

Vplyv podielu spevňujúcej fázy na vybrané vlastnosti časticového kompozitu $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{SiC}$

Influence of the Toughening Phase Volume on Selected Properties of the particulate $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{SiC}$ Composite

Ing. Zuzana Gábrišová, PhD.¹, Ing. Alena Brusilová, PhD.¹

¹STU v Bratislave, Strojnícka fakulta, Ústav technológií a materiálov, Pionierska 15, 831 02 Bratislava, Slovenská republika

Významné postavenie medzi keramickými materiálmi má konštrukčná keramika na báze nitridu kremíka. Dôvodom je predovšetkým jeho pevnosť a oteruvzdornosť pri vysokých teplotách, odolnosť voči korózii a creepu. Hlavnou nevýhodou nitridu kremíka ako aj keramických materiálov všeobecne, je ich zvýšená krehkosť. Jednou z možností zvýšenia húževnatosti keramických materiálov je pridávanie sekundárnych fáz vo forme keramických častíc, whiskerov alebo vlákien do matrice, t.j. vytvorením kompozitných materiálov. Predmetom príspevku je posúdenie vplyvu podielu spevňujúcej fázy SiC kompozitného materiálu s Si_3N_4 matricou na jeho mikroštruktúru a vybrané vlastnosti, ako je merná hmotnosť, tvrdosť a lomová húževnatosť. Experimentálnym materiálom bol monolitný nitríd kremíka a časticový keramický kompozit s Si_3N_4 matricou s rôznym podielom spevňujúcej fázy SiC (5 a 20 obj. %). Tvrdosť a lomová húževnatosť bola stanovená indentačnou Vickersovou metódou na základe merania dĺžok uhlopriečok vtlačkov a iniciovaných trhlín.

Kľúčové slová: nitríd kremíka; spevňujúca fáza; kompozit; tvrdosť; lomová húževnatosť

Silicon nitride is among technical ceramics one of the most promising material, which offers high strength, hardness, wear resistance, and good thermal shock resistance. Good mechanical properties, chemical stability and reliability maintains even at elevated temperatures what is required at applications in demanding working conditions such as engine components, gas turbines, bearings, cutting tools. The toughness of Si_3N_4 is almost the highest among ceramics. However, ceramic materials are very brittle, which limits their use for other applications. The progress of composite materials led to an improvement of some properties of the monolithic matrix. For example, in particulate ceramic composites can be achieved increasing of fracture toughness without significant loss of hardness. The toughness of Si_3N_4 can be improved by fibres toughening, secondary particle toughening, platelet toughening or by self-reinforced and multilayer toughening. The aim of this study is to quantify the influence of SiC amount on microstructure, relative density and some mechanical properties (hardness, fracture toughness) of silicon nitride by adding different volumes of particulate silicon carbide.

The samples of Si_3N_4 monolith and composites $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{SiC}$ (5 and 20 vol. %) were prepared by hot pressing. Hardness and fracture toughness were determined by Vickers method. On the basis of measurements it was observed that increase of SiC amount in silicon nitride matrix resulted in deceleration of $\alpha \rightarrow \beta$ - Si_3N_4 transformation along with limitation of the elongated β - Si_3N_4 grains growth. No noticeable influence of higher SiC amount on relative density and hardness was observed. The hardness of $\text{Si}_3\text{N}_4 + 20$ vol. % SiC composite was higher only by approx. 5.5 % than hardness of monolithic Si_3N_4 . In the case of fracture toughness, the increase of SiC amount influenced the toughness in an unfavourable manner. The fracture toughness of $\text{Si}_3\text{N}_4 + 20$ vol. % SiC composite was approx. 15.38 % lower than that of the Si_3N_4 monolith. Based on the results, the supposed toughening of the silicon nitride ceramics was not achieved by adding SiC particles.

Key words: silicon nitride; toughening phase; composite; hardness; fracture toughness

Nitríd kremíka patrí medzi najviac preštudované keramické materiály a je pomerne často využívaný predovšetkým pre náročné aplikácie. Dôvodom je najmä jeho výborná pevnosť a oteruvzdornosť pri vysokých teplotách, odolnosť voči korózii a creepu. Vďaka tomu získal nenahraditeľné miesto medzi materiálmi pre vysokoteplotné aplikácie a v trecích uzloch, napr. v spaľovacích motoroch, plynových turbínach alebo ložiskách. Keramické materiály vo všeobecnosti sú

krehké a majú relatívne nízku spoľahlivosť. Krehkosť je spôsobená chemickou väzbou, ktorá je prevažne kovalentná, resp. iónová. Veľká pozornosť je zameraná na pochopenie procesu iniciácie a šírenia trhlín v keramických materiáloch. Sú skúmané procesy, vedúce k vytvoreniu tzv. procesnej zóny pred čelom trhliny, ktoré v konečnom dôsledku vedú k zvýšeniu lomovej húževnatosti keramiky. Keramické materiály na báze Si_3N_4 a Al_2O_3 vykazujú R- krivkové správanie,

t.j. s rastom dĺžky trhliny sa zvyšuje odolnosť voči šíreniu trhlín. Pri tomto jave sa uplatňujú mechanizmy zvýšenia húževnatosti [1,2]. Jednou z možností zvýšenia húževnatosti keramických materiálov je pridávanie sekundárnych fáz vo forme keramických častíc, whiskerov alebo vlákien do matrice, t.j. vytvorením kompozitných materiálov. Vďaka priaznivým mechanickým vlastnostiam sa dostávajú do popredia kompozitné materiály spevnené časticami, ako napr. $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{SiC}$, Al_2O_3 , ZrO_2 , resp. TiN častice [3].

Viacerí autori sa zaoberali skúmaním mechanických vlastností nanokompozitu $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ [4,5]. Skúmaním kompozitných materiálov na báze Si_3N_4 s rôznym podielom nanočastíc SiC [5] bolo zistené, že so zvyšujúcim sa obsahom SiC sa znižovala hodnota relatívnej hustoty, t.j. zvyšovaním množstva SiC sa obmedzuje zhutnenie kompozitného materiálu. Sledovaný bol ďalej vplyv podielu nanočastíc SiC na lomovú húževnatosť a tvrdosť kompozitu. Priaznivý vplyv na lomovú húževnatosť má prídavok 5 % a 10 % SiC v porovnaní s monolitnou keramikou. TEM pozorovaním bolo zistené, že zvýšenie lomovej húževnatosti bolo spôsobené odklonením trhliny, kde SiC častica pôsobila ako prekážka proti šíriacej sa trhline. Predpokladá sa, že ak sú častice dostatočne malé v porovnaní s kritickou dĺžkou trhliny, ich prítomnosť v matrici nespôsobí zníženie lomovej húževnatosti [5]. Výrazný pokles lomovej húževnatosti bol zaznamenaný pri množstve 20 % SiC, kedy sa prejavil vplyv tvaru zŕn matrice. Pri tomto percentuálnom podiele karbidu kremíka je matrica tvorená prevažne rovnoosými zrnami, čo nepriamo vplyva na hodnoty lomovej húževnatosti. Priaznivý vplyv na lomovú húževnatosť má štihlosť $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ zŕn [6]. Hodnota tvrdosti HV s rastúcim % nanočastíc SiC stúpala. Výrazné zvýšenie sa prejavilo pri obsahu 20 % SiC. Tento fakt sa dal predpokladať, pretože tvrdosť SiC je cca o (2,5 ÷ 3,5) GPa vyššia ako tvrdosť Si_3N_4 [5].

Predmetom príspevku je posúdenie vplyvu podielu spevňujúcej mikrofázy SiC kompozitného materiálu s Si_3N_4 matricou na jeho mikroštruktúru a vybrané vlastnosti, ako je merná hmotnosť, tvrdosť a lomová húževnatosť.

1. Experiment

Experimentálnym materiálom bol monolitný nitrid kremíka a časticový keramický kompozit s Si_3N_4 matricou s rôznym podielom spevňujúcej fázy SiC (5 a 20 obj. %). Stredná veľkosť častíc SiC bola <3 μm . Experimentálne materiály boli pripravené lisovaním za studena s následným žiarovým lisovaním pri teplote 1 680 °C a lisovacím tlaku 34 MPa [7,8]. Čas lisovania bol 20 min. Zhutňovanie prebiehalo v atmosfére dusíka s pretlakom 75 kPa. Ako aktivačné prisady boli použité Y_2O_3 a Al_2O_3 v pomere, ktorý zodpovedá 10 hm.%

YAG (yttritohlinitého granátu $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$) vo výslednej štruktúre. Z každého experimentálneho materiálu bolo pripravených 6 vzoriek. Merná hmotnosť vzoriek bola stanovená Archimedovou metódou podľa normy STN EN ISO 3369. Na základe teoretickej mernej hmotnosti a skutočnej mernej hmotnosti bola vypočítaná relatívna hustota vzoriek.

Na skúmaných vzorkách bola stanovená tvrdosť a lomová húževnatosť použitím Vickersovej indentačnej metódy (HV10). Do každej vzorky bolo rovnomerne iniciovaných 5 vtlačkov. Pri stanovení lomovej húževnatosti K_{IC} sa na základe merania dĺžok iniciovaných trhlín vychádza z poznatku, že trhlinka sa v poli napätia od zaťažujúceho indentora rozšíri do väčšej vzdialenosti, ak je materiál menej odolný voči jej šíreniu. Trhliny môžu byť Palmqvistove alebo centrálné [9]. Pre výpočet lomovej húževnatosti boli použité rovnice (1, 2):

- pre Palmqvistove trhliny podľa [10]:

$$K_{IC} = 0,0889 \cdot \sqrt{\frac{HV \cdot F}{4 \cdot l_p}} \quad [\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}], \quad (1)$$

kde HV – tvrdosť podľa Vickersa [MPa],
F – indentačná sila [N],
 l_p – priemerná dĺžka trhliny [μm].

- pre centrálné trhliny podľa [11] :

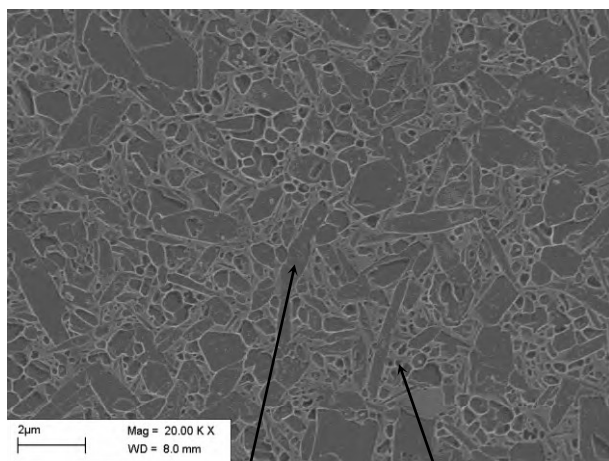
$$K_{IC} = 0,16 \cdot HV \cdot a^{1/2} \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^{-1,5} \quad [\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}], \quad (2)$$

kde HV – tvrdosť podľa Vickersa [MPa],
a – polovica priemernej dĺžky uhlopriečky [m],
c – súčet priemernej dĺžky trhliny a polovice priemernej dĺžky uhlopriečky [m].

2. Výsledky a diskusia

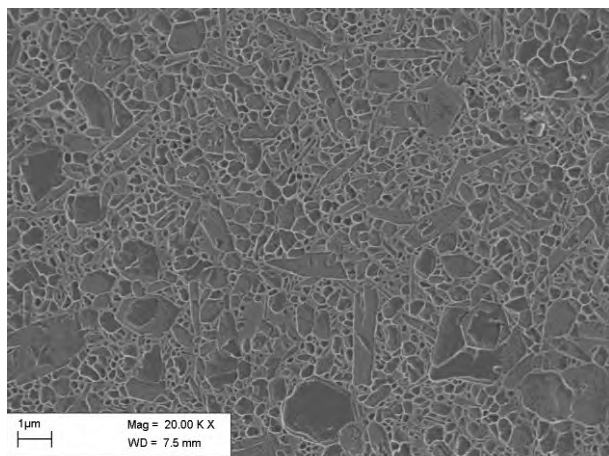
2.1 Vplyv podielu spevňujúcej fázy na mikroštruktúru kompozitného materiálu

Mikroštruktúra jednotlivých experimentálnych materiálov je dokumentovaná na obr. 1 až 3. Štruktúra monolitného Si_3N_4 (obr. 1) je tvorená rovnoosými zrnami $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ a zrnami $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, ktoré majú prizmatický tvar. Podiel rovnoosých zŕn je nižší v porovnaní s podielom prizmatických zŕn. Pridaním 5 obj. % SiC do matrice si zrná $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ zachovali prizmatický tvar, ale sú jemnejšie, ako vyplýva z obr. 2. Pri obsahu 20 obj. % SiC sa zvýšil podiel rovnoosých zŕn na úkor prizmatických (obr. 3). Z uvedeného vyplýva, že pridávanie SiC častíc do matrice spomaľuje transformáciu $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ na $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a rast prizmatických zŕn $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ je obmedzený. Výsledná štruktúra je tvorená prevažne rovnoosými zrnami.



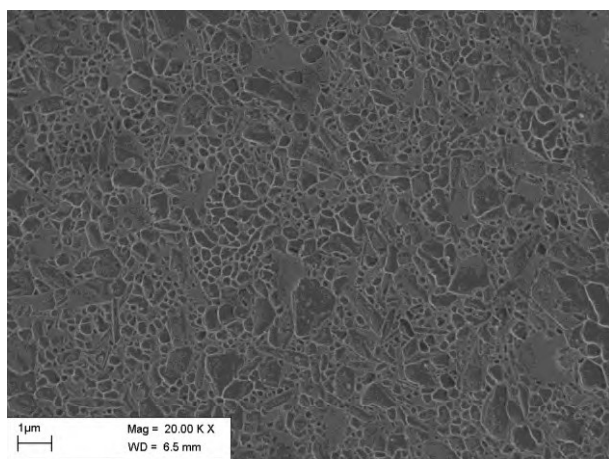
Obr. 1 Mikroštruktúra monolitného Si_3N_4

Fig. 1 Microstructure of monolithic Si_3N_4



Obr. 2 Mikroštruktúra $\text{Si}_3\text{N}_4 + 5\% \text{SiC}$

Fig. 2 Microstructure of $\text{Si}_3\text{N}_4 + 5\% \text{SiC}$

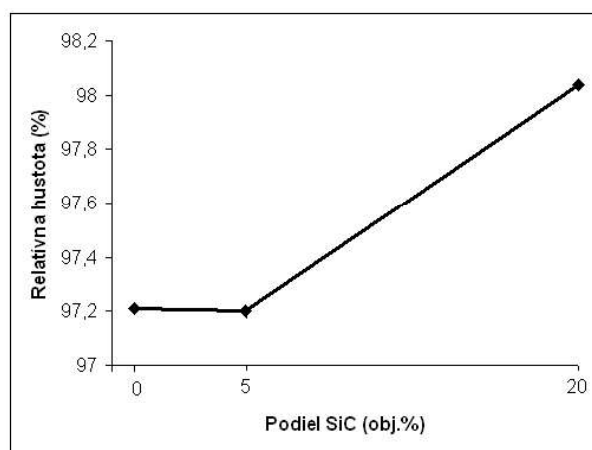


Obr. 3 Mikroštruktúra $\text{Si}_3\text{N}_4 + 20\% \text{SiC}$

Fig. 3 Microstructure of $\text{Si}_3\text{N}_4 + 20\% \text{SiC}$

2.2 Vplyv podielu spevňujúcej fázy na relatívnu hustotu

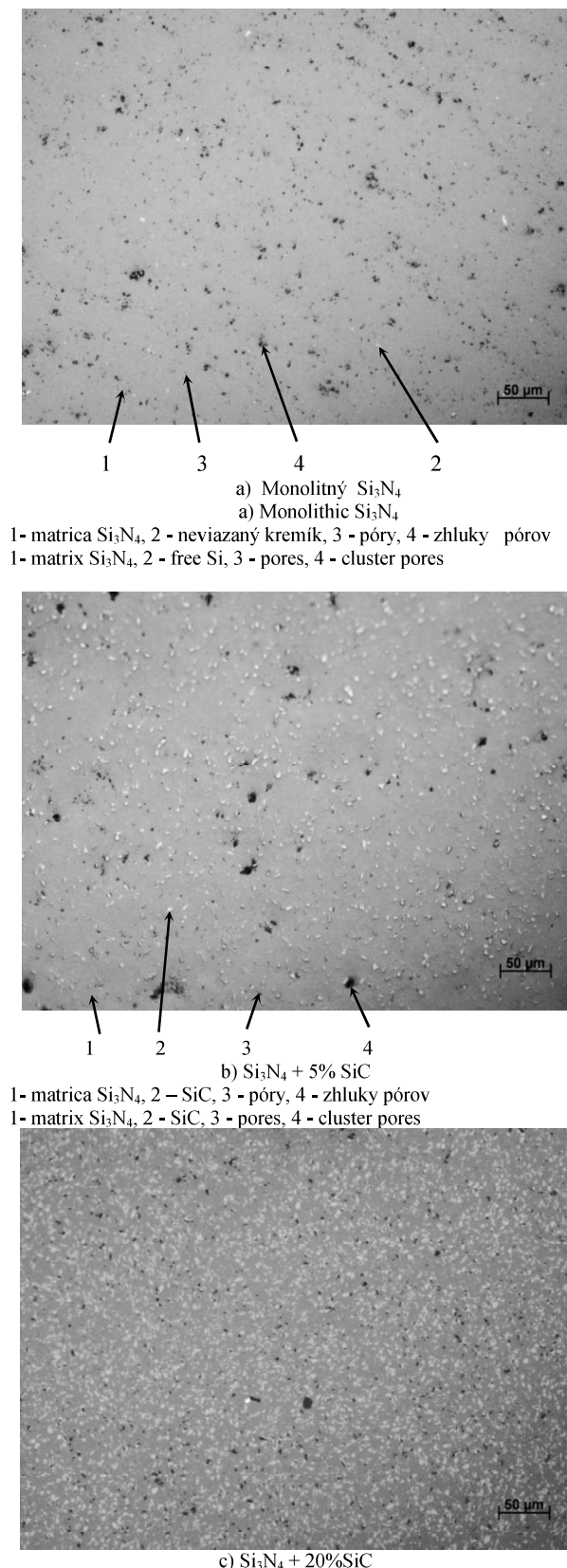
Závislosť relatívnej hustoty a podielu SiC je dokumentovaná na obr. 4. Maximálna hodnota relatívnej hustoty 98,04 % bola dosiahnutá pri materiáli s prídavkom 20 obj. % SiC (priemerná merná hmotnosť bola $3,25 \pm 0,03 \text{ g.cm}^{-3}$). Pri množstve 5 obj. % SiC bola dosiahnutá najnižšia hodnota relatívnej hustoty 97,20 % (priemerná merná hmotnosť bola $3,24 \pm 0,01 \text{ g.cm}^{-3}$). Pri monolitnej keramike to bola hodnota 97,21 % (priemerná merná hmotnosť bola $3,25 \pm 0,01 \text{ g.cm}^{-3}$). Rozdiel medzi maximálnou a minimálnou hodnotou relatívnej hustoty predstavuje 0,84 %. Vplyv podielu množstva spevňujúcej fázy na relatívnu hustotu materiálu bol nevýrazný. Môže to byť spôsobené tým, že merná hmotnosť je závislá predovšetkým od pórovitosti vzoriek. Na pórovitosť vzoriek má vplyv predovšetkým technológia prípravy, množstvo a druh spekacích prísad a parametre zhutňovania [6].



Obr. 4 Vplyv podielu SiC na relatívnu hustotu

Fig. 4 Influence of the SiC volume on relative density

Typická štruktúra monolitnej keramiky ako aj kompozitného materiálu je dokumentovaná na obr. 5. Na obr. 5a je štruktúra monolitnej keramiky Si_3N_4 . V sivej matrici Si_3N_4 (1) možno pozorovať tmavé miesta malých (3) a väčších rozmerov (4). Malé tmavé plošky charakterizujú prítomnosť pórov, väčšie miesta môžu predstavovať zhľuky pórov prípadne vylúpnuté častice spojivovej fázy (vylúpnutie môže nastať počas metalografickej prípravy povrchu vzoriek). V štruktúre je možné pozorovať aj svetlé miesta (2), ktoré predstavujú pravdepodobne častice neviazaného kremika. Pri kompozitnom materiáli (obr. 5b, 5c) sú v matrici Si_3N_4 (1) prítomné póry (3) a zhľuky pórov prípadne vylúpnuté častice spojivovej fázy (4). Svetlé miesta v štruktúre predstavujú častice SiC (2), ktoré sú v matrici rozložené rovnomerne. V štruktúre sa nevyskytujú zhľuky SiC. Vo všetkých pozorovaných vzorkách je rozloženie pórov rovnomerné.

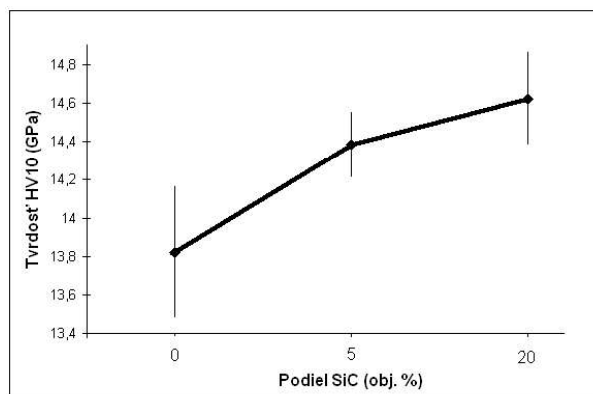


Obr. 5 Štruktúra experimentálnych materiálov
Fig. 5 Structure of experimental materials

2.3 Vplyv podielu spevňujúcej fázy na tvrdosť

Z grafickej závislosti dokumentovanej na obr. 6 je zrejmé, že najvyššia hodnota tvrdosti ($14,62 \pm 0,44$)

GPa sa dosiahla pri obsahu 20 % SiC. So znižovaním podielu SiC sa tvrdosť znižovala. Pri obsahu 5 % SiC bola nameraná tvrdosť ($14,38 \pm 0,29$) GPa, pri monolitnej keramike hodnota tvrdosti dosiahla ($13,82 \pm 0,62$) GPa. Rozdiel medzi maximálnou a minimálnou hodnotou tvrdosti predstavuje 5,5 % (0,81 GPa). Zvyšovanie hodnôt tvrdosti s rastúcim podielom SiC pravdepodobne súvisí s tým, že SiC má v porovnaní s nitridom kremíka vyššiu tvrdosť [12]. Zvyšovanie tvrdosti s nárastom podielu SiC môže spôsobovať aj prítomnosť vyššieho podielu rovnosých zŕn $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$. Tvrdosť $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ je v porovnaní s tvrdosťou $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ vyššia [13].

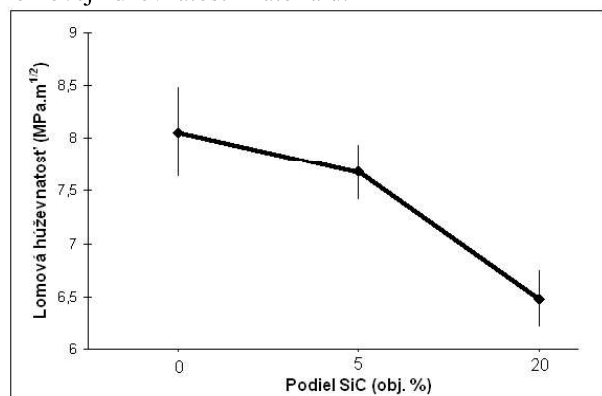


Obr. 6 Vplyv podielu spevňujúcej fázy na tvrdosť
Fig. 6 Influence of the SiC volume on hardness

2.4 Vplyv podielu spevňujúcej fázy na lomovú húževnatosť

Vo všetkých skúmaných vzorkách boli iniciované Palmqvistove trhliny. Maximálna hodnota lomovej húževnatosti ($8,05 \pm 0,38$) $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ bola dosiahnutá pri monolitnom materiáli (obr. 7). Minimálna hodnota lomovej húževnatosti ($6,49 \pm 0,49$) $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ bola zistená pri obsahu spevňujúcej fázy SiC v množstve 20 %. Pri obsahu 5 % SiC bola hodnota lomovej húževnatosti ($7,67 \pm 0,43$) $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Maximálny rozdiel predstavuje $1,18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (15,38 %). Z uvedeného je zjavné, že s rastom podielu SiC hodnota lomovej húževnatosti klesala. Môže to byť spôsobené tým, že častice SiC prítomné v matrici Si_3N_4 bránia rastu predĺžených zŕn $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a tiež spomaľujú transformáciu $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ na $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, ako je to popísané v práci [5,14]. Štruktúra monolitného Si_3N_4 je tvorená prevažne predĺženými zrnami $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, ktoré majú priaznivý vplyv na lomovú húževnatosť [13], a preto je nameraná hodnota lomovej húževnatosti pri monolitnom materiáli najvyššia. Degradácia lomovej húževnatosti môže byť spôsobená aj rozdielnym koeficientom teplotnej rozťažnosti Si_3N_4 a SiC (koeficient teplotnej rozťažnosti nitridu kremíka je $3,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, pre SiC je to $4,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$). Vplyvom rozdielnej teplotnej rozťažnosti zostávajú pri výrobe kompozitného materiálu v okolí SiC častíc zvyškové napätia, ktoré nepriaznivo pôsobia na existujúce trhliny, t.j. ich vplyvom nastane šírenie

trhlín, čo sa v konečnom dôsledku prejaví na znížení lomovej húževnatosti materiálu.



Obr. 7 Vplyv podielu SiC na lomovú húževnatosť
Fig. 7 Influence of the SiC volume on fracture toughness

Experimentálne výsledky preukázali, že pridávanie SiC do Si_3N_4 matrice nemá priaznivý vplyv na zvýšenie lomovej húževnatosti.

Záver

Cieľom príspevku bolo posúdenie vplyvu podielu spevňujúcej fázy časticového kompozitného materiálu $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{SiC}$ na jeho mikroštruktúru a vybrané vlastnosti. Pre lepšie pochopenie vplyvu spevňujúcej fázy na vlastnosti boli kompozitné materiály porovnávané s monolitným Si_3N_4 . Skúmanými vlastnosťami boli merná hmotnosť, tvrdosť a lomová húževnatosť. Z výsledkov meraní môžeme vyvodit' nasledujúce závery:

- Pridávanie SiC častíc do matrice spomaľuje transformáciu $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ na $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a zároveň obmedzuje rast prizmatických zŕn $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.
- Zvyšovanie podielu množstva spevňujúcej fázy nemá výrazný vplyv na mernú hmotnosť skúmaného materiálu.
- Pri skúmaní tvrdosti bola najvyššia hodnota dosiahnutá pri obsahu 20 obj. % SiC a najnižšia pri monolite Si_3N_4 . Pri znižovaní percentuálneho podielu SiC tvrdosť kompozitného materiálu klesala. Rozdiel v tvrdosti medzi najvyššou nameranou hodnotu a hodnotou monolitnej keramiky bol 5,5 %. Zvyšovanie hodnôt tvrdosti s rastúcim podielom SiC pravdepodobne súvisí s tým, že SiC má v porovnaní s nitridom kremika vyššiu tvrdosť.
- Zvyšovanie podielu SiC nemá priaznivý vplyv na lomovú húževnatosť. Maximálna hodnota bola dosiahnutá pri monolitnom materiáli, minimálna pri najvyššom podiele SiC. Maximálny rozdiel je 15,38 %. Môže to byť spôsobené tým, že častice SiC prítomné v matrici Si_3N_4 spomaľujú transformáciu $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ na $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a obmedzujú rast predĺžených zŕn $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, ktoré priaznivo vplyvajú na hodnoty lomovej húževnatosti.

Zo záverov je zrejmé, že pridávaním častíc SiC do matrice sa nedosiahlo predpokladané zvýšenie húževnatosti nitridu kremika. Podobné výsledky boli zistené aj v prípade pridávania nanočastíc SiC do matrice Si_3N_4 . V oboch prípadoch sa dosiahlo zvýšenie tvrdosti. V prácach [1,14], ktoré sa venovali využitiu vysokoteplotných vlastností tohto keramického kompozitu sa potvrdil priaznivý vplyv SiC predovšetkým na pevnosť v ohybe a odolnosť voči creepu pri vysokých teplotách.

Literatúra

- [1] KOVALČÍK, J.: *Vysokoteplotné vlastnosti konštrukčných keramických materiálov na báze Si_3N_4* [Dizertačná práca], UMV SAV Košice, 2003
- [2] KALANTAR, M., FANTOZZI, G.: Thermomechanical Properties of Ceramics - Resistance to initiation and propagation of crack in high temperature. *Mat. Sci. and Eng. A*, (2008), 273-280
- [3] VYSOCKÁ, A., ŠPAKOVÁ, J., DUSZA, J., BALOG, M., ŠAJGALÍK, P.: *Kovové Mater.*, 45 (2007), 223-239
- [4] HWANG, K., KIM, CH., AUH, K., CHEONG, D., NIIHARA, K.: Influence of SiC Particle Size and Drying Method on Mechanical Properties and Microstructure of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Nanocomposite. *Materials Letters*, 32 (1997) 251-257
- [5] SASAKI, G., NAKASAKE, H., SUGANUMA, K., FUJITA, T., NIIHARA, K.: Mechanical Properties and Microstructure of Si_3N_4 Matrix Composite with Nano-meter Scale SiC Particles. *Journal of the Ceram. Society of Japan*, 100 (1992) 536-540
- [6] BRUSILOVÁ, A.: *Štúdium oteruvzdornosti konštrukčnej keramiky na báze Si_3N_4* . [Dizertačná práca], SJF STU Bratislava, 2003
- [7] HAVALDA, A., PULC, V., EMMER, Š., GONDÁR, E.: Analýza vlastností progresívnych materiálov a technológia ich prípravy. [Výskumná správa], Štátna úloha č.22/94, Bratislava, 1994, s. 82
- [8] PULC V., GONDÁR E., ŠVEC P.: Zariadenie pre lisovanie práškov za horúca. In: *Technológia '92*, Košice, 1992, s. 97-99
- [9] NIIHARA, K., MORENA, R., HASSELMAN, D. P. H.: Indentation Fracture Toughness of Brittle Materials for Palmqvist Cracks. *Fracture Mechanics of Ceramics*, 5 (1983) 97-105
- [10] SHETTY, D.K., WRIGHT, I.G., MINCER, N., CLAUSER, A.H.: Indentation fracture of WC-Co cermets. *J. of Mat. Science*, 20 (1985) 1873-1882
- [11] EVANS, A.G., CHARLES, E.A.: *J. Am. Ceram. Soc.*, 59 (1976) 371
- [12] Ústav anorganickej chémie SAVt. 2006. Karbid kremika (SiC) [online]. MatNet.2006. <http://www.matnet.sav.sk/index.php?ID=239>
- [13] NAKAMURA, M., HIRAO, K.: Wear Behavior of $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ Ceramics. *WEAR*, 254 (2003) 94 – 102
- [14] HIRANO, T., NIIHARA, K.: Microstructure and Mechanical Properties of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Composites. *Materials Letters*, 22 (1995) 249-254