

방전플라즈마 소결에 의한 자기 통전식 SiC계 세라믹 발열체 개발

논문

58-4-16

Development of Electroconductive SiC Ceramic Heater by Spark Plasma Sintering

신 용 덕* · 최 원 석** · 고 태 현*** · 이 정 훈*** · 주 진 영†
(Yong-Deok Shin · Won-Seok Choi · Tae-Hun Ko · Jung-Hoon Lee · Jin-Young Ju)

Abstract - The composites were fabricated by adding 0, 15, 30, 45[vol.%] ZrB₂ powders as a second phase to SiC matrix. The physical, mechanical and electrical properties of electroconductive SiC ceramic composites by spark plasma sintering (SPS) were investigated. Reactions between β -SiC and ZrB₂ were not observed in the XRD and the phase analysis of the electroconductive SiC ceramic composites. The relative density of mono β -SiC, β -SiC+15[vol.%]ZrB₂, β -SiC+30[vol.%]ZrB₂ and β -SiC+45[vol.%]ZrB₂ composites are respectively 99.24[%], 87.53[%], 96.41[%] and 98.11[%]. Phase analysis of the electroconductive SiC ceramic composites by XRD revealed mostly of β -SiC, ZrB₂ and weakly of ZrO₂ phase. The flexural strength showed the lowest of 114.44[MPa] for β -SiC+15[vol.%] ZrB₂ powders and showed the highest of 210.75[MPa] for composite no added with ZrB₂ powders at room temperature. The trend of the mechanical properties of the electroconductive SiC ceramic composites is accorded with the trend of the relative density. The electrical resistivity of the electroconductive SiC ceramic composites decreased with increased ZrB₂ contents. The electrical resistivity of mono β -SiC, β -SiC+15[vol.%]ZrB₂, β -SiC+30[vol.%]ZrB₂ and β -SiC+45[vol.%]ZrB₂ composites are respectively 4.57×10^{-1} , 2.13×10^{-1} , 2.68×10^{-2} and $1.99 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$ at room temperature. The electrical resistivity of mono β -SiC and β -SiC+15[vol.%]ZrB₂ are negative temperature coefficient resistance (NTCR) in temperature ranges from 25[°C] to 100[°C]. The electrical resistivity of β -SiC+30[vol.%]ZrB₂ and β -SiC+45[vol.%]ZrB₂ are positive temperature coefficient resistance (PTCR) in temperature ranges from 25[°C] to 100[°C]. It is convinced that β -SiC+30[vol.%]ZrB₂ composites by SPS for heater or ignitors can be applied.

Key Words : Spark Plasma Sintering (SPS), Negative Temperature Coefficient (NTCR), Positive Temperature Coefficient (PTCR), Heater, Ignitor

1. 서 론

2,800[°C]의 고융점을 지닌 SiC는 열화학적으로 안정한 IV-IV화합물 반도체로 열전도성, 열충격저항성, 강도와 내산화성이 우수하지만[1], 강한 공유결합으로 인한 낮은 확산률때문에 소결 원조제 없이 소결밀도를 얻을 수 없고, 1,000[°C]이하에서는 전기저항률이 負(-)저항온도계수이기 때문에 온도 상승과 함께 전류를 억제할 수가 없어 과열이 발생한다[2].

천이 금속의 붕화물인 ZrB₂는 일반적으로 3,200[°C]의 고융점, 높은 경도, 금속적인 도전성과 주조된 철과 slag에 뛰어난 부식저항을 지녔지만, 고온의 도전체로 사용할 경우 강도 및 내산화성 등의 부족점이 문제가 된다[3]. 따라서 SiC와 ZrB₂를 복합화합으로써 도전성, 내산화성, 기계적 강

도 등 저온 및 고온용 도전체료로써 필요한 특성을 지닌 SiC-ZrB₂계의 복합체를 개발할 수 있다[4-7].

SiC 세라믹은 일반적으로 고상 소결방식을 통하여 약 1,950~2,100[°C]에서 고온 가압 소결방식으로 제조되고 있으며, 높은 소결 온도를 낮추기 위해 액상 소결 제조 방법이 도입되고 있다[8]. 방전플라즈마소결법인 SPS(Spark Plasma Sintering)는 고온가압 소결법인 HP(Hot Pressing)에 비해 분체입자의 표면이 청정화로 인해 활성화가 쉽게 일어나고, 고속물질이동(확산), 고효율 가열 및 소성변형의 촉진, 고밀도 에너지의 공급 등으로 저온, 단시간에 고품위 소결체를 얻을 수 있다. 금속 및 세라믹과 같은 다양한 소재의 소결체에 대해서도 광범위한 온도 및 압력 범위에서의 소결이 가능하며, 입자 성장이 일어나지 않는 소결미세구조의 제어가 용이하다[9].

본 연구에서는 β -SiC+ZrB₂ 세라믹 복합체를 제조하기 위해 고온가압소결의 1,950~2,100[°C]보다 450~600[°C] 낮은 온도인 1,500[°C]에서의 급속소결과 높은 치밀화 소결체를 얻기 위해 SPS법을 이용하였다. SPS법을 이용한 β -SiC+ZrB₂계 세라믹 복합체의 기계적 및 전기적 특성분석을 위해 XRD, 상대밀도, SEM, EDS, 전기 저항률을 조사하였다. 이를 바탕으로 β -SiC+ZrB₂계 복합체가 에너지 절약형 세라믹 히터 개발·응용이 가능한지 진단하였다.

* 시니어 회원 : 원광대학 전기공학과 교수·공박

** 정 회원 : 한밭대학 전기공학과 교수·공박

** 준 회원 : 원광대학 전기공학과 석사과정

† 교신저자, 정회원 : 원광대학 전기공학과 교수·공박

E-mail : nympe1052@nate.com

접수일자 : 2009년 1월 12일

최종완료 : 2009년 2월 16일

2. 실험과정

2.1 시편제조

본 실험에서 사용된 β -SiC와 ZrB_2 는 독일의 H. C. Starck Inc, 사의 등급 BF12와 등급 B 제품이다. 출발원료인 β -SiC와 ZrB_2 의 첨가 비율은 각각 100 : 0, 85 : 15, 70 : 30, 55 : 45[vol.%]로 혼합했으며, 이는 각각 SZ00, SZ15, SZ30, SZ45로 명명한다. 이렇게 준비된 시료는 증류수로 polyurethane 용기에서 SiC 볼(10 Φ , 20 Φ), 1 : 5 비율을 사용하여 24시간 동안 planetary 볼 밀링을 시킨 후 100[$^{\circ}C$]에서 12시간 동안 잘 건조시키고 건조된 시료는 60mesh 망체로 체가름을 하였다.

2.2 물성측정

β -SiC+ ZrB_2 의 세라믹 복합체의 이론밀도는 혼합법칙에 의해서 구해졌고, 상대밀도는 증류수를 이용한 Archimedes 법으로 측정하였다. 소결시편의 상분석은 XRD(D-Max 220V Rigaku, Japan)을 이용하여 분석하였고, 미세구조는 각시편의 꺾임강도 측정이 끝난 시편의 파단면을 SEM(XL30S Phillips, U.S.A)을 이용하여 관찰하였다. 꺾임강도는 3점 곡강도(ASTM F394-78)를 각 시편당 5회 측정하였다. 전기저항률은 25[$^{\circ}C$]에서 100[$^{\circ}C$]까지 2단자법으로 각 시편당 300회 측정하여 전기저항률을 계산 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 상대밀도

상대밀도는 β -SiC+ ZrB_2 의 4종류 복합체를 취하여 시편당 각 10회 측정하여 평균, 최대 및 최소값을 구하였다. 그림 1에서 나타난 바와 같이 SZ00, SZ15, SZ30, SZ45시편의 상대밀도는 각각 99.24, 87.53, 96.41, 98.11[%]로 나타나는데, ZrB_2 가 0, 15, 30, 45[vol.%]로 증가할수록 기공률은 0.76 \rightarrow 12.47 \rightarrow 3.59 \rightarrow 1.89[%]로 변화하면서, SZ00일 때 가장 높게 나타나고, SZ15일 때 가장 낮게 나타나고 있다.

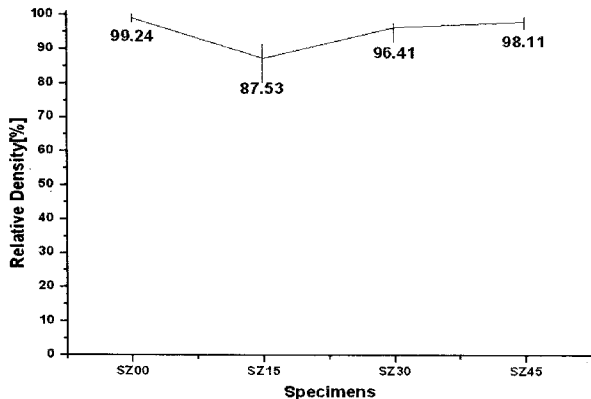


그림 1 β -SiC+ ZrB_2 복합체의 상대밀도
Fig. 1 Relative density of the β -SiC+ ZrB_2 composites

표 1은 소결 전·후 시편의 질량 및 체적 변화율을 나타낸 것이다. SiO₂는 SiC에 항상 포함 되어있기 때문에 방전에

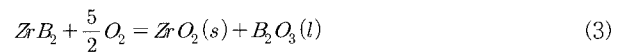
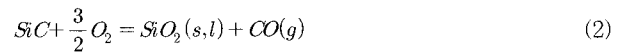
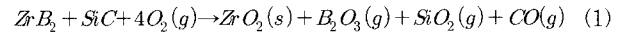
의한 소결과 반응식 (1)[10]과 (2)[11]에 의하여 표면에 비결정질 유리상이 생성되어 산화의 억제효과가 가장 크게 나타나 SiC 단일상일 경우 상대밀도가 가장 높게 나타난 것으로 사료된다.

표 1 소결 전·후 시편의 질량 및 체적 변화율

Table 1 Mass and volume variation of before and after sintering

종류	소결 전 질량[g]	소결 후 질량[g]	질량변화율 [%]
SZ00	2.8425	2.993	▲ 5.2946
SZ15	3.2227	3.693	▲ 14.590
SZ30	3.6028	3.568	▼ 0.9659
SZ45	3.9829	3.956	▼ 0.6754
종류	소결 전 이론 체적[cm ³]	소결 후 체적[cm ³]	체적변화율 [%]
SZ00	0.8836	1.0232	▲ 15.80
SZ15	0.8836	1.3570	▲ 53.58
SZ30	0.8836	0.9872	▲ 11.72
SZ45	0.8836	0.9960	▲ 12.72

반응식(1)[10]에 의하여 SZ15는 질량 변화율이 14.590[%]로 크게 증가 되면서 체적변화율도 53.58[%]로 가장 높게 증가된바 상대밀도가 가장 낮은 것으로 사료된다. SiC+ ZrB_2 는 산소와 반응하여 $ZrO_2(s)$, $SiO_2(s,l)$, $B_2O_3(l,g)$, $SiO(g)$, $CO(g)$, $CO_2(g)$ 의 일부 또는 전체가 반응식 (1)~(5)에 의하여 나타난다[10-11].



위와 같이, condensed와 vapor species가 형성되기 때문에 편의상 질량변화 측정의 정확한 반응속도를 제시하기는 어렵다. 즉, 질량 이득과 손실이 동시에 일어나기 때문이다 [10]. SZ45의 상대밀도가 SZ30보다 높은 이유는 SZ45에 대한 SZ30의 질량변화율이 SZ45에 대한 SZ30의 체적변화율 보다 더 심하게 나타나기 때문이다. SZ30의 질량변화율 0.9659[%]이 SZ45의 질량변화율 0.6754[%]보다 높은 이유는 반응식 (2)~(5)에 의하여 ZrO_2 상의 condensed와 vapor species의 형성 및 B_2O_3 와 SiO_2 생성이 SZ45보다 우선되었기 때문이라고 사료된다.

표 2에 나타난 바와 같이 SZ45의 Si 37.42[atom.%]가 SZ30의 Si 23.03[atom.%]보다 더 많이 나타나고 있는데, 이는 반응식 (2)~(5)에 의한 ZrO_2 상의 condensed와 vapor species의 형성보다는 SiO_2 와 B_2O_3 성분인 봉규산염 유리상 층이 시편외부에 형성되어 산화를 막아 주는 역할을 하는 것으로 사료된다. 또한 SZ15의 C 34.97[atom.%]가 SZ30의 C 43.39[atom.%]보다 더 적게 나타나고 있는데, 이는 반응식

(1)~(5)에 의한 vapor species CO(g) 형성이 두드러지게 나타나는 것으로 사료된다.

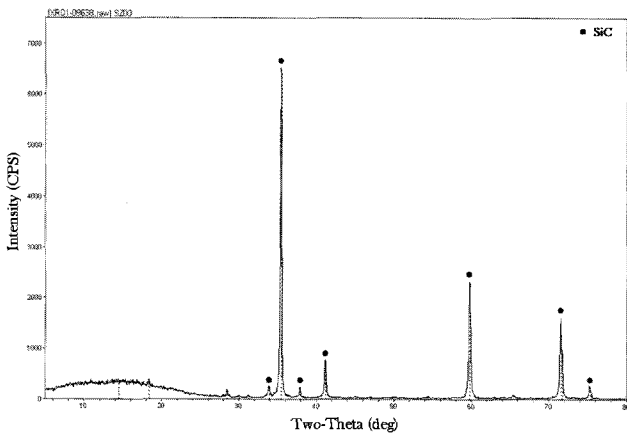
표 2 β-SiC+ZrB₂ 복합체의 EDS 분석

Table 2 EDS analysis of the β-SiC+ZrB₂ composites

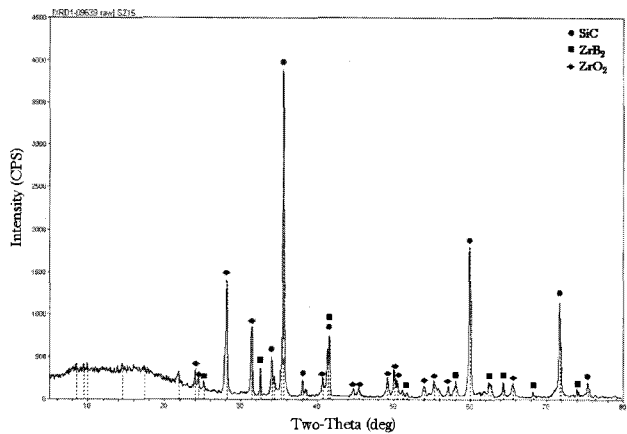
Specimen atom	SZ00	SZ15	SZ30	SZ45	Remarks
Si	56.80	37.08	23.03	37.42	atom%
Zr	0.00	2.91	4.79	13.56	
B	0.00	14.31	19.62	25.43	
C	24.34	34.97	43.39	19.17	
O	18.87	10.74	9.17	4.42	
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	

3.2 상분석 및 미세구조

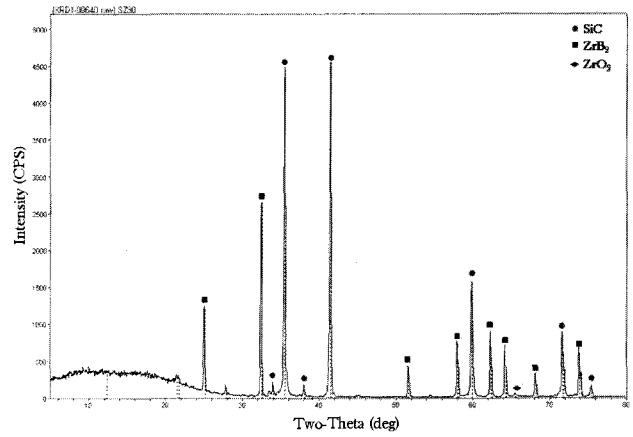
그림 2는 β-SiC+ZrB₂의 복합체 XRD[D-Max 220V Rigaku, Japan]분석 결과이다. 단일상 SZ00에서는 SiC의 peak 뿐이지만, β-SiC+ZrB₂의 복합체 SZ15, SZ30, SZ45의 XRD 분석 결과 SZ15에서 ZrO₂ peak가 가장 많이 나타나고, SZ45에서는 나타나지 않는다.



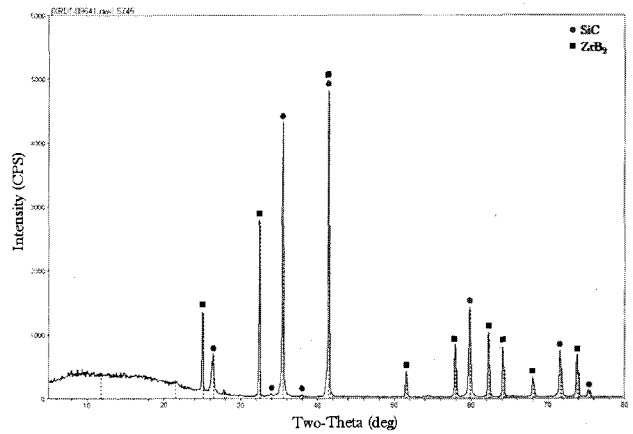
(a) SZ00



(b) SZ15



(c) SZ30



(d) SZ45

그림 2 β-SiC+ZrB₂ 복합체의 XRD

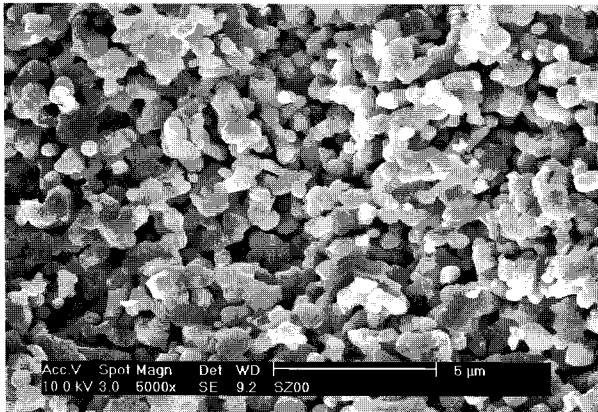
Fig. 2 X-ray diffraction analysis of the β-SiC+ZrB₂ composites

이는 반응식 (2)~(5)에 의한 ZrO₂상의 condensed와 vapor species의 형성보다는 붕규산염 유리상 생성이 SZ45에서 SZ30보다 우선되었기 때문이다. 반응식 (2)~(5)에 의하여 ZrO₂ condensed와 vapor species가 SZ15에서 가장 많이 형성되어 상대밀도가 가장 낮게 나타나는데, 그림 2의 XRD에 나타난 바와 같이 SZ15에서 ZrO₂상이 가장 많이 나타나고 있는 것으로도 보완하여 설명할 수 있다.

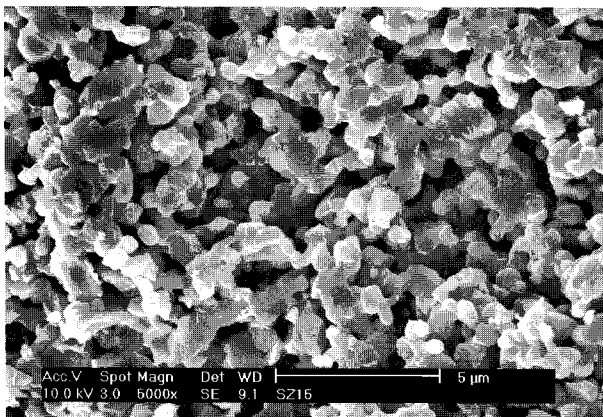
표 2은 β-SiC+ZrB₂의 복합체의 EDS[Qunatax 200 Bruker, Japan] 분석이다. SZ30과 SZ45의 경우 EDS[Qunatax 200 Bruker, Japan] 분석에서 보게 되면, SZ45가 SZ30보다 ZrB₂가 15[vol.%] 더 많기 때문에 이론상 Si성분은 감소해야 되는데 SZ30보다 SZ45가 14.39[atom.%] 더 많음을 알 수 있었다.

또한 SZ45의 Si 37.42[atom.%]가 SZ30의 Si 23.03[atom.%]보다 더 많이 나타나고 있는데, 이는 반응식 (2)~(5)에 의한 ZrO₂상의 condensed와 vapor species의 형성보다는 SiO₂와 B₂O₃성분인 붕규산염 유리상 층이 시편외부에 형성되어 산화를 막아 주는 역할을 하는 것으로 사료되고, SZ15의 C 34.97[atom.%]가 SZ30의 C 43.39[atom.%]보다 더 적게 나타나고 있는데, 이는 반응식 (1)~(5)에 의한 vapor species CO(g) 형성이 두드러지게 나타나는 것으로 사료된다.

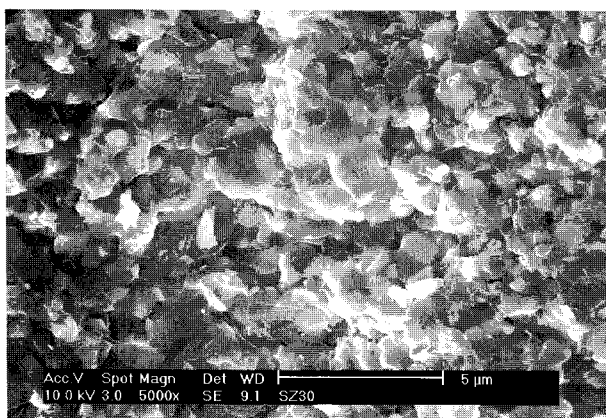
그림 3은 β -SiC+ZrB₂의 복합체의 SEM[XL30S Phillips, U.S.A]사진으로 3점 곡강도 시험 후 파단면 시편의 미세구조를 관찰하였는데, SZ15의 기공이 12.47[%]로 가장 높게 나타나는 것을 관찰할 수 있다.



(a) SZ00



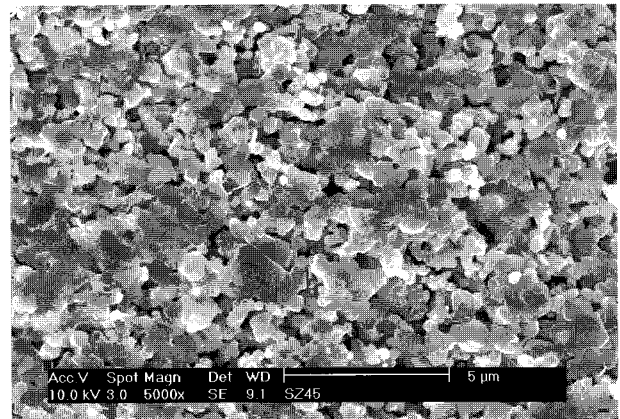
(b) SZ15



(c) SZ30

3.3 기계적 특성

그림 4에 나타난 바와 같이 실온에서 꺾임강도 114.44~210.75[MPa]은 기공 없는 각각의 단일상 SiC, ZrB₂의 350~500[MPa], 200~359[MPa]보다는 낮게 나타나고 있다



(d) SZ45

그림 3 β -SiC+ZrB₂ 복합체의 파단면 SEM

Fig. 3 SEM micrographs of the fracture surface of the β -SiC+ZrB₂ composites

[12-15]. 꺾임강도는 열처리에 밀접한 grain 성장과 관계가 있고 문헌에서[16-18] 보고된 바와 같이 annealing을 통하여 phase-sh

-aped로 미세구조가 거칠어지면 파괴인성은 증가하지만 꺾임강도는 낮아진다. 제 2차상의 성분과 적절한 annealing이 이루어지면 미세구조가 보다 단단해 보이면서 꺾임강도가 낮아지는 것을 억제 할 수가 있다.

그림 4는 각 시편당 5회씩 3점 곡강도 시험법(ASTM F394-78)으로 실온에서 측정하여 꺾임강도 평균값을 나타낸 것인데, 단일상 SZ00에서는 210.75[MPa]이고 β -SiC+ZrB₂의 복합체의 SZ15는 114.44[MPa], SZ30는 170.86[MPa], SZ45는 174.46[MPa]로 SZ15일 때 가장 낮게 나타난다. 이는 소결과정 중 SiC+ZrB₂는 산소와 반응하여 식 (1)에 의하여 ZrO₂(s), SiO₂(s,l), B₂O₃(l,g), SiO(g), CO(g), CO₂(g)[10]가 생성되는데 휘발성 성분이 시편내부에서 기공으로 존재하는 양이 SZ15일 때 가장 높게 나타나고 있기 때문이다.

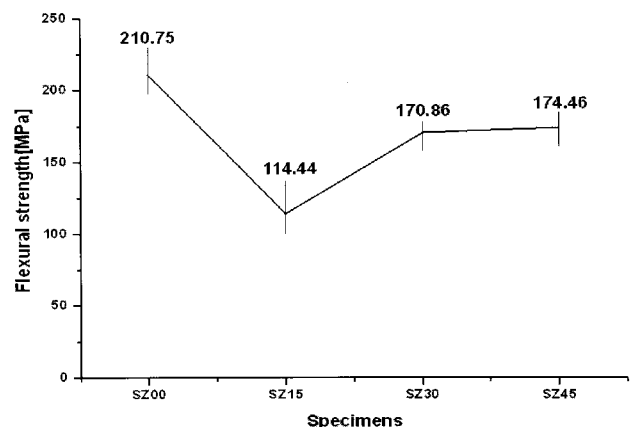


그림 4 β -SiC+ZrB₂ 복합체의 3점 곡강도

Fig. 4 Three-point flexural strength of the β -SiC+ZrB₂ composites

$\sigma_c = v_f \sigma_{SiC} + (1 - v_f) \sigma_{ZrB_2}$ 에 (v_f 는 SiC의 체적율) 의거한 기공이 없는 SiC+ZrB₂계 복합체의 SZ15의 꺾임강도 327.5~478.9[MPa]와 비교하더라도 값이 낮게 나타나는 것은 기공, 입계의 변형 등의 영향 때문이라고 사료된다. 기공이 없는 SiC+ZrB₂계 복합체의 SZ30과 SZ45의 꺾임강도 305~457.7[MPa]와 282.5~436.6[MPa] 비교하더라도 측정값이 낮게 나타나지만, ZrB₂ 첨가량이 증가할수록 높게 나타나는 경향이다. 이는 반응식 (2)~(5)에 의한 ZrO₂상의 condensed와 vapor species의 형성보다는 SiO₂와 B₂O₃성분인 붕규산염 유리상 층이 시편외부에 형성되어 산화를 억제하여 기공률이 12.47 → 3.59 → 1.89[%]로 낮아지기 때문이다. 이는 세라믹에서 꺾임강도는 $\sigma = \sigma_0 \exp(-k\alpha)$ (여기서 σ_0 는 어떠한 결함이 없는 재료의 꺾임강도이고, α 는 잔류 기공이며 k 는 상수)의 관계식을 갖는데 위 식과도 잘 일치함을 알 수 있다[19].

3.4 전기 저항률

SiC 단결정에서는 실온에서 전기 저항률이 약 0.13[Ω·cm]인데 거의 250[°C]까지는 NTCR(Negative Temperature Coefficient Resistance)특성으로 인하여 약 0.1[Ω·cm]까지 떨어졌다가 900[°C]에 도달하면 PTCR특성 때문에 다시 약 0.16[Ω·cm]로 증가한다. SiC 다결정체에서는 실온에서 전기 저항률이 0.1~0.13[Ω·cm]인데 거의 800[°C]까지는 NTCR 특성으로 인하여 실온 전기 저항률의 1/3값으로 떨어졌다가 그 이상의 온도부터는 서서히 전기 저항률이 증가되는 PTCR 특성이 나타난다.

이와 같은 차이는 SiC 단결정의 grain에 비하여 다결정체의 grain는 무척 작고 입계가 많기 때문이다. SiC 다결정체에서는 소결온도가 800[°C]까지 증가할수록 grain이 성장하게 되어 전기 저항률이 낮아지는 경향이 있기 때문이다[20]. SiC 다결정체의 전기전도 기구는 입계에서 발생하는 전위장벽을 지닌 band model로 설명이 되어 지는데 고온영역에서는 열적 여기에 의하여 전위장벽을 넘어가는 반면에 저온영역에서는 터널과 bulk 전도에 의하여 전위장벽을 통과한다고 문헌[20]에서 규명한 바 있다.

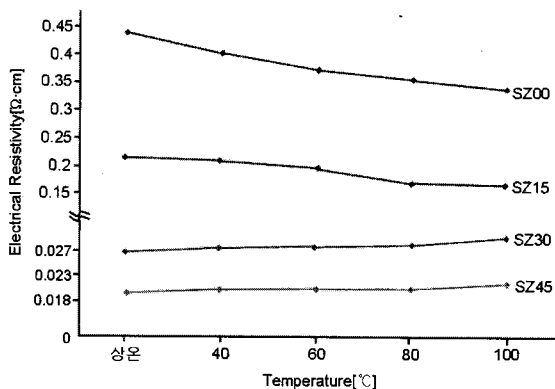


그림 5 β-SiC+ZrB₂ 복합체의 전기 저항률의 온도의존성
Fig. 5 Temperature dependence of electrical resistivity of the β-SiC+ZrB₂ composites

단일상 SZ00와 β-SiC에 ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 복합체 SZ15, SZ30, SZ45의 전기 저항률 측정은 2단계법을 이용하여 상온에서 100[°C]까지의 범위에서 10번씩 측정된 평균값을 그림 5에 나타내었다.

전기 저항률은 상온에서 단일상 SZ00는 4.57×10⁻¹[Ω·cm]으로 나타났고, ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 SZ15, SZ30, SZ45는 각각 2.13×10⁻¹, 2.68×10⁻², 1.99×10⁻²[Ω·cm]을 나타내었다. 100[°C]에서는 각각 2.94×10⁻¹, 1.03×10⁻¹, 2.83×10⁻², 2.04×10⁻²[Ω·cm]의 특성을 나타내었다. SZ00, SZ15, SZ30과 SZ45의 저항온도계수는 각각 -4.76×10⁻³[°C], -6.89×10⁻³[°C], 7.46×10⁻⁴[°C], 3.35×10⁻⁴[°C]로 나타내었다.

SZ15가 NTCR특성으로 나타나는 현상은 저항온도계수 -6.89×10⁻³[°C]값으로 확인되었지만 그림 5에서도 동일하게 나타나는 현상을 확인할 수 있다. 이는 천이금속 ZrB₂ grain의 chain formation이 부분적으로 형성되어 grain을 따라 흐르는 입계전류보다 SiC의 전기전도 기구가 주도하였기 때문이라고 사료된다

ZrB₂ 첨가량이 높은 SZ30과 SZ45는 PTCR(positive temperature coefficient resistance) 특성을 나타내는데, 이는 전기 저항률이 낮은 제 2차상인 ZrB₂ grain의 chain formation에 의해 전류가 지배적으로 흐르기 때문에 PTCR 특성이 나타나는 것을 보완 설명할 수 있다. SZ30의 상온의 전기 저항률 및 저항온도계수(상온~100[°C])가 SZ45에 비교하여 1.3배, 2.2배로 높게 나타나고 있다. 이러한 결과를 바탕으로 β-SiC+ZrB₂복합체를 세라믹 발열체로 응용하기 위해서는 PTCR특성을 나타내고, 전기 저항률과 저항온도계수가 다소 높은 SZ30의 복합체를 응용하는 것이 가장 적합한 것으로 사료된다.

4. 결 론

단일상 β-SiC와 β-SiC에 ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시켜 방진플라즈마소결(SPS)로 제조한 복합체의 특성은 다음과 같다.

1) 단일상 β-SiC와 ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 복합체의 기공은 0.76 → 12.47 → 3.59 → 1.89[%]이고, 단일상 β-SiC의 상대밀도가 99.24[%]로 가장 높고, β-SiC+15[vol.%]ZrB₂ 복합체의 상대밀도가 87.53[%]로 가장 낮게 나타나고 있다.

2) β-SiC와 ZrB₂의 반응은 나타나지 않고 단지 ZrB₂가 2차상으로 존재한다.

3) 단일상 β-SiC와 ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 복합체의 꺾임강도는 상대밀도의 경향과 동일하며, β-SiC+15[vol.%]ZrB₂복합체가 114.44[MPa]로 가장 낮고, 단일상 β-SiC가 210.76[MPa]로 가장 높게 나타난다.

4) 전기 저항률은 상온에서 단일상 β-SiC는 4.57×10⁻¹[Ω·cm], ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 복합체는 각각 2.13×10⁻¹, 2.68×10⁻², 1.99×10⁻²[Ω·cm]을 나타내었고, 100[°C]에서는 각각 2.94×10⁻¹, 1.03×10⁻¹, 2.83×10⁻², 2.04×10⁻²[Ω·cm]로 나타내었다.

5) 단일상 β-SiC와 ZrB₂를 15[vol.%]씩 증가시킨 복합체의 저항온도계수는 각각 -4.76×10⁻³[°C], -6.89×10⁻³[°C], 7.46×10⁻⁴[°C], 3.35×10⁻⁴[°C]로 나타내었다. 단일상 β-SiC와

β -SiC+15[vol.%]ZrB₂ 복합체는 NTCR특성이고, β -SiC+30[vol.%]ZrB₂와 β -SiC+45[vol.%]ZrB₂ 복합체는 PTCR특성이 나타난다.

SPS법을 이용하여 β -SiC-ZrB₂계 복합체의 에너지 절약형 세라믹 히터 개발을 위한 최적 조건은 가장 우수한 기계적 특성을 지니며, PTCR특성을 나타내고 전기 저항률과 저항온도계수가 다소 높은 β -SiC+30[vol.%]ZrB₂ 복합체를 응용하는 것이 가장 적합한 것으로 사료된다.

감사의 글

본 연구는 2009년도 원광대학교 교내 연구비에 의해 지원됨

참 고 문 헌

- [1] Patricia A. Hoffman, "Thermo Elastic Properties of Silicon Carbide-Titanium Diboride Particulate Composites" M. S Thesis, Pennsylvania State University, 1992.
- [2] Hideto Hashiguchi and Hisashi Kimugasa "Electrical Resistivity of α -SiC Ceramics Added with NiO" *J. Ceram. Soc. Japan*, 102[2], pp. 160-164, 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] Y. D. Shin, J. Y. Ju and C. Hwang, "The Properties of β -SiC-ZrB₂ Electroconductive Ceramic Composites with Al₂O₃+Y₂O₃ Contents" *Trans. KIEE*, Vol. 49C, No. 9, pp. 516-522, 2000.
- [5] Y. D. Shin and J. Y. Ju, "Effect of In Situ YAG on Microstructure and Properties of the Pressureless-Sintered SiC-ZrB₂ Electroconductive Ceramic Composites" *Trans. KIEE*, Vol. 55C, No. 11, pp. 505-513, 2006.
- [6] Y. D. Shin and J. Y. Ju, "Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of the Pressureless-Sintered SiC-ZrB₂ Electroconductive Ceramic Composites" *Trans. KIEE*, Vol. 55C, No. 9, pp. 434-441, 2006.
- [7] Y. D. Shin, J. Y. Ju and T. H. Ko, "Effects of Boride on Microstructure and Properties of the Electroconductive Ceramic Composites of Liquid-Sintered Silicon Carbide System" *Trans. KIEE*, Vol. 56C, No. 9, pp. 1602-1608, 2007.
- [8] Yong-Deok Shin and Jing-Young Ju, "Properties and Manufacture of the β -SiC-ZrB₂ Composites Densified by Liquid-Phase Sintering" *Trans. KIEE*, Vol. 48C, No.2 pp.93-97, 1998.
- [9] K. A. Khor, L. G. Yu, & S. H. Chan and X. J. Chen, "Densification of plasma sprayed YSZ electrolytes by spark plasma sintering (SPS)" *J. Am. Ceram. Soc.* 23 1855-1863, 2003.
- [10] Alireza Rezaie, William G. Fahrenholtz and Gregory E. Hilmas, "Oxidation of Zirconium Diboride-Silicon Carbide at 1500°C at a Low Partial Pressure of Oxygen" *J. Am. Ceram. Soc.*, 89[10], pp. 3240-3245, 2006.
- [11] F. Monteverde and A. Bellosi "Oxidation of ZrB₂-Based Ceramics in Dry Air" *Journal of The Electrochemical Society.*, 150[11], B552-B559, 2003.
- [12] Diletta. Sciti, Cesare. Melandri and Alida Bellosi, "Propertise of ZrB₂-Reinforced Ternary Composites", *Adanced Engineering Materials*, 6[9], pp. 775-781, 2004.
- [13] Cathleen Mroz, "Zirconium Diboride" *J. Am. Ceram. Soc., Bull.*, 74[6], pp.164-165, 1995.
- [14] F. Monteverde, A. Bellosi and S. Guicciardi, "Processing and Properties of Zirconium Diboride-based Composites", *Journal of the European Ceramic Society*, 22. pp.279-288, 2002.
- [15] J. B. Hurst and S. Dutta, "Simple Processing Method for High-strength Silicon Carbide", *J. Am. Ceram. Soc.*, 70[11]. pp. C303-308, 1987.
- [16] M. Nader, F. Aldinger and M. J. Hoffmann, "Influence of the α/β Phase Transformation on Microstructural Development and Mechanical Properties of Liquid Phase Sintered Silicon Carbide", *J. Mat. Sci.*, 34. pp. 1197-1204, 1999.
- [17] Y. W. Kim, M. Mitomo, H. Emoto, J. G. Lee, "Effect of Initial α -Phase Content on Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Silicon Carbide", *J. Am. Ceram. Soc.*, 81[12], pp.3136-3140, 1998.
- [18] Y. W. Kim, M. Mitomo and H. Hirotsuru, "Microstructure Development of Silicon Carbide Containing Large Seed Grains", *J. Am. Ceram. Soc.*, 80[1], pp. 99-105, 1997.
- [19] Weimin Wang, Zhengyi Fu, Hao Wang and Runzhang Yuan, "Influence of Hot Pressing Sintering Temperature and Time on Microstructure and Mechanical Properties of TiB₂ Ceramics", *Journal of the European Ceramic Society*, 22. pp. 1045-1049, 2002.
- [20] Akira Kondo, "Electrical Conduction Mechanism in Recrystallized SiC", *Journal of the Ceramic Society of Japan. Int. Edition*, Vol. 100, pp.1204-1208, 1993.

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, 2005년 Pennsylvania State Univ.

Visiting Professor. 현재 원광대 공대 전기전자 및 정보공학부 교수

Tel : 063-850-6736

Fax : 063-850-6736

E-mail : ydshin@wonkwang.ac.kr



이 정 훈 (李 政 勳)

1983년 8월 20일 생. 2008년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 현재 원광대학교 전기공학과 석사과정

Tel : 063-850-6736

Fax : 063-850-6736

E-mail : ljh0820@hanmail.net



최 원 석 (崔 源 錫)

1972년 10월 11일 생. 1998년 성균관대 공대 전기공학과 졸업. 2001년 성균관대 대학원 전기전자 및 컴퓨터공학과 공학석사. 2003년~2004년 성균관대 정보통신공학부 BK연구조교. 2006년~2007년 성균관대 플라즈마 응용 표면기술 연구센터.

2006년 성균관대 대학원 전기공학과(공박). 2007년 성균관대 정보통신공학부 연구교수 현재 한밭대 전기전자제어공학부 교수

Tel : 042-821-1754

Fax : 042-821-1754

E-mail : wschoi@hanbat.ac.kr



주 진 영 (朱 陣 榮)

1974년 5월 16일 생. 1997년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1999년 원광대 대학원 전기공학과(공석). 2002년~2006년 4월 한보 NISCO 기술연구소. 2009년 원광대 대학원 전기공학과(공박). 현재 발산공업연구소 및 원광대학교 겸임교수

Tel : 063-850-6736

Fax : 063-850-6736

E-mail : nympe1052@nate.com



고 태 헌 (高 台 憲)

1980년 9월 14일 생. 2007년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 2009년 원광대 대학원 전기공학과(공석). 현재 (주)폴리코 파워 시스템 연구소.

Tel : 031-671-7700

Fax : 031-671-9713

E-mail : royeer@policopower.co.kr