

Al₂O₃+Y₂O₃ 添加量에 따른 β-SiC-ZrB₂系 導電性 複合體의 特性

論 文

49C-9-4

The Properties of β-SiC-ZrB₂ Electroconductive Ceramic Composites with Al₂O₃+Y₂O₃ Contents

辛龍德* · 朱陳榮** · 黃 澈***
(Yong-Deok Shin · Jin-Young Ju · Chul Hwang)

Abstract - The mechanical and electrical properties of the hot-pressed and annealed β-SiC-ZrB₂ electroconductive ceramic composites were investigated as a function of the liquid forming additives of Al₂O₃+Y₂O₃. Phase analysis of composites by XRD revealed α-SiC(6H), ZrB₂, and YAG(Al₅Y₃O₁₂). The relative density of composites were increased with increasing Al₂O₃+Y₂O₃ contents. The Flexural strength showed the highest value of 390.6MPa for composites added with 20wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. Owing to crack deflection, crack bridging, phase transition and YAG of fracture toughness mechanism, the fracture toughness showed the highest value of 6.3MPa·m^{1/2} for composites added with 24wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. The resistance temperature coefficient showed the value of 2.46×10⁻³, 2.47×10⁻³, 2.52×10⁻³/°C for composite added with 16, 20, 24wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives, respectively. The electrical resistivity of the composites was all positive temperature coefficient resistance(PTCR) in the temperature range of 25°C to 900°C

Key Words : Electroconductive ceramic composites, YAG(Al₅Y₃O₁₂), Electrical Resistivity, Fracture Toughness
Resistance Temperature Coefficient

1. 서 론

SiC 세라믹 소결은 소결조제로써 붕소, 알루미늄이나 탄소를 사용하여 고상소결법으로 약 1950~2100°C에서 제조된다. 그러나 고상소결방식은 소결온도가 너무 높다는 단점을 가지고 있다[1-3].

본 저자들은 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여 1950°C에서 고온가압 소결한 β-SiC-ZrB₂ 복합체의 기계적, 전기적 성질을 elongated 된 SiC 입자의 미세구조 제어를 통하여 체계적으로 조사한 바 있다[4-6]. 이러한 소결방식은 소결온도가 너무 높다는 단점 및 Al₂O₃+Y₂O₃의 반응으로 인하여 일어나는 YAG의 휘발이 특성 저하의 원인으로 작용했다. 그러나 소결과정동안 SiC의 입자가 elongated되어 균열 편향과 균열 가교 등의 고인성화 기구가 활발히 일어나 파괴인성이 증진되었음을 밝혔다.

Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량 변화와 소결온도를 낮추었을 때 YAG상에 따른 소결밀도, 기계적 및 전기적 특성이 어떻게 나타날 것인가에 대한 연구가 필요하게 되었다.

본 연구에서는 β-SiC와 ZrB₂를 혼합하고, 이 혼합물에 4, 8, 12, 16, 20, 24wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여 일반적인 고온가압소결온도, 약 1950~2100°C보다 더 낮은 1800°C에서 고온가압소결 하였다. SiC의 상전이와 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여

액상소결을 통한 파괴인성 증진을 꾀하였다. 또 SiC와 ZrB₂를 복합화함으로써 도전성, 내산화성, 기계적 강도 등 저온 및 고온용 도전재료로써 필요한 특성을 지닌 SiC-ZrB₂계의 복합체를 개발하고자 하였다.

Al₂O₃+Y₂O₃양에 따른 β-SiC-ZrB₂ 복합체의 전기적·기계적 특성에 미치는 영향을 평가할 목적으로 XRD분석, 상대밀도, 꺾임강도, Vicker's 경도, 파괴인성, SEM 및 Pauw법에 의한 전기저항률에 대하여 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 출발 원료 및 혼합

본 실험에서 사용된 β-SiC와 ZrB₂는 독일 H. C. Starck사의 Grade BF12와 Grade B제품을 사용하였고, 소결첨가제로 쓰인 Al₂O₃(99.5%)와 Y₂O₃(99.99%)는 각각 일본 Showa Chemical Inc.사의 제품과 미국 Aldrich Chemical Company, Inc.사의 제품을 이용하였다.

출발원료는 β-SiC에 ZrB₂를 혼합하고, 이 혼합물에 4, 8, 12, 16, 20, 24wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃(6 : 4mixture of Al₂O₃ and Y₂O₃)를 첨가하였다. 이렇게 준비된 분말을 아세톤과 SiC 불을 이용하여 잘 혼합시킨 후 80°C에서 6시간동안 건조시켰다. 건조된 시료는 60메쉬 망체로 체가름 하였다.

2.2 소결

소결방법은 1800°C까지 분당 10°C로 승온하고, 입자성장파 α상에서 α상으로의 상전이 및 YAG 생성을 위하여 1800°C

* 正 會 員 : 圓光大 電氣電子工學部 副教授 · 工博

** 正 會 員 : 圓光大 電氣電子工學部 博士課程

*** 準 會 員 : 圓光大 電氣電子工學部 碩士課程

接受日字 : 2000年 6月 5日

最終完了 : 2000年 8月 28日

에서 4시간 동안 열처리 한 다음 분당 12.8℃로 냉각 시켰다. 승압은 1000℃에서 5.55MPa를 주고 10℃씩마다 약 0.28MPa를 승압하여서 1700℃까지 25MPa를 가한 뒤 1730℃까지 약 3분간 유지한 다음 1750℃에서 압력을 풀어주었다. 소결과정은 그림 1에 나타내었다.

본 논문에서는 β-SiC에 ZrB₂를 혼합하고 이 혼합물에 Al₂O₃+Y₂O₃를 4, 8, 12, 16, 20, 24wt.%씩 첨가한 시편을 각각 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄로 명명한다.

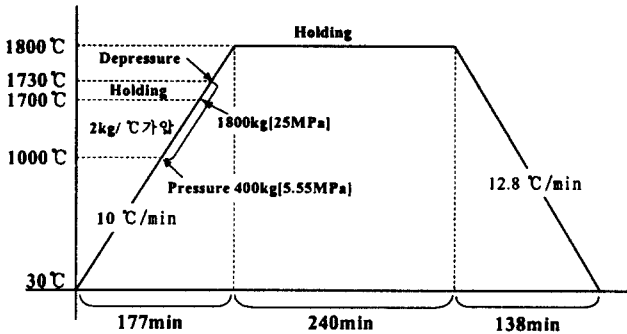


그림 1 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀와 SZ-AY₂₄의 시편제조를 위한 승온 및 냉각 프로그램

Fig. 1 Heating & cooling schedule for the preparation of SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀ and SZ-AY₂₄ composites

2.3 물성 측정

β-SiC-ZrB₂에 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 세라믹 복합체의 이론밀도는 혼합법칙에 의해서 구해졌고, 상대밀도는 증류수를 이용한 아르키메데스법으로 각각의 시편당 5개의 시편을 취하여 각 시편 당 5회 측정값의 평균값을 취하였다.

소결시편의 상분석은 XRD(PW1700 system, Philips, U.S.A.)을 이용하여 분석하였고, 미세구조는 각시편의 격임강도 측정이 끝난 시편을 파괴면과 옛칭면을 SEM(JSM-840A Jeol, Japan)를 이용하여 관찰하였다.

파괴강도 측정용 시편의 크기는 3×4×25mm이며, 10μm의 다이아몬드 분말로 표면을 연마한 후, 재료시험기(Instron, Model 4204)를 이용하여 0.5 mm/min의 조건으로 곡강도 시험법(JIS R 1601)에 의해 3점 곡강도를 각 시편당 3회 측정하여 파괴강도값(modulus of rupture)을 구하였다.

경도 및 파괴인성 측정은 시편을 0.1μm 다이아몬드 분말로 최종 경면 가공한 후 비커스 미소경도시험기(Matsuzawa, Model DVK-2, Japan)를 이용하여 경도 및 파괴인성 시험법인 압인법(Indentation Method)으로 측정하였다. 시편에 가한 하중은 20kgf, 40μm/sec, 유지시간은 10초로 하였으며, 각 시편당 5회 측정하였다. 경도 및 파괴인성치는 A. G. Evans & T. R. Wilshaw[7]식으로 계산하였다.

2.4 전기 저항률 측정

β-SiC-ZrB₂계 복합체의 전기저항률은 25℃에서 900℃까지 Pauw법[8]으로 시편당 110회를 측정하여 전기저항률 ρ는 식 (1)로 계산되었다. Pauw법에 사용된 시편은 선방전 가공

기를 이용하여 wire-EDM[9](Electro Discharge Machining)으로 가공되었다.

$$\rho = \frac{\pi d}{\ln 2} \frac{R_1 + R_2}{2} \times f \left(\frac{R_1}{R_2} \right) \quad (1)$$

여기서,

$$R_1 = \frac{V_{CD}}{I_{AB}} (\Omega) \quad R_2 = \frac{V_{BC}}{I_{AD}} (\Omega)$$

V_{BC} : 단자 AD간에 전류 I_{AD}를 흘렸을 때의 단자 BC간의 전압.

V_{CD} : 단자 AB간에 전류 I_{AB}를 흘렸을 때의 단자 CD간의 전압.

f : 보정계수(R₁/R₂ < 1.5이면, f = 1)

d : 시료의 두께.

3. 결과 및 고찰

3.1 상분석 및 미세구조

상대밀도는 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄ 여섯 개의 시편에 대해 각각 5개의 시편을 취하여 시편당 5회 실험한 측정치를 평균하여 그림 2에 나타내었다.

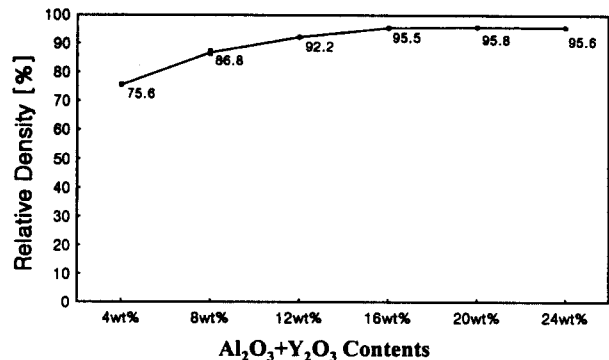


그림 2 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-ZrB₂의 상대밀도

Fig. 2 Relative density of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 2에서 나타난 바와 같이 16, 20, 24wt%에서는 각각 95.47, 95.77, 95.57%로 거의 비슷한 값을 나타내고 있다. 이것은 소결과정 중 탄소의 산소에 대한 높은 친화력으로 인하여 SiC와 Al₂O₃간의 반응으로 인해 생성되는 Al₂O, SiO, CO 등의 성분이 휘발됨에 따라 나타난 기공을 YAG(Al₅Y₃O₁₂)가 형성되어 기공을 채워주므로써 밀도화를 높였기 때문으로 사료된다. 또한 16wt%이상의 소결 첨가제를 넣었을 때는 거의 포화를 이루어 기공률이 비슷한 값을 나타내고 있다.

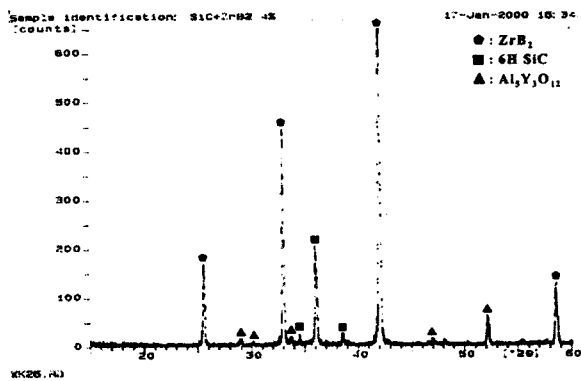
그림 3에서 나타난 바와 같이 XRD분석결과 ZrB₂입자는 SiC 기지상에 2차상으로 존재하고 SiC와 ZrB₂의 반응은 일어나지 않았으며 SiC는 6H polytype으로 변하여 β상에서 α상으로의 상전이도 나타나고 있다. 액상 소결을 위해 소결원 조제로 첨가한 Al₂O₃와 Y₂O₃는 반응하여 YAG상으로 나타나고, 첨가량이 증가할수록 그 양이 증가하는 현상을 볼 수가

있다. 이러한 현상으로도 상대밀도가 증가하는 현상을 보완 설명할 수가 있다.

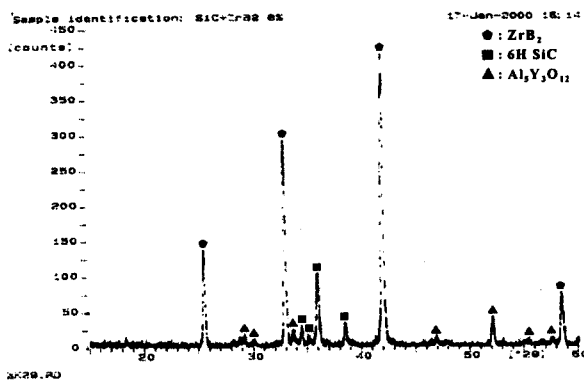
표 1 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀와 SZ-AY₂₄의 EDS분석

Table 1 EDS analysis of SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀ and SZ-AY₂₄

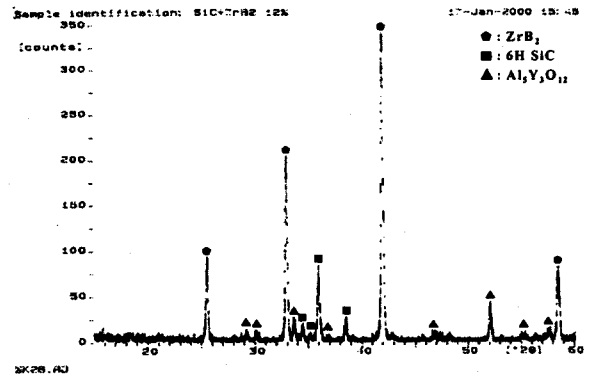
Sample %Oxide	SZ-AY ₄	SZ-AY ₈	SZ-AY ₁₂
SiO ₂	84.218	82.557	82.496
ZrO ₂	11.889	10.606	9.293
Al ₂ O ₃	3.416	6.058	7.940
Y ₂ O ₃	0.477	0.780	0.272
합계	100.000%	100.001%	100.001%
Sample %Oxide	SZ-AY ₁₆	SZ-AY ₂₀	SZ-AY ₂₄
SiO ₂	68.641	63.713	62.849
ZrO ₂	19.171	22.328	19.723
Al ₂ O ₃	8.826	10.204	12.759
Y ₂ O ₃	3.364	3.756	4.669
합계	100.002%	100.000%	100.000%



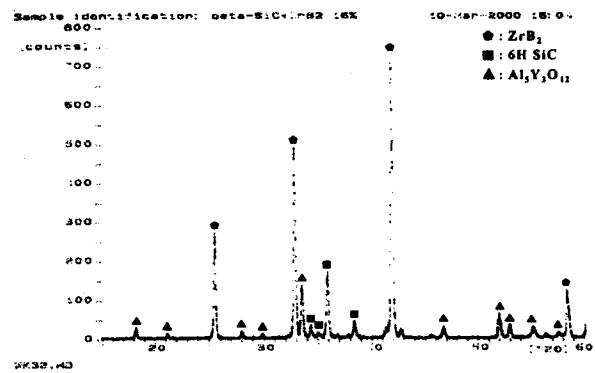
(a) SZ-AY₄



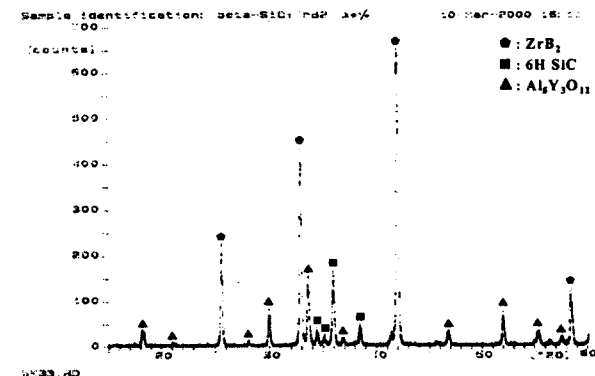
(b) SZ-AY₈



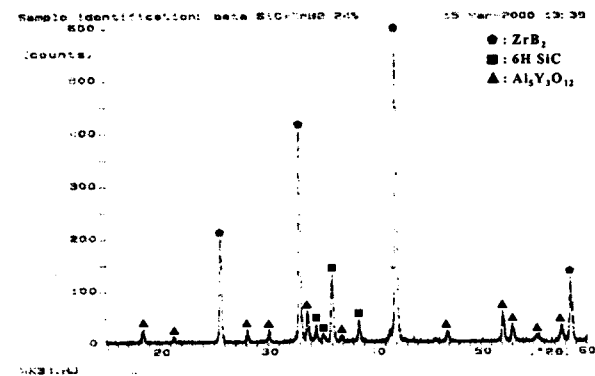
(c) SZ-AY₁₂



(d) SZ-AY₁₆



(e) SZ-AY₂₀



(f) SZ-AY₂₄

그림 3 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-ZrB₂의 XRD
Fig. 3 X-ray diffraction analysis with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

3.2 파괴강도

그림 4는 각 시편당 3회씩 3점 곡강도 시험법(JIS R 1601)으로 실온에서 측정하여 파괴강도의 평균값을 나타낸 것인데, SZ-AY₂₀가 390.6MPa로 가장 높게 나타나고 SZ-AY₄는 209MPa로 가장 낮게 나타나고 있다. β-SiC와 ZrB₂ 혼합물에 Al₂O₃+Y₂O₃ 첨가량이 20wt%까지 증가할 때 파괴강도가 증가하는 것은 YAG상의 증가에 의한 기공감소와 SiC 입자의 elongated화가 더 많이 일어났기 때문이라고 사료된다. SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄의 상대밀도는 서로 비슷한 값을 나타내고 있지만, SZ-AY₂₄의 파괴강도가 267.3MPa로 급격히 감소하는 경향을 나타내고 있다. 이는 계면에 존재하는 너무 많은 양의 YAG 상으로 인하여 계면결합력을 떨어뜨렸기 때문으로 사료된다.

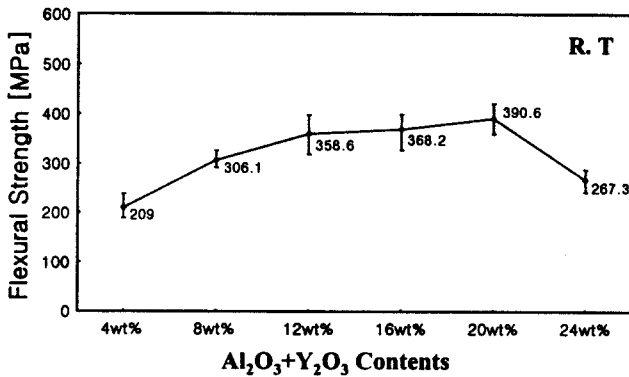


그림 4 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β-SiC-ZrB₂의 3점 곡강도 시험

Fig. 4 Three-point flexural strength of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

3.3 경도 및 파괴인성

그림 5는 실온에서 비커스 압인법으로 측정하여 경도의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데 4wt% Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량일 때 4.3GPa로 가장 낮게 나타나고 있다. 이와 같은 이유는 소결과정 중 탄소의 산소에 대한 높은 친화력으로 SiC와 Al₂O₃간의 반응으로 인해 생성되는 Al₂O, SiO, CO등의 휘발성분이 시편 내부에서 기공으로 존재하는 양이 SZ-AY₄일 때 가장 높게 나타나고 있기 때문이다. 그림 5에 나타난 바와 같이 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 경도값이 증가하는 경향은 표 1과 그림 2에서도 나타나듯이 YAG양이 증가되어 기공을 감소시켰기 때문으로 사료된다. 그림 7에서 보여지듯이 SiC의 입자성장이 일어났기 때문에 SZ-AY₁₆에서부터 더욱 경도값이 급격히 증가하는 경향을 나타낸 것으로 사료된다.

그림 6은 실온에서 비커스 압인법으로 경도를 5회 측정하여 A. G. Evans & T. R. Wilshaw[7]의 식으로 파괴인성치를 계산하여 최고, 최저 및 평균값을 나타내었다. SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂일 때는 파괴인성이 각각 2.8, 4.2, 5.0MPa·m^{1/2}으로 첨가량이 증가할수록 증가폭이 상대밀도의 변화처럼 다소 크게 높아지는 경향이 있지만, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄일 때는 파괴인성이 각각 5.4, 5.8, 6.3MPa·m^{1/2}으로 상대밀도의 변화와 유사하게 거의 비슷한값을 나타내고 있다.

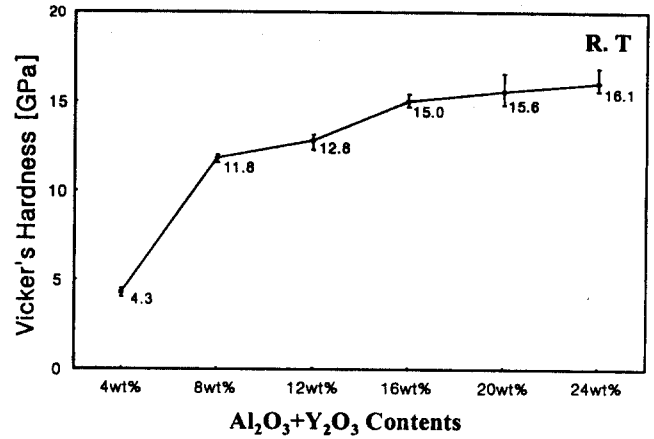


그림 5 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β-SiC-ZrB₂의 Vicker's 경도

Fig. 5 Vicker's hardness of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

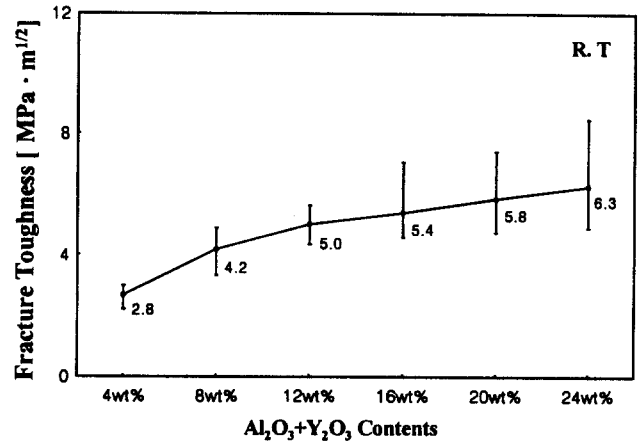
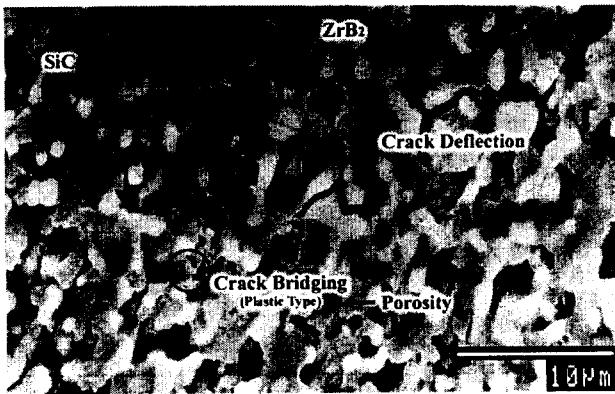


그림 6 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-ZrB₂의 파괴인성

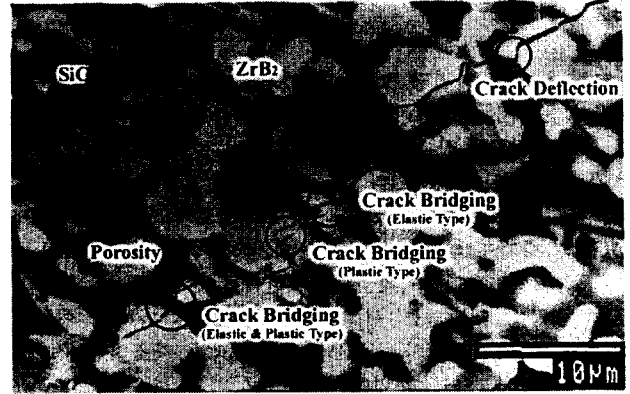
Fig. 6 Fracture toughness of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 7의 비커스 압인법에 의한 파괴거동에 나타난 바와 같이 α-SiC(Li와 Bradt가 조사한 6H SiC : 4.36×10⁻⁶/°C at 20~1000°C)[10]와 ZrB₂(5.9×10⁻⁶ at 20~1000°C)[11]의 열팽창계수 차이로부터 고유 잔류응력이 원인이 되어 생기는 크랙 편향 현상은 모든 시편에서 나타나고 있다. Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 파괴인성치가 증가하는 이유는 소결과정에서 생성된 YAG가 소결 후 계면에 존재하는 양이 많아져 크랙의 driving force를 낮추는 결과를 가져왔기 때문이고, 상대밀도의 증진과 SiC의 상이 β→α로의 상전이가 일어났기 때문으로 사료된다.

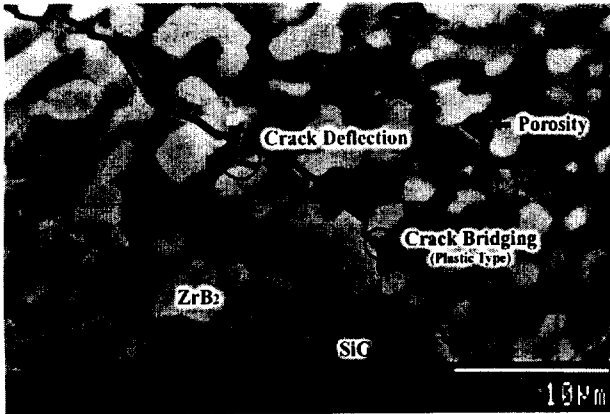
그러나 SZ-AY₁₆에서부터는 상대밀도가 거의 변화가 없지만 SZ-AY₂₄일 때 파괴인성이 높게 나타나는데 이것은 그림 7에 나타난 바와 같이 SiC 입자 성장이 과대하게 일어나 크랙 가교 형태 즉 elastic과 plastic의 가교형태[12]와 크랙 가지형태에 기인한 것으로 사료된다.



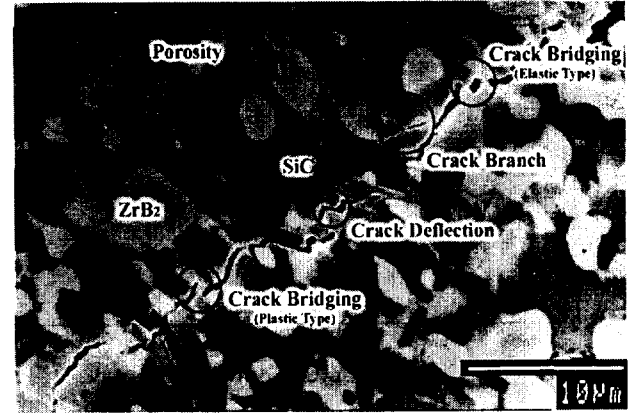
(a) SZ-AY₄



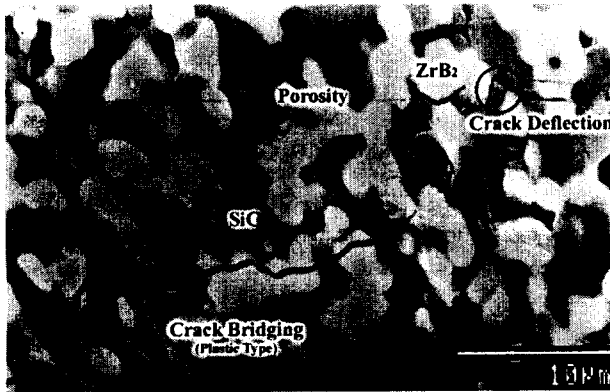
(e) SZ-AY₂₀



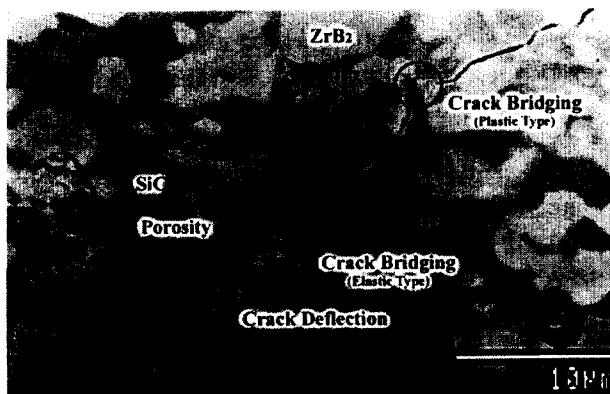
(b) SZ-AY₈



(f) SZ-AY₂₄



(c) SZ-AY₁₂



(d) SZ-AY₁₆

그림 7 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-ZrB₂의 파괴거동 SEM 사진

Fig. 7 SEM micrographs of crack propagation of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

3.4 전기저항률

전기저항률은 Pauw법[8]을 이용하여 세 가지 시편을 25℃에서 900℃사이의 온도 범위에서 측정하였으며, 그 결과를 그림 8에 나타내었다.

SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄의 전기저항률은 25℃에서 각각 8.46×10^{-3} , 2.46×10^{-3} , 2.77×10^{-3} , 2.70×10^{-3} , 3.77×10^{-3} , $3.04 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$ 을 나타내었고, 900℃에서 각각 3.12×10^{-2} , 8.32×10^{-3} , 9.03×10^{-3} , 8.50×10^{-3} , 1.19×10^{-2} , $9.74 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$ 로 시편 모두 다 PTCR특성을 나타내고 있다. SZ-AY₄는 기공이 너무 많아 전기저항률이 다소 높게 나타난 반면에 SZ-AY₈에서 SZ-AY₂₄까지는 기공의 영향보다는 YAG상의 양과 ZrB₂의 chain formation에 기인하여 전기저항률이 거의 비슷한 값을 나타낸 것으로 사료된다.

이와같은 결과는 SiC 발열체의 단점인 1000℃이하의 NTCR 특성을 PTCR 특성으로 개선하면서 제 2종 Ni-Cr의 단위면적당 발열량보다 높은 발열체의 개발 가능성을 보여주고 있다.

SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂, SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄ 각각의 저항의 온도계수는 3.07×10^{-3} , 2.72×10^{-3} , 2.59×10^{-3} , 2.46×10^{-3} , 2.47×10^{-3} , $2.52 \times 10^{-3} / ^\circ\text{C}$ 로 거의 비슷한 값을 나타내고 있다. Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 저항온도계수

의 변화가 다소 나타나지만 SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄의 저항온도계수는 각각 2.46×10^{-3} , 2.47×10^{-3} , $2.52 \times 10^{-3}/^{\circ}\text{C}$ 로 거의 비슷한 값을 나타내고 있다. 이와같은 현상은 상대밀도의 변화와 같은 경향을 나타내고 있음을 알 수 있다.

참 고 문 헌

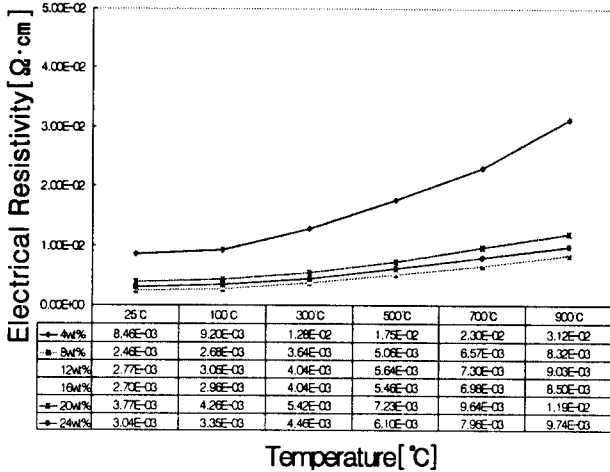


그림 8 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-ZrB₂ 전기저항률의 온도 의존성

Fig. 8 Temperature dependence of electrical resistivity of the β-SiC-ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

4. 결 론

β-SiC-ZrB₂ 도전성 복합체에 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량을 4, 8, 12, 16, 20, 24wt%로 변화시켜 1800°C에서 4시간 동안 열처리에 의하여 소결한 복합체의 특성을 조사한 결과는 다음과 같다.

1) β-SiC와 ZrB₂의 반응은 나타나지 않고 SiC는 6H polytype으로 변하여 β상에서 α상으로 상전이를 보여주고 있으며 YAG상이 나타나고 있다. 또한 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 YAG상이 증가하는 현상을 나타냈으며, 상대밀도는 SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄에서 거의 비슷한 값을 나타내고 있다.

2) Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 파괴강도는 SZ-AY₂₀ 일 때까지 증가하다가 SZ-AY₂₄에서 급격하게 떨어지는 현상을 나타내고 있다. 경도 및 파괴인성은 YAG상, 상대밀도 및 크랙 가공의 증가와 함께 24wt%에서 가장 높게 나타나는 현상을 나타내고 있다.

3) Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 변화의 폭이 다소 나타나지만 SZ-AY₁₆, SZ-AY₂₀, SZ-AY₂₄의 저항온도계수는 각각 2.46×10^{-3} , 2.47×10^{-3} , $2.52 \times 10^{-3}/^{\circ}\text{C}$ 로 거의 비슷한 값을 나타내고 있다.

[1] Mamoru Mitomo "Microstructural Development During Gas-Pressure Sintering of α-Silicon Nitride" J. Am. Ceram. Soc., 75[1], pp. 103-108, 1992.

[2] Nitin P. Padture "In Situ-Toughened Silicon Carbide" J. Am. Ceram. Soc., 77[2], pp. 519-23, 1994.

[3] Mamoru Mitomo, Young-Wook Kim, Hideki Hirotsuru "Fabrication of Silicon carbide nanoceramics" J. Mater. Res., Vol. 11, No. 7, Jul 1996.

[4] Yong Deok Shin and Yong Kap Park "Properties of Hot-Pressed SiC-ZrB₂ Electro Conductive Ceramic Composites" Trans. KIEE. Vol. 46, NO. 4, pp. 566-572, 1997.

[5] Yong Deok Shin and Jin Young Ju "Properties and Manufacture of the β-SiC-ZrB₂ Composites Densified by Liquid-Phase Sintering" Trans. KIEE. Vol. 48 C, NO 2, pp. 92-97, 1999.

[6] Yong Deok Shin, Jin Young Ju, Se Won Yoon and Chul Hwang "Properties and Manufacture of the β-SiC-ZrB₂ Composites Densified by Liquid-Phase Sintering(II)" Trans. KIEE. Vol. 49 C, NO 2, pp. 92-97, 2000.

[7] A. G. Evans and T. R. Wilshaw "Quasi-Static Solid Particle Damage in Brittle Solids-1. Observation Analysis and Implication" Acta Metallurgica. Vol. 24, pp. 939-956, 1976.

[8] "Philips Research Reports" Philips Res. Repts 13, 1-9, 1958.

[9] Yong Deok Shin "Electric Discharge Machining of Hot-Pressed SiC-ZrB₂ Composites Ceramic" Trans. KIEE. Vol. 46, NO. 7, pp. 1062-1067, 1997.

[10] Patricia A. Hoffman "Thermo Elastic Properties of Silicon Carbide-Titanium Diboride Particulate Composites" M. S Thesis, 1992.

[11] Yuklnori Kutsukake "The Development of ZrB₂-Based Cermert" Ceramic Data Book, pp. 687-703, 1987.

[12] Jürgen Rödel "Interaction Between Crack Deflection and Crack Bridging" Journal of the European Ceramic Society, 10, pp. 143-150, 1992.

저 자 소 개



신 용 덕 (辛 龍 德)

1953년 11월 18일생. 1983년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1983년~1988년 동 대학교 연구조교 및 강사. 1988년~1990년 계양 전기(주) 중앙연구소 차장. 1991년 성균관대 대학원 전기공학과(공박). 1998년 PennState

Univ. Visiting Professor. 현재 원광대 공대 전기전자공학부 부 교수

Tel : 0653-850-6736, Fax : 0653-850-6736

E-mail : ydshin@wonms.wonkwang.ac.kr



황 철 (黃 澈)

1974년 10월 25일생. 1999년 원광대학교 공대 전기공학과 졸업. 현재 동 대학원 석사 과정.

Tel : 0653-850-6736, Fax : 0653-850-6736

E-mail : chul74@shinbiro.com



주 진 영 (朱 陳 榮)

1974년 5월 16일생. 1997년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1999년 동 대학원 전기공학과 졸업(석사). 현재 동 대학원 전기공학과 박사과정

Tel : 0653-850-6736, Fax : 0653-850-6736

E-mail : nympe@shinbiro.com