

Облікова картка дисертації (ОКД)

Шифр спецради: Д 26.001.23

Відкрита

Вид дисертації: 05

Державний обліковий номер: 0518U000435

Дата реєстрації: 10-04-2018



1. Відомості про здобувача

ПІБ (укр.): Попов Олексій Юрійович

ПІБ (англ.): Popov Oleksii Yuriyovich

Докторантура: так

Шифр спеціальності, за якою відбувся захист: 01.04.07

Дата захисту: 26-03-2018

На здобуття наукового ступеня: Доктор фізико-математичних наук (д. ф.-м. н.)

Спеціальність за освітою: фізика

2. Відомості про установу, організацію, у вченій раді якої відбувся захист

Назва організації: Київський національний університет імені Тараса Шевченка

Підпорядкованість: Міністерство освіти і науки України

Код ЄДРПОУ: 02070944

Адреса: вул. Володимирська, 60, м. Київ, Київ, 01601, Україна

Телефон: 2393432

E-mail:

3. Відомості про організацію, де виконувалася (готувалася) дисертація

Назва організації: Київський національний університет імені Тараса Шевченка

Підпорядкованість: Міністерство освіти і науки України

Код ЄДРПОУ: 02070944

Адреса: вул. Володимирська, 60, м. Київ, Київ, 01601, Україна

Телефон: 2393432

E-mail:

4. Відомості про організацію, де працює здобувач

Назва організації: Київський національний університет імені Тараса Шевченка

Підпорядкованість: Міністерство освіти і науки України

Код ЄДРПОУ: 02070944

Адреса: вул. Володимирська, 60, м. Київ, Київ, 01601, Україна

Телефон: 2393432

E-mail:

5. Наукові керівники та консультанти

Наукові керівники

Макара Володимир Арсенійович (д. ф.-м. н., професор, 01.04.13)

Наукові консультанти

Макара Володимир Арсенійович (д. ф.-м. н., професор, 01.04.13)

6. Офіційні опоненти

Пріхна Тетяна Олексіївна (д. т. н., член-кор., 05.02.01)

Лобода Петро Іванович (д. ф.-м. н., професор, 05.16.06)

Подрезов Юрій Миколайович (д. ф.-м. н., с.н.с., 01.04.07)

7. Підсумки дослідження та кількісні показники

Підсумки дослідження: 13

Кількість сторінок: 296

Кількість додатків: 0

Ілюстрації: 132

Таблиці: 39

Схеми:

Використані першоджерела: 252

Кількість публікацій: 42

Кількість патентів:

Впровадження результатів роботи:

Мова документа: Українська

Зв'язок з науковими темами: № 01БФ051-08 № 11БФ051-01

№ 15БФ051-04

8. Індекс УДК тематичних рубрик НТІ

Індекс УДК: 539.8, , 621.762

Тематичні рубрики: 30.19.63, 31.15.30

9. Тема та реферат дисертації

Тема (укр.)

Реакційний синтез та структурне конструювання бор-містких керамічних матеріалів

Тема (англ.)

Reactive sintering and structure design of boron-containing ceramic materials

Реферат (укр.)

Розроблено модель для розрахунку тріщиностійкості та енергії руйнування керамічного композиту із урахуванням можливості затримки тріщини на межі розділу перед фазою із вищим модулем Юнга та вигинання її фронту між місцями затримки перед остаточним руйнуванням матеріалу. За допомогою запропонованої моделі встановлено, що як високомодульні, так і низькомодульні включення можуть покращувати механічні характеристики кераміки та надано рекомендації щодо структурних особливостей композиційних матеріалів із включеннями кожного з типів. В результаті дослідження механізмів протікання екзотермічних реакцій та формування зерен новоутворених тугоплавких фаз було розроблено методику твердофазного реакційного синтезу гетеромодульних матеріалів із субмікронними графітовими включеннями шляхом гарячого пресування порошкових сумішей систем TiC-B₄C, HfC-B₄C, WC-B₄C, TiC-B₄C-Si, а також методику рідкофазного реакційного синтезу керамік із крупними високомодульними включеннями шляхом гарячого пресування шихт Ti-Al-B₂O₃, Ti-Al-B₂O₃-TiB-2, Cr₂O₃-Al-TiB₂, B₂O₃-Al-C-TiB₂. Дослідження тріщиностійкості та міцності

Реферат (англ.)

A model for ceramic composite fracture energy and toughness estimation has been developed as a theoretical basement for structure optimization. The model allows to estimate the effects of fracture delaying in interfacial border before the phase with higher Young's modulus, and the possibility of crack front bending between stoppers before the final material destruction. Henceforth, two types of composite structure were shown to be optimal for ceramic mechanical characteristics improvement: - fine matrix with rough (more than $30\mu\text{m}$) inclusions of higher Young's modulus; - high-E matrix with 10 – 15vol.% of submicron voids or soft inclusions of graphite or graphite-like boron nitride. The purpose of further investigation of refractory phase formation mechanisms was the development of reaction sintering approach to such structures creation. To introduce submicron graphite inclusions into high-E boride-based matrix, a sequence of ceramic samples was made by means of titanium and boron carbides powder mixtures hot pressing at $1800 - 1950^\circ\text{C}$, 30MPa for 16 min. X-ray diffractometry of sintered materials showed that high-temperature annealing of the charges provoked reaction, resulting titanium diboride and graphite appearing. The investigation of mechanical characteristics of $\text{TiB}_2\text{-TiC-C}$, $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C-C}$, and $\text{TiB}_2\text{-C}$ (depending on the initial powder composition) ceramics allowed concluding that both microhardness and fracture toughness of sintered materials depended on graphite content mostly. While hardness decreased monotonically with soft phase fraction increasing, fracture toughness had clear maximum at ~12vol% of graphite. The obtained K_{1C} on soft phase content dependence correlated with model estimations. Mechanical characteristics of created materials amounted: $K_{1C} = 10 \pm 0.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $HV = 24 \pm 1 \text{ GPa}$. Experimental investigation of $\text{TiC} - \text{B}_4\text{C}$ reaction and corresponding heteromodus composite structure formation mechanisms is also presented. The reaction between titanium and boron carbides is shown to begin at $1100 - 1200^\circ\text{C}$ with boron atoms in titanium carbide grains accumulation near interphase contact areas and consequent titanium diboride nanoplates along TiC (111) layers appearing. Considerable reaction acceleration at $1600 - 1800^\circ\text{C}$ is caused by boron from B_4C sublimation and its transfer to all free TiC surfaces. The TiB_2 flakes growth inside titanium carbide crystals causes tensile stress increasing and submicron TiC particles breaking from parental grain surface. Thus sublimated boron can condense on fresh carbide plains and the reaction progresses avoiding the necessity of boron through titanium diboride solid phase diffusion. Carbon captured between new formed TiB_2 nuclei, segregates as submicron platelets in TiC-TiB_2 interface creating the optimal heteromodus composite structure. Temperature dependences of titanium and aluminium transformation degree into corresponding refractory phases while annealing $\text{Al-B}_2\text{O}_3$, $\text{Ti-B}_2\text{O}_3$ and $\text{Ti-Al-B}_2\text{O}_3$ mixtures at $900 - 1400^\circ\text{C}$ showed that aluminium to titanium and boron oxide powders addition improves both titanium diboride and alumina formation. Similar investigation of $\text{Al-Cr}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$ system revealed the third component (boron oxide) addition results reaction excitation temperature decreasing by 300°C . The main feature of three-component system phase composition evolution is fusible TiAl_3 or CrBO_3 intermediate compounds appearance on titanium or chromium oxide grain surface respectively. A mechanism of three-component system reaction is shown to be precursor dissolution in intermediate compound melt, followed by refractory TiB_2 , CrB and Al_2O_3 products from the liquid nucleation. As refractory phase formation in $\text{Ti-Al-B}_2\text{O}_3$ can be completed at 1400°C for tens of seconds we decided to investigate the possibility of bulk material sintering in the system. The reaction between titanium, boron oxide and aluminium is shown to occur with 44% volume reduction, thus the compact composite structure is forming through three consequent stages. The first stage is porosity with aluminium and boron oxide melts filling with pressure application. Further charge heating leads to reaction completion and secondary porosity formation. Titanium diboride and alumina construct a hard matrix which can be deformed if the external pressure surpasses their yield strength. The latter occurs at 1600°C and 30MPa during the third stage of sample densification when the secondary porosity disappears because of alumina grains plastic flow and nonporous material with microhardness of 24GPa and fracture toughness of $8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ forms. To apply reactive sintering method to manufacturing of ceramics with earlier estimated structure of fine matrix with rough high-E inclusions, materials basing on $\text{Ti-Al-B}_2\text{O}_3\text{-TiB}_2$, $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Al-TiB}_2$, and $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Al-C-TiB}_2$ precursors were produced and investigated. Composite structure of the sample made with hot pressing of $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Al-C-TiB}_2$ charge at 1900°C and 30MPa for 8min. presented a combination of fi

Голова спеціалізованої вченої ради: Дмитрук Ігор Миколайович (д. ф.-м. н., професор, 01.04.05)

Підпис

М.П.

Відповідальний за подання документів: Н.В.Караульна (Тел.: 0445264587)

Підпис

**Керівник відділу реєстрації наукової діяльності
УкрІНТЕІ**



Юрченко Т. А.