

The Properties of β -SiC-TiB₂ Electroconductive Ceramic Composites Densified by Liquid-Phase Sintering.

任 承 熾* · 辛 龍 德** · 宋 竣 泰***
(Seung-Hyuk Yim · Yong-Deok Shin · Joon-Tae Song)

Abstract - The mechanical and electrical properties of the hot-pressed and annealed β -SiC-TiB₂ electroconductive ceramic composites were investigated as a function of the liquid forming additives of Al₂O₃+Y₂O₃. The result of phase analysis of composites by XRD revealed α -SiC(6H), TiB₂, and YAG(Al₅Y₃O₁₂) crystal phase. The relative density and the mechanical properties of composites were increased with increasing Al₂O₃+Y₂O₃ contents because YAG of reaction between Al₂O₃ and Y₂O₃ was increased. The Flexural strength showed the highest value of 432.5MPa for composites added with 12wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. Owing to crack deflection, crack bridging, phase transition and YAG of fracture toughness mechanism, the fracture toughness showed 7.1MPa · m^{1/2} for composites added with 12wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. The electrical resistivity and the resistance temperature coefficient showed the lowest of 6.0×10⁻⁴Ω · cm and 3.1×10⁻³/°C, respectively, for composite added with 12wt% Al₂O₃+Y₂O₃ additives at room temperature. The electrical resistivity of the composites was all positive temperature coefficient resistance(PTCR) in the temperature range of 25°C to 700°C

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

1. 서 론

2800°C의 고용점을 지닌 SiC는 열화학적으로 안정한 IV-IV 화합물 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 TiB₂는 일반적으로 3000°C의 고용점, 높은 경도 및 금속적인 도전성을 지녔지만, 공유결합으로 인한 낮은 확산계수와 낮은 가공성 등의 부족점이 문제가 된다[3].

따라서 SiC와 TiB₂를 복합화함으로써 도전성, 내산화성, 기계적 강도 등 저온 및 고온용 도전재료로서 필요한 특성을 지닌 SiC-TiB₂계의 복합체를 개발할 수 있다. 또한 SiC와 TiB₂의 난소결성 해결과 액상소결 기구를 통한 기계적 특성의 향상은 4, 8, 12wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가함으로써 만족시킬 수 있으며, 파괴 인성치의 개선은 입자 성장, β -SiC상에서 α -SiC상으로의 상전이 및 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상을 통하여 이루어진다[4-7].

본 연구에서는 β -SiC와 TiB₂를 혼합하고 이 혼합물에 4,

8, 12wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여 방전가공이 가능하고 1000°C이하에서도 PTCR(Positive Temperature Coefficient Temperature)특성을 지닌 복합체로써 세라믹 발열체의 개발 가능성을 조사하였다. 고상소결법으로는 boron, aluminum이나 carbon 등을 사용하여 약 1950~2100°C에서 SiC가 제조되고 있지만[8], 본 실험조사에서는 이보다 150~300°C 낮은 온도 1730°C에서 고온가압소결 후 1800°C에서 4시간 동안 무가압 열처리를 통하여 파괴인성이 단일체 SiC(3MPa · m^{1/2})[9]보다는 매우 높은 SiC-TiB₂복합체를 제조하기 위하여 액상소결방법을 수행하였다.

Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β -SiC-TiB₂ 복합체의 전기적 · 기계적 특성을 평가할 목적으로 XRD분석, 상대밀도, 꺾임강도, Vicker's 경도, 파괴인성, SEM 및 Pauw법에 의한 전기저항률에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편제조

본 실험에서 사용된 β -SiC와 TiB₂는 독일 H. C. Starck사의 Grade BF12와 Grade C제품을 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 TiB₂를 혼합하고, 이 혼합물에 4, 8, 12wt%의 Al₂O₃+Y₂O₃(6 : 4 mixture of Al₂O₃ and Y₂O₃)를 첨

* 正 會 員 : 成均館大 電氣電子 및 컴퓨터工學部 博士課程

** 正 會 員 : 圓光大 電氣電子工學部 副教授 · 工博

*** 正 會 員 : 成均館大 電氣電子 및 컴퓨터工學部 教授 · 工博

接受日字 : 2000年 3月 2日

最終完了 : 2000年 8月 25日

가하였다. 이렇게 준비된 분말을 아세톤과 SiC 볼을 이용하여 잘 혼합시킨 후 80℃에서 6시간동안 건조시켰다. 건조된 시료는 60mesh 망체로 체가름 하였다.

소결방법은 1800℃까지 분당 10℃로 승온하고, 입자성장과 β-SiC상에서 α-SiC상으로의 상전이 및 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상 생성을 위하여 1800℃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 1730℃에서 압력을 풀어주었다. 소결과정은 그림 1에 나타내었다.

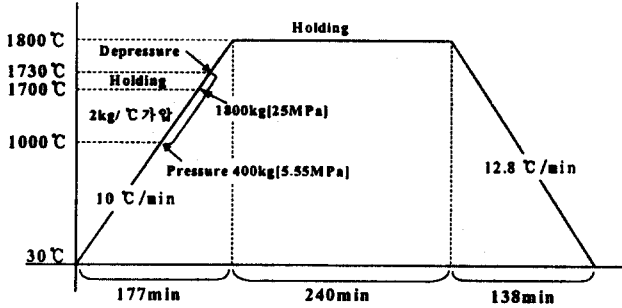


그림 1 ST-AY₄, ST-AY₈과 ST-AY₁₂의 시편제조를 위한 승온 및 냉각 프로그램

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

표 1 시편의 조성

Table 1 Composition Condition of Sample

Sample	β-SiC(vol.%)	TiB ₂ (vol.%)	Al ₂ O ₃ +Y ₂ O ₃ (wt.%)
ST-AY ₄	61	39	4
ST-AY ₈	61	39	8
ST-AY ₁₂	61	39	12

2.2 물성 측정

β-SiC-TiB₂에 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 세라믹 복합체의 이론밀도는 혼합법칙에 의해서 구해졌고, 상대밀도는 증류수를 이용한 아르키메데스법으로 ST-AY₄, ST-AY₈와 ST-AY₁₂에 대해 각각 8개의 시편을 취하여 각 시편 당 5회 측정값의 평균값을 취하였다.

소결시편의 상분석은 XRD(PW1700 system, Philips, U.S.A.)을 이용하여 분석하였고, 미세구조는 각시편의 격입강도 측정이 끝난 시편을 파단면과 오팅면을 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[10]식으로 계산하였다.

β-SiC-TiB₂계 복합체의 전기저항률은 25℃에서 700℃까지 Pauw법[11]으로 시편당 110회를 측정하여 전기저항률 ρ는 식 (1)로 계산되었다. Pauw법에 사용된 시편은 선방전 가공기를 이용하여 wire-EDM[12](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 ST-AY₄, ST-AY₈, ST-AY₁₂ 세 개의 시편에 대해 각각 8개의 시편을 취하여 시편당 5회 실험한 측정치를 평균하였으며, 그림 2에 나타난 바와 같이 12wt%에서 94.3%로 가장 높게 나타나고 있다. Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 기공율은 15.9 → 7.7 → 5.7%로 감소하고 있다. 이것은 소결과정 중 carbon의 oxygen에 대한 높은 친화력으로 인하여 SiC와 Al₂O₃간의 반응으로 인해 생성되는 Al₂O, SiO, CO 등의 성분이 휘발됨에 따라 나타난 기공을 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 형성되어 기공을 채워주므로써 치밀도가 증가하여 밀도가 증가한 것으로 사료된다.

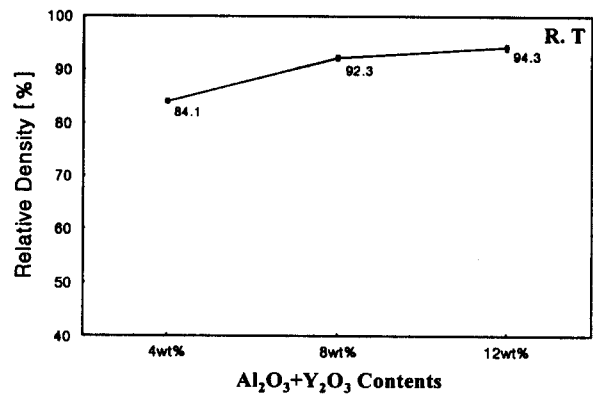


그림 2 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC+TiB₂의 상대밀도
Fig. 2 The relative density of β-SiC+TiB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 3에서 나타난 바와 같이 XRD분석결과 TiB_2 입자는 SiC 기지상에 2차상으로 존재하고 SiC와 TiB_2 의 반응은 일어나지 않았으며 SiC는 6H polytype으로 변하여 β -SiC상에서 α -SiC상으로의 상전이라도 나타나고 있다.

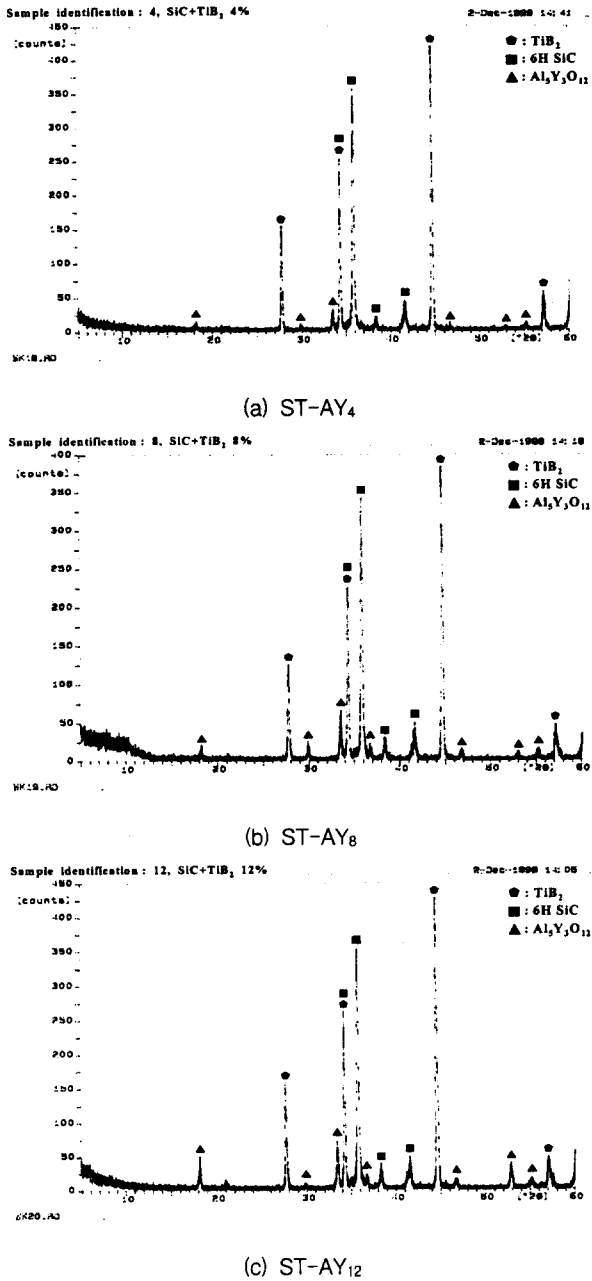


그림 3 ST-AY₄, ST-AY₈와 ST-AY₁₂의 X선 회절분석
Fig. 3 X-ray diffraction analysis of ST-AY₄, ST-AY₈ and ST-AY₁₂

그림 3, 4와 표 2에 나타난 바와 같이 액상 소결을 위해 소결원조제로 첨가한 Al_2O_3 와 Y_2O_3 상은 반응하여 YAG($Al_3Y_3O_{12}$)상이 ST-AY₄, ST-AY₈과 ST-AY₁₂에서 나타나고 있으며 첨가량이 증가할수록 YAG($Al_3Y_3O_{12}$)상의 양이 증가하는 현상을 볼 수가 있다. 이러한 현상으로도 ST-AY₁₂가 상대밀도에

서 가장 높게 나타나고 있는 이유를 보완 설명할 수가 있다.

표 2 ST-AY₄, ST-AY₈와 ST-AY₁₂의 EDS분석
Table 2 EDS analysis of ST-AY₄, ST-AY₈ and ST-AY₁₂

Sample	ST-AY ₄	ST-AY ₈	ST-AY ₁₂
%Oxide			
SiO ₂	68.115	65.813	61.627
TiO ₂	29.456	29.551	33.667
Al ₂ O ₃	2.427	4.636	4.707
Y ₂ O ₃	0.000	0.000	0.000
합계	99.998%	100.000%	100.000%

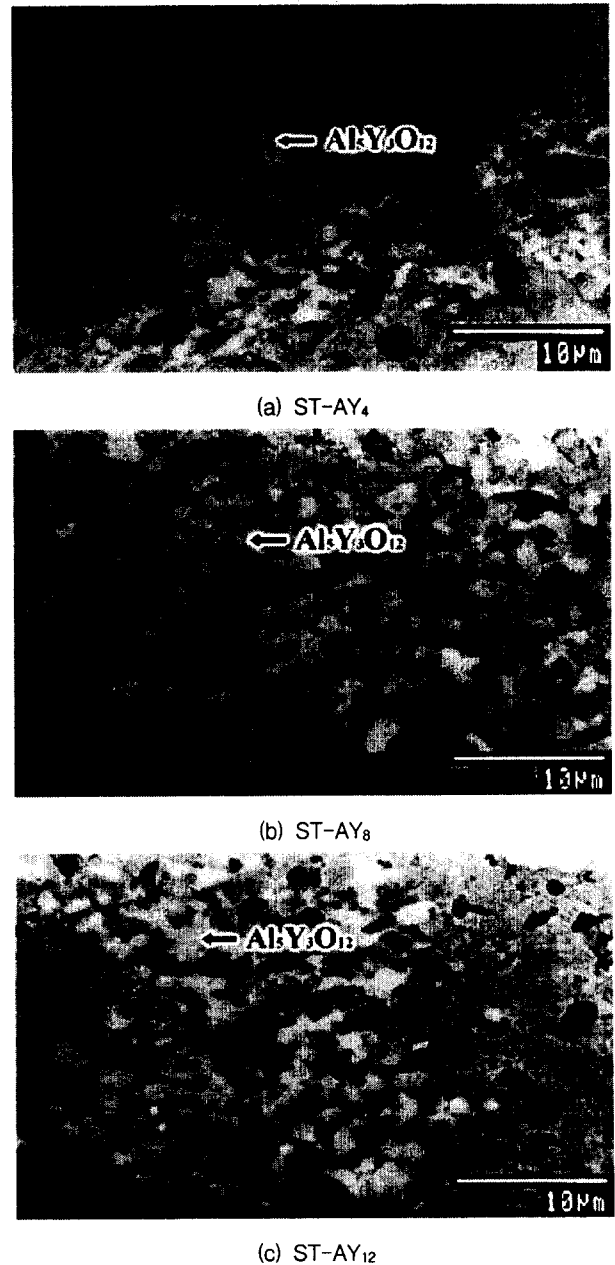


그림 4 ST-AY₄, ST-AY₈과 ST-AY₁₂의 YAG SEM 사진
Fig. 4 SEM micrographs of YAG of ST-AY₄, ST-AY₈ and ST-AY₁₂

3.2 적임강도 및 파괴인성

그림 5은 각 시편당 3회씩 3점 곡강도 시험법(JIS R 1601)으로 실온에서 측정하여 적임강도의 평균값을 나타낸 것인데, ST-AY₄가 297.5MPa로 낮게 나타나고, ST-AY₈와 ST-AY₁₂는 각각 412과 432.5MPa로 높게 나타나고있다. 이는 소결과정 중 소결 첨가제로 쓰인 Al₂O₃+Y₂O₃가 소결 온도에서 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 형성되어 기공을 채워주므로써 밀도 증진을 가져왔기 때문으로 사료된다.

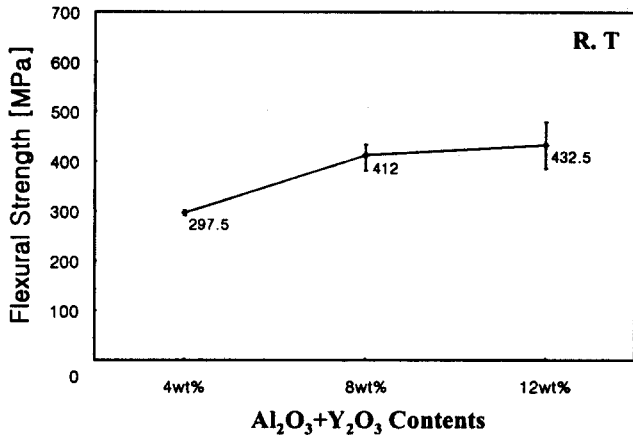


그림 5 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β-SiC-TiB₂의 3점 곡강도 시험

Fig. 5 Three-point flexural strength of the β-SiC-TiB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 6는 실온에서 비커스 압인법으로 측정하여 경도의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데 4wt% Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량일 때 7.1GPa로 가장 낮게 나타나고 있으며 첨가량이 증가할수록 14.8과 16.8GPa로 높아지는 현상이 나타나고 있다. 이와 같은 이유는 소결과정 중 carbon의 oxygen에 대한 높은 친화력으로 인하여 SiC와 Al₂O₃간의 반응으로 인해 생성되는 Al₂O, SiO, CO등의 성분이 휘발됨에 따라 시편 내부에 기공을 증가시켜 ST-AY₄일 때 경도가 가장 낮게 나타난 것으로 보이며, 8wt%와 12wt%일 때는 그림 3과 4에서도 나타나듯이 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상의 양이 증가되어 기공을 감소시켜 경도 값이 급격히 증가하는 경향을 나타낸 것으로 사료된다.

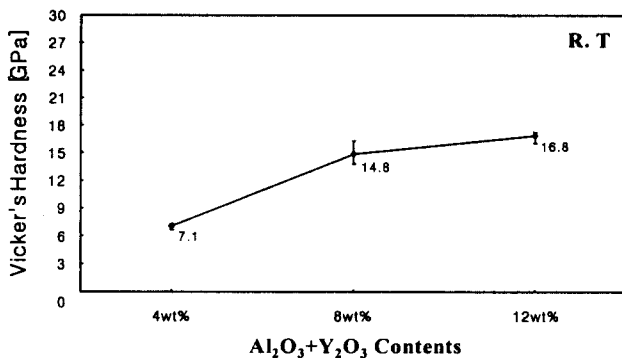


그림 6 Al₂O₃+Y₂O₃양의 변화에 따른 β-SiC-TiB₂의 Vicker's 경도

Fig. 6 Vicker's hardness of the β-SiC-TiB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents

그림 7은 실온에서 비커스 압인법으로 경도를 5회 측정하여 A. G. Evans & T. R. Wilshaw[10]의 식으로 파괴인성치를 계산하여 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것인데, 4, 8, 12wt%일 때 각각의 평균값은 3.1, 6.3와 7.1MPa·m^{1/2}으로 첨가량이 증가할수록 경도값과 같은 경향으로 증가하는 현상이 나타나고 있다.

ST-AY₁₂는 단일체 SiC[9]와 1950℃에서 4wt% Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가하여 고온가압소결법으로 제조한 β-SiC-ZrB₂ 복합체[13]보다 각각 약 237%, 11%씩 증가한 값을 나타내고 있다.

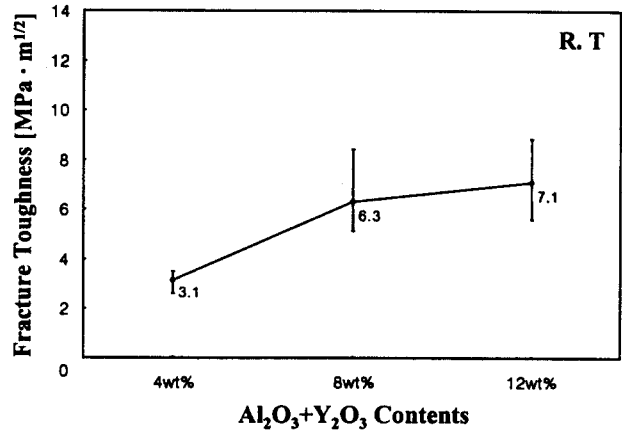
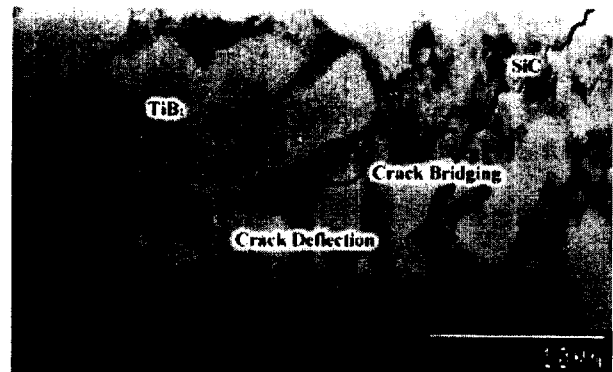
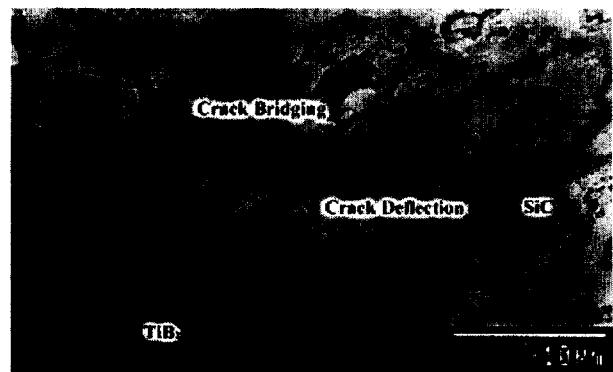


그림 7 Al₂O₃+Y₂O₃를 첨가한 β-SiC-TiB₂의 파괴인성

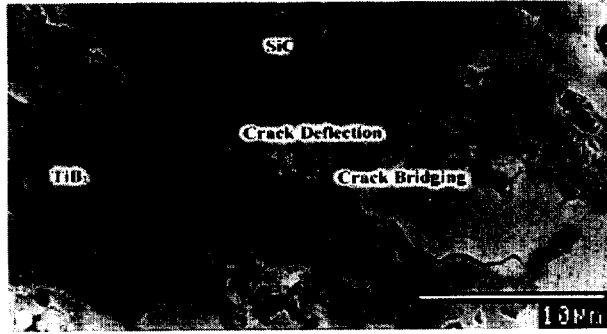
Fig. 7 Fracture toughness of the β-SiC-TiB₂ with Al₂O₃+Y₂O₃ contents



(a) ST-AY₄



(b) ST-AY₈



(c) ST-AI₁₂

그림 8 ST-AI₄, ST-AI₈과 ST-AI₁₂의 파괴거동 SEM 사진
Fig. 8 SEM micrographs of crack propagation of ST-AI₄, ST-AI₈ and ST-AI₁₂

ST-AI₈과 ST-AI₁₂일 때 파괴강도가 높게 나타나는데 이것은 그림 8에 나타난 바와 같이 파괴강도를 증가시키는 크랙 편향 현상과 가교 현상이 입계를 따른 파괴현상이 강하게 나타나고 있는 반면에, ST-AI₄는 크랙 편향 현상도 나타나고 있지만 크랙 가교 현상이 아주 약하게 나타나고 있으며 파괴현상이 직선적으로 지나가는 입내파괴의 형태를 강하게 나타내기 때문이다. 이러한 크랙 편향 현상이 α-SiC 입자 주위로 나타나는 이유는 α-SiC(4.36×10⁻⁶/°C at 20~1000°C)와 TiB₂(8.1×10⁻⁶/°C at 25~2000°C)[1]의 열팽창계수 차이로부터 고유 잔류응력이 생기기 때문으로 사료된다. 입자 성장은 나타나고 있지 않지만, Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 파괴인성치가 증가하는 이유는 소결과정에서 생성된 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 소결 후 계면에 존재하는 양이 첨가량이 증가할수록 많아져 크랙의 driving force를 낮추는 결과와 상대밀도의 증진을 가져왔으며 또한 그림 3에서도 나타나듯이 SiC의 상이 β-SiC → α-SiC로의 상전이 발생이 일어났기 때문으로 사료된다.

3.3 전기저항률

전기저항률은 Pauw법[11]을 이용하여 세 가지 시편을 25°C에서 700°C사이의 온도 범위에서 측정하였으며, 그 결과를 그림 9에 나타내었다. 소결첨가제의 첨가량이 증가할수록 전기저항률은 떨어지고 있는데, 이러한 이유는 소결 첨가량이 증가할수록 상대밀도가 증가되었기 때문이다.

ST-AI₄, ST-AI₈과 ST-AI₁₂의 전기저항률은 25°C에서 각각 1.6×10⁻³Ω·cm, 6.5×10⁻⁴Ω·cm, 6.0×10⁻⁴Ω·cm을 나타내었고, 700°C에서 각각 5.3×10⁻³Ω·cm, 2.0×10⁻³Ω·cm, 1.8×10⁻³Ω·cm로 증가하는 PTCR 특성을 나타내고 있다.

ST-AI₄, ST-AI₈과 ST-AI₁₂ 각각의 저항의 온도계수는 3.4×10⁻³/°C, 3.2×10⁻³/°C, 3.1×10⁻³/°C로 첨가량이 증가할수록 떨어지고 있다.

저항 발열체의 일반적인 조건중 전기저항률과 저항온도계수는 β-SiC와 TiB₂ 혼합물에 Al₂O₃+Y₂O₃ 첨가량이 증가할수록 떨어지고 있으며 제 2종 Ni-Cr선의 전기저항률 1.1×10⁻⁴Ω·cm 보다는 ST-AI₄, ST-AI₈과 ST-AI₁₂ 각각 14.5배, 6배, 5배정도 증가한 값을 나타내고 있다. 또한 저항온도계수는 제 2종 Ni-Cr선보다 약 17배, 16배, 15.5배정도 증가

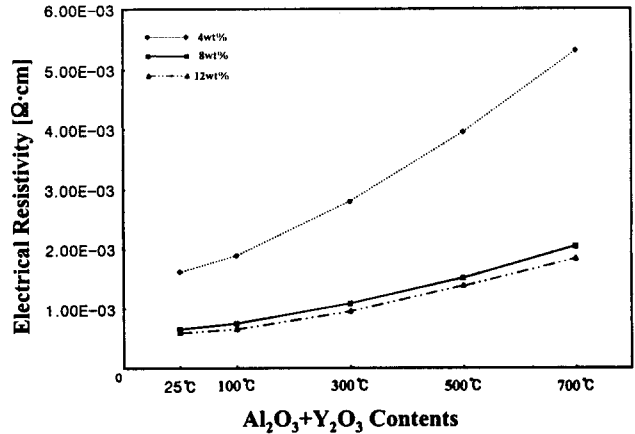


그림 9 ST-AI₄, ST-AI₈과 ST-AI₁₂ 전기저항률의 온도 의존성
Fig. 9 Temperature dependence of electrical resistivity of ST-AI₄, ST-AI₈ and ST-AI₁₂

한 값을 나타내고 있다. 이것은 SiC 발열체의 단점인 1000°C 이하의 NTCR 특성을 PTCR 특성으로 개선하면서 제 2종 Ni-Cr의 단위면적당 발열량보다 높은 발열체의 개발 가능성을 보여주고 있다.

Al₂O₃와 Y₂O₃의 첨가량이 12wt%이상 첨가하였을 때는 본 연구의 실험 결과로 보면 상대 밀도가 약간 증가되어 기계적 특성은 다소 향상되지만 전기저항률이 약간 낮아지게 된다. Al₂O₃와 Y₂O₃의 첨가량이 8wt%에서 12wt%로 증가될 때 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 많이 생성될지라도 상대 밀도 및 기계적 특성 면에서는 약간 증가하는 결과를 나타내고 있지만 거의 포화에 이른 것으로 보여지며, 또한 저항발열체는 저항률이 크고 저항의 온도계수가 작을수록 필요조건에 적합하기 때문에 많은 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상을 생성시킬 필요는 없을 것으로 사료된다. 따라서 본 연구를 통하여 나타난 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상 생성으로 인하여 일반적인 고상소결온도 1950~2100°C보다 소결온도를 150~300°C 더 낮출 수 있기 때문에 기계적 특성 및 전기적 특성의 결과치를 근거로 하여 앞으로 무가압소결법의 연구가 필요하다고 사료된다.

4. 결 론

β-SiC-TiB₂ 도전성 복합체에 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량을 4, 8, 12wt%로 변화시켜 1800°C에서 4시간 동안 열처리에 의하여 소결한 복합체의 특성을 조사한 결과는 다음과 같다.

1) β-SiC와 TiB₂의 반응은 나타나지 않고 SiC는 6H polytype으로 변화하여 β-SiC상에서 α-SiC상으로 상전이를 보여주고 있으며 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 나타나고 있다. 또한 Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상이 증가하는 현상과 함께 상대밀도의 증가를 나타내고 있다.

2) Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 격임강도, 경도 및 파괴인성이 YAG(Al₅Y₃O₁₂)상과 상대밀도의 증가함께 8wt%와 12wt%에서 급격히 증가하는 현상을 나타내고 있다. 파괴인성은 8wt%와 12wt%에서 실은 때 6.3MPa·m^{1/2}와 7.1MPa·m^{1/2}로 나타나고 있다.

3) Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 증가할수록 8wt%와 12wt%에서 각각 6.5×10⁻⁴Ω·cm(25°C), 6.0×10⁻⁴Ω·cm(25°C)로 전기

저항률은 감소하는 현상을 나타내고 있다. 또한 저항온도계수는 ST-AY₄, ST-AY₈과 ST-AY₁₂ 각각 3.4×10⁻³/°C, 3.2×10⁻³/°C, 3.1×10⁻³/°C로 첨가량이 증가할수록 떨어지고 있다.

따라서 모든 시편이 방전가공이 가능하고, Al₂O₃+Y₂O₃의 첨가량이 8wt%, 12wt%인 SiC-TiB₂ 복합체는 단일체 SiC의 파괴인성보다 각각 약 210%, 237%씩 높고, Ni-Cr 합금의 전기저항률보다 각각 약 6배, 5배씩 높은 특성을 지닌 것으로 보아 SiC계 세라믹 발열체의 개발 가능성을 보여주고 있다.

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] Yon-Kap Park, Jun-Tae Kim and Yong-Hyuck Baik "Mechanical Properties and Electrical Discharge Machinability of β -Sialon-TiB₂ Composites" J. Mater. Sci. Korean, 5[1], pp. 19-24, 1999.

[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 Al₂O₃-Y₂O₃ 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 Ceramics" 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] N. P. Padture "In Situ-Toughened Silicon Carbide" J. Am. Ceram. Soc., 77[2], pp. 519-523, 1994.

[9] G. C. Wei and P. F. Becher, "Improvements in Mechanical Properties in SiC by the Addition of TiC Particles" J. Am. Ceram. Soc., Vol. 67, No. 8, pp. 571-574, 1984

[10] 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.

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

[12] Yong Deok Shin "Electric Discharge Machining of Hot-Pressed SiC-ZrB₂ Composites Ceramic" Trans.

KIEE. Vol. 46, NO. 7, pp. 1062-1067, 1997.

[13] 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.

저 자 소 개



임 승 혁 (任 承 熾)

1956년 12월 18일생. 1980년 홍익대 전기공학과 졸업(학사). 1984년 연세대 대학원 전기공학과 졸업(석사). 1995년 한국과학기술원 신소재공학과 박사과정수료. 현재 성균관대 대학원 전기전자컴퓨터공학부 박사과정수료. 현재 한국전력 서울전력관리처 근무
Tel : 02-951-5202, Fax : 02-951-5202
E-mail : yimsh@dava.kepco.co.kr



신 용 덕 (辛 龍 德)

1953년 11월 18일생. 1983년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1983년~1988년 동 대학교 연구조교 및 강사. 1988년~1990년 계양전기(주) 중앙연구소 차장. 1991년 성균관대 대학원 전기공학과(공학). 1998년 PennState Univ. Visiting Professor. 현재 원광대 공대 전기전자공학부 부교수
Tel : 0653-850-6736, Fax : 0653-850-6736
E-mail : ydshin@wonms.wonkwang.ac.kr



송 준 태 (宋 竣 泰)

1952년 2월 15일생, 1975년 연세대 전자공학과 졸업(학사), 1977년 동 대학원 전기공학과 졸업(석사), 1981년 동 대학원 졸업(공학), 1985년~1986년 Rensselaer Polytechnic Institute Post Doc, 1997년~ 1998년 University of Surrey 교환교수, 1981년~현재 성균관대 공대 전기전자 및 컴퓨터공학부 교수
Tel : 0331-290-7105, Fax : 0331-290-7159
E-mail : jtsong@yurim.skku.ac.kr