

Properties and Manufacture of the β -SiC-ZrB₂ Composites Densified by Liquid-Phase Sintering.

辛 龍德* · 朱 陳榮**
(Yong-Deok Shin* · Jin-Young Ju**)

Abstract - The mechanical and electrical properties of the hot-pressed and annealed β -SiC+39vol.%ZrB₂ electroconductive ceramic composites were investigated as a function of the liquid forming additives of Al₂O₃+Y₂O₃(6:4wt %). In this microstructures, no reactions and elongated α -SiC grains with equiaxed ZrB₂ grains were observed between β -SiC and ZrB₂, and the relative density was over 97.6% of the theoretical density. Phase analysis of the composites by XRD revealed mostly of α -SiC(6H, 4H), ZrB₂ and weakly β -SiC(15R) phase. The fracture toughness decreased with increasing Al₂O₃+Y₂O₃ contents and showed the highest of 6.37MPa·m^{1/2} for composite added with 4wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. The electrical resistivity increased with increasing Al₂O₃+Y₂O₃ contents and showed the lowest of 1.51×10⁻⁴Ω·cm for composite added with 4wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at 25°C. This reason is the increasing tendency of pore formation according to amount of liquid forming additives Al₂O₃+Y₂O₃. The electrical resistivity of the composites was all positive temperature coefficient resistance(PTCR) against temperature up to 700°C.

Key Words : Fracture toughness, Elongated α -SiC, Equiaxed ZrB₂, PTCR

1. 서 론

2800°C의 고용점을 지닌 SiC는 열화학적으로 안정한 IV-IV화합물 반도체로 열전도성, 열충격저항성, 강도와 내산화성이 우수하지만[1], 1000°C이하에서는 전기저항률이 負(-)저항 온도계수이기 때문에 온도 상승과 함께 전류를 억제할 수가 없어 과열이 발생한다[2].

천이 금속의 붕화물인 ZrB₂는 일반적으로 3200°C의 고용점과 금속적인 도전성을 지녔지만 고온의 도전재료로 사용할 경우 강도 및 내산화성 등의 부족점이 문제가 된다[3].

따라서 SiC와 ZrB₂를 복합화함으로써 도전성, 내산화성, 기계적 강도 등 저온 및 고온용 도전재료로써 필요한 특성을 지닌 전력용 SiC-ZrB₂ 세라믹히터를 개발할 수 있다. 파괴인성치의 개선은 elongated된 α -SiC grain을 통하여 이루어진다[4-7].

본 연구에서는 β -SiC와 ZrB₂의 조성비를 61 : 39vol.%로 혼합하고 이 혼합물에 4, 8, 12wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여 1850°C에서 hot-pressing후 1950°C에서 4시간 동안 annealing을 통하여 α -SiC grain의 성장을 피하였다.

Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β -SiC+39vol.%ZrB₂ 복합체의 전기적·기계적 특성에 미치는 aspect ratio와 porosity의 영향을 평가할 목적으로 XRD분석, 상대밀도, 격임강도 Vicker's 경

도, 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 B 제품을 사용하였고, 소결첨가제로 쓰인 Al₂O₃와 Y₂O₃는 각각 일본 Showa Chemical Inc.사의 제품과 미국 Aldrich Chemical Company, Inc.사의 제품을 이용하였다. 출발원료는 61vol.%의 β -SiC에 39vol.%의 ZrB₂를 혼합하고, 이 혼합물에 4, 8, 12wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃(6 : 4 mixture of Al₂O₃ and Y₂O₃)를 첨가하였다. 이렇게 준비된 분말을 polyurethane jar(diameter=120mm ϕ , height=140mm L, volume=1583.4ml)에서 SiC 볼(10, 20 ϕ)을 1 : 5 charge로 acetone에서 24시간 동안 planetary ball milling을 시킨 후 80°C에서 6시간 동안 잘 건조시켰다. 건조된 시료는 60mesh 망체로 sieve를 하였다.

2.2 소 결

β -SiC+39vol.%ZrB₂에 Al₂O₃+Y₂O₃를 4, 8, 12wt%씩 각각 혼합하여 sieve된 분말을 흑연 몰드에 넣고 흑연 유도가열식 가압소결로(Astro, California, U.S.A)로 argon gas 분위기에 서 소결시켰다.

소결방법은 1950°C까지 10°C/min로 승온하고, ZrB₂ grain

** 準 會 員 : 圓光大學校 大學院 電氣工學科 博士課程

* 正 會 員 : 圓光大學校 電氣電子工學部 教授

接受日字 : 1998년 8월 14일

最終完了 : 1998년 12월 19일

성장과 β -SiC를 elongated grain으로 변형시키기 위하여 1950℃에서 4시간 동안 annealing 한 다음 12.8℃/min로 냉각시켰다. 이때 온도측정은 spot thermometer (TR-630A, Japan)을 사용하여 측정하였다.

그림 1의 소결과정에 나타난 것처럼 승압은 1000℃에서 5.55MPa를 주고 매 40℃씩마다 0.97MPa를 승압하여서 1820℃까지 25MPa를 가한 뒤 1850℃까지 약 3분간 유지한 다음 1850℃에서 압력을 풀어주었다.

61vol.% β -SiC에 39vol.%의 ZrB₂를 혼합하고 이 혼합물에 Al₂O₃+Y₂O₃를 4, 8, 12wt%씩 첨가한 시편을 각각 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂로 명명한다.

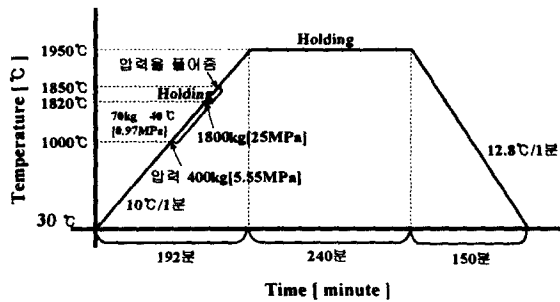


그림 1 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂의 시편제조를 위한 승온 및 냉각 프로그램

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

2.3 물성 측정

β -SiC-ZrB₂, Al₂O₃+Y₂O₃ 혼합물 및 복합체의 이론 밀도는 rule of mixture에 의해 구해졌고, 소결밀도는 증류수를 이용한 아르키메데스법으로 5회 측정된 값의 평균값을 취하였다.

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

Fracture strength(modulus of rupture)은 시편크기 3×4×25(mm)로써 표면은 10(μm)의 diamond paste로 최종 연마후 재료시험기(Instron, Model 4204)를 이용하여 cross head speed 0.5 mm/min의 조건으로 곡강도 시험법(JIS R 1601)에 의해 3점 곡강도를 각 시편당 3회 측정하였다.

경도 및 파괴인성 측정은 시편을 0.1μm diamond suspension으로 최종 경면가공한 후 비커스 미소경도시험기(Matsuzawa, Model DVK-2, Japan)를 이용하여 경도 및 파괴인성 시험법인 압인법(Indentation Method)으로 측정하였다. 시편에 가한 하중은 20kgf, load speed 40μm/sec, 유지시간은 10초로 하였으며, 각 시편당 5회 측정하였다. 경도 및 파괴인성치는 A. G. Evans & T. R. Wilshaw[8]식으로 계산하였다.

2.4 전기저항률 측정

전기 저항률 ρ 는 Pauw method[9]에 의하여 측정하고 다음 식에 의해 연산된다.

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

여기서,

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

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

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

$f\left(\frac{R_1}{R_2}\right)$: 보정계수 ($R_1/R_2 < 1.5$ 이면, $f=1$)

d : 시편의 두께이다.

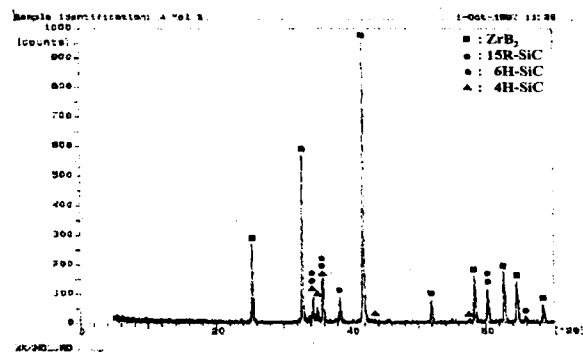
3. 실험 결과 및 고찰

3.1 상분석 및 미세구조

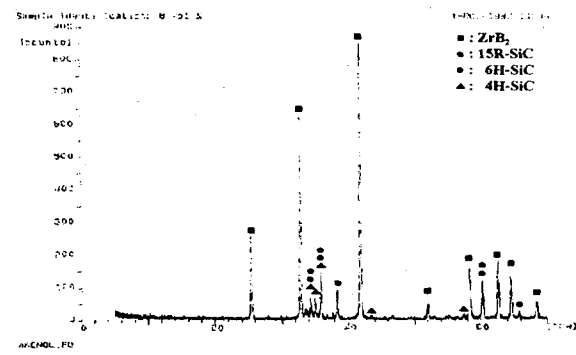
EDS(Link AN 10-9 Link analytical Co.)의 분석 결과를 보면 β -SiC+39vol.%ZrB₂에 Al₂O₃+Y₂O₃를 4, 8, 12wt%씩 첨가하였을 때 Y₂O₃의 Y원소는 검출되지 않고 Al₂O₃의 Al원소만 1.009 → 1.956 → 2.368 atom%로 약간 증가되는 경향이 다.

상대밀도는 SZ-AY₄, SZ-AY₈, SZ-AY₁₂ 3개의 시편을 각각 3개씩 취하여 5회 실험한 측정치를 평균한 값이 97.6% 이상이 나타나고 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 porosity는 1.4 → 1.6 → 2.4%로 증가하고 있다. 이것은 SiC와 Al₂O₃, Y₂O₃의 액상 반응으로 나타난 volatile components는 Al₂O, Y₂O, SiO, CO등인데 Al₂O가 많을수록 상대 밀도는 떨어지기 때문이다.

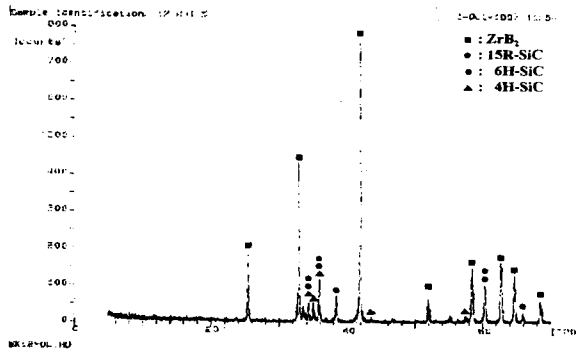
그림 2에 나타난 바와 같이 XRD분석결과 ZrB₂입자는 SiC matrix상에 2차상으로 존재하고 SiC와 ZrB₂의 반응은 일어나지 않았으며 첨가제인 Al₂O₃와 Y₂O₃의 상은 나타나지 않고 있다. SiC는 대개 6H, 4H polytype으로 β 상에서 α 상으로 많이 변화하였고 두 세 군데 15R상이 나타나고 있다.



(a) SZ-AY₄



(b) SZ-AY₈

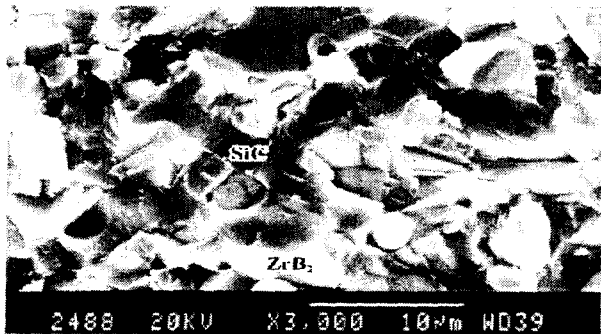


(c) SZ-AY₁₂

그림 2 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂의 X-ray 회절 분석
Fig. 2 X-ray diffraction analysis of SZ-AY₄(a), SZ-AY₈(b) and SZ-AY₁₂(c)



(a) SZ-AY₄



(b) SZ-AY₈

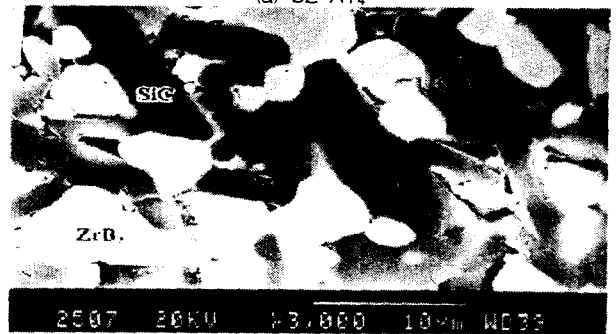


(c) SZ-AY₁₂

그림 3 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂ 파단면의 SEM사진
Fig. 3 SEM micrographs of the fracture surface of SZ-AY₄(a), SZ-AY₈(b) and SZ-AY₁₂(c)



(a) SZ-AY₄



(b) SZ-AY₈



(c) SZ-AY₁₂

그림 4 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂ 옛칭 표면의 SEM사진
Fig. 4 SEM micrographs of the etched surface of SZ-AY₄(a), SZ-AY₈(b) and SZ-AY₁₂(c)

그림 3, 4에 나타난 바와 같이 미세구조 관찰에서도 하안 입자는 ZrB₂상이고 회색 matrix상은 SiC를 나타내고 있을 뿐 액상 소결조제인 Al₂O₃, Y₂O₃상은 나타나지 않고 있다.

3.2 적임강도

그림 5은 각 시편당 3회씩 3점 곡강도 시험법(JIS R1601)으로 실온에서 측정하여 적임강도의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데, SZ-AY₄가 가장 낮게 나타나고 SZ-AY₈일 때 가장 높게 나타나고 있다. 이것은 그림 3 (a), (b), (c)의 파단면의 SEM사진에 나타난 바와 같이 SZ-AY₈와 SZ-AY₁₂는 입내 파괴가 주로 이루어진 반면에, SZ-AY₄는 입계파괴가 주로 이루어졌으며 SZ-AY₈은 입내파괴가 보다 더 큰 α -SiC grain에서 강하게 형성되었기 때문이다.

그림 4 (a), (b), (c)는 적임강도를 측정한 파단면의 etched surface를 나타낸 것이다. Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가로 인한 액상소결과 ductile-brittle인 ZrB₂의 유연성 때문에 α -SiC의 grain 성장은 이루어지지만 SZ-AY₈일때가 α -SiC grain 상호간의 interconnect상태와 cluster된 현상이 가장 두드러지게 나타나고 있다. 이와같은 현상으로도 그림 4 (a), (b), (c)의 etched surface의 SEM사진에 나타난 바와 같이 SZ-AY₈의 적임강도가 높게 나타나고 있는 이유를 보완 설명할 수가 있다.

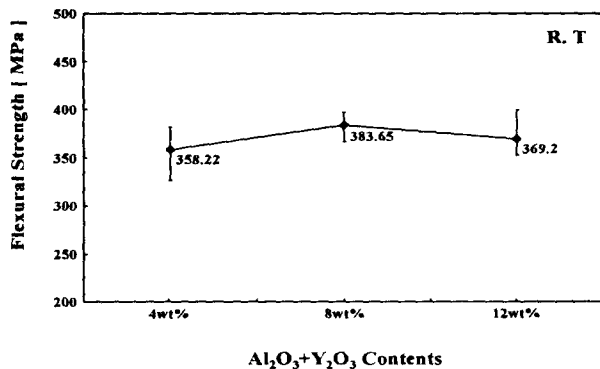


그림 5 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β -SiC+39vol.%ZrB₂의 3점 곡강도시험

Fig. 5 Three-point flexural strength of the β -SiC+39vol.%ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

3.3 경도 및 파괴인성

표 1 α -SiC와 ZrB₂의 평균 그레인 크기

Table 1 Average grain size of α -SiC and ZrB₂

sample	α -SiC		ZrB ₂ [μ m]
	Aspect ratio	Length[μ m] × Diameter[μ m]	
SZ-AY ₄	3.12	7.46 × 2.39	5.29
SZ-AY ₈	3.39	13.32 × 3.93	7.10
SZ-AY ₁₂	5.08	11.79 × 2.32	6.21

표 1은 α -SiC와 ZrB₂의 평균 grain 크기로 나타낸 것으로, α -SiC의 grain의 직경 D와 길이 L은 2차원적으로 측정

것인데 가장 짧은 대각선과 가장 긴 대각선을 각각 나타낸 것이고 aspect ratio는 길이 L과 직경 D의 평균값인 L/D로 나타낸 것이다.

그림 4 (a), (b), (c)의 etched surface의 SEM사진에 나타난 바와 같이 α -SiC는 elongated grain이고 ZrB₂는 equiaxed grain 모양으로 구성되어 있다. α -SiC의 grain이 elongated되는 것은 1950℃에서 4시간동안의 annealing으로 인하여 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가에 따른 액상소결과 ductile-brittle인 ZrB₂의 유연성 때문이다. 그림 4 (a)에 나타난 SZ-AY₄의 α -SiC와 ZrB₂의 grain은 각각 elongated이고 equiaxed 모양이면서 균일한 분포형태의 구조인데 반해서 그림 4 (b)에 나타난 SZ-AY₈은 α -SiC의 grain이 부분적으로 L보다는 D쪽으로 크게 elongated되어있고, ZrB₂는 agglomerate되어 있으며 불균일한 분포 형태의 구조이다. 또 그림 4 (c)에 나타난 SZ-AY₁₂의 aspect ratio(L/D)는 D보다는 L쪽으로 크게 elongated되어 있기 때문에 L/D이 5.08로 가장 크게 나타나고 있다.

그림 6는 실온에서 비커스 압인법으로 10회 측정된 파괴인성치의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 파괴인성치가 낮아지고 SZ-AY₄의 파괴인성치는 hot-pressing으로 제조한 α -SiC+30vol.%ZrB₂와 α -SiC+45vol.%ZrB₂의 파괴인성치 4.55MPa·m^{1/2}와 5.05MPa·m^{1/2}보다[10] 각각 약 40%, 26%씩 증가한 6.37MPa·m^{1/2}로 가장 높게 나타나고 있다.

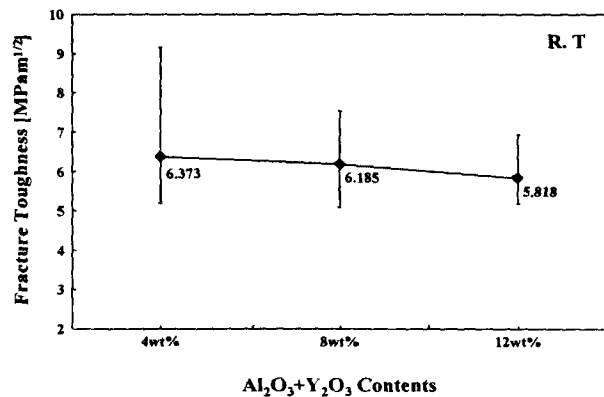


그림 6 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β -SiC+39vol.%ZrB₂의 파괴인성

Fig. 6 Fracture toughness of the β -SiC+39vol.%ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 7은 실온에서 비커스 압인법으로 측정된 경도의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 경도값이 낮아지고 있다. 이와같이 낮아지는 이유중 하나는 액상소결을 위해 4, 8, 12wt%를 첨가한 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 많을수록 elongated된 α -SiC grain에 대한 porosity가 많아지기 때문이다. Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 aspect ratio는 증가하는데 그림 6에 나타난 바와 같이 파괴인성치가 낮아지는 이유는 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 Y₂O, Al₂O, CO 등의 휘발성이 많아 porosity가 높아지기 때문이며 그림 8 (b), (c)에 나타난바와 같이 크랙 진전이 주로 입계파괴이지만 약간의 입내 파괴 경

향도 띄기 때문이다.

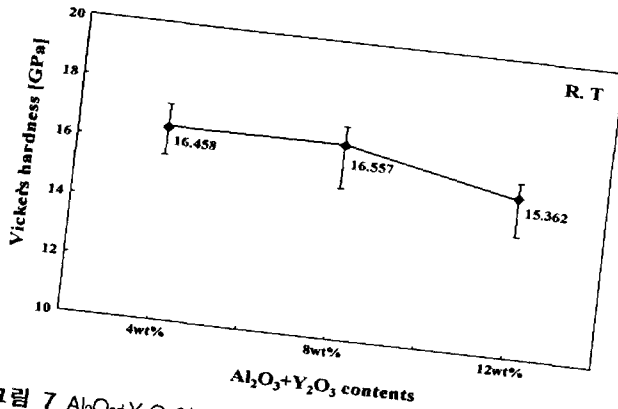
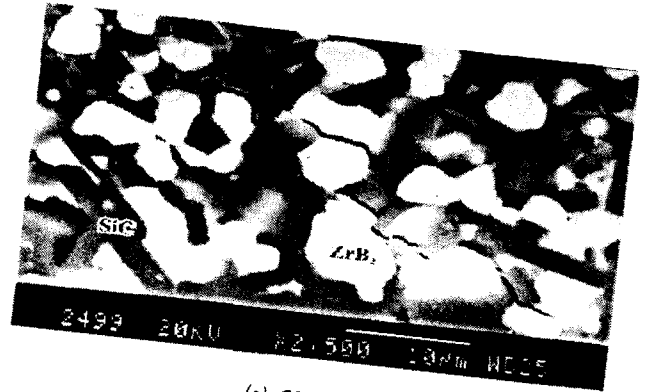


그림 7 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β-SiC+39vol.%ZrB₂의 Vicker's 경도
Fig. 7 Vicker's hardness of the β-SiC+39vol.%ZrB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents.



(c) SZ-AY₁₂

그림 8 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂ Crack 진행 SEM사진
Fig. 8 Crack propagation of the etched surface of SZ-AY₄(a), SZ-AY₈(b) and SZ-AY₁₂(c)

3.4 전기저항률

β-SiC+39vol.%ZrB₂에 Al₂O₃+Y₂O₃를 4, 8, 12wt%씩 각각 첨가하여 제조된 복합체의 전기 저항률은 25℃에서 700℃까지 Pauw법으로 5회 측정하여 평균값을 그림 9에 나타내었다.

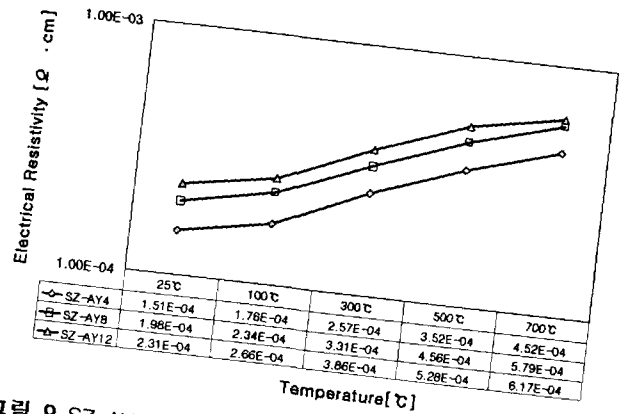
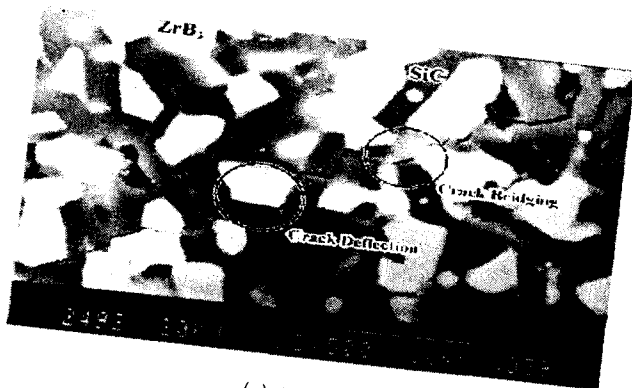


그림 9 SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂ 전기저항률의 온도 의존성
Fig. 9 Temperature dependence of electrical resistivity of SZ-AY₄(a), SZ-AY₈(b) and SZ-AY₁₂(c).

SZ-AY₄, SZ-AY₈과 SZ-AY₁₂의 전기저항률은 25℃에서 각각 1.51×10^{-4} , 1.98×10^{-4} , $2.31 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 을 나타내었고, 700℃에서 각각 4.52×10^{-4} , 5.79×10^{-4} , $6.17 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 으로 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 증가하였다. 이것은 SZ-AY₄인 경우 $4.46 \times 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}/^\circ\text{C}$, SZ-AY₈인 경우 $5.64 \times 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}/^\circ\text{C}$ 와 SZ-AY₁₂인 경우 $5.72 \times 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}/^\circ\text{C}$ 을 나타내는 PTCR(positive temperature coefficient resistance) 특성을 나타내었다. 이것은 제 2종 Ni-Cr의 전기 저항률 $1.12 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 와 hot-pressing으로 제조한 α-SiC+39vol.%ZrB₂의 전기 저항률 $1.11 \times 10^{-4} (25^\circ\text{C}) \Omega \cdot \text{cm}$ [12]와 거의 같은 값이다.

전기 저항률이 증가한 이유는 첨가제인 Al₂O₃+Y₂O₃가 고온에서 액상 소결되는 과정 중에 volatile components인 Al₂O, Y₂O, SiO, CO등이 발생하면서 porosity를 생성하였기



(a) SZ-AY₄



(b) SZ-AY₈

때문이다. 특히 $Al_2O_3+Y_2O_3$ 의 첨가량이 증가하면서 전기저항률도 증가하는 현상을 보였는데 이것은 volatile components 중의 하나인 Al_2O 가 증가되어 porosity가 증가되었기 때문이다.

4. 결 론

β -SiC+39vol.%ZrB₂에 $Al_2O_3+Y_2O_3$ (6 : 4 mixture of Al_2O_3 and Y_2O_3)의 첨가량을 4, 8, 12wt%로 변화시켜 고온가압과 4시간 동안 annealing에 의하여 소결한 복합체의 특성을 조사한 결과는 다음과 같다.

1) β -SiC와 ZrB₂의 반응은 나타나지 않고 단지 ZrB₂가 2차상으로 존재하면서 약 97.6% 이상의 상대밀도를 나타내는 치밀한 소결체를 얻었다. 첨가제인 $Al_2O_3+Y_2O_3$ 가 증가할수록 porosity는 1.4 → 1.6 → 2.4%로 증가하고 SiC는 β 상에서 α 상인 6H, 4H ploytype으로 변화였고 두 세군데 15R상이 나타나고 있다.

2) $Al_2O_3+Y_2O_3$ 첨가량이 증가함에 따라 파괴인성치는 떨어지지만, 4wt%일 때 hot-pressing으로 제조한 α -SiC+30vol.%ZrB₂와 α -SiC+45vol.%ZrB₂의 파괴인성치 4.55MPa·m^{1/2}와 5.05MPa·m^{1/2}[10]보다 각각 약 40%, 26%씩 증가한 6.37MPa·m^{1/2}로 가장 높게 나타나고 있다. 격임강도는 8wt%일 때 383.65MPa로 가장 높게 나타나고 있다.

3) $Al_2O_3+Y_2O_3$ 의 첨가량이 4, 8, 12wt%일 때 25°C에서 각각 1.51×10^{-4} , 1.98×10^{-4} , $2.31 \times 10^{-4} \Omega \cdot cm$ 로 첨가량이 증가할수록 증가하였고, 700°C에서 각각 4.52×10^{-4} , 5.79×10^{-4} , $6.17 \times 10^{-4} \Omega \cdot cm$ 로 또한 증가하였다. 이것은 4, 8, 12wt%일 때 각각 4.46×10^{-7} , 5.64×10^{-7} 와 $5.72 \times 10^{-7} \Omega \cdot cm/^\circ C$ 을 나타내는 PTCR 특성을 나타내었다.

본 연구(관리번호 : 97-064)는 한국전력공사의 지원에 의하여 기초전력공학공동연구소 주관으로 수행되었음.

참 고 문 헌

[1] Patricia A. Hoffman "Thermo Elastic Properties of Silicon Carbide-Titanium Diboride Particulate Composites" M. S Thesis, 1992.
 [2] Hideto Hashiguchi and Hisashi Kimugasa "Electrical Resistivity of α -SiC Ceramics Added with NiO" J. Ceram. Soc. Japan, 102[2], pp. 160-'64, 1994.
 [3] M. Nakamura, I Shigematsu, K. Kanayama and Y. Hirai "Surface Damage in ZrB₂-based Composite Ceramics Induced by Electro-Discharge Machining" J. Mater. Sci., 26, pp. 6078-6082, 1991.
 [4] D. L. Jiang, J. H. Wang, Y. L. Li and L. T. Ma. "Studies on the Strengthening of Silicon Carbide-Based Multiphase Ceramics : The SiC-TiC Systems" Material Science and Engineering, A 109, pp. 401-406, 1989.
 [5] Seung Kun Lee and Chong Hee Kim "Effect of α -SiC versus β -SiC Starting Powders on Microstructure and Fracture Toughness of SiC Sintered with Al_2O_3 - Y_2O_3 Additives" J. Am. Ceram.

Soc. 77[6], pp. 1655-1658, 1994.
 [6] Young-wook Kim, Hamoru Mitomo and Hideki Hirotsuru "Grain Growth and Fracture Toughness of Fine-Grained Silicon Carbide Cermics" J. Am. Ceram. Soc., 78[11], pp. 3145-3148, 1995.
 [7] Kyeong-Sik Cho, Young-Wook Kim, Heon-Jin Choi and June-Gunn Lee "In Situ-Toughened Silicon Carbide-Titanium Carbide Composites" J. Am. Ceram. Soc., Vol. 79, NO.6, pp. 1711-1713, 1996.
 [8] 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.
 [9] "Philips Research Reports" Philips Res. Repts 13, 1-9, 1958.
 [10] Yong Deok Shin and Yong Kap Park "Properties of Hot-Pressed SiC-ZrB₂ Electro Conductive Ceramic Compcsites" Trans. KIEE. Vol. 46, NO. 4, pp. 566-572, 1997.
 [11] Yuklnori Kutsukake "The Development of ZrB₂-Based Cermert" Ceramic Data Book, pp. 687-703, 1987.
 [12] Jin young Ju, Ju Sung Kwon and Yong Deok Shin "Electrical Conduction Mechanism of SiC-ZrB₂ Composites" KIEE'97 Annual Summer Conference, Vol. D, pp. 1336-1338, 1997.

저 자 소 개



주진영(朱陳榮)

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



신용덕(辛龍德)

1953년 11월 18일생. 1993년 원광대학교 공대 전기공학과 졸업. 1983년~1988년 동 대학교 연구조교 및 강사. 1988년~1990년 계양전기(주) 중앙연구소 차장. 1991년 성균관대학교 대학원 전기공학과(공학). 1998년 PennState Univ. Visiting professor. 현재 원광대학교 공대 전기전자 공학부 부교수.