Mirosław M. Bućko¹, Waldemar Pyda², Grzegorz Grabowski³, Zbigniew Pędzich⁴ Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Materiałowej i Ceramiki, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków e-mail: pyda@uci.agh.edu.pl

WPŁYW KSZTAŁTU WTRĄCEŃ NA NAPRĘŻENIA CIEPLNE W KOMPOZYCIE REGULARNY ZrO₂-Al₂O₃

Posługując się kryterium kształtu, dokonano klasyfikacji wtrąceń w kompozytach regularny ZrO₂-Al₂O₃ na wypukle i o zmiennej krzywiźnie zarówno dodatniej, jak i ujemnej (rys. 1). Wskazano prawdopodobne mechanizmy odpowiedzialne za powstawanie wtrąceń o sklasyfikowanym kształcie, m.in. związany z kształtem cząstek wyjściowego proszku Al₂O₃ (rys. 2). Do oceny wpływu kształtu wtrąceń na rozwój pęknięcia określono stan naprężeń cieplnych wywolanych niedopasowaniem współczynników rozszerzalności cieplnej osnowy cyrkoniowej i wtrącenia korundu, stosując metodę elementów skończonych (MES). Analizę stanu naprężeń prowadzono dla układu izolowane wtrącenie Al₂O₃ - osnowa regularnego ZrO₂ (rys. 3). Stwierdzono, że wartość naprężenia rozciągającego w osnowie i naprężenia ściskającego we wtrąceniu zależy od krzywizny granicy międzyfazowej (rys. rys. 4 i 5). Krzywizny dodatnie (granice wypukle) prowadzą do zwiększenia naprężeń rozciągających w osnowie, krzywizny ujemne (granice wklęsle) prowadzą natomiast do zmniejszenia naprężeń ściskających we wtrąceniu w obszarach przewężeń. Stwierdzono zależność pomiędzy kierunkiem propagacji pęknięcia (rys. 6) a wartością naprężeń ściskających we wtrąceniu. Uwzględniono wpływ kształtu wtrąceń korundu na odporność na pękanie kompozytów regularny ZrO₂-Al₂O₃.

Słowa kluczowe: kompozyt ziarnisty, regularny dwutlenek cyrkonu, tlenek glinu, naprężenie cieplne, wzmocnienie

INFLUENCE OF THE INCLUSION SHAPE ON THERMAL STRESSES IN A CUBIC ZrO₂-Al₂O₃ COMPOSITE

Classification of inclusions for cubic zirconia-alumina composites was made using the shape criterion (Fig. 1). Two classes were selected: (i) convex inclusions, (ii) inclusions with variable positive or negative curvature. Mechanisms responsible for the inclusion formation with the classified shape were indicated. Among other things it was the mechanism related to the particle shape of initial alumina powder (Fig. 2). Influence of the inclusion shape on crack propagation was assessed by determination of thermal stress distribution caused by thermal expansion coefficient mismatch between zirconia matrix and alumina inclusion. The finite element method was used. The stress distribution in the system isolated inclusion - cubic zirconia matrix was analysed (Fig. 3). It was found that the value of tensile stress in the matrix as well as of compressive stress in the inclusion were affected by an interface curvature (Figs. 4 and 5). The positive curvatures (convex interfaces) led to an increase of the tensile stress in the matrix whereas the negative curvatures (concave interfaces) led to a decrease of the compressive stress in the inclusion. The relationship between crack propagation (Fig. 6) and the decrease of the compressive stress in the inclusion was stated. Influence the alumina inclusion fracture toughness cubic of shape on of the zirconia--alumina composites was considered.

Keywords: particulate composite, cubic zirconia, alumina, thermal stress, reinforcement

WPROWADZENIE

Zastosowanie w urządzeniach elektrochemicznych polikrystalicznych tworzyw całkowicie stabilizowanego dwutlenku cyrkonu złożonych z ziaren o strukturze regularnej wymaga nie tylko wysokiego przewodnictwa jonowego i odpowiednio dobrych właściwości mechanicznych, ale także stabilności tych cech w warunkach długotrwałej pracy w podwyższonych temperaturach. Zbyt niska wytrzymałość mechaniczna może prowadzić do przedwczesnego zużywania się wskutek działania naprężeń elementów wykonanych z tych tworzyw. Sprzyjają temu także niekorzystne zmiany mikrostrukturalne wywołane podwyższoną temperaturą, objawiające się rozrostem ziaren [1]. Powoduje to utratę możliwości spełnienia krytycznych warunków wytrzymałościowych stawianych przed tworzywami regularnego ZrO2 przy

projektowaniu urządzeń elektrochemicznych. Przykładowo, separatory w ogniwach paliwowych wymagają wytrzymałości na zginanie przekraczającej 500 MPa i odporności na pękanie mierzonej wartością współczynnika krytycznej intensywności naprężeń K_{IC} , większej niż 3 MPa · m^{0,5} [2].

Wprowadzenie do polikrystalicznej osnowy regularnego dwutlenku cyrkonu wtrąceń fazy obojętnej, równoznaczne z wytworzeniem kompozytu ziarnistego, jest jedną z metod poprawy właściwości mechanicznych i powstrzymania rozrostu ziaren [3]. Poprawa ta przypisywana jest mechanizmom wywołanym przez różnice

^{1, 2, 4} dr inż., ³ dr

właściwości sprężystych i liniowych współczynników rozszerzalności cieplnej osnowy i wtrącenia, a w przypadku tlenku glinu również anizotropii tych właściwości. Obecność wtrąceń i generowane przez to naprężenia wpływają na propagację pęknięcia poprzez uruchomienie mechanizmów rozpraszania energii odkształceń sprężystych powodujących wzrost odporności na pękanie tworzywa. Jako główne zidentyfikowano mechanizm odchylania pęknięcia (*crack deflection*) i mostkowanie pęknięcia (*crack bridging*).

Wpływ obecności wtrąceń tlenku glinu na właściwości mechaniczne i elektryczne kompozytu z osnową regularnego ZrO₂ był przedmiotem wielu badań [4-11]. Większość prac koncentrowała się na określeniu optymalnej zawartości wtrąceń oraz na metodyce wytwarzania kompozytów. W spiekanym swobodnie kompozycie z osnową 8% mol. Y2O3-ZrO2, który zawierał do 20% mas. wtrąceń tlenku glinu, obserwowano zazwyczaj wzrost wytrzymałości na zginanie przy jednoczesnym spadku wielkości przewodnictwa jonowego. Wzrost zawartości tlenku glinu ponad tę wartość nie prowadził do dalszego wzmocnienia [4, 6]. W przypadku kompozytu z osnową dwutlenku cyrkonu stabilizowanego za pomocą 10% mol. Y₂O₃, otrzymanego w wyniku prasowania na gorąco, maksimum wytrzymałości i odporności na pękanie uzyskiwano przy zawartości 24,7% mas. tlenku glinu [10]. Spektakularny wzrost wytrzymałości na zginanie do wartości 480 MPa, niepociągający za sobą zmian właściwości elektrycznych kompozytu, osiągnięto poprzez modyfikację mikrostruktury wywołaną szybkościowym spiekaniem swobodnym z postępem temperatury wynoszącym $820^{\circ}\text{C} \cdot \text{h}^{-1}$ [8]. Znaczne zwiększenie wartości K_{IC} , od 1,5 MPa \cdot m^{0,5} dla osnowy do 2,4 MPa \cdot m^{0,5} dla kompozytu, przy zawartości wtraceń wynoszącym 10% mas., uzyskano w pracy [11]. Obserwowaną poprawę właściwości mechanicznych kompozytów przypisano ograniczeniu rozrostu ziaren osnowy przez obojetne wtracenia Al₂O₃ i szybkościowe spiekanie oraz mechanizmom odchylania i mostkowania pęknięcia. Obserwacje mikroskopowe wykazały dodatkowo, że w materiale bez wtrąceń pęknięcie rozprzestrzeniało się poprzez ziarna osnowy regularnego dwutlenku cyrkonu, tworząc przełom transkrystaliczny, podczas gdy w obecności wtrąceń Al₂O₃ obserwowany był zwiększony udział pękania wzdłuż granic międzyziarnowych i międzyfazowych.

Znacznie mniej uwagi poświęcono relacji pomiędzy rozmiarami wtrąceń tlenku glinu i właściwościami mechanicznymi kompozytów z osnową całkowicie stabilizowanego dwutlenku cyrkonu. Mori i in. [6] badali kompozyty otrzymane w wyniku spiekania przez 4 h w temperaturze 1600°C zawierające wtrącenia Al₂O₃ o rozmiarach mieszczących się w przedziale 0,23÷0,68 µm i nie stwierdzili istotnego wzrostu wytrzymałości na zginanie. Przeciwnie, Oe i in. [8] dowiedli, że zastosowanie proszku tlenku glinu o średnim uziarnieniu wynoszącym 0,38 μ m daje o wiele lepsze wyniki niż ma to miejsce w przypadku proszku tlenku glinu złożonego z ziaren o rozmiarze 3 μ m. Wpływ rozmiaru wtrąceń tlen- ku glinu na odporność na pękanie kompozytów badali autorzy niniejszej pracy [12, 13]. Jednorodne mieszaniny nanoproszku 8% mol. Y₂O₃-ZrO₂ i mikroproszków tlenku glinu o przeciętnym rozmiarze ziarna 0,17 μ m lub 0,35 μ m spiekano swobodnie przez 2 h w tem-

peraturze 1300°C. Stwierdzono, że maksymalna wartość współczynnika krytycznej intensywności naprężeń i zawartość tlenku glinu, przy której ona występuje, zależą od rozmiaru wtrąceń wzmacniających. Wartość współczynnika $K_{\rm IC}$ równą 3,9 ±0,2 MPa · m^{0,5} zmierzono w przypadku kompozytu zawierającego wtrącenia o rozmiarze 0,40 ±0,02 µm w ilości 5% mas., zaś $3,3 \pm 0,1$ MPa \cdot m^{0,5} dla 10% mas. wtrąceń o rozmiarze 0,20 ±0,02 µm. Zmniejszenie rozmiaru wtrąceń znacznie poniżej rozmiaru ziaren osnowy (więcej niż 3-krotne) nie prowadziło do wzrostu odporności na pękanie kompozytów o tej samej zawartości wtrąceń. Największy przyrost odporności na kruche pękanie kompozytów w porównaniu z polikrystalicznym tworzywem regularnego dwutlenku cyrkonu stwierdzono przy rozmiarach wtraceń porównywalnych z rozmiarem ziaren osnowy.

Dotychczasowe badania nad czynnikami determinującymi właściwości mechaniczne kompozytów złożonych z osnowy całkowicie stabilizowanego dwutlenku cyrkonu i wtrąceń tlenku glinu nie obejmowały wpływu kształtu wtrąceń. Jednak obserwacje pęknięć zawarte w pracach [12, 13] sugerują, że kształt wtrąceń oddziałuje na propagację pęknięcia w kompozycie. Dlatego celem niniejszej pracy jest próba modelowego opisu rozkładu naprężeń cieplnych w układzie: izolowane wtrącenie tlenku glinu - osnowa dwutlenku cyrkonu w zależności od kształtu wtrącenia oraz ocena wpływu tego czynnika na sposób pękania kompozytu.

BADANIA WŁASNE

Analizie numerycznej poddano wtrącenia o zróżnicowanym kształcie, które obserwowano w trakcie badań własnych kompozytu 15% mas. regularnego ZrO₂-85% mas. α -Al₂O₃. Kompozyt ten otrzymano drogą spiekania swobodnego mieszaniny nanoproszku dwutlenku cyrkonu zawierającego 8% mol. tlenku itru w roztworze stałym oraz mikroporoszku α -Al₂O₃ (korund). Nanoproszek cyrkoniowy otrzymano metodą obróbki hydrotermalnej współstrąconego osadu uwodnionych tlenków cyrkonu i itru [14], zaś mikroproszek korundu był produktem prażenia przez 1 godzinę w temperaturze 1300°C proszku γ -Al₂O₃ otrzymanego metodą ałunową. Proszki w zadanej proporcji mieszano w młynie obrotowo-wibracyjnym przez 15 min na mokro, jednorodną mieszaninę prasowano izostatycznie pod ciśnieniem 200 MPa, a otrzymane wypraski spiekano swobodnie przez 2 h w temperaturze 1300°C. Obserwacje przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego przeprowadzono na szlifowanej i polerowanej powierzchni próbki spieczonego kompozytu, poddanej trawieniu ter- micznemu w temperaturze 1200°C przez 0,5 h. Współczynnik kształtu, zdefiniowany jako stosunek pola powierzchni koła o obwodzie równym obwodowi przekroju wtrącenia do pola powierzchni przekroju wtrącenia, określono na podstawie analizy numerycznej obrazów mikroskopowych za pomocą programu Aphelion.

Oznaczenie rozkładu naprężeń cieplnych we wtrąceniu i otaczającej osnowie wykonano przy użyciu programu ProMechanica [15], wykorzystującego metodę elementów skończonych (MES). Podstawowe założenie, na którym oparto się wykonując obliczenia, dotyczyło dwuwymiarowości geometrii wtrącenia i otaczającej go osnowy, co w konsekwencji prowadziło do przyjęcia założenia o płaskim stanie naprężeń. Zaniedbano obecność granic międzyziarnowych w polikrystalicznej osnowie i polikrystalicznym wtraceniu, przyjmując, że są ciałami ciągłymi i jednorodnymi. Obliczenia przeprowadzono, posługując się wartościami modułu Younga, liczby Poissona i liniowego współczynnika rozszerzalności cieplnej, które podano w tabeli 1. Założono, że właściwości te są izotropowe, a naprężenia cieplne powstały podczas chłodzenia kompozytu od temperatury spiekania wynoszącej 1300°C do temperatury pokojowej, w warunkach pozbawionych dodatkowych naprężeń mechanicznych. Model geometryczny obejmował jedno izolowane wtrącenie otoczone osnową, której rozmiar został dobrany tak, aby naprężenia generowane we wtrąceniu nie wchodziły w interakcję z brzegiem modelu. Mogłoby to prowadzić do zaburzenia rozkładu naprężeń. Model został podparty w narożu oraz na płaszczyźnie xy w taki sposób, aby miał swobodę rozszerzania się w tych kierunkach bez powstawania wyboczeń.

TABELA 1. Dane wykorzystane w obliczeniach MESTABLE 1. Data used for FEM calculations

Materiał	Liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej α $10^{-6} \cdot C^{-1}$	Moduł Younga <i>E</i> GPa	Liczba Poissona V
Wtrącenie α-Al ₂ O ₃	8,8	250	0,24
Osnowa ZrO ₂	10,5	197	0,28

WYNIKI I DYSKUSJA

Analiza obrazów mikrostruktury badanego kompozytu wykazała, że, posługując się kryterium kształtu wtrącenia tlenku glinu, można podzielić na wypukłe i o zmiennej krzywiźnie. Pierwsza grupa obejmuje wtrącenia mające kształt charakteryzujący się granicą międzyfazową o zerowej lub dodatniej krzywiźnie. Druga grupa zawiera wtrącenia mające rozwinięty i zróżnicowany kształt, w którym granica międzyfazowa oprócz obszarów wypukłych wykazuje również wklęsłe, czyli



Rys. 1. Morfologia wtrąceń w kompozycie regularny ZrO₂-Al₂O₃: a) wtrącenia wypukłe, b) wtrącenia o zmiennej krzywiźnie Fig. 1. Morphology of inclusions in the cubic zirconia-alumina composite: a) convex inclusions, b) inclusions with variable curvature



powierzchnie o krzywiźnie odpowiednio dodatniej i ujemnej. Przykładowe obrazy obu typów wtrąceń przedstawia rysunek 1.

Rys. 2. Morfologia proszku α-Al₂O₃ Fig. 2. Morphology of the alumina powder

Kształt wtrąceń ma swój niewątpliwy związek z kształtem cząstek proszku α-Al₂O₃ użytego do otrzymania kompozytu (rys. 2). Transmisyjna mikroskopia elektronowa ujawniła agregatową budowę tego proszku (rys. 1), której cechą charakterystyczną była obecność agregatów o zróżnicowanym kształcie, obejmującym zarówno cząstki o małym rozwinięciu powierzchni, prawie izometryczne, jak i cząstki o dużym rozwinięciu powierzchni i stad bardzo rozbudowanym kształcie. Zwraca uwagę to, że rozmiar cząstek proszku określony metodą adsorpcji azotu w temperaturze -196° C ($d_{BET} =$ $= 0.35 \pm 0.01 \mu m$) odpowiada średniej wielkości wtrącenia w kompozycie (0,40 ±0,05 µm [12, 13]). Sugeruje to istnienie odpowiedniości pomiędzy wtraceniem i cząstką użytego proszku korundowego, a tym samym implikuje zależność kształtu wtrącenia od kształtu cząstki wyjściowego proszku. Nie można wykluczyć także działania innych mechanizmów. Należą do nich koagulacja cząstek proszku korundowego na etapie przygotowania mieszanin kompozytowych i koalescencja wtrąceń korundu w trakcie spiekania. Działaniu tego ostatniego sprzyja proces unoszenia wtrąceń przez migrujące granice rozrastających się ziaren osnowy. Ostateczny kształt wtrąceń niezależnie od ich genezy determinowany jest warunkiem osiągnięcia minimum energii powierzchniowej.

Do analizy numerycznej rozkładu naprężeń wybrano dwa typowe wtrącenia reprezentujące każdą grupę kla-



syfikacyjną. Obrazy binarne tych wtrąceń przedstawiono na rysunku 3. Współczynnik kształtu wynosił 1,76 i 4,53 odpowiednio w przypadku wtrącenia wypukłego i o zmiennej krzywiźnie.

Rys. 3. Obrazy binarne wtrąceń: a) wtrącenie wypukłe, b) wtrącenie o zmiennej geometrii



Rys. 4. Rozkład naprężeń maksymalnych we wtrąceniu wypukłym i osnowie: a) naprężenia rozciągające, b) naprężenia ściskające Fig. 4. Distribution of maximum stresses within the convex inclusion and the matrix: a) tensile stress, b) compressive stress



Rys. 5. Rozkład naprężeń maksymalnych we wtrąceniu o zmiennej krzywiźnie i osnowie: a) naprężenia rozciągające, b) naprężenia ściskające Fig. 5. Distribution of maximum stresses within the inclusion with variable curvature and the matrix: a) tensile stress, b) compressive stress

Fig. 3. Binary images of the inclusions: a) convex inclusion, b) inclusion with variable geometry

Stan naprężeń wokół analizowanych wtrąceń przedstawiono na rysunkach 4 i 5. Rozkład naprężeń w przypadku wtrącenia wypukłego jest bardziej jednorodny w porównaniu ze stanem naprężeń wokół wtrącenia o zmiennej krzywiźnie. W obydwu przypadkach naprężenia rozciągające występują w osnowie regularnego dwutlenku cyrkonu, natomiast wtrącenie tlenku glinu poddane jest naprężeniom ściskającym. Zauważa się znaczny wpływ krzywizny wtrącenia na bezwzględną wartość naprężeń rozciągających w osnowie. Maksymalna ich wartość pojawia się w obszarach osnowy sąsiadujących z fragmentami granicy międzyfazowej o największej krzywiźnie. W pobliżu płaskiej granicy międzyfazowej nie obserwuje się wzrostu wartości naprężeń rozciągających. Natomiast, w okolicy fragmentów granicy o krzywiźnie ujemnej (wklęsłych, patrząc od strony wnętrza wtrącenia) naprężenia rozciągające zmniejszają się, lokalnie przyjmując wartość zero. W odniesieniu do naprężeń ściskających charakterystyczne jest to, że w obszarze wklęsłych fragmentów granicy (rys. 5b) naprężenia te również ulegają istotnemu obniżeniu. W skrajnym przypadku, w obszarze przewężenia, pojawiają się naprężenia rozciągające o niewielkiej wartości. Zauważyć można również, że w obszarach wtrąceń bliskich granicom o dodatniej krzywiźnie pojawiają się lokalne maksima naprężeń ściskających.

Omówiony stan naprężeń w osnowie i wtrąceniach wyjaśnia obserwowany przebieg pęknięć w badanym kompozycie (rys. 6). Obszary, w których występują naprężenia rozciągające, "przyciągają" pęknięcie, ponieważ ułatwiają jego propagację. Odwrotnie, pęknięcie jest "wypychane" z obszarów naprężeń ściskających, które utrudniają lub uniemożliwiają jego rozwój. Dlatego w kompozytach regularny ZrO₂-Al₂O₃ pęknięcie pojawia się zawsze w granicy międzyfazowej przyciągnięte polem naprężeń rozciągających, działających w pobliżu wtrącenia.

Obserwacje mikroskopowe pęknięć (rys. 6) oraz wyniki zaczerpnięte z literatury [16] wskazują, że przebieg pęknięcia w kompozytach zależy od kształtu wtracenia oddziałującego na rozkład naprężeń cieplnych. W przypadku wtrąceń wypukłych obserwowano propagację pęknięcia wokół wtrącenia, wzdłuż granicy międzyfazowej. Natomiast wtrącenia o zmiennej krzywiźnie powoduja odchylenie kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia (rys. 6) oraz dodatkowo pojawienie się pękania transkrystalicznego we wtrąceniu. Wszystkie te czynniki korzystnie działają na odporność na pękanie kompozytu. Uwzględniając stan naprężeń, można stwierdzić, że pęknięcie widoczne na rysunku 6, które początkowo rozprzestrzenia się prostopadle do granicy międzyfazowej, "przyciągane" przez naprężenia rozciągające w osnowie, hamowane jest przez naprężenia



ściskające w obszarze wypukłym wtrącenia i propaguje wzdłuż granicy międzyfazowej. Kierunek propagacji zgodny jest z gradientem naprężeń ściskających we wtrąceniu aż do osiągnięcia najmniejszej ich wartości.



Wobec zmniejszenia naprężeń ściskających we wtrąceniu pęknięcie propaguje dalej poprzez wtrącenie.

- Rys. 6. Propagacja pęknięcia w kompozycie regularny ZrO_2 -Al₂O₃
- Fig. 6. Crack development in the cubic ZrO_2 -Al₂O₃ composite
- Rys. 7. Modele pękania przy stałym udziale objętościowym wtrąceń:
 a) odchylanie biegu pęknięcia wywołane przez izolowane wypukłe wtrącenia,
 b) wymuszone pękanie przez objętość wtrącenia o zmiennej krzywiźnie
- Fig. 7. Fracture models at a constant inclusion volume fraction: a) crack deflection induced by isolated convex inclusions, b) forced cracking across inclusion with variable curvature

Zwiększenie energii pękania w omawianym przypadku zależy zarówno od wydłużenia drogi pęknięcia, jak i jego propagacji poprzez materiał o wyższej wartości modułu Younga. To ostatnie w konsekwencji prowa- dzi do wzrostu pochłoniętej energii odkształceń sprężystych. Bez przeprowadzenia dodatkowych badań trudno jest jednoznacznie określić, jaki jest ilościowy wkład dodatkowego mechanizmu generowanego przez wtrące-nia o zmiennej krzywiźnie do całkowitego wzrostu odporności pekanie kompozytu wywołanego obecnośna cią wtrąceń. W tym celu zbadania wymagają modele pękania związane z wtrąceniami tworzącymi różne morfologicznie układy, które powstają przy wprowadzaniu do osnowy kompozytu tej samej zawartości wtrąceń wypukłych (rys. 7a) lub o zmiennej krzywiźnie (rys. 7b). W pierwszym przypadku wkład do wzrostu odporności na pękanie związany jest wyłącznie ze zmianą kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia, w drugim pojawia się dodatkowo propagacja pęknięcia przez wtrącenia.

PODSUMOWANIE

Stan naprężeń cieplnych w izolowanym wtrąceniu i osnowie kompozytu regularny ZrO₂-Al₂O₃ określono za pomocą metody elementów skończonych. Analizie poddano wtrącenia wypukłe i o zmiennej krzywiźnie granic zarówno dodatniej, jak i ujemnej. Stwierdzono, że wartość naprężeń rozciągających w osnowie i naprężeń ściskających we wtrąceniu zależy od krzywizny granicy międzyfazowej. Krzywizny dodatnie (granice wypukłe) powodują zwiększenie naprężeń rozciągających w osnowie, natomiast krzywizny ujemne (granice wklęsłe) powodują zmniejszenie naprężeń ściskających we wtrąceniu w obszarze przewężenia. Stwierdzono zależność pomiędzy drogą pęknięcia i zmniejszeniem naprężeń ściskających we wtrąceniu Al₂O₃.

Opracowane modele fizyczne pękania można stosować w przypadku innych kompozytów ziarnistych z osnową ceramiczną zawierającą zarówno wtrącenia ceramiczne, jak i metaliczne, np.: z osnową tetragonalnego ZrO₂ bądź Al₂O₃ z wtrąceniami węglików (WC,



TiC, SiC), bądź metali (W, Mo, Ni).

Przedstawiona praca została wykonana w trakcie realizacji projektów badawczych nr 7 T08D 014 11 oraz 3 T08D 028 30 finansowanych przez Ministerstwo Edukacji i Nauki.

LITERATURA

- Zhang T., Zeng, Z., Huang H., Hing P., Kilner J., Effect of alumina addition on the electrical and mechanical properties of Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{2-δ} ceramics, Mater. Lett. 2002, 57, 124-129.
- [2] Minh B.Q., Ceramic fuel cells, J. Am. Ceram. Soc. 1993, 76, 563-588.
- [3] Kwon N.-H., Kim G.-H., Song H.-S., Lee H.-L., Synthesis and properties of cubic zirconia-alumina composite by mechanical alloying, Mater. Sci. Eng. 2001, A 299, 185-194.
- [4] Esper F.J., Friese K.H., Geier H., (w:) Science and Technology of Zirconia, Eds. N. Claussen, M. Rühle, A.H. Heuer, American Ceramic Society, Columbus 1984, 528.
- [5] Miyayama M., Yanagida H., Asada A., Effect of Al₂O₃ addition on resistivity and microstructure of yttria-stabilized zirconia, Am. Ceram. Soc. Bull. 1986, 64, 660-664.
- [6] Mori M., Abe T., Itoh H., Yammamoto O., Takeda Y., Kawahara T., Cubic-stabilized zirconia and alumina composites as electrolytes in planar type solid oxide fuel cells, Solid State Ionics 1994, 74, 157-164.
- [7] Duran P., Navarro L.M., Recio P., Jurado J.R., Processing and properties of zirconia-based/Al₂O₃ nanoscale-composites as electrolytes for solid oxide fuel cells, Eur. J. Solid State Inorg. Chem. 1995, 32, 963-975.
- [8] Oe K., Kikkawa K., Kishimoto A., Nakamura Y., Yanagida H., Toughening of ionic conductive zirconia ceramics utilizing a non-linear effect, Solid State Ionics 1996, 91, 131--136.
- [9] Bhargava P., Patterson B.R., Quantitative characterization of indentation crack path in a cubic zirconia-10 vol.% alumina composite, J. Am. Ceram. Soc. 1997, 80, 1863-1867.
- [10] Choi S.R., Bansal N.P., Strength and fracture toughness of zirconia/alumina composites for solid oxide fuell cells, Ceram. Eng. & Sci. Proc. 2002, 23, 741-750.
- [11] Tekeli S., Influence of alumina addition on grain growth and room temperature mechanical properties of 8YSCZ/Al₂O₃ composites, Comp. Sci. & Tech. 2005, 65, 967-972.
- [12] Bućko M., Pyda W., Mikrostrukturalne aspekty odporności na kruche pękanie kompozytów ziarnistych w układzie:

regularny dwutlenek cyrkonu - tlenek glinu, Kompozyty (Composites) 2003, 3, 39-46.

- [13] Bućko M., Pyda W., Effect of inclusion size on mechanical properties of alumina toughened cubic zirconia, J. Mat. Sci. 2005, 40, 5191-5198.
- [14] Pyda W., Haberko K., Bućko M., Hydrothermal crystallization of zirconia and zirconia solid solutions, J. Am. Ceram. Soc. 1991, 74, 2622-2629.
- [15] Product Development Company PTC, www.ptc.com
- [16] Celli A., Tucci A., Esposito L., Palmonari C., Fractal analysis of cracks in alumina-zirconia composites, J. Eur. Ceram. Soc. 2003, 23, 469-479.

Recenzent Jan Sieniawski