.J., Singh B.K., Mandal N., Sankar M.R. State of the art on zirconia toughened alumina cutting tools. *Mater. Today: Proceedings*. 2019. Vol. 18. P. 2632—2641.
11. Basha M.M., Basha S.M., Singh B.K., Mandal N., Sankar M.R. A review on synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) for cutting tool applications. *Mater. Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26, Part 2. P. 534—541.
12. Ouyang J.-H., Ma Y.-H., Henniche A. Synthesis, densification and characterization of nanosized oxide ceramic powders with eutectic compositions by heating of alcoholaqueous salt solutions. *J. Ceram. Sci. Tech.* 2017. Vol. 8. P. 81—90.
13. Oberste B.J., Legoux J., Gabriel J. Mechanical and thermal transport properties of suspension thermal sprayed alumina-zirconia composite coatings. *J. Thermal Spray Technology*. 2008. Vol. 17, Iss. 1. P. 91—104.
14. Tarasi F., Medraj M., Dolatabadi A. Phase formation and transformation in alumina / YSZ nanocomposite coating deposited by suspension plasma spray process. *J. Thermal Spray Technology*. 2010. doi: 10.1007/s11666-009-9461-8
15. Benzaid R., Chevalier J., Saadaoui M., Fantozzi G., Nawa M., Diaz L. A. Fracture toughness, strength and slow crack growth in a ceria stabilized zirconia-alumina nanocomposite for medical applications. *Biomaterials*. 2008. Vol. 29. P. 3636—3641.
16. Ponnillavan V., Kannan S. Structural, morphological and mechanical characteristics on the role of excess ceria additions in zirconia toughened alumina systems. *J. Alloys Comp.* 2017. Vol. 694. P. 1073—1082.
17. Smirnova-Zamkova M.Y., Ruban O.K., Bykov O.I., Dudnik O.V. Physico-chemical properties of fine-grained powder in Al_2O_3 — ZrO_2 — Y_2O_3 — CeO_2 system produced by combined method. *Comp. Theory and Practice*. 2018. Vol. 18, No. 4. P. 234—240.
18. Хоменко О.І., Хоменко О.В. Використання програмного комплексу АМІС для кількісної металографії. *Математичні моделі та обчислювальний експеримент в матеріалознавстві*. 2014. Вип. 16. С. 35—42.
19. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. Москва: Металлургия, 1977. 280 с.
20. Dudnik O.V., Smirnova-Zamkova M.Yu., Marek I.O., Redko V.P., Khomenko O.I., Gerashchenko V.V., Mosina T.V., Ruban O.R. Effect of heat treatment of the starting powders on the consolidation of zirconia-toughened alumina composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2024. Vol. 63. P. 173—183. <https://doi.org/10.1007/s11106-025-00449-5>

References

1. Shevchenko, A. V., Ruban, A. K., Dudnik, Ye. V. (2000). High-tech ceramics based on zirconium dioxide. *Ogneupory i tekhnicheskaya keramika*, No. 9, pp. 2—8 [in Russian].

2. Hannink, R. H. J., Kelly, P. M., Muddle, B. C. (2000). Transformation toughening in zirconia — containing ceramics. *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 83, No. 3, pp. 461—487.
3. Abbas, M. K. G., Ramesh, S., Tasfy, S. F. H., Sara, Lee, K. Y. (2023). A state-of-the-art review on alumina toughened zirconia ceramic composites. *Mater. Today Comm.*, Vol. 37, pp. 106964. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106964>
4. Hu, Ch. Y., Yoon, T.-R. (2018). Recent updates for biomaterials used in total hip arthroplasty. *Biomaterials Res.*, Vol. 22, pp. 22—33.
5. Chevalier, J., Gremillard, L. (2017). Zirconia as a Biomaterial. University of Lyon, Villeurbanne Cedex, Vol. 1, pp. 122—144.
6. Chevalier, J., Gremillard, L. (2009). Ceramics for medical applications: A picture for the next 20 years. *J. Eur. Ceram. Soc.*, Vol. 29, Iss. 7, pp. 1245—1255.
7. Fakolujo, Ol., Merati, Al., Bielawski, M., Bolduc, M., Nganbe, M. (2016). Role of microstructural features in toughness improvement of zirconia toughened alumina. *J. Minerals Mater. Characterization and Engineering*, Vol. 4, pp. 87—102.
8. Chen, J., Xie, Z., Zeng, W., Wu, W. Toughening mechanisms of ZTA ceramics at cryogenic temperature (77 K). *Ceram. Int.* Режим доступа к документу: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.072>
9. Marek, I. O., Dudnik, O. V., Korniy, S. A., Redko, V. P., Ruban, O. K. (2023). Effect of the ZrO_2 -based solid solution on the low-temperature phase stability of ZrO_2 — Y_2O_3 — CeO_2 . *Powder. Metall. Met. Ceram.*, Vol. 61, pp. 727—735.
10. Banik, S. R., Iqbal, I. M., Nath, R., Bora, L. J., Singh, B. K., Mandal, N., Sankar, M. R. (2019). State of the art on zirconia toughened alumina cutting tools. *Materials Today: Proceedings*, Vol. 18, pp. 2632—2641.
11. Basha, M. M., Basha, S. M., Singh, B. K., Mandal, N., Sankar, M. R. (2020). A review on synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) for cutting tool applications. *Mater. Today: Proceedings*, Vol. 26, Part 2, pp. 534—541.
12. Ouyang, J.-H., Ma, Y.-H., Henniche A. (2017). Synthesis, densification and characterization of nanosized oxide ceramic powders with eutectic compositions by heating of alcoholaqueous salt solutions. *J. Ceram. Sci. Tech.*, Vol. 8, pp. 81—90.
13. Oberste, B. J., Legoux, J., Gabriel, J. (2008). Mechanical and thermal transport properties of suspension thermal sprayed alumina-zirconia composite coatings. *J. Thermal Spray Technology*, Vol. 17, Iss. 1, pp. 91—104.
14. Tarasi, F., Medraj, M., Dolatabadi, A. (2010). Phase formation and transformation in alumina / YSZ nanocomposite coating deposited by suspension plasma spray process. *J. Thermal Spray Technology*. doi: 10.1007/s11666-009-9461-8
15. Benzaid, R., Chevalier, J., Saadaoui, M., Fantozzi, G., Nawa, M., Diaz, L. A. (2008). Fracture toughness, strength and slow crack growth in a ceria stabilized zirconia-alumina nanocomposite for medical applications. *Biomaterials*, Vol. 29, pp. 3636—3641.
16. Ponnillavan, V., Kannan, S. (2017). Structural, morphological and mechanical characteristics on the role of excess ceria additions in zirconia toughened alumina systems. *J. Alloys Comp.*, Vol. 694, pp. 1073—1082.
17. Smyrnova-Zamkova, M. Y., Ruban, O. K., Bykov, O. I., Dudnik, O. V. (2018). Physico-chemical properties of fine-grained powder in Al_2O_3 — ZrO_2 — Y_2O_3 — CeO_2 system produced by combined method. *Comp. Theory Practice*, Vol. 18, No. 4, pp. 234—240.
18. Khomenko, O. I., Khomenko, O. V. (2014). Use of the AMIS software package for metallography. *Matematycheskie modeli ta obchysluvalnyy eksperiment v materialoznavstvi*, Vyp. 16, pp. 35—42 [in Ukrainian].
19. Chernyavskiy, K. S. (1977). *Stereologiya v metallovedenii*. Moskva: Metallurgiya, 280 p.
20. Dudnik, O. V., Smirnova-Zamkova, M. Yu., Marek, I. O., Redko, V. P., Khomenko, O. I., Gerashchenko, V. V., Mosina, T. V., Ruban, O. R. (2024).

Consolidation features of a composite based on Al_2O_3 , containing 41,5% (wt.) of ZrO_2 solid solution

M. Yu. Smyrnova-Zamkova¹, I. O. Marek^{1*}, V. P. Redko¹, O. I. Khomenko¹,
V. V. Gerashchenko², T. V. Mosina¹, O. K. Ruban¹, I. S. Martsenyuk¹,
O. V. Dudnik¹

¹I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS
of Ukraine, Kyiv

*E-mail: Mega_marekirina@ukr.net

²Bakul Institute for Superhard Materials of NAS of Ukraine, Kyiv

The consolidation features of ZTA composites of the composition (wt. %) $58,5\text{Al}_2\text{O}_3$ — $41,5(\text{ZrO}_2 (\text{Y}_2\text{O}_3, \text{CeO}_2))$ depending on the heat treatment temperature of the starting powders were investigated. The composition of the solid solution based on ZrO_2 is (% (mol.)): 90ZrO_2 — $2\text{Y}_2\text{O}_3$ — 8CeO_2 . The samples were formed using cold uniaxial pressing. The ceramics were sintered at 1600°C in air for 1,5 hours. In ZTA composites, the effect of "topochemical memory" was manifested: the properties of the ceramics were primarily determined by the properties of the starting powders despite the using of complex physicochemical, mechanical and thermal effects. Plastic deformation under the formation of ZTA composites contributed to increasing of the compacts density up to 0,45. The relative density of sintered materials rised from 0,92 to 0,97 with an increasing of the heat treatment temperature of the starting powders from 400 to 1150°C . The decreasing of the activity of the starting powders due to sintering during the heat treatment caused a sharp decrease up to 0,88 of the relative density of sintered ceramics. During sintering, the effect of "mutual inhibition" of the growth of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ and ZrO_2 grains prevented the anomalous grains growth of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ regardless of the treatment temperature of the the starting powders. After sintering, a similar to eutectic orientation of the Al_2O_3 grains, up to $1\text{ }\mu\text{m}$ in size, was observed. The sintered ceramis produced from the powder after heat treatment at 1150°C was characterized by the highest relative density up to 0,97. The microhardness of this ZTA composite is 190 MPa, K_{1c} — $7\text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, Vickers hardness — 3,7 GPa. Improving the consolidation of ZTA composites of eutectic composition will allow to increase their strength behaviors for microstructural design of instrumental, structural and functional ceramics.

Keywords: Al_2O_3 , ZrO_2 , composite, solid solution, ZTA-ceramics.