

Synergia w spiekanych kompozytach ziarnistych

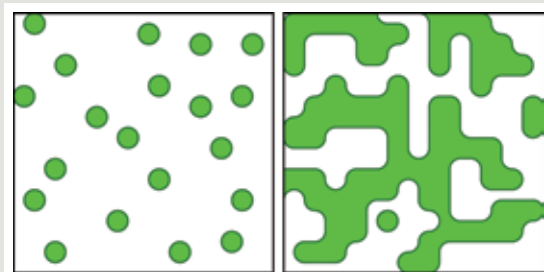
DR HAB. INŻ. ZBIGNIEW PĘDZICH, DR INŻ. GRZEGORZ GRABOWSKI,
MGR INŻ. AGNIESZKA WOJTECZKO

AGH W KRAKOWIE, WYDZIAŁ INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ I CERAMIKI, KATEDRA CERAMIKI
I MATERIAŁÓW OGNIOTRWAŁYCH

WPROWADZENIE

Kompozyty definiowane są na szereg sposobów. Poszczególne definicje podkreślają niekiedy różne aspekty ich budowy (np. poziom niejednorodności mikrostruktury). Klasyczne definicje przyjmują jednak, że kompozyty są efektem świadomej działalności technicznej człowieka [1]. Tak więc nie uznaje się za kompozyt drewna, ale może ono (lub nawet kilka jego rodzajów) być składnikiem kompozytu. Bardzo pożądaną cechą kompozytu jest pojawienie się jakiejś nowej jakości, cechy, której nie posiadają jego poszczególne składniki, lub wydatne zwiększenie istniejącej cechy. Tego typu efekt spełnia definicję synergii.

Wśród materiałów ceramicznych, otrzymywanych poprzez formowanie i spiekanie proszków znajduje się grupa materiałów, w których świadomie łączy się dwie lub więcej faz (rodzajów proszków wyjściowych) w celu poprawy właściwości jednej z nich. W polskiej nomenklaturze nazywane są one kompozytami ziarnistymi (*ang. particulate composites*). Ograniczenia w technologii, przede wszystkim na etapie formowania, powodują, że trudno jest precyzyjnie sterować mikrostrukturą takich materiałów, na przykład w taki sposób, w jaki możemy sterować ułożeniem włókien w kompozytach typu włóknożywica [2]. W praktyce efekt końcowy technologii tych materiałów to spiek o właściwościach zależnych od udziału objętościowego poszczególnych faz oraz wielkości i kształtu ziaren. Generalnie, kompozyty ziarniste mogą być podzielone na dwa podstawowe typy (rysunek 1). Pierwszy z nich, w którym ziarna jednej z faz są rozproszone (wtrącenia) w fazie drugiej (osnowa) oraz drugi, w którym ziarna obu faz składowych, tworzą ciągłe mikrostrukturalnie sieci w materiale (*ang. duplex structure*) [3].



Rys. 1. Typy polikrystalicznych kompozytów ziarnistych – po lewej wyizolowane wtrącenia jednej z faz w polikrystalicznej osnowie drugiej fazy, po prawej przenikające się wzajemnie polikrystaliczne układy dwu faz.

Takie podejście nie jest jedynym sposobem myślenia o mikrostrukturze kompozytów ziarnistych. Niektórzy zaliczają do tej kategorii jedynie te materiały, w których tylko jedna z faz jest ciągła, a druga

dr hab. inż. Zbigniew Pędzich



prof. AGH Prodziekan Wydziału Inżynierii Materiałowej i Ceramiki AGH, Prezes Polskiego Towarzystwa Ceramicznego, specjalista w dziedzinie technologii kompozytów ceramicznych.

e-mail: pedzich@agh.edu.pl

STRESZCZENIE

Artykuł opisuje, na wybranych przykładach, możliwości udoskonalenia właściwości fizycznych spiekanych materiałów polikrystalicznych poprzez wytwarzanie kompozytów. Wszelkie technologie spiekania proszków wielofazowych, dążąc do uzyskania jak najwyższego zagęszczenia wyrobu, prowadzą do otrzymania materiałów, które znajdują się w skomplikowanym stanie naprężeń wewnętrznych. Jednocześnie spiekanie układów wielofazowych przebiega w sposób, który zdecydowanie modyfikuje parametry mikrostrukturalne finalnego materiału. Kolejną cechą, oczywistą z punktu widzenia definicji kompozytu, jednak konieczną do podkreślenia, jest obecność granicy międzyfazowej, która może w istotny sposób modyfikować właściwości materiałów. W pracy, na przykładzie realnych tworzyw z układu Al_2O_3/ZrO_2 , wskazano właściwości kompozytów polikrystalicznych, które mogą zostać poprawione w kompozycie w sposób synergiczny – takie jak odporność na kruche pękanie, podatność na pękanie podkrytyczne, odporność na zużycie kawitacyjne.

SUMMARY

Synergy in sintered particulate composites

The article describes, on the selected examples, the possibilities of improving the physical properties of sintered polycrystalline materials by producing composites. All technologies of sintering multi-phase powders aiming at obtaining the highest density of the product, lead to obtaining materials that are in a complicated state of internal stresses. At the same time, sintering of multiphase systems proceeds in a way that significantly modifies the microstructural parameters of the final material. Another feature, obvious from the point of view of the definition of a composite, but necessary to emphasize, is the presence of an interface, which can significantly modify the properties of materials. In the work, on the example of real materials from the Al_2O_3/ZrO_2 system, the properties of polycrystalline composites, which can be improved in the composite in a synergistic manner, such as fracture toughness, subcritical crack resistance, resistance to cavitation wear, are indicated.

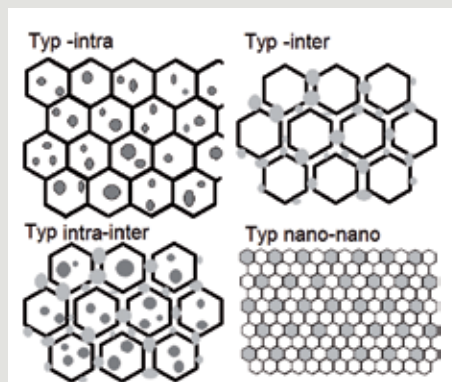
SŁOWA KLUCZOWE

kompozyty ziarniste, pękanie podkrytyczne, podatność na ścieranie, zużycie kawitacyjne

KEYWORDS

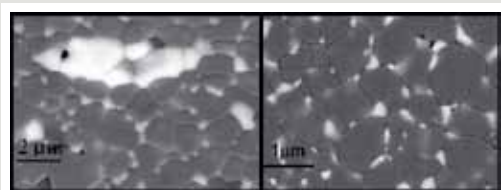
particulate composites, subcritical crack propagation, abrasive wear, cavitation erosion

stanowi wyizolowane wtrącenia. Pod koniec XX wieku klasyfikację tak rozumianych kompozytów ziarnistych (rysunek 2) przedstawił Koichi Niihara [4].



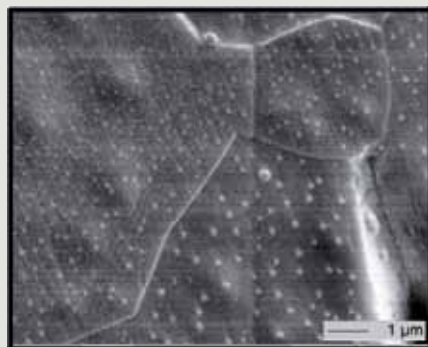
Rys. 2. Typy polikrystalicznych kompozytów ziarnistych o ciągłej osnowie i wyizolowanych wtrąceniach (według [4]).

Niezależnie od typu kompozytu ziarnistego, kluczowym problemem technologicznym jest zapewnienie odpowiedniego sposobu rozproszenia (wymieszania) ziaren faz składowych, które zapewni jego jednorodność na poziomie pojedynczych ziaren. Pojęcie jednorodności jest w każdym przypadku rozumiane w skali wielkości ziaren występujących w spieczonym polikrystalale. Na przykład w spieku kompozytowym $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ o submikronowych wielkościach ziaren osnowy Al_2O_3 i wtrąceń ZrO_2 , już kilkumikrometrowe aglomeraty wtrąceń należy uznać za poważne wady mikrostrukturalne (rysunek 3), które nie pozostaną bez wpływu na właściwości kompozytów [5].



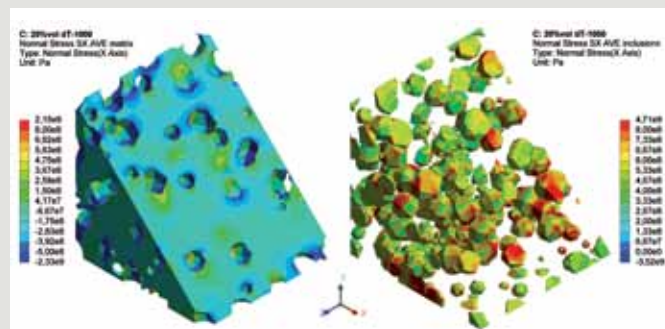
Rys. 3. Mikrostruktury spieków polikrystalicznych $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ o jednorodnym (po prawej) i niejednorodnym rozproszeniu faz (według [5]).

Z kolei w tworzywie $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ [6], w którym nanometryczne ziarna wtrąceń SiC są rozproszone wewnątrz ziaren osnowy Al_2O_3 , jednorodność mikrostrukturalna to przede wszystkim sposób rozproszenia nanowtrąceń, w mniejszym zaś stopniu równomierność rozrostu ziaren osnowy (rysunek 4).



Rys. 4. Mikrostruktura spieku $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ (według [6]).

Wspólną cechą wszystkich kompozytów ziarnistych, otrzymywanych na drodze spiekania, jest obecność w finalnym, dobrze zagęszczonym produkcie, naprężeń reszkowych (*ang. thermal residual stresses*) związanych z niedopasowaniem współczynników rozszerzalności cieplnej faz składowych. Naprężenia te powstają w materiale podczas jego studzenia po spiekaniu [7–9]. Ponieważ w praktyce nie ma dwóch rodzajów kryształów, które miałyby takie same współczynniki rozszerzalności cieplnej, zjawisko powstawania naprężeń reszkowych jest uniwersalne dla wszystkich kompozytów ziarnistych. Świadome konstruowanie składu kompozytów musi brać pod uwagę istnienie tych naprężeń i w miarę możliwości próbować je wykorzystać.



Rys. 5. Schemat rozlokowania reszkowych naprężeń cieplnych w kompozycie SiC-TiC: po lewej stronie naprężenia w osnowie SiC, po prawej naprężenia we wtrąceniach TiC [10].

Naprężenia reszkowe kumulują się przede wszystkim w obszarze granic międzyfazowych, których istnienie jest cechą charakterystyczną wszystkich kompozytów (rysunek 5). Przyjmuje się, że korzystne jest dla materiału, gdy mają one postać naprężeń ścisakających w obszarze osnowy, a rozciągających w obszarze wtrąceń [11]. Według tego modelu rozkładu naprężeń, podczas niszczenia materiału, propagujące pęknięcie, statystycznie rzecz ujmując, częściej musi przewycięzać „opór” w postaci dodatkowego naprężenia i efektem sumarycznym jest podniesienie energii pęknięcia, co powinno się przełożyć na wzrost odporności na kruche pęknięcie. Według tej koncepcji wytwarzane są materiały np. z grup SiC (osnowa)/ TiB_2 (wtrącenia) [12] lub Al_2O_3 (osnowa)/ ZrO_2 (wtrącenia) [13]. Prosta zasada pozwalająca ocenić kierunek reszkowych naprężeń cieplnych jest zasada, że materiał o wyższym współczynniku rozszerzalności jest po procesie spiekania w stanie naprężeń rozciągających, a ten o niższym współczynniku w stanie naprężeń ścisakających. Takie proste podejście do problemu nie uwzględnia jednak wpływu wytrzymałości granicy międzyfazowej. Ocena wytrzymałości granic międzyziarnowych jest praktycznie niemożliwa na drodze eksperymentalnej, ze względu na trudność w sporządzeniu materiałów modelowych. W praktyce dopiero badania rzeczywistych próbek pozwalają na sprawdzenie, czy w danym zestawieniu faz uzyskamy efekty poprawy właściwości, czy też nie. Zdarza się też, że umocnienie występuje w materiałach, w których teoretycznie wystąpić nie powinno. Do takich przykładów należą ZrO_2 (osnowa)/WC (wtrącenia) [14] lub ZrO_2 (osnowa)/ Al_2O_3 (wtrącenia) [15]. Mają one zdecydowanie poprawione parametry odporności na pęknięcie, pomimo faktu, że relacja współczynników rozszerzalności cieplnej osnowy i wtrąceń jest z teoretycznego punktu widzenia niekorzystna (odpowiednio $11,0 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ do $4,2 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ i $11,0 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ do $8,4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$). Obserwowane w tych materiałach wyraźne umocnienie należy przypisać odpowiedniej wytrzymałości granic międzyfazowych, która pozwala w efektywny sposób uruchamiać mechanizmy rozpraszania energii związane z oddziaływaniem rozprzestrzeniającego się wierzchołka pęknięcia i wtrąceń. Te procesy to odchylenie biegu pęknięcia (*ang.*

crack deflection), rozgałęzianie pęknięcia (*ang. crack branching*), czy też jego mostkowanie (*ang. crack bridging*) [16]. Wpływ tych procesów na podniesienie efektywnej energii pęknięcia może być tak wydatny, że zniweluje on niekorzystny układ naprężeń resztkowych.

Biorąc pod uwagę wymienione wyżej zjawiska materiały typu -inter oraz -intra-inter wytwarza się z reguły w celu podniesienia odporności na kruche pęknięcie. Materiały typu -intra dają szansę na poprawę wytrzymałości poprzez wprowadzenie naprężeń resztkowych do wnętrza większych ziaren [17].

Odporność na pęknięcie jest cechą, w której w najjaskrawszy sposób urzeczywistnia się idea wytwarzania kompozytów ziarnistych, jako modelowych materiałów, w których uzyskuje się efekt synergii cech materiałów składowych. Niestety, w omawianych materiałach większość parametrów fizycznych i mechanicznych nie podlega efektowi synergii. Przeważnie regułą decydującą o wartości danego parametru w kompozycie jest reguła mieszanin. Tak dzieje się w przypadku właściwości sprężystych (moduł Younga, moduł sztywności, liczba Poissona) czy twardości. Nieco inaczej wygląda kwestia wytrzymałości mechanicznej kruchych polikryształów, bo jest ona regulowana wielkością wady krytycznej. Na ten parametr w założeniu wpływa istotnie skład fazowy, uziarnienie i uzyskana finalnie mikrostruktura (najkorzystniej typu -intra) i rozkład naprężeń resztkowych. Jednak trzeba przyznać, że ilość czynników wpływających na wynik końcowy jest tak duża, że nie jest łatwo wskazać obecność efektu synergicznego w kształtowaniu wytrzymałości kompozytów ziarnistych.

W prezentowanej pracy autorzy wskazują na kilka innych cech mechanicznych, które w kompozytach ziarnistych z grupy $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ w spektakularny sposób uwiadniają możliwą synergię, przejawiającą w odporności na pęknięcie podkrytyczne lub we właściwościach użytkowych związanych ze zużyciem ściernym, bądź erozyjnym materiałów.

EKSPERYMENT

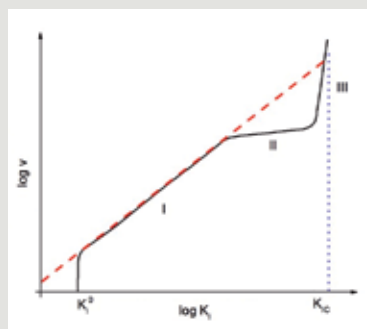
Materiały

Artykuł opisuje właściwości materiałów tlenkowych uzyskanych poprzez prasowanie i spiekanie proszków komercyjnych. Jako surowców wyjściowych użyto proszków tlenku glinu (TM-DAR Taimicron, Japonia) i dwutlenku cyrkonu zawierającego 3% molowe tlenku itru (TZ-3Y Tosoh, Japonia). Materiały kompozytowe $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ były w obliczonych proporcjach mieszane w zawieszynie alkoholu etylowego w młynie mieszadłowym przez godzinę. Po wysuszeniu zawiesziny i zgranulowaniu, były prasowane jednoosiowo (50 MPa), a następnie doprasowywane izostatycznie (300 MPa). Materiały jednofazowe, tj. Al_2O_3 i ZrO_2 były bezpośrednio poddawane takiemu samemu cyklowi prasowania. Spiekanie swobodne prowadzono w temperaturze 1500°C z dwugodzinnym przetrzymaniem w temperaturze maksymalnej.

Opisane w części eksperymentalnej materiały z układu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ zostały w zwięzły sposób opisane symbolami, które zawierają ich skład fazowy: A100 i Z100 to materiały jednofazowe, odpowiednio czysty tlenek glinu i tetragonalny dwutlenek cyrkonu stabilizowany 3% molowymi tlenku itru. Materiały oznaczone jako AZ01, AZ05, AZ10, AZ15, AZ35 to materiały z przeważającym udziałem tlenku glinu, zawierające odpowiednio 1, 5, 10, 15 i 35% objętościowych ZrO_2 . Oznaczenia ZA05, ZA10, ZA15, ZA35 opisują kompozyty z przewagą dwutlenku cyrkonu zawierające odpowiednio 5, 10, 15 i 35% objętościowych Al_2O_3 . Materiał zawierający Al_2O_3 i ZrO_2 w proporcjach 50:50 procent oznaczono jako AZ50. Wszystkie materiały miały po spieczeniu gęstości względne w przedziale 98,5–100% gęstości teoretycznych, co sprawiało, że można było porównywać ich właściwości, bo poziom porowatości był zbliżony, a zatem jej wpływ na właściwości wszystkich materiałów był podobny.

Odporność na pęknięcie podkrytyczne

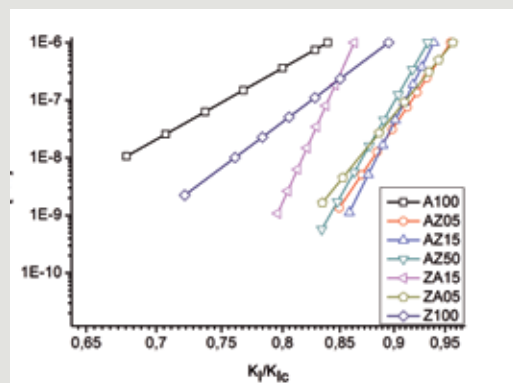
Podatność na pęknięcie podkrytyczne jest to cecha tworzyw tlenkowych, objawiająca się katastroficznym zniszczeniem elementów konstrukcyjnych po dłuższym okresie pracy pod obciążeniami znacznie niższymi od tych wynikających z parametrów mechanicznych (K_{Ic}) wyznaczonych w testach normowych. Zjawisko to jest związane ze stopniowym rozrostem wad (mikropęknięć, rys, mikroporów) wynikającym ze sposobu relaksacji pęknięcia na wierzchołku wady poprzez zrywanie wiązania tlen-metal w obszarze najbardziej naprężonym i przyłączenie grupy hydroksylowej. Taki proces chwilowo relaksuje naprężenie, ale w dłuższej perspektywie powiększa rozmiar wady krytycznej i prowadzi do gwałtownego zniszczenia pod obciążeniami niższymi niż przewidywane. Proces ten ma zróżnicowaną szybkość przebiegu (rysunek 6), w zależności od tego, czy kontrolowany jest poprzez dyfuzję wody do wierzchołka pęknięcia (obszar I), czy poprzez kinetykę reakcji chemicznej (obszar II) [18, 19]. Tym niemniej, niezależnie od jego kinetyki, prowadzi do znacznego (dwukrotnie lub bardziej) obniżenia wartości K_{Ic} dopuszczalnej w konkretnym zastosowaniu dla danego materiału (do poziomu K_{I0}).



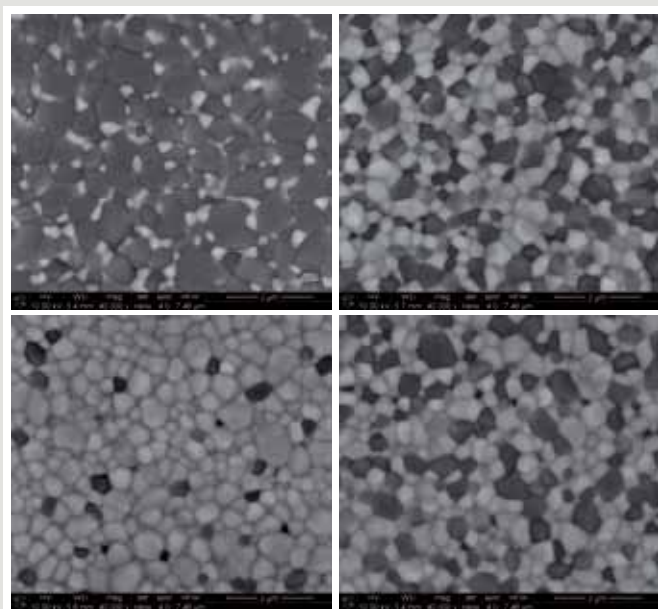
Rys. 6. Wykresy zależności prędkości propagacji pęknięcia v od współczynnika intensywności naprężeń K_I . Linia ciągła – krzywa teoretyczna uwzględniająca wszystkie elementy determinujące przebieg procesu; linia przerywana – uproszczona forma wykresu zależności v od K_I używana w przewidywaniu czasu przeżycia materiałów [19].

Na rysunku 7. pokazane są uproszczone zależności przebiegu wartości prędkości propagacji pęknięcia v od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla jednofazowych materiałów z tlenku glinu i dwutlenku cyrkonu oraz całej rodziny kompozytów zawierających te fazy w różnych proporcjach. Od materiałów na osnowie Al_2O_3 zawierających wyizolowane wtrącenia ZrO_2 , przez materiały zawierające obie fazy tlenkowe ciągłe (w różnych proporcjach) do materiałów na osnowie ZrO_2 z wtrąceniami Al_2O_3 . Mikrostruktury tych materiałów są dość podobne (rysunek 8), stan naprężeń resztkowych zupełnie odmienny, tym niemniej każdy z pokazanych kompozytów ma odporność na pęknięcie podkrytyczne znacznie lepszą niż materiały jednofazowe. Prezentowane wyniki eksperymentalne zostały uzyskane za pomocą testu stałego przyrostu naprężeń (*ang. constant stress rate*) [19]. Miarą oceny odporności na pęknięcie podkrytyczne jest współczynnik kierunkowy odcinka opisującego wynik testu dla danego materiału. Im większe nachylenie, tym większa odporność na pęknięcie. Jak widać omawiane współczynniki kierunkowe są najmniejsze dla materiałów jednofazowych, a dla wszystkich kompozytów są większe. W opinii autorów fakt ten jest efektem jednoczesnego działania dwóch zjawisk. Pierwsze to sama obecność granicy międzyfazowej o energii innej niż granice międzyziarnowe w materiałach jednofazowych, a drugie to złożony trójosiowy stan naprężeń resztkowych. Wspólne działanie tych czynników powoduje, że naprężenia działające na wierzchołku pęknięcia są relaksowane i proces

podkrytycznego rozprzestrzeniania się pęknięć jest utrudniony. Najwyższe wartości współczynnika nachylenia stwierdzono dla kompozytów AZ15 i ZA15, czyli takich, w których faza mniejszościowa tworzy sieć wtrąceń relatywnie mocno zbliżonych do siebie (ze względu na udział objętościowy), ale nie tworzących jeszcze połączonej sieci. Najprawdopodobniej działanie wymienionych czynników umacniających jest w tej konfiguracji mikrostrukturalnej najefektywniejsze.



Rys. 7. Uproszczona forma wykresu zależności v od K_I dla materiałów jednofazowych Al_2O_3 i ZrO_2 oraz grupy materiałów kompozytowych [19, 20].

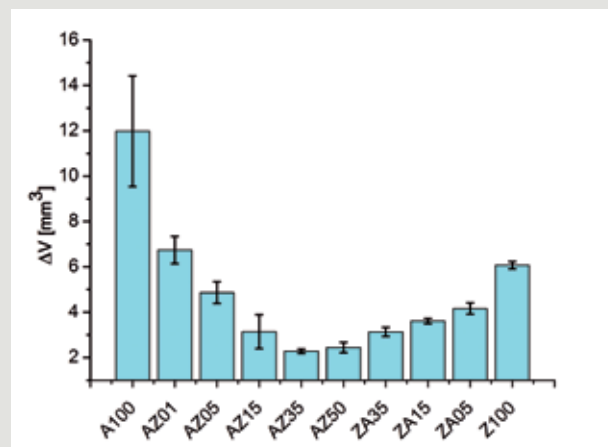


Rys. 8. Wybrane mikrostruktury materiałów kompozytowych opisywanych w niniejszej pracy: odpowiednio od lewej pierwszy wiersz AZ15, AZ50, drugi wiersz ZA05 i ZA35. Jasne ziarna to faza ZrO_2 , ciemniejsze Al_2O_3 .

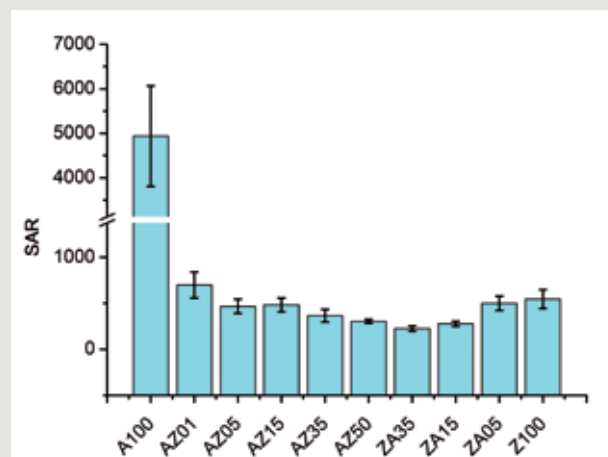
Oporność na zużycie ścierne

Rysunki 9 i 10 pokazują jak w grupie materiałów Al_2O_3/ZrO_2 zmienia się podatność na zużycie ścierne, luźnym, twardym ścierniwem SiC, w warunkach ścierania suchego i w zawiesinie wodnej [21]. Widać, że skala poprawy tej cechy zależy od proporcji faz i środowiska pracy, tym niemniej wyraźny jest efekt synergizmu. W tarciu na sucho najlepiej sprawdza się materiał AZ35, czyli zawierający fazy ciągłe z przewagą tlenku glinu, zaś na mokro najmniejsze zużycie ma materiał ZA35, o podobnej mikrostrukturze, ale zawierający więcej dwutlenku cyrkonu. Wspólne działanie naprężeń resztkowych i granic międzyfazowych jako elementu mikrostrukturalnego prowadzi do faktu poprawy cechy materiałowej w

stosunku do parametrów faz składowych. Uzyskane wyniki wskazują, że korzystną mikrostrukturą z punktu widzenia odporności na zużycie ścierne jest mikrostruktura typu duplex.



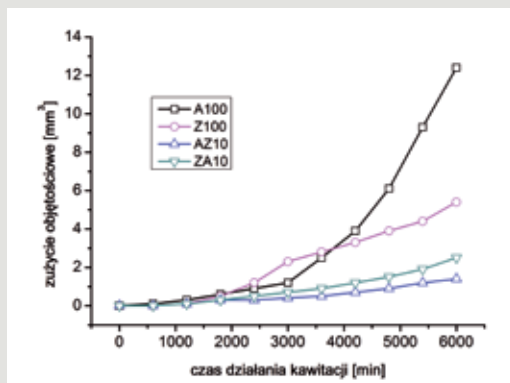
Rys. 9. Wyniki testu podatności na ścieranie luźnym ścierniwem SiC 60 (Dry Sand Test) grupy badanych materiałów.



Rys. 10. Wyniki testu podatności na ścieranie zawiesiną wodną SiC 60 (Miller Test) grupy badanych materiałów. Podatność została określona pośrednio za pomocą liczby SAR (Slurry Abrasive Number).

Oporność na erozję kawitacyjną

Podobny rezultat synergicznego wzmocnienia obserwować można w badaniach odporności na erozję kawitacyjną. To cecha, która jest bardzo rzadko określana dla materiałów ceramicznych ze względu na ograniczone na razie pole zastosowań, które jednak rozszerza się wraz z rozwojem technologii polikryształów ceramicznych. Coraz częściej elementy ceramiczne są stosowane w układach hydraulicznych (pompy, zawory, itp.), w których zjawisko kawitacji może być dominującym mechanizmem zużycia. Rysunek 11 sumuje rezultaty testów na zużycie kawitacyjne [22, 23]. Testy przeprowadzono metodą uderzeniowo-strumieniową [24]. Podobnie jak we wcześniej omawianych testach, efekt zużycia kawitacyjnego jest znacznie mniejszy dla kompozytów niż dla materiałów jednofazowych. Co ciekawe, poziom zużycia kawitacyjnego dla obu materiałów kompozytowych jest podobny, chociaż zużycie obu materiałów jednofazowych A100 i Z100 jest wyraźnie różne. Kompozyty różnią się stanem naprężeń w osnowie, w AZ10 osnowa jest wypadkowo ściskana, w ZA10 osnowa jest wypadkowo rozciągana, mimo to zużycie kawitacyjne w obu przypadkach jest zbliżone.



Rys. 11. Wyniki testu uderzeniowo-strumieniowego odporności na erozję kawitacyjną tworzyw jednofazowych i wybranych kompozytów.

PODSUMOWANIE

W niniejszej pracy pokazano przykłady poprawy właściwości najpopularniejszych faz tlenkowych stosowanych jako ceramiczne materiały konstrukcyjne. Pierwsza z tych właściwości była swego rodzaju parametrem materiałowym (zmiana wartości współczynnika K_{Ic} jako funkcja prędkości propagacji pęknięcia). Dwa pozostałe to klasyczne właściwości z kategorii „użytkowych”, tzn. badano wybrane cechy w konkretnych warunkach pracy.

We wszystkich przypadkach zaobserwowano efekt synergicznej poprawy badanej cechy pojawiający się wraz z faktem zaistnienia materiału dwufazowego, niezależnie od jego szczegółowych parametrów mikrostrukturalnych. Wpływały one oczywiście ilościowo na wartość badanych parametrów, ale decydujące znaczenie dla poprawy danej cechy miało pojawienie się nowego elementu, którym w polikrystalicznych spiekanych kompozytach ceramicznych jest obecność naprężeń resztkowych pochodzących z niedopasowania współczynników rozszerzalności cieplnej faz składowych oraz oczywiście związany z każdym rodzajem kompozytów fakt istnienia granic międzyfazowych, które są ważnym elementem mikrostrukturalnym wpływającym na sposób niszczenia materiału.

LITERATURA

- [1] L.J. Brautman, R.H. Krock, *Composite Materials*, Academic Press, New York, 1975
- [2] D. Hull, T.W. Clyne, *An Introduction to Composite Materials*, Second Edition, Cambridge University Press, 1996
- [3] Z. Pędzich, G. Grabowski, W. Maziarz (2008), Wybrane kompozyty ceramiczne o fazach ciągłych – analiza stanu naprężeń i ich wpływ na właściwości, „Materiały Ceramiczne”, 60 (4), 258–261
- [4] K. Niihara (1991), *New Design Concepts of Structural Ceramics – Ceramic Nanocomposites*, „J. Ceram. Soc. Jpn.”, 99 (10), 974–82
- [5] A.H. De Aza, J. Chevalier, G. Fantozzi, M. Schehl, R. Torrecillas (2002), Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses, „Biomaterials”, 23, 937–945
- [6] J. Sedlacek, D. Galusek, P. Svancarek, R. Riedel, A. Atkinson, X. Wang (2008), Abrasive wear of Al_2O_3 -SiC and Al_2O_3 -(SiC)-C composites with micrometer- and submicrometer-sized alumina matrix grains, „J. Europ. Ceram. Soc.”, 28, 2983–2993
- [7] J. Selsing (1961), *Internal Stresses in Ceramics*, „J. Am. Ceram. Soc.”, 44, 419–419
- [8] M. Taya, S. Hayashi, A.S. Kobayashi, H.S. Yoon (1990), Toughening of a Particulate-Reinforced Ceramic-Matrix Composite by Thermal Residual Stress, „J. Amer. Ceram. Soc.”, 73 (5), 1382–1391
- [9] G. Grabowski, R. Lach, Z. Pędzich, K. Świerczek, A. Wojteczko (2018), Anisotropy of thermal expansion of 3Y-TZP, α - Al_2O_3 and composite from 3Y-TZP/ α - Al_2O_3 system, „Archives of Civil and Mechanical Engineering”, 18 (1), 188–197
- [10] K. Kornaus, G. Grabowski, M. Rączka, D. Zientara, A. Gubernat (2017), Mechanical properties of hot-pressed SiC-TiC composites, „Process. Appl. Ceram.”, 11, 329–336
- [11] G. Grabowski, Z. Pędzich (2007), Residual stresses in particulate composites with alumina and zirconia matrices, „J. Europ. Ceram. Soc.”, 27 [2–3], 1287–1292
- [12] D. Bucevac, B. Matovic, S. Boskovic, S. Zec, V. Krstic (2011), Pressureless sintering of internally synthesized SiC-TiB₂ composites with improved fracture strength, „J. Alloys Compd.”, 509, 990–996
- [13] W.H. Tuan, R.Z. Chen, T.C. Wang, C.H. Cheng, P.S. Kuo (2002) Mechanical properties of Al_2O_3 /ZrO₂ composites, „J. Europ. Ceram. Soc.”, 22 (16), 2827–2833
- [14] Z. Pędzich, K. Haberko, J. Piekarczyk, M. Faryna, L. Lityńska (1998), Zirconia matrix – tungsten carbide particulate composites manufactured by hot-pressing technique, „Materials Letters”, 36 (7), 70–75
- [15] O. Vasylyk, Y. Sakka, V.V. Skorokhod (2003), Low-Temperature Processing and Mechanical Properties of Zirconia and Zirconia-Alumina Nanoceramics, „J. Am. Ceram. Soc.”, 86 (2), 299–304
- [16] Z. Pędzich, K. Haberko (1997), Toughening Mechanisms in the TZP – WC Particulate Composites, „Key Engineering Materials”, Vols. 132–136, 2076–79
- [17] A. Limpichaipanit, R. Todd (2009), The relationship between microstructure, fracture and abrasive wear Al_2O_3 /SiC nanocomposites and microcomposites containing 5 and 10% SiC, „J. Europ. Ceram. Soc.”, 29, 2841–2848
- [18] J. Chevalier, C. Olagnon, G. Fantozzi (1999), Subcritical crack propagation in 3Y-TZP ceramics: static and cyclic fatigue, „J. Am. Ceram. Soc.”, 82 (11), 3129–3138
- [19] A. Wojteczko, R. Lach, K. Wojteczko, Z. Pędzich (2017), Estimation of lifetime of zirconia and zirconia-alumina composites using the constant stress rate data, „Composites Theory and Practice”, 17 (1), 14–18
- [20] A. Wojteczko, R. Lach, K. Wojteczko, Z. Pędzich (2016), Investigation of subcritical crack growth phenomenon and estimation of life time of alumina and alumina-zirconia composites with different phase arrangement, „Ceramics International”, 42 (8), 9438–9442
- [21] A. Dudek, G. Grabowski, R. Lach, M. Kot, M. Ziabka, K. Wojteczko, Z. Pędzich (2015), The influence of thermal residual stress state on the abrasive wear rates of oxide matrices particulate composites in different work environments [w:] A.M. Brandt, J. Olek, M.A. Glinicki, C.K.Y. Leung, L. Lis (Wyd.), Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Brittle Matrix Composites, 11, 75–81
- [22] Z. Pędzich, R. Jasionowski, M. Ziabka (2013), Cavitation wear of ceramics – part I. Mechanisms of cavitation wear of alumina and tetragonal zirconia sintered polycrystals, „Composites Theory and Practice”, 13 (4), 288–292
- [23] Z. Pędzich, R. Jasionowski, M. Ziabka (2014), Cavitation wear of ceramics – part II. Mechanisms of cavitation wear of composites with oxide matrices, „Composites Theory and Practice”, 14 (3), 139–144
- [24] R. Jasionowski, W. Przetakiewicz, D. Zasada (2011), The effect of structure on the cavitation wear of FeAl intermetallic phase-based alloys with cubic lattice, „Archives of Foundry Engineering”, 11 (2), 97–102