

SiC 導電性 세라믹 複合體의 特性에 미치는 遷移金屬의 影響

論 文

53C-7-2

Effect of Transition Metal on Properties of SiC Electroconductive Ceramic Composites

辛龍德*·吳祥洙**·朱陣榮***
(Yong-Deok Shin · Sang-Soo Oh · Jin-Young Ju)

Abstract - The composites were fabricated, respectively, using 61vol.% SiC - 39vol.% TiB₂ and using 61vol.% SiC - 39vol.% WC powders with the liquid forming additives of 12wt% Al₂O₃+Y₂O₃ by pressureless annealing at 1800°C for 4 hours. Reactions between SiC and transition metal TiB₂, WC were not observed in this microstructure. The result of phase analysis of composites by XRD revealed SiC(6H), TiB₂ and YAG(Al₅Y₃O₁₂) crystal phase on the SiC-TiB₂, and SiC(2H), WC and YAG(Al₅Y₃O₁₂) crystal phase on the SiC-WC composites. $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC phase transformation was occurred on the SiC-TiB₂, but $\alpha \rightarrow \beta$ -SiC reverse transformation was not occurred on the SiC-WC composites. The relative density, the vicker's hardness, the flexural strength and the fracture toughness showed respectively value of 96.2%, 13.34GPa, 310.19Mpa and 5.53Mpa·ml/2 in SiC-WC composites. The electrical resistivity of the SiC-TiB₂ and the SiC-WC composites is all positive temperature coefficient resistance(PTCR) in the temperature ranges from 25°C to 500°C. $2.64 \times 10^{-2}/^\circ\text{C}$ of PTCR of SiC-WC was higher than $1.645 \times 10^{-3}/^\circ\text{C}$ of SiC-TiB₂ composites.

Key Words : α -SiC, WC, β -SiC, TiB₂, Liquid forming additives, YAG, PTCR

1. 서 론

SiC 세라믹은 일반적으로 열전도성, 열 충격 저항성, 강도와 내산화성이 우수하지만[1], 1000°C 이하에서는 전기 저항률이 β (-)저항 온도계수이기 때문에 온도 상승과 함께 전류를 억제할 수가 없어 과열이 발생한다[2]. 소결은 소결조제로써 boron, aluminum이나 carbon을 사용하여 고상소결법으로 약 1950~2100°C에서 제조되지만 소결온도가 너무 높다는 단점을 가지고 있다[3]. 이러한 단점을 개선하기 위하여 Al₂O₃, Al₂O₃+Y₂O₃나 회토류 산화물을 첨가하여 상대적으로 낮은 온도 즉 1850~2000°C에서 액상소결방식이 현재 많이 연구되고 있다[4-5]. 이러한 액상소결조제는 입자의 경계에서 물질의 확산을 가속화시키면서, 크랙의 진행과정을 방해하여 파괴인성을 높임과 함께 상대밀도 증진을 가져오기도 하지만 강한 휘발성분으로 인해 낮은 밀도 값을 보이기 때문에 경도, 꺾임강도등의 기계적 특성에 악영향을 미치는 경우가 발생한다[6].

천이 금속의 붕화물인 TiB₂는 일반적으로 3000°C의 고융점, 높은 경도 및 금속적인 도전성을 지녔지만, 공유 결합으로 인한 확산계수와 낮은 가공성 등의 부족 점으로

문제가 된다[7].

Widia로 알려진 WC는 높은 경도, 2870°C의 높은 융점, 낮은 열팽창계수를 지니고 있으며, 고온에서 매우 안전하기 때문에 높은 경도를 요구하는 절삭공구 및 드릴 등의 재료에 널리 이용되고 있다[8].

따라서 SiC에 TiB₂, WC를 복합화 하므로써 도전성, 내산화성, 기계적 강도 등 저온 및 고온용 도전재료로서 필요한 특성을 지닌 SiC-TiB₂, SiC-WC의 복합체를 개발할 수 있다.

본 연구에서는 SiC-TiB₂, SiC-WC에 Al₂O₃+Y₂O₃을 각각 복합화 하여 상온에서부터 1770°C까지 고온가압소결 후 1800°C에서 4시간 동안 무가압 열처리를 통하여 액상소결한 SiC계 도전성 세라믹 복합체가 PTCR(Positive Temperature Coefficient Resistance)특성을 지닌 발열체 재료의 재현성과 제품의 다양화를 이루기 위한 필수조건인 상압소결이 가능한가를 연구하였다.

SiC계 도전성 세라믹 복합체의 특성에 미치는 천이금속 TiB₂, WC의 영향을 평가할 목적으로 XRD(X-Ray Diffraction) 분석, 상대밀도, 꺾임강도, Vicker's 경도, 파괴인성, SEM(Scanning Electron Microscopy) 관찰 및 EDM(Electrical Discharge Machinable)시편을 가공하여 Pauw법[9]으로 전기저항률을 측정하였다.

* 正 會 員 : 圓 光 大 電 氣 電 子 및 情 報 工 學 部 教 授 · 工 博

** 學 生 會 員 : 圓 光 大 電 氣 工 學 科 碩 士 課 程

*** 正 會 員 : 圓 光 大 電 氣 工 學 科 博 士 課 程

接 受 日 字 : 2004年 3月 2日

最 終 完 了 : 2004年 5月 3日

2. 실험 과정

본 실험에서 사용된 β -SiC는 H. C. Starck, Inc., Grade BF12, TiB_2 는 H. C. Starck, Inc., Grade C을 사용하였고 α -SiC는 Sika Tech FCP 13 RTP, WC는 Taegu Tec Ltd. C-34029 제품을 사용하였다. 복합체의 혼합비를 SiC는 61Vol.%, 천이금속인 TiB_2 , WC는 39Vol.%로 혼합하고, 이 혼합물에 12wt%의 $Al_2O_3+Y_2O_3[Al_2O_3(Showa Chemical Inc.), Y_2O_3(Aldrich Chemical Company, Inc.)]$ 를 첨가하였다.

이렇게 준비된 시료는 증류수용액으로 polyurethane jar 에서 SiC 불(10, 15, 20 ϕ), 3:4:3 charge을 사용하여 48시간 동안 planetary ball mill 후, 100 $^{\circ}C$ 에서 24시간동안 건조시켰다. 건조된 시료는 60mesh 망체로 체 가름하였다.

체 가름된 분말을 흑연 몰드에 넣고 흑연 유도가열식 가압 소결로[Astro, California]로 argon gas 분위기에서 소결시켰다. 승온 및 냉각 프로그램은 그림 1에 나타내었다.

소결방법은 1800 $^{\circ}C$ 까지 분당 10 $^{\circ}C$ 로 승온하고, 1800 $^{\circ}C$ 에서 4시간동안 무가압 annealing한 후, 분당 12.8 $^{\circ}C$ 로 냉각시켰다. 여기서 온도측정은 spot thermometer[TR-630A, Japan]을 사용하여 측정하였다. 승압은 1000 $^{\circ}C$ 에서 5.5MPa를 주고 매 10 $^{\circ}C$ 씩 마다 약 0.28MPa를 승압하여 1700 $^{\circ}C$ 까지 25MPa를 가한 뒤 1730 $^{\circ}C$ 까지 약 3분간 유지한 다음 1730 $^{\circ}C$ 에서 압력을 풀어 주었다. β -SiC- TiB_2 , α -SiC-WC복합체를 각각 ST와 SW로 명명한다.

ST와 SW복합체의 이론 밀도는 혼합법칙에 의해서 구해졌고, 상대밀도는 증류수를 이용한 아르키메데스 법으로 5회 측정된 값의 평균을 취하였다.

소결시편의 상분석은 XRD(D/Max-3B, Rigaku, Inc.)을 이용하여 분석하였고, 미세구조는 각 시편의 격입강도 측정이 끝난 시편의 파단면을 SEM(XL30S FEG, Philips, Inc)을 이용하여 관찰하였다.

격입강도 측정용 시편의 크기는 $3 \times 4 \times 25mm^3$ 이며, 표면은 1 μm 의 diamond paste로 최종 연마후 재료시험기(4204, Instron, Inc.)를 이용하여 cross head speed 0.5mm/min의 조건으로 곡 강도 시험법(JIS R 1601)으로 3점 곡 강도를 각 시편 당 3회 측정하였다.

Vicker's 경도 및 파괴인성 측정은 시편을 0.1 μm diamond suspension으로 최종 경면가공한 후 비커스 미소경도시험기[VMT-7, Matsuzawa]를 이용하여 압인법[Indentation Method]으로 측정하였다. 가한 하중은 20kgf, load speed 40 $\mu m/sec$, 유지시간은 10초로 하였으며, 각 시편당 5회 측정하였다.

Vicker's 경도 및 파괴인성치는 A. G. Evans & T. R. Wilshaw[10] 식으로 계산하였다.

ST와 SW복합체의 전기저항률은 25~500 $^{\circ}C$ 까지 Pauw법으로 측정하여 전기저항률 ρ 는 식 (1)로 계산되었다. Pauw법에 사용된 시편은 선방전가공기를 이용하여 wire-EDM[11]으로 가공되었다.

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

R_1 과 R_2 는 다음과 같이 계산된다.

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

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.

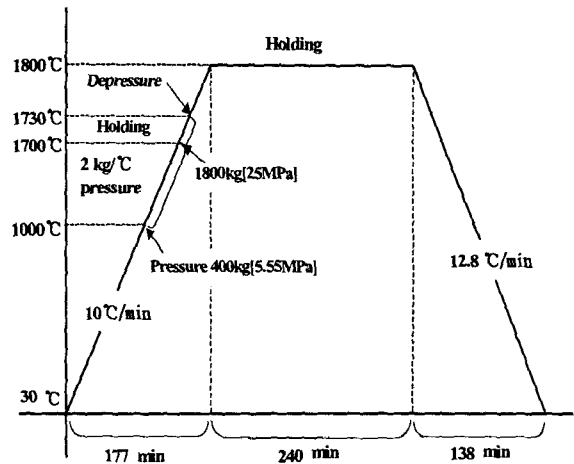


그림 1 시편제조를 위한 승온 및 냉각 프로그램

Fig. 1 Heating & cooling schedule for the preparation of samples

3. 결과 및 고찰

3.1 상분석 및 미세구조

EDS[Link AN 10-9 Link analytical Co.]분석결과에 나타난 바와 같이 ST와 SW 복합체에서 Al_2O_3 의 Al원소는 각각 2.44과 5.10atom% 검출되고 Y_2O_3 의 Y원소는 각각 0.66과 1.14atom%로 ST보다는 SW에서 더 높게 나타나고 있다.

$Al_2O_3+Y_2O_3$ 의 첨가량은 12wt%로 동일하지만 SiC와의 반응으로 인해 생성되는 Y_2O , Al_2O , SiO , CO 등의 휘발성 성분이 기공형성을 초래할수 있고 제 2상인 YAG($Al_5Y_3O_{12}$)가 형성될 수도 있다. 그림 2에 나타난바와 같이 상대밀도는 SW에서 96.2%로 ST보다 16.5% 높게 나타나고 있다. 이것은 ST에서 YAG형상보다는 기공형성이 우선적이기 때문으로 사료된다.

ST와 SW복합체의 격입강도 측정이 끝난 시편의 파단면을 SEM을 이용하여 관찰한 그림 3의 미세구조에 나타난 바와 같이 ST가 SW보다 기공이 많이 나타나고 있다. 이러한 현상으로도 SW의 상대밀도가 ST보다 높게 나타나고 있는 이유를 보완 설명 할 수 있다.

그림 4의 XRD분석에서 나타난 바와 같이 TiB_2 와 WC

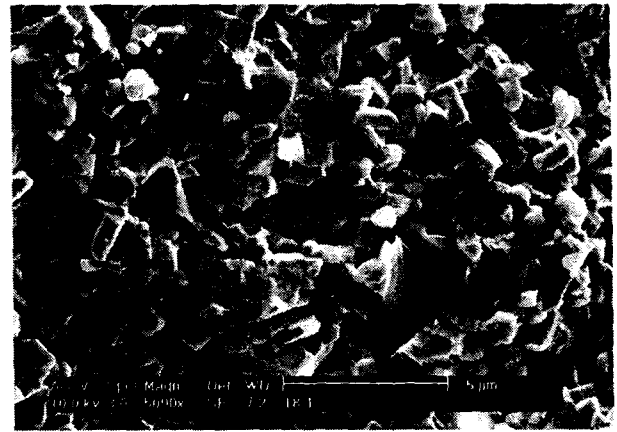
입자는 SiC 기지상에 2차상으로 존재하고 SiC와 철이금속간의 반응은 일어나지 않았으며, 액상 소결조제인 Al_2O_3 , Y_2O_3 상은 액상반응하여 YAG상이 나타나고 있다.

많은 연구자들이 소결첨가제를 다르게 하여 고상소결이나 액상소결방식을 통하여 고온가압방식에 의한 $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC 상으로의 상전이 형태의 연구가 많이 보고 되어지고 있다.

$\alpha \rightarrow \beta$ -SiC 상으로의 역상전이는 아르곤분위기에서 2500°C에서 처음으로 관찰되었다. 이러한 상전이나 역상전이는 높은 온도와 hot isostatically pressed(HIPed)를 통하여 이루어지고 있다[12-14].

문헌[15-16]은 소결온도가 약 2000°C 이상에서 $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC로의 상전이가 일어나며 $\alpha \rightarrow \beta$ -SiC로의 역상전이는 일어나지 않는다고 보고 되어지고 있다.

ST복합체에서는 $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC 상전이가 일어난 반면에 SW 복합체에서는 $\alpha \rightarrow \beta$ -SiC로 역상전이가 일어나지 않고 있다. 이와 같은 현상은 문헌[15-16]의 결과와 같은 현상이 나타나며 소결온도가 200°C 낮은 1800°C에서도 $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC로의 상전이가 일어나고 있음을 알 수 있다.



(b) SW

그림 3 ST와 SW 복합체의 파단면 SEM 사진

Fig. 3 SEM micrographs of the fracture surface of ST and SW composites

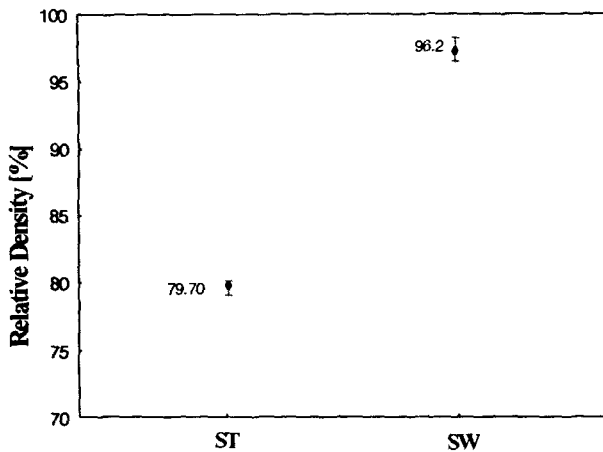
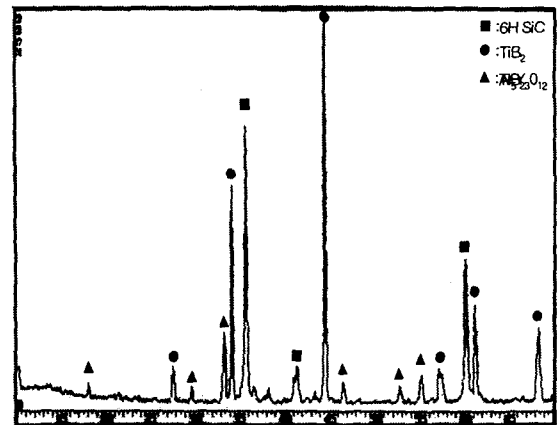
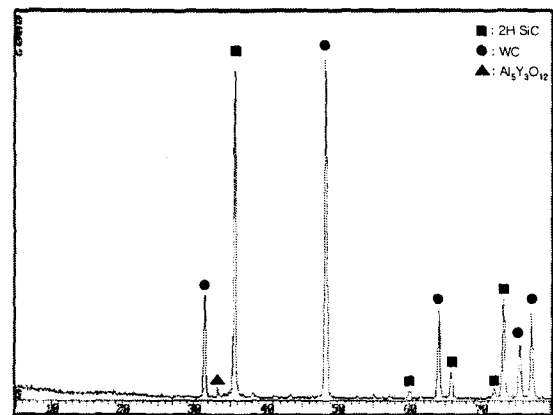


그림 2 ST와 SW 복합체의 상대밀도

Fig. 2 Realitve density of ST and SW composites



(a) ST



(b) SW

그림 4 ST와 SW 복합체의 XRD 분석

Fig. 4 X-ray diffraction analysis of ST and SW composites



(a) ST

3.2 기계적 특성

그림 5는 격임강도의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것으로, SW가 ST보다 약 2배이상 높게 나타나고 있다. 이는 ST의 소결과정 중 소결첨가제로 쓰인 $Al_2O_3+Y_2O_3$ 가 소결 온도에서 더 많은 가스상을 형성하여 기공에 의한 밀도 감소를 가져왔기 때문으로 사료된다. 그림 3에 나타난 바와 같이 ST는 입계(intergranular)파괴현상이 SW는 입내(transgranular or transcristalling)파괴현상이 주로 형성되었기 때문에 SW에서 높게 나타난 것으로 보완 설명 할 수 있다. ST에서의 입계파괴현상이 나타나는 것은 그림 3.1 상분석 및 미세구조에서 밝힌바와 같이 YAG형성 보다는 기공형성이 우선적이기 때문이고, SW에서의 입내파괴는 입계에 YAG와 적은 기공으로 인하여 grain의 알갱이가 찢어지기 때문이라고 사료된다.

그림 6과 7은 Vicker's 경도와 파괴인성치의 최고, 최저 및 평균값을 나타낸 것으로 ST보다 SW의 값이 높게 나타나고 있다. 이는 상대밀도와 일치하는 현상으로 EDS 분석 결과에 나타난 바와 같이 YAG형성을 초래할 수 있는 Al과 Y의 원소량이 SW에서 높게 나타나고 있기 때문이다.

그림 8은 ST와 SW복합체의 crack사진을 나타낸 것으로 파괴인성 증진 기구인 크랙편향(crack deflection)과 가교(crack bridging)형태가 나타나고 있다. 이는 α -SiC ($4.36 \times 10^{-6}/^{\circ}C$ at $20 \sim 2000^{\circ}C$)와 WC($1.42 \sim 2.18 \times 10^{-8}/^{\circ}C$ at $0 \sim 1727^{\circ}C$), α -SiC와 TiB_2 ($8.1 \times 10^{-6}/^{\circ}C$ at $25 \sim 2000^{\circ}C$)의 열팽창 계수의 차이로부터 생기는 고유 잔류응력에 의해 일어나기 때문이다[6,12]. 그림 7에 나타난 바와 같이 파괴인성치가 SW가 ST보다 약 2배이상 높게 나타나고 있다. 이는 α -SiC와 WC의 열팽창계수 차이가 α -SiC와 TiB_2 의 열팽창계수 차이보다 더 크기 때문에 그림 8의 crack 사진에 나타난 바와 같이 SW에서 크랙편향과 가교 현상이 두드러지게 나타난 것으로 보완 설명 할 수 있다.

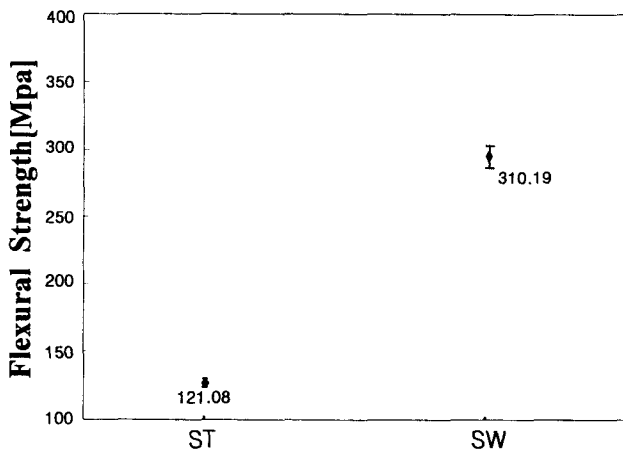


그림 5 ST와 SW 복합체의 3점 곡 강도
 Fig. 5 Three-point flexural strength of ST and SW composites

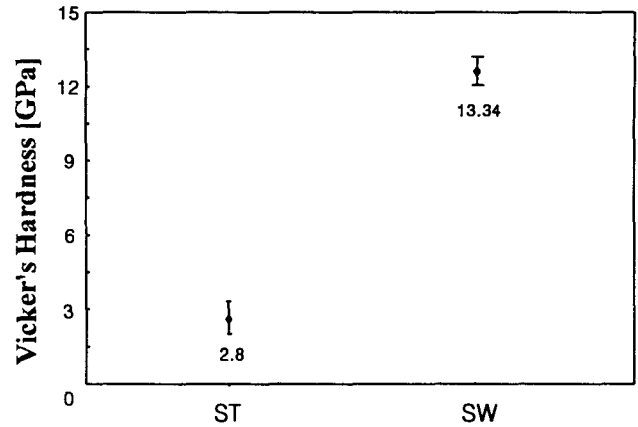


그림 6 ST와 SW 복합체의 비커스 경도
 Fig. 6 Vicker's hardness of ST and SW composites

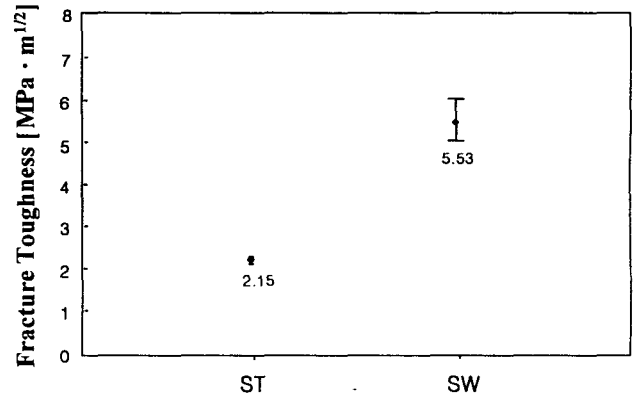
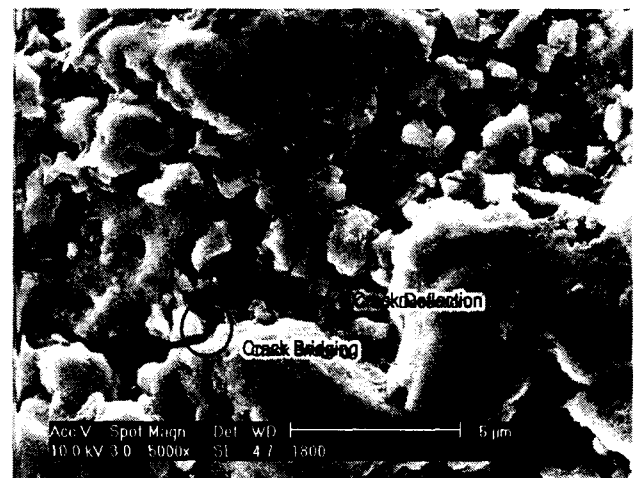
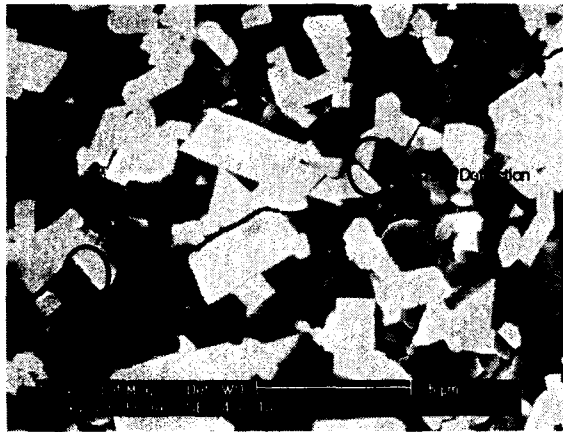


그림 7 ST와 SW 복합체의 파괴인성
 Fig. 7 Fracture toughness of ST and SW composites



(a) ST



(b) SW

그림 8 ST와 SW 복합체의 crack 사진
Fig. 8 Crack propagation of ST and SW composites

3.3 전기적 특성

그림 9에서 나타난 바와 같이 전기저항률은 상온에서 300℃까지 SW가 ST보다 낮게 나타나고 있지만 500℃에서는 더 높게 나타나므로 저항 온도 계수는 SW가 ST보다 높게 나타난다.

300℃이하에서는 ST의 전기저항률이 SW보다 높게 나타난 것은 기공에 의한 저 밀도, 입계의 과다 때문으로 사료된다.

50Vol.% SiC에 TiB₂, WC를 복합화한 전도성 세라믹 복합체를 1100℃에서 100h동안 가열하면 산화에 의한 weight gain이 TiB₂는 1.6~2.1mg/cm²로 나타나지만 WC는 disintegration이 나타난다고 보고 되어 지고 있다[18].

SW가 500℃ 이상의 고온에 이르게 될때 WC에 의한 disintegration이 미세하게 일어나게 되어 SW의 입계가 ST보다 더 많아 지고 chain formation이 낮아지기 때문에 SW의 저항 온도 계수가 높게 타나난 것으로 사료된다.

ST와 SW의 전기저항률은 25℃에서 각각 1.28×10⁻²Ω·cm, 1.9×10⁻³Ω·cm을 나타내었고, 500℃에서 각각 2.28×10⁻²Ω·cm, 2.57×10⁻²Ω·cm로 증가하는 PTCR특성을 나타내고 있으며 저항온도계수는 1.645×10⁻³/℃, 2.64×10⁻²/℃로 나타나고 있다.

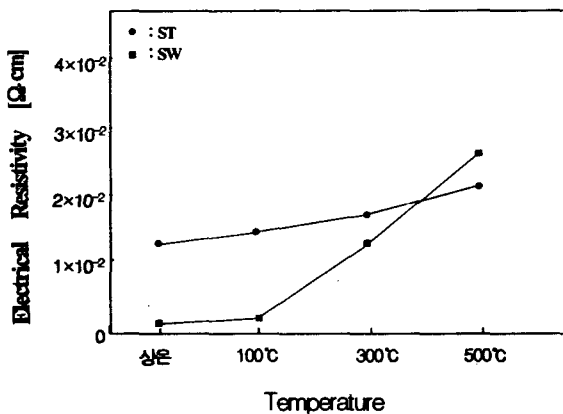


그림 9 ST와 SW복합체의 전기저항률의 온도 의존성
Fig. 9 Dependence temperature on the electrical resistivity of ST and SW composites

4. 결 론

SiC 61vol.%에 천이금속 TiB₂, WC를 39Vol.% 혼합하고, 이 혼합물에 12wt% Al₂O₃+Y₂O₃ 첨가하여 1800℃에서 4시간 무가압 열처리로 소결한 복합체의 특성은 다음과 같다.

1) SiC와 천이금속 물질간의 반응은 나타나지 않고, 천이금속 TiB₂, WC 물질이 2차상으로 존재하면서 SiC-WC복합체에서 약 96.2%의 상대밀도를 나타내는 치밀한 소결체를 얻었다.

2) SiC-WC 복합체의 기계적 강도는 각각 격입강도는 310.19MPa, 경도는 13.34GPa, 파괴인성은 5.53MPa·m^{1/2}으로 SiC-TiB₂보다 약 2배 이상의 값을 나타내고 있다.

3) 전기 저항률은 SiC-WC복합체가 낮은 온도 즉 300℃ 이하에서는 SiC-TiB₂복합체보다 낮게 나타나지만, 500℃에서는 더 증가하는 현상을 나타내고 있으며 복합체 모두가 PTCR 특성을 보여주고 있다

이러한 특성들을 고려해볼 때 천이금속인 TiB₂와 WC 모두 SiC계 세라믹 발열체에 응용 가능하지만, WC를 첨가했을 때 기계적 강도가 높게 나타나고 있는 현상을 볼 수 있다. 그러나, SiC계 세라믹 발열체 개발에 있어서 중요한 부분인 낮은 저항 온도계수를 고려한다고 볼 때 TiB₂도 그 응용성이 크다고 볼 수 있다. 천이금속에 따라 기계적 특성을 변화시킬 수 있으며, 그에 따른 전기저항률을 조절하면 다양한 SiC계 세라믹 발열체의 개발에 상압소결 가능성을 보여주고 있다.

감사의 글

본 연구는 2004년도 원광대학교 교비연구비에 의해 지원됨.

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] N.P. Padture "In Situ-Toughened Silicon Carbide" J. Am. Ceram. Soc., 77[2], pp. 519-523, 1994
- [4] Yong-Deok Shin, Jin-Young Ju, Kwang-soo Choi, Sang-soo Oh, Je-Ho Seo "Effect of Annealing Temperature on the Properties of β-SiC-TiB₂ Electroconductive Ceramic Composites by Spray Dry", Trans. KIEE, Vol. 52C, No. 8, pp. 335-341, 2003.
- [5] Do-Hyeong Kim and Chong Hee Kim, "Toughening Behavior of Silicon Carbide with Additions of Yttria and Alumina", J. Am. Ceram. Soc., Vol. 735, pp. 1431-34, 1990.
- [6] Seung Hyuk Yim, Yong Deok Shin and Joon Tae Song, "The Properties of β-SiC-TiB₂ Electroconductive Ceramic Composites Densified by Liquid-

Phase Sintering”, Trans. KIEE, Vol. 49, No. 9, pp. 510-515, 2000.

[7] 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.

[8] Jie Zhang, Joong-Chai Jung, Jong-Hyeon Lee and Chang-Whan Won “Synthesis of WC Powder by Process” J. Kor. INST.Met. & Mater. Vol.38, No.5, 2000.

[9] L. J. Van der Paw “A Method of Measuring Specific Resistivity and Hall Effect of Discs of Arbitrary Shapes” Philips Res. Repts Vlo.13, NO.1, pp.1-9, 1958.

[10] A.G. Evans and T.R. Wilshaw “Quasi-Static Solid Particle Damage in Brittle Solids-1. Observation Analysis and Implication” Axta Matallurgica. Vol. 24, pp 939-956, 1976.

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

[12] A. R. Kieffer, P. Etmayer, E. Angel and A. Schmidt, “Phase Stability of SiC in the Ternary System Si-C-N” Mater. Res. Bull., Vol. 4, pp. S153-S166, 1969.

[13] N. W. Jepps and T. F. Page, “The 6H \rightarrow 3C ‘Reverse’ Transformation in Silicon Carbide Compacts” J. Am. Ceram. Soc., Vol.64, No.12, pp. c-177-c-178, 1981.

[14] Servet Turan and Kevin M. Knowles, “ $\alpha\rightarrow\beta$ Reverse Phase Transformation in Silicon Carbide in Silicon Nitride-Particulate-Reinforced-Silicon Carbide Composites” J. Am. Ceram. Soc., Vol. 79, No. 11, pp 2892-96, 1996.

[15] Jin-Young Ju. Yong-Deok Shin, “Phase Transformation and Mechanical Properties on Sintering Temperature of β -SiC Manufactured by Pressureless Sintering” roceedings of the KIEE Annual Summer Confonrence, Vol 2, No. 1, pp. 1433-1435, 2001.

[16] Jin-Young Ju. Yong-Deok Shin, Mi-Lim Park, Jong-Deok Lee, “Phase Trasformation and Mechanical Properties on Sintering Temperature of α -SiC Manufactured by Pressureless Sintering” Proceeding of the KIEEME Annual Summer Confonrence, pp. 431-434, 2001.

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

[18] Ken Takahashi, Ryutarou Jimbou, Yasuo Matsushita, Seiichi Yamada and Testsuo Kosugi “Properties of SiC Based Electro-Conductive Ceramic Composites” Yogyo-Kyokai-Shi, 93[3], pp123-129, 1985.

저 자 소 개

신 용 덕 (辛 龍 德)



1953년 11월 18일 생. 1983년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1983년~1988년 동대 연구 조교 및 강사. 1988년~1990년 계양전기(주) 중앙연구소 차장. 1991년 성균관대 대학원 전기공학과(공박). 1998년 PennState Univ. Visiting Professor. 현재 원광대 공대 전기전자 및 정보공학부 교수
Tel : 063-850-6736
Fax : 063-850-6736
E-mail : ydshin@wonkwang.ac.kr

오 상 수 (吳 祥 洙)



1976년 5월 9일 생. 2002년 원광대 공대 전기전자공학부(전기전공) 졸업. 2002년 8월~현재 동 대학원 전기공학과 석사과정
Tel : 063-850-6736, Fax : 063-850-6736
E-mail : nympe1052@nate.com

주 진 영 (朱 陳 榮)



1974년 5월 16일 생. 1997년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1999년 동 대학원 전기공학과 졸업(석사). 2002년 동 대학원 박사과정 수료. 2002년 1월~현재 한보 NISCO 기술연구소 연구5원
Tel : 031-719-9889
Fax : 031-715-6262
E-mail : nympe@shinbiro.com