

## Properties of SiC-ZrB<sub>2</sub> Electroconductive Ceramic Composites by Spark Plasma Sintering

주진영\* · 이희승\*\* · 조성만\*\*\* · 이정훈§ · 김철호§ · 박진형§§ · 신용덕†  
(Jin-Young Ju · Hui-Seung Lee · Sung-Man Jo · Jung-Hoon Lee · Cheol-Ho Kim ·  
Jin-Hyoung Park · Yong-Deok Shin)

**Abstract** - The composites were fabricated by adding 0, 15, 20, 25[vol.%] Zirconium Diboride(hereafter, ZrB<sub>2</sub>) powders as a second phase to Silicon Carbide(hereafter, SiC) matrix. The physical, mechanical and electrical properties of electroconductive SiC ceramic composites by Spark Plasma Sintering(hereafter, SPS) were examined. Reactions between  $\beta$ -SiC and ZrB<sub>2</sub> were not observed in the XRD analysis. The relative density of mono SiC, SiC+15[vol.%]ZrB<sub>2</sub>, SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> and SiC+25[vol.%]ZrB<sub>2</sub> composites are 90.93[%], 74.62[%], 74.99[%] and 72.61[%], respectively. The XRD phase analysis of the electroconductive SiC ceramic composites reveals high of SiC and ZrB<sub>2</sub> and low of ZrO<sub>2</sub> phase. The lowest flexural strength, 108.79[MPa], shown in SiC+15[vol.%] ZrB<sub>2</sub> composite and the highest - 220.15[MPa] - in SiC+20[vol.%] ZrB<sub>2</sub> composite at room temperature. The trend of the mechanical properties of the electroconductive SiC ceramic composites moves in accord with that of the relative density. The electrical resistivities of mono SiC, SiC+15[vol.%]ZrB<sub>2</sub>, SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> and SiC+25[vol.%]ZrB<sub>2</sub> composites are  $4.57 \times 10^{-1}$ ,  $2.13 \times 10^{-1}$ ,  $1.53 \times 10^{-1}$  and  $6.37 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$  at room temperature, respectively. The electrical resistivity of mono SiC, SiC+15[vol.%]ZrB<sub>2</sub>, SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> and SiC+25[vol.%]ZrB<sub>2</sub> are Negative Temperature Coefficient Resistance(hereafter, NTCR) in temperature ranges from 25[°C] to 100[°C]. The declination of V-I characteristics of SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> composite is  $3.72 \times 10^{-1}$ . It is convinced that SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> composite by SPS can be applied for heater or electrode above 1000[°C]

**Key Words** : Spark Plasma Sintering(SPS), Negative Temperature Coefficient(NTCR), Heater, Electrode, V-I characteristic

### 1. 서 론

2,800[°C]의 고용점을 지닌 SiC는 열화학적으로 안정한 IV-IV화합물 반도체로 약  $4.36 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 의 낮은 열팽창계수(20~1000°C), 열전도성, 열충격저항성, 강도와 내산화성이 우수하지만[1], 강한 공유결합으로 인한 낮은 확산률 때문에 소결 원조제 없이 소결의 치밀화가 어렵고, 1,000[°C]이하에서는 전기저항률이  $\beta$ (-)저항온도계수로 온도 상승과 함께 전류를 억제할 수가 없어 과열이 발생한다[2].

천이 금속의 붕화물인 ZrB<sub>2</sub>는 일반적으로 3,200[°C]의 고용점, 높은 경도, 금속적인 도전성과 구조된 철과 slag에 뛰어난 부식저항을 지녔지만, 1000[°C]이상의 고온의 도전재료로 사용할 경우 강도 및 내산화성 등의 부족점이 문제가 된

다[3]. 따라서 SiC와 ZrB<sub>2</sub>를 복합화함으로써 도전성, 내산화성, 기계적 강도 등 저온 및 고온용 도전재료와 전극(electrode)소재로써 필요한 특성을 지닌 SiC-ZrB<sub>2</sub>의 복합체를 개발할 수 있다[4-6].

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 방법도 도입되고 있다[7]. 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 온도와 압력 범위에서의 소결이 가능하며, 입자 성장이 일어나지 않는 소결미세구조의 제어가 용이하다. SPS는 고온가압소결방식과 유사하지만 상하 전극에 전계가 인가되고 분말에 직접적인 가열로 소결되는 것이 차이점이다. 그러나 SPS에 관한 많은 실험 결과의 문헌에 의하면 소결체의 밀도 요인은 아직도 불분명하고 체계적인 조사에 한계점을 나타내고 있다.[8-11]

본 연구에서는 SiC-ZrB<sub>2</sub>의 세라믹 복합체를 제조하기 위해서 고온가압소결의 1,950~2,100[°C]보다 450~600[°C] 낮은 온도인 1,500[°C]에서의 금속소결과 높은 치밀화 소결체

\* 정 회 원 : 원광대 전기·정보통신공학부 겸임교수

\*\* 정 회 원 : 군장대 전기전자과 조교수

\*\*\* 정 회 원 : 전기안전공사 전북지역본부 부장

§ 준 회 원 : 원광대 대학원 전기공학과 석사과정

§§ 정 회 원 : 원광대 대학원 전기공학과 박사과정

† 교신저자, 시니어회원 : 원광대학교 전기·정보통신공학부 교수

E-mail : ydshin@wonkwang.ac.kr

접수일자 : 2009년 7월 10일

최종완료 : 2009년 8월 12일

를 얻기 위해 SPS법을 이용하였다. SPS법을 이용한 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 물성, 기계적 및 전기적 특성분석을 위해 XRD, 상대밀도, SEM, EDS, V-I 특성, 꺾임강도, 전기저항률을 조사하였다. 이를 바탕으로 SiC-ZrB<sub>2</sub>의 복합체가 에너지 절약형 세라믹 히터 개발 또는 전극 재료로 응용이 가능한지 진단하였다.

## 2. 실험과정

### 2.1 시편제조

본 실험에서 사용된 β-SiC와 ZrB<sub>2</sub>는 독일의 H. C. Starck Inc, 사의 등급 BF12와 등급 B 제품이다. 출발원료인 β-SiC와 ZrB<sub>2</sub>의 첨가 비율은 각각 100 : 0, 85 : 15, 80 : 20, 75 : 25[vol.%]로 혼합했으며, 이는 각각 SZ00, SZ15, SZ20, SZ25로 명명한다. 이렇게 준비된 시료는 증류수로 polyurethane 용기에서 SiC 볼(10Φ, 20Φ), 1 : 5 비율을 사용하여 24시간 동안 planetary 볼 밀링을 시킨 후 100[°C]에서 12시간 동안 잘 건조시키고 건조된 시료는 60mesh로 체가름을 하였다.

### 2.2 SPS 제조

Graphite foil로 둘러싼 내경 15mmΦ의 graphite die에 건조된 분말을 넣은 후 Dr. Sinter SPS-515S 장치(Sumitomo Coal Mining Co. Ltd., Tokyo, Japan)을 사용하여 1500°C, 10Pa 진공, 30MPa,의 일축 가압상태에서 소결하였다. 소결 조건은 (i) 상온에서 최종 소결 온도까지 100°C/min의 승온 속도로 가열한 뒤 5분간 유지하였다. (ii) 압력은 시작부터 30Mpa로 유지 하였다. (iii) on/off pulse type은 12:2이고, 소결이 끝난 후 압력을 풀어주고, 전류를 차단하였다. SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 시편 크기는 직경 15mm, 두께 5mm이다.

### 2.3 물성측정

SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 이론밀도는 혼합법칙에 의해서 구해졌고, 상대밀도는 증류수를 이용한 Archimedes법으로 시편당 10회 측정하였다. 소결시편의 상분석은 XRD(D-Max 2200V, Rigaku, Japan)을 이용하여 분석하였고, 미세구조는 각 시편의 꺾임강도 측정이 끝난 시편의 파단면을 SEM(XL30S Phillips, U.S.A)을 이용하여 관찰하였으며 원소 분석은 SEM에 부착되어 있는 EDS(Bruker Quantax 200, U.S.A)로 분석하였다. 꺾임강도는 3점 곡강도(ASTM F394-78)를 각 시편당 5회 측정하였다. 전기저항률은 25[°C]에서 100[°C]까지 선반가공한 시편으로 3단자법을 이용하여 각 시편 당 250회 측정하여 전기저항률을 계산하였고, V-I 특성을 나타내었다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 상대밀도

그림 1에 나타난 바와 같이 SZ00, SZ15, SZ20, SZ25시편의 상대밀도는 각각 90.93, 74.62, 74.99, 72.61[%]로 나타나는데, ZrB<sub>2</sub>가 0, 15, 20, 25[vol.%]로 증가할수록 기공률은 9.07 → 25.38 → 25.01 → 27.39[%]와 같이 나타나고 있다.

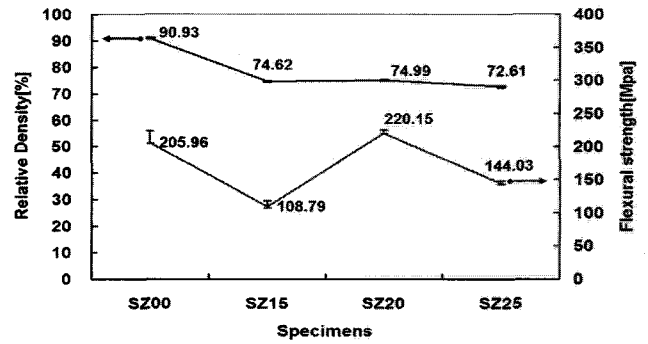


그림 1 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 상대밀도와 3점 곡강도

Fig. 1 Relative density and three-point flexural strength of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

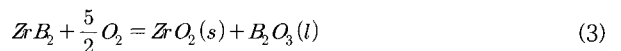
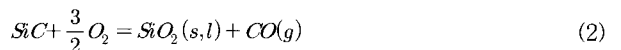
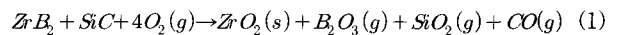
SiO<sub>2</sub>는 SiC에 항상 포함 되어있기 때문에 방전에 의한 소결과 반응식 (1)[12]과 (2)[13]에 의하여 표면에 비결정질 유리상이 생성되어 산화의 억제효과가 가장 크게 나타나 SiC 단일상일 경우 상대밀도가 가장 높게 나타난 것으로 사료된다.

표 1 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 질량과 체적 변화

Table 1 weight and volume variation of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

Specime n	weight before sintering[g]	weight after sintering[g]	weight variation[%]
SZ00	2.8425	2.993	▲ 5.2946
SZ15	3.2227	3.693	▲ 14.5934
SZ20	3.3494	3.323	▼ 0.7882
SZ25	3.4761	3.411	▼ 1.8728
Specime n	volume before sintering[cm <sup>3</sup> ]	volume after sintering[cm <sup>3</sup> ]	volume variation[%]
SZ00	0.8836	1.0232	▲ 15.80
SZ15	0.8836	1.3570	▲ 53.58
SZ20	0.8836	1.1691	▲ 32.31
SZ25	0.8836	1.1942	▲ 35.15

표 1의 실험결과 값을 이용한 SZ00, SZ15, SZ20, SZ25의 밀도변화율은 각각 9.98, 34.02, 33.36, 37.73[%]이다. SZ25의 밀도변화율이 37.73[%]로 가장 크게 나타나기 때문에 상대밀도가 가장 낮다. 또한 질량 변화율이 1.8728[%]로 감소하면서 체적변화율이 35.15[%]로 높게 증가된바 상대밀도가 가장 낮은 것으로 보완설명 할 수 있다. SiC, ZrB<sub>2</sub>는 산소와 반응하여 ZrO<sub>2</sub>(s), SiO<sub>2</sub>(s,l), B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(l,g), SiO(g), CO(g), CO<sub>2</sub>(g)의 일부 또는 전체가 반응식 (1)~(5)에 의하여 나타난다[12-13].



위와 같이, condensed( $ZrO_2$ ,  $SiO_2$ )와 vapor species( $B_2O_3$ ,  $SiO_2$ , CO, SiO,  $CO_2$ )가 형성되기 때문에 편의상 질량변화 측정의 정확한 반응속도를 제시하기는 어렵다. 즉, 질량 이득과 손실이 동시에 일어나기 때문이다[12]. SZ15의 질량변화율 14.5934[%]로 증가된 반면에 SZ25의 질량변화율은 1.8728[%]로 낮아지고 있다. 이것은 반응식 (1)~(5)에 의하여  $ZrO_2$ 상의 condensed의 생성이 SZ25 보다 SZ15가 더 높기 때문이다. SZ25의 질량변화율이 1.8728[%]로 SZ20의 0.7882[%] 보다 높게 나타나는 이유는 반응식 (1)~(5)에 의하여  $ZrO_2$ 상의 condensed의 생성 보다는  $B_2O_3$ 와  $SiO_2$  생성 등의 vapor species의 형성이 SZ20보다 우선되었기 때문이라고 사료된다.

표 2 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 EDS 분석

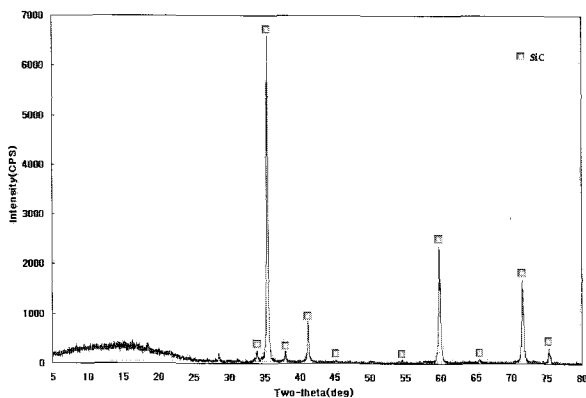
Table 2 EDS analysis of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

Specimen atom	atom				Remarks
	SZ00	SZ15	SZ20	SZ25	
Si	56.80	37.08	39.01	32.24	
Zr	0.00	2.91	3.52	3.95	
B	0.00	14.31	11.94	14.49	atom%
C	24.34	34.97	38.04	39.83	
O	18.87	10.74	7.50	9.49	
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	

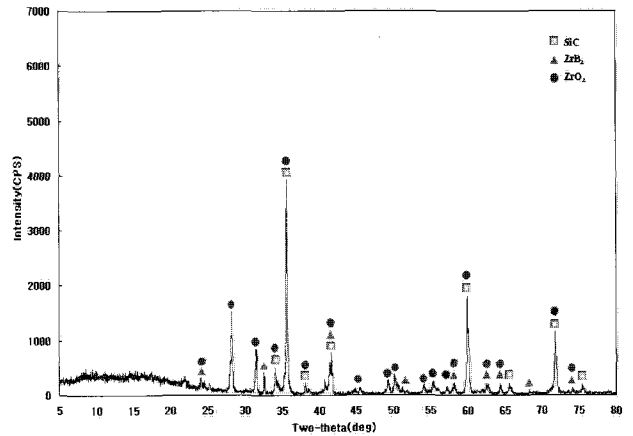
표 2에 나타난 바와 같이 SZ20 Si 39.01[atom.%]가 SZ15 Si 37.08[atom.%]보다 더 많이 나타나고 있는데, 이는 반응식 (1)~(5)에 의한  $ZrO_2$ 상의 condensed와 vapor species의 형성보다는  $SiO_2$ 와  $B_2O_3$ 성분인 봉규산염 유리상 층이 시편외부에 형성되어 산화를 막아 주는 역할을 하는 것으로 사료된다. 또한 SZ15의 C 34.97[atom.%]가 SZ20의 C 38.04[atom.%]보다 더 적게 나타나고 있는데, 이는 반응식 (1)~(5)에 의한 vapor species CO(g) 형성이 다소 높게 나타나는 것으로 사료된다.

### 3.2 상분석 및 미세구조

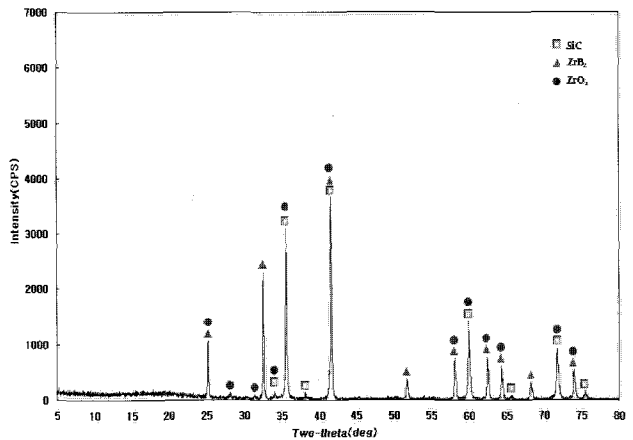
그림 2에 나타난 바와 같이 단일상 SZ00에서는 SiC의 peak뿐이지만, SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체 SZ15, SZ20, SZ25의 XRD 분석 결과 SZ15에서  $ZrO_2$  peak가 가장 많이 나타나고 있다.



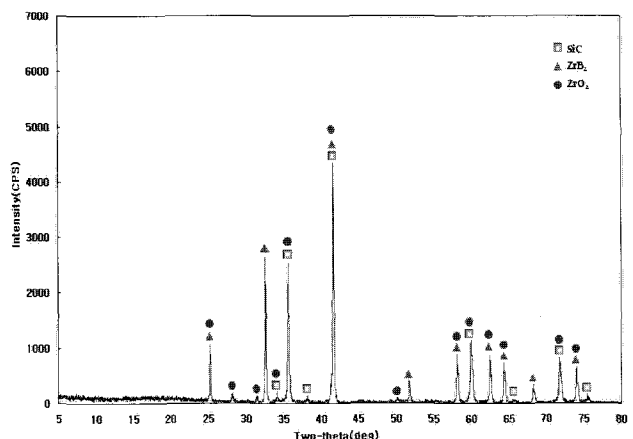
(a) SZ00



(b) SZ15



(c) SZ20



(d) SZ25

그림 2 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 XRD

Fig. 2 X-ray diffraction analysis of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

그림 2의 XRD에서도 반응식 (1)~(5)에 의하여  $ZrO_2$  condensed peak가 많이 나타나면서 그림 3의 SEM에서도 vapor species가 많이 형성되어 SZ25의 상대밀도가 가장 낮게 나타나는 것을 확인할 수 있다.

SZ00의 기공률이 9.07[%]로 가장 낮고, SZ25의 기공률이 27.39[%]로 가장 높게 나타나며 SZ15의 기공률이 25.38[%]로 SZ20의 기공률 25.01[%]보다 더 높게 나타나는 것을 그림 3의 미세구조 관찰에서도 확인할 수가 있다.

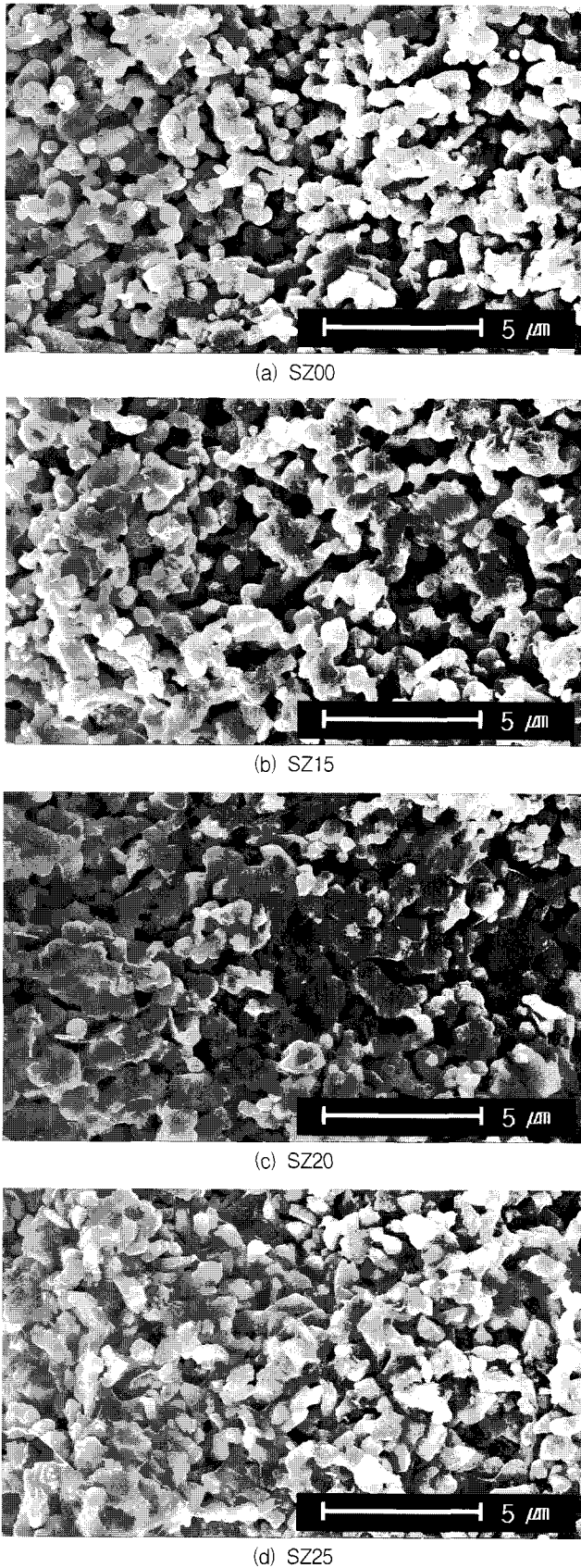


그림 3 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 파단면 SEM(×5000)  
 Fig. 3 SEM micrographs of the fracture surface of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites(×5000)

### 3.3 기계적 특성

그림 1에 나타난 바와 같이 실온에서 쥐임강도 108.79~220.15[MPa]은 기공 없는 단일상 SiC와 ZrB<sub>2</sub>의 350~500[MPa], 200~359[MPa]보다는 낮게 나타나고 있다 [14-17]. 쥐임강도는 열처리에 밀접한 grain 성장과 관계가 있고 문헌에서[18-20] 보고된 바와 같이 annealing을 통하여 phase-shaped로 미세구조가 거칠어지면 파괴인성은 증가하지만 쥐임강도는 낮아진다. 제 2차상의 성분과 적절한 annealing이 이루어지면 미세구조가 보다 단단해 보이면서 쥐임강도가 낮아지는 것을 억제 할 수가 있다.

그림 1에 나타난 바와 같이 SiC 단일상 SZ00에서는 205.96[MPa]이고 SZ15는 108.79[MPa], SZ20는 220.15[MPa], SZ25는 144.03[MPa]로 SZ15일 때 가장 낮게 나타난다. 이는 소결과정 중 SiC, ZrB<sub>2</sub>는 산소와 반응하여 식 (1)~(5)에 의하여 ZrO<sub>2</sub>(s), SiO<sub>2</sub>(s,l), B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(l,g), SiO(g), CO(g), CO<sub>2</sub>(g)[12]가 생성되는데 휘발성 성분이 시편내부에서 기공으로 존재하는 양이 SZ15일 때 25.38[%]로 높게 나타나고 있기 때문이다.

$\sigma_c = v_f \sigma_{SiC} + (1 - v_f) \sigma_{ZrB_2}$ 에 ( $v_f$ 는 SiC의 체적율)의거한 기공이 없는 SZ15의 쥐임강도 327.5~478.9[MPa]와 비교하더라도 값이 낮게 나타나는 것은 기공, 입계의 변형 등의 영향 때문이라고 사료된다. 기공이 없는 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 SZ20과 SZ25의 쥐임강도 320~471.8[MPa]와 312.5~464.75[MPa] 비교하더라도 측정값이 낮게 나타나고 있다. 이는 세라믹에서 쥐임강도는  $\sigma = \sigma_0 \exp(-k\alpha)$ (여기서  $\sigma_0$ 는 어떠한 결함이 없는 재료의 쥐임강도이고,  $\alpha$ 는 잔류 기공이며  $k$ 는 상수)의 관계식을 갖기 때문이다.[21] SZ20의 쥐임강도가 220.15[Mpa]로 가장 높게 나타나고 있다. 이는 반응식(1)~(5)에 의한 단일상 SiC SZ00 보다는 debonding이 약하고 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체 중에서 기공률이 가장 낮기 때문이다.

### 3.4 전기저항률

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 PTCR(Positive Temperature Coefficient Resistance)특성 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 전기 저항률이 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[22]. 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 통과한

다고 문헌[22]에서 규명한 바 있다.

그림 4에 나타난 바와 같이 전기 저항률은 상온에서 SZ00, SZ15, SZ20과 SZ25는 각각  $4.57 \times 10^{-1}$ ,  $2.13 \times 10^{-1}$ ,  $1.53 \times 10^{-1}$ ,  $6.37 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$ 을 나타내었다.  $100 [^{\circ}\text{C}]$ 에서는 각각  $2.94 \times 10^{-1}$ ,  $1.03 \times 10^{-1}$ ,  $1.01 \times 10^{-1}$ ,  $4.63 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$ 의 특성을 나타내었다. 이와 같이 ZrB<sub>2</sub> 첨가량이 증가할수록 전기저항률이 낮아지고 있는 것은 ZrB<sub>2</sub> grain의 chain formation의 형성이 높아지기 때문이다. SZ00, SZ15, SZ20과 SZ25의 저항온도계수는 각각  $-4.76 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ ,  $-6.89 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ ,  $-4.53 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ ,  $-3.64 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ 로 SZ25가 NTCR 특성 중 가장 낮게 나타나고 있다. 이는 PTCR 특성으로 변화되고 있는 과도현상 중 가장 빠르게 나타나고 있는 것을 의미하고 있다.

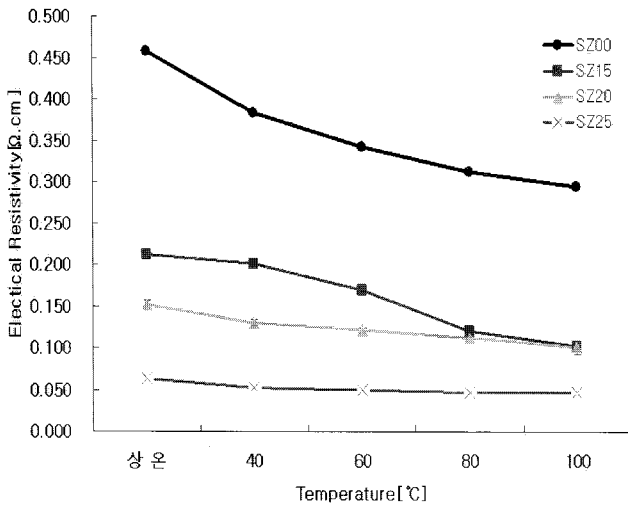


그림 4 SiC-ZrB<sub>2</sub>복합체의 전기 저항률의 온도의존성  
 Fig. 4 Temperature dependence of electrical resistivity of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

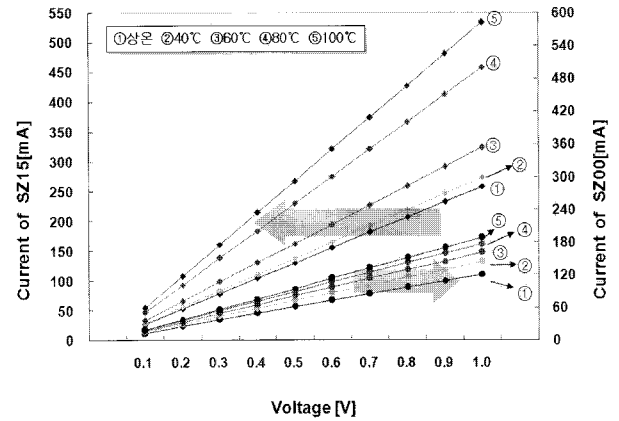
SZ00, SZ15, SZ20, SZ25 전체가 負(-)저항온도계수의 NTCR특성으로 나타나는 현상을 그림 4에서도 동일하게 확인 할 수 있다. 이는 천이금속 ZrB<sub>2</sub> grain의 chain formation이 부분적으로 형성되어 grain을 따라 흐르는 입계 전류보다 SiC의 전기전도 기구가 주도하였기 때문이다.

SZ00, SZ15, SZ20, SZ25의 복합체를  $1000 [^{\circ}\text{C}]$  이상의 고온영역에서 세라믹 발열체로 응용이 가능할 것으로 사료된다.

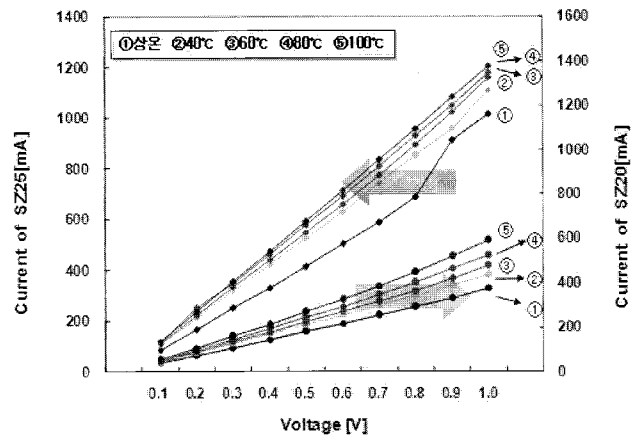
### 3.5 V-I 특성

그림 5와 나타난 바와 같이 SZ00, SZ15, SZ20와 SZ25의 V-I 특성 기울기는 각각 상온에서  $1.2 \times 10^{-1}$ ,  $2.58 \times 10^{-1}$ ,  $3.72 \times 10^{-1}$ ,  $8.06 \times 10^{-1}$ 이고  $100 [^{\circ}\text{C}]$ 에서  $1.87 \times 10^{-1}$ ,  $5.34 \times 10^{-1}$ ,  $5.26 \times 10^{-1}$ ,  $1.17$ 이다.

SZ00, SZ15, SZ20와 SZ25에 온도별 V-I특성 기울기의 차이는 각각 0.011~0.023, 0.015~0.135, 0.034~0.042, 0.064~0.244 인데 SZ20에서 가장 안정성을 띄고 있다. 상온에서 V-I특성 기울기가 비선형성인 SZ25를 제외하고는 전체가 선형성이기 때문에 Ohmic contact의 전극 재료로 사용이 가능하다.



(a) SZ00 and SZ15



(b) SZ20 and SZ25

그림 5 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체의 V-I 특성

Fig. 5 V-I characteristics of the SiC-ZrB<sub>2</sub> composites

## 4. 결 론

$\beta$ -SiC와  $\beta$ -SiC에 ZrB<sub>2</sub>를 첨가시켜 방진플라즈마소결(SPS)로 제조한 복합체의 특성은 다음과 같다.

1) 단일상 SiC와 ZrB<sub>2</sub>를 15, 20, 25[vol.%]를 증가시킨 복합체의 기공은 각각 9.07 → 25.38 → 25.01 → 27.39[%]이고, 단일상 SiC의 상대밀도가 90.93[%]로 가장 높고, SiC+25[vol.%]ZrB<sub>2</sub> 복합체의 상대밀도가 72.61[%]로 가장 낮게 나타나고 있다.

2) SiC와 ZrB<sub>2</sub>의 반응은 나타나지 않고 단지 ZrB<sub>2</sub>가 2차 상으로 존재한다.

3) 단일상 SiC와 ZrB<sub>2</sub>를 15, 20, 25[vol.%]씩 증가시킨 복합체의 꺾임강도는 상대밀도의 경향과 동일하며, SiC+15[vol.%]ZrB<sub>2</sub>가 108.79[MPa]로 가장 낮고, SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub>가 220.15[MPa]로 가장 높게 나타난다.

4) 전기 저항률은 상온에서 단일상 SiC는  $4.57 \times 10^{-1} [\Omega \cdot \text{cm}]$ , ZrB<sub>2</sub>를 15, 20, 25[vol.%]씩 증가시킨 복합체는 각각  $2.13 \times 10^{-1}$ ,  $1.53 \times 10^{-1}$ ,  $6.37 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$ 을 나타내었고,  $100 [^{\circ}\text{C}]$ 에서는 각각  $2.94 \times 10^{-1}$ ,  $1.03 \times 10^{-1}$ ,  $1.01 \times 10^{-1}$ ,  $4.63 \times 10^{-2} [\Omega \cdot \text{cm}]$ 로 나타내었다.

5) 단일상 SiC와 ZrB<sub>2</sub>를 15, 20, 25[vol.%]씩 증가시킨 복합체의 저항온도계수는 각각  $-4.76 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ ,  $-6.89 \times 10^{-3} [^{\circ}\text{C}]$ ,

$-4.53 \times 10^{-3} / [^{\circ}\text{C}]$ ,  $-3.64 \times 10^{-3} / [^{\circ}\text{C}]$ 로 負(-)저항온도계수인 NTCR특성이 나타난다. 이 중 NTCR 특성이 가장 낮게 나타나고 있는 것은 PTCR 특성으로 변화되고 있는 과도현상 중 가장 빠르게 나타나고 있는 것을 의미하고 있다.

6) 상온에서 V-I특성 기울기가 비선형성인 SZ25을 제외하고는 전체가 선형성이기 때문에 Ohmic contact의 전극 재료로 사용이 가능하다.

SiC+20[vol.%]ZrB<sub>2</sub> 복합체의 온도별 V-I특성 기울기의 차이가 0.034~0.042로 가장 안정성을 띄고, 선형성이기 때문에 Ohmic contact의 전극 재료로 사용이 가능하다. SPS법으로 제조한 SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체는 1000[ $^{\circ}\text{C}$ ] 이상의 고온영역에서 세라믹 발열체로 응용이 가능할 것으로 사료된다. SiC-ZrB<sub>2</sub> 복합체가 세라믹 발열체로 저온 영역에서도 사용가능하도록 하기 위해서는 천이금속 ZrB<sub>2</sub> 를 25[vol.%]이상 첨가하여 PTCR특성이 나타나도록 연구되어야한다.

### 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  $\alpha$ -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 ZrB<sub>2</sub>-based Composite Ceramics Induced by Electro-Discharge Machining" J. Mater. Sci., 26, pp. 6078-6082, 1991.
- [4] Y. D. Shin and J. Y. Ju, "Effect of In Situ YAG on Microstructure and Properties of the Pressureless-Sintered SiC-ZrB<sub>2</sub> Electroconductive Ceramic Composites" Trans. KIEE, Vol. 55C, No. 11, pp. 505-513, 2006.
- [5] Y. D. Shin and J. Y. Ju, "Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of the Pressureless-Sintered SiC-ZrB<sub>2</sub> Electroconductive Ceramic Composites" Trans. KIEE, Vol. 55C, No. 9, pp. 434-441, 2006.
- [6] 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.
- [7] Yong-Deok Shin and Jing-Young Ju, "Properties and Manufacture of the  $\beta$ -SiC-ZrB<sub>2</sub> Composites Densified by Liquid-Phase Sintering" Trans. KIEE. Vol. 48C, No2 pp.93-97, 1998.
- [8] K. A. Khor, L. G. Yu, & S. H. Chan and X. J. Chen, "Densification of plasma sprayed YSZ electrolytes by spark plasma sintering(SPS)" Journal of the European Ceramic Society, 23 1855-1863, 2003.
- [9] Xiaoyan Song,w Xuemei Liu, and Jiuxing Zhang , "Neck Formation and Self-Adjusting Mechanism of Neck Growth of Conducting Powders in Spark Plasma Sintering". J. Am. Ceram. Soc., 89 [2] 494 - 500 2006.
- [10] Shu-Qi Guo,w,z Toshiyuki Nishimura,y Yutaka Kagawa,,z,z and Jenn-Ming YangJ, "Spark Plasma Sintering of Zirconium Diborides" J. Am. Ceram. Soc., 91 [9] 2848 - 2855 2008.
- [11] Zhijian Shen, Mats Johnsson, Zhe Zhao, and Mats Nygren, "Spark Plasma Sintering of Alumina" J. Am. Ceram. Soc., 85 [8] 1921 - 27 2002.
- [12] Alireza Rezaie, William G. Fahrenholtz and Gregory E. Hilmas, "Oxidation of Zirconium Diboride-Silicon Carbide at 1500 $^{\circ}\text{C}$  at a Low Partial Pressure of Oxygen" J. Am. Ceram. Soc., 89[10], pp. 3240-3245, 2006.
- [13] F. Monteverde and A. Bellosi "Oxidation of ZrB<sub>2</sub>-Based Ceramics in Dry Air" Journal of The Electrochemical Society., 150[11], B552-B559, 2003.
- [14] Diletta. Sciti, Cesare. Melandri and Alida Bellosi, "Propertise of ZrB<sub>2</sub>-Reinforced Tenary Composites", Adanced Engineering Materials, 6[9], pp. 775-781, 2004.
- [15] Cathleen Mroz, "Zirconium Diboride" J. Am. Ceram. Soc., Bull., 74[6], pp.164-165, 1995.
- [16] 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.
- [17] J. B. Hurst and S. Dutta, "Simple Processing Method for High-strength Silicon Carbide", J. Am. Ceram. Soc., 70[11]. pp. C303-308, 1987.
- [18] M. Nader, F. Aldinger and M. J. Hoffmann, "Influence of the  $\alpha/\beta$  Phase Transformation on Microstructural Development and Mechanical Properties of Liquid Phase Sintered Silicon Carbide", J. Mat. Sci., 34. pp. 1197-1204, 1999.
- [19] Y. W. Kim, M. Mitomo, H. Emoto, J. G. Lee, "Effect of Initial  $\alpha$ -Phase Content on Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Silicon Carbide", J. Am. Ceram. Soc., 81[12], pp.3136-3140, 1998.
- [20] 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.
- [21] Weimin Wang, Zhengyi Fu, Hao Wang and Runzhang Yuan, "Influence of Hot Pressing Sintering Temperature and Time on Microstructure and Mechanical Properties of TiB<sub>2</sub> Ceramics", Journal of the European Ceramic Society, 22. pp. 1045-1049, 2002.

[22] 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



주진영 (朱陣榮)

1974년 5월 16일 생. 1997년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 1999년 원광대 대학원 전기공학과(공학석). 2002년~2006년 4월 한보 NISCO 기술연구소 연구원. 2009년 원광대 대학원 전기공학과(공학박). 현재 발산공업 연구소 및 원광대학교 겸임교수  
Tel : 063-850-6736  
Fax : 063-850-6736  
E-mail : nympe1052@nate.com



이희승 (李羲承)

1964년 3월 17일 생. 1990년 원광대 전기공학과 졸업. 1992년 원광대 대학원 전기공학과(공학석). 1997년 원광대 대학원 전기공학과 박사과정 수료. 현재 군장대 전기전자과 조교수  
Tel : 063-450-8217  
Fax : 063-450-8211  
E-mail : hslee@kunjang.ac.kr



조성만 (趙晟晩)

1965년 10월 30일 생. 2008년 원광대 공대 전기공학과 졸업. 현재 원광대 대학원 전기공학과 석사과정 및 전기안전공사 전북지역본부 점검 팀 부장  
Tel : 063-240-9111  
Fax : 063-240-9110  
E-mail : jsman@kesco.or.kr



이정훈 (李政勳)

1983년 8월 20일 생. 2008년 원광대 공대 전기전자 및 정보공학부 졸업. 현재 원광대 대학원 전기공학과 석사과정  
Tel : 063-850-6736  
Fax : 063-850-6736  
E-mail : ljh0820@hanmail.net



김철호 (金哲浩)

1982년 4월 29일 생. 2009년 원광대 공대 전기전자 및 정보공학부 졸업. 현재 원광대 대학원 전기공학과 석사과정  
Tel : 063-850-6736  
Fax : 063-850-6736  
E-mail : kch8070@naver.com



박진형 (朴珍炯)

1968년 10월 8일 생. 1993년 원광대 전기공학과 졸업. 1999년 원광대 산업대학원 전기공학과(공학석). 현재 원광대 대학원 전기공학과 박사과정 및 (주)대화엔지니어링 대표이사  
Tel : 063-228-2126  
Fax : 063-228-2129  
E-mail : daehwaeng@korea.com



신용덕 (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(수석연구원). 1991년 성균관대 대학원 전기공학과(공학박). 1998년, 2005년 Pennsylvania State Univ. Visiting Professor. 현재 원광대 공대 전기·정보통신공학부 교수  
Tel : 063-850-6736  
Fax : 063-850-6736  
E-mail : ydshin@wonkwang.ac.kr