

고온가압소결한 SiC-TiC 복합체의 기계적, 전기적 특성

박 용 갑

선문대학교 공과대학 재료공학과
(1995년 7월 7일 접수)

Mechanical and Electrical Properties of Hot-Pressed Silicon Carbide-Titanium Carbide Composites

Yong Kap Park

Dept. of Mater. Sci. and Eng., Sunmoon Univ.
(Received July 7, 1995)

요 약

탄화규소(SiC)에 탄화티탄(TiC) 첨가시 TiC가 SiC-TiC 복합체의 미세구조, 기계적, 전기적 특성 및 방전가공성에 미치는 영향을 조사하였다. SiC 매트릭스에 2차상으로써의 TiC 첨가량은 0, 30 wt.%(21.8 vol.%), 45 wt.%(34.7 vol.%), 60 wt.%(49.3 vol.%)이었다. SiC-TiC 복합체의 소결은 hot pressing법으로 진공분위기에서 1000~2000°C까지 32 MPa로 가압하였으며 2000°C에서 90분간 유지시켰다. Hot pressing에 의해 소결한 복합체는 60 wt.% TiC 첨가한 경우를 제외하고는 99% 이상의 상대밀도를 나타내는 치밀한 소결체를 얻었다. 30 wt.%와 45 wt.% TiC를 첨가한 소결체의 격임강도와 파괴인성치는 TiC 함량이 증가할수록 증가하였으며 45 wt.% TiC를 첨가한 경우 SiC 단상 소결체보다 약 90% 이상의 인성치가 증가하였다. TiC 첨가에 따른 복합체의 파괴거동, 즉 균열전파 및 균열변향을 파괴인성 측정시편을 이용하여 SEM으로 관찰하였다. SiC-TiC 복합체의 전기저항치를 측정하였으며, 방전가공은 와이어 방전가공과 형조 방전가공을 하여 가공속도와 표면조도로 가공성을 판단하였다. 가공 후 표면을 SEM으로 관찰하였다.

ABSTRACT

The influences of TiC additions to the α -SiC on microstructural, mechanical, and electrical properties were investigated. Electrical discharge machinability of SiC-TiC composites was also studied. Samples were prepared by adding 30, 45, 60 wt.% TiC particles as a second phase to a SiC matrix. Sintering of SiC-TiC composites was done by hot pressing under a vacuum atmosphere from 1000 to 2000°C with a pressure of 32 MPa and held for 90 minutes at 2000°C. Samples obtained by hot pressing were fully dense with the relative densities over 99% except 60 wt.% TiC samples. Flexural strength and fracture toughness of the samples were increased with the TiC content. In case of SiC samples containing 45 wt.% TiC, the fracture toughness showed 90% increase compared to that of monolithic SiC sample. The crack propagation and crack deflection were observed with a SEM for etched samples after Vicker's indentation. The electrical resistivities of SiC-TiC composites were measured utilizing the four-point probe. The electrical discharge machining of composites was also conducted to evaluate the machinability.

Key words: SiC-TiC composite, Flexural strength, Fracture toughness, Crack deflection, Electrical resistivity, Electrical discharge machining

1. 서 론

탄화규소는 내열성, 내마모성, 열충격 저항성이 우수하며 열전도성이 클 뿐 아니라 고온에서의 기계적 강도가 높기 때문에 고온구조재료로서 유망한 소재이다. 최근

절삭공구, 기계니칼 실, 볼베어링, 밸브, 노즐, 발열체, 열교환기 등 각종 산업용 부품으로의 이용분야가 확대되고 있다.

그러나 이러한 우수한 특성을 갖고 있는 탄화규소 세라믹스는 강한 공유결합성으로 난소결성이며 파괴인

성이 낮은 결점이 있다. 이러한 결점을 보완하기 위하여 각종 소결조제의 첨가 및 소결방법 개선으로 소결성을 향상시키고 입자 또는 위스커 보강 등을 통해 강도와 파괴인성 및 내마모성 등의 특성을 향상시키는 연구가 많이 진행되었다. 입자보강의 예로는 Al₂O₃ 매트릭스에 TiC 또는 ZrO₂ 입자보강¹⁻⁴⁾, Si₃N₄ 매트릭스에 TiC 입자보강⁵⁻⁶⁾, SiC 매트릭스에 TiC 입자보강⁷⁻¹¹⁾ 등의 보고가 있다. Wei와 Becher⁷⁾ 등의 보고에 의하면 SiC에 TiC를 24.6 vol.%까지 첨가했을 때 복합체 인성치가 6 MPa·m^{1/2}로 SiC 단일상보다 약 1.5배가 증가하였다.

특히 SiC는 내마모성이 크기 때문에 난가공성이며 복잡한 형상 가공이 어려울 뿐 아니라 가공비도 많이 소요된다. 따라서 탄화규소는 각종 구조용 세라믹스로서의 사용에 제한을 받고 있다. 본 연구에서는 탄화규소의 난소결성을 고려하여 소결조제가 함유된 α-SiC를 사용하였으며 TiC 분말을 30 wt.%(21.8 vol%), 45 wt.%(34.7 vol%), 60 wt.%(49.3 vol%)까지 첨가한 후 고온가압으로 소결하였다. TiC는 SiC에 고용하지 않고 융점이 높고 고온강도가 크며 전도성을 가지고 있다. 따라서 TiC 첨가의 주목적은 1) 복합체의 강도 및 인성 증가, 2) 전기적 특성 향상, 3) 방전가공을 이용하여 복잡한 형상의 가공가능성을 평가하는데 있다. 또한 인성측정 후 복합체의 파괴거동을 주사전자현미경을 통하여 관찰하였으며 인성증진의 원인을 분석하였다.

2. 실험방법

2.1. 출발원료 및 혼합

출발원료인 α-SiC 분말과 첨가제인 TiC 분말은 (독) HCST 사의 상업용 분말을 사용하였다. α-SiC는 소결조제로 B와 C가 혼합된 분말이며 평균입경은 0.5 μm, 비표면적은 15 m²/g이다. α-SiC의 상은 6H type과 4H type으로 되어 있으며 6H type이 주상이다. TiC 분말은 평균입경이 0.7 μm이며 Table 1에 이들 두 분말의 특성을 나타내었다. α-SiC와 TiC 분말을 각각 혼합비에 따라 아세톤 용액으로 폴리우레탄 jar에서 SiC 불을 사용하여 24시간 습식 분말링한 후 건조하였다. 습식혼합 분체는 건조, 분쇄 후 응집체를 없애기 위하여 210 μm 이하로 입도조절하였다. 입도조절한 분말은 유기결합제를 제거하기 위해 탈지로를 이용하여 600°C, 질소분위기하에서 6시간동안 탈지시켰다.

2.2. 소결

소결은 BN이 도포된 흑연도가나에 혼합분말을 넣고

Table 1. Chemical Composition of SiC and TiC

	α-SiC		TiC	
Composition (wt.%)	• binder content (organic)	ca. 10		
	C	3.0		
	B	0.5		
Elements (wt.%)	• Si met.	0.07	Free C	0.0014
	• Al	0.02	N	0.0009
	• Fe	0.015	O	0.0099
	• Ti	<0.01	other	0.0002
	• Ca	<0.01		
	• Mg	<0.01		
	• Na	<0.01		

SiC: UF-15 premixed, H.C. Starck, Germany

TiC: H.C. Starck, Germany

흑연유도가열로(Vacuum Industry, U.S.A.)에서 진공도 10⁻³~10⁻⁴ torr 조건으로 상온에서 900°C까지 45°C/min, 900~2000°C까지 10°C/min의 승온속도로 가열하였으며 1000~2000°C까지 32 MPa 압력으로 가압하였다. 2000°C에서 90분간 유지시킨 후 로냉시켰다.

2.3. 상분석 및 물성측정

소결시편의 상분석은 X-ray diffractometer(Philips, U.S.A.)을 이용하여 분석하였다. 미세구조는 각시편의 각 임강도 측정이 끝난 시편을 파괴면과 에칭면을 SEM(JSM-840A Jeol, Japan)을 이용하여 관찰하였다.

소결밀도는 조건당 4개의 시편을 아르키메데스법으로 측정하여 평균하였다. 각임강도는 시편 크기가 3 mm×4 mm×35 mm로써 표면은 10 μm의 diamond paste로 최종 연마 후 재료시험기(MTS, new 810, U.S.A.)를 이용하여 상부지지대 10 mm, 하부지지대 30 mm, cross head speed 0.5 mm/min의 조건으로 4점 곡강도를 측정하였다.

경도 및 파괴인성 측정은 시편을 0.1 μm diamond paste로 최종 경면연마한 후 비커스 미소경도시험기(Matsuzawa, Model DVK-2S, Japan)을 이용하여 압인법(Indentation Method)으로 측정하였다. 가한 하중은 10 kgf, load speed 40 μm/sec, 유지시간은 10초로 하였으며, 각 시편당 10회 측정하여 평균하였다. 경도 및 파괴인성치는 Lawn and Fuller¹²⁾가 제시한 식 (1)에 의해 구하였다.

$$H_v = 1.854 \frac{F}{D^2} \quad K_{IC} = \frac{1}{\pi^{3/2} \tan \theta} \cdot \frac{P}{C^{3/2}} \quad (1)$$

Table 2. Conditions of Wire and Die Sink EDM.

EDM	Tool Electrodes	Dia. of Electrodes (ϕ mm)	Pulse Duration τ_{on} (on-time)	Pulse Interval τ_{off} (off-time)	Voltage (V)	Electric Current Peak Intensity (I_p , A)	Condenser Capacity (μF)	Width of Sample (mm)
Wire EDM	Cu+Zn(30%)	0.25	1.4 μs	8.9 μs	90		0.15	5
Die sink EDM	Cu·W	12.0	32 μs	53 μs	50	11.25A		

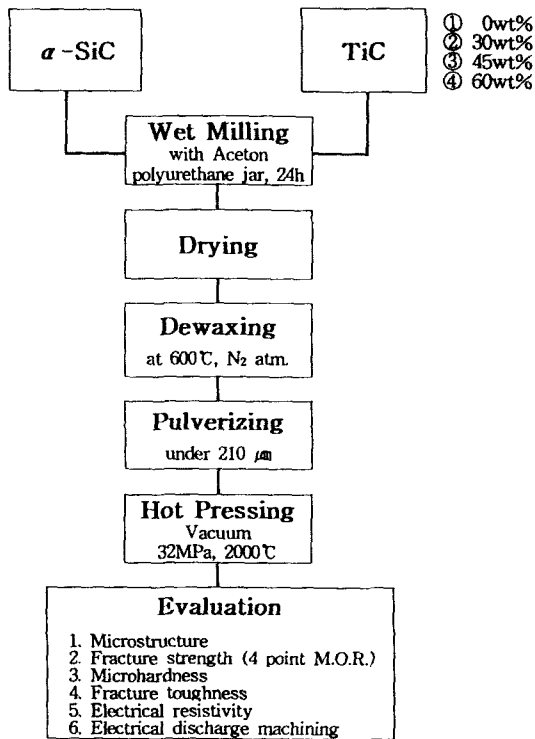


Fig. 1. Flow diagram of experimental process.

- 여기서, H_v : Hardness (kgf/mm^2)
 K_{IC} : Toughness ($MPa \cdot m^{1/2}$)
 F : Load
 D : Diamond indenter
 P : Load
 C : Half crack
 θ : 68°

한편 파괴거동을 관찰하기 위하여 파괴인성 측정시편을 에칭하여 SEM으로 관찰하였다. 표면 에칭은 Murakami etchant($10KOH \cdot 10K_3Fe(CN)_6 \cdot 80H_2O$)를 끓여 에칭하였다.

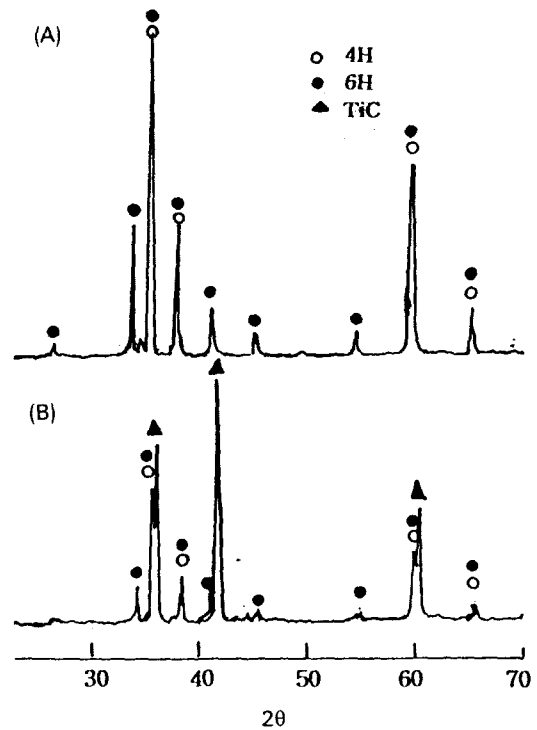
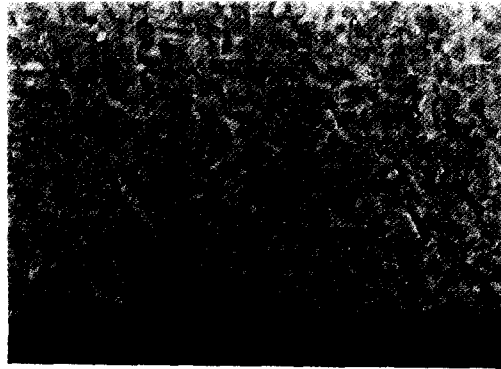


Fig. 2. X-ray diffraction analysis of the α -SiC specimen (A) and SiC-45 wt.% TiC specimen (B) hot pressed at 2000°C.

2.4. 전기전도도 및 방전가공

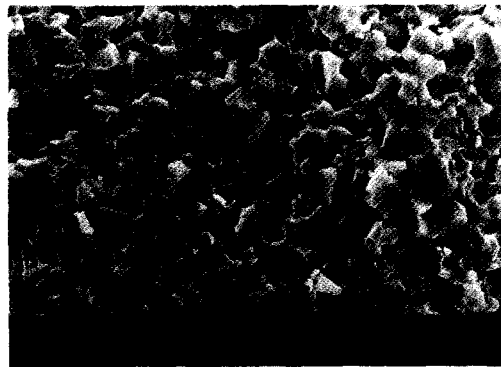
전기전도도는 전기저항측정장치(4-Point probe, sheet resistivity $5 m\Omega/sq \sim 500 k\Omega/sq$, Model CMT-SR1000)를 이용하였다. 시편 크기는 $30 mm \times 40 mm \times 5 mm$ 인 사각형이며 측정표면을 $1 \mu m$ diamond paste로 경면연마 후 초음파세척하였다. 방전가공은 와이어방전가공(wire EDM, Model JAPAX LDM-50)과 형조방전가공(Die-sink EDM, Model JDE-30S Jin Young)을 실시하였다. 와이어방전가공은 전극인 와이어 재질이 황동+Zn(30%)이며 와이어 직경은 $0.25 mm$ 이었다. 와이어를 음극으로,



(a)

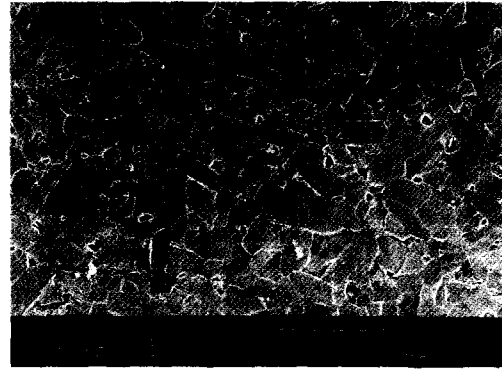


(b)

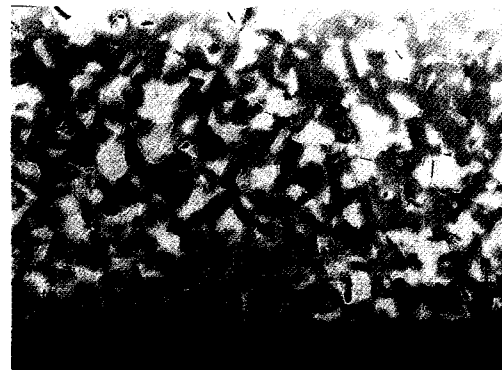


(c)

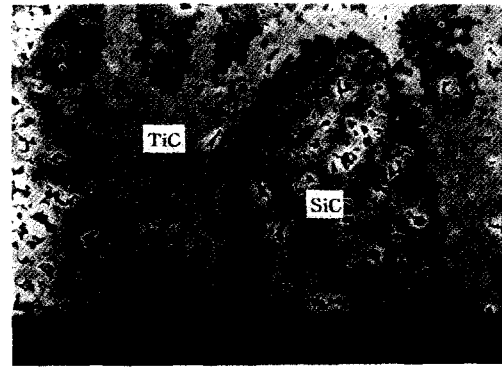
Fig. 3. SEM micrographs of the fracture surface of (a) SiC (b) SiC-30 wt.% (c) SiC-45 wt.% samples.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. SEM micrographs of the etched surface of (a) SiC (b) SiC-30 wt.% (c) SiC-60 wt.% samples.

피가공물을 양극으로 하였으며 가공액은 물을 사용하였다. 형조방전가공은 전극이 Cu·W이며 전극경은 $\phi 12.0 \pm 0.01$ 이었다. 전극을 양극으로, 피가공물을 음극으로 하고 등유를 사용하였다. 가공조건은 Table 2에 나타나 있다. 본 실험과정에 대한 개략도를 Fig. 1에 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 상분석

Fig. 2는 SiC 단일상 및 SiC-45 wt.% TiC 복합체의 X선 회절분석도이다. α -SiC 상은 4H와 6H상으로 되어

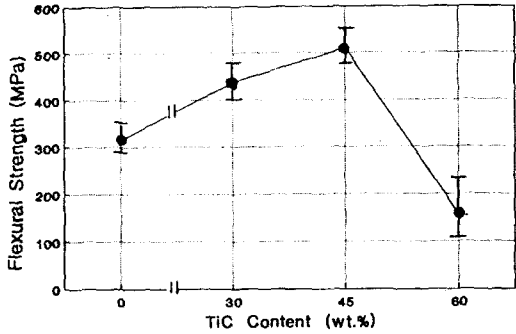


Fig. 5. Four-point flexural strength of SiC composites as a function of TiC content.

있으며 6H상이 주상으로 나타나고 있다. 복합체의 경우 SiC와 TiC 이외에는 다른 상을 확인할 수 없었다. 따라서 SiC와 TiC의 반응은 일어나지 않아 3차상은 존재하지 않는 것으로 확인되었다.

3.2. 소결 및 미세조직

SiC 단일상 및 TiC 함량을 변화시킨 혼합물을 가압 소결한 결과 60 wt.%(49.3 vol.%) TiC를 첨가한 소결체를 제외하고 고밀도의 치밀한 소결체를 얻을 수 있었다. SiC 단일상은 상대밀도가 98%이며 30 wt.%(21.8 vol.%), 45 wt.%(34.7 vol.%)의 TiC 첨가시는 상대밀도가 각각 99% 이상으로 나타났다. 그러나 60 wt.%(49.3 vol.%) TiC 첨가시는 91%의 낮은 소결밀도를 얻었다. 이것은 TiC 함량이 많을 경우 SiC와 TiC의 불균일한 혼합으로 인하여 TiC가 응집되어 일어나는 현상으로 생각된다. Fig. 3은 파단면, Fig. 4는 에칭면의 SEM 사진들이다. SiC 단일상의 경우 입자가 균일하고 치밀한 모양을 하고 있다. 30~45 wt.% TiC 첨가 시편들은 흰 입자가 TiC, 회색 매트릭스가 SiC를 나타내고 있으며 TiC가 2차상으로 균일하게 분포되어 있다. 매트릭스와 입자 사이의 interface debonding의 흔적이 결합된 치밀한 소결체를 보여주고 있다. 60 wt.% TiC 첨가시는 Fig. 4의 (c)에서 보는 바와 같이 SiC 매트릭스에 TiC가 묻혀있는 것을 볼 수 있다. 이것은 소결에 앞서 이미 TiC 입자들이 응집되었기 때문으로 생각된다. 소결체의 에칭면을 SEM으로 관찰한 결과 TiC 함량이 많아질수록 소결 뒤 TiC 입자가 커지는 현상을 볼 수 있었다. SiC-TiC 복합체의 소결은 SiC 소결조제에 의한 고상소결이 이루어 진다고 보면 TiC 함량이 많을수록 상대적으로 SiC 함량이 적어 소결이 충분히 이루어지지 않은 것으로 추측된다. 첨가제의 양을 증가시킬 경우 소결밀도가 저하된다는 보고¹¹⁾에 의하면

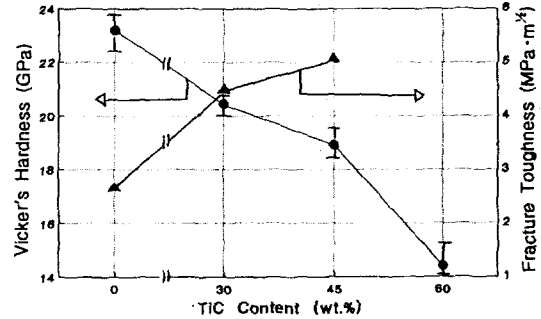


Fig. 6. Hardness and fracture toughness of SiC composites as a function of TiC content.

SiC에 40 vol.% TiC를 첨가했을 경우 충분한 소결이 일어나지 않았다. 이것은 SiC 입자는 작아지고 TiC 입자는 커지면서 SiC의 입자성장을 억제하기 때문에 소결밀도는 떨어진다고 보고 있다. TiC의 입자가 커지는 이유는 역시 Ti의 응집으로 간주하고 있다. 따라서 TiC의 최적첨가량과 TiC의 분산에 대한 연구가 필요하다고 본다.

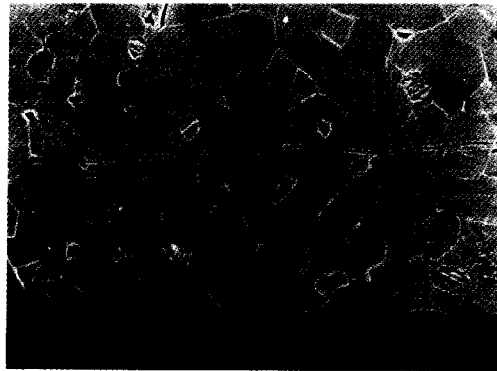
3.3. 물성평가

3.3.1. 격임강도

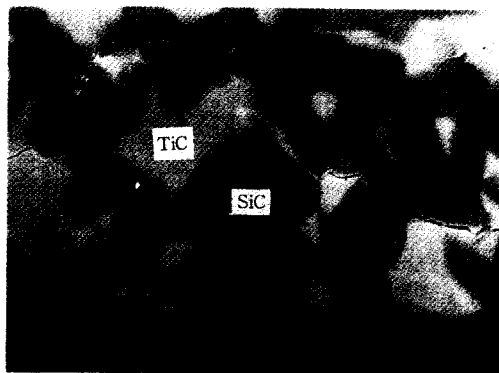
격임강도는 3 mm×4 mm×35 mm의 시편을 상부지지대 거리가 10 mm, 하부지지대 거리가 30 mm인 4점 곡강도 시험으로 측정하였다. Fig. 5에 격임강도 값을 최고, 최저 및 평균값으로 나타내었다. 소결밀도에서 나타난 바와 같이 격임강도는 SiC 단일상이 나타내는 315 MPa보다 30 wt.%(21.8 vol.%) 첨가시 38% 증가를 보였으며 45 wt.%(34.7 vol.%) 첨가시 61% 증가를 보였다. 30 wt.%와 45 wt.% TiC 첨가는 TiC가 SiC 입자사이에 균일하게 분포된 치밀한 소결체로써 SiC 단일상보다 TiC 함량이 증가할수록 증가하지만 60 wt.% TiC 소결체의 강도는 낮은 소결밀도로 50%의 감소를 보였다.

3.3.2. 경도 및 파괴인성

경도 및 인성은 비커스 압인법에 의해 측정하였으며 Fig. 7에 경도 및 파괴인성 값의 평균치를 나타내었다. Fig. 6에서 보면 TiC 함량이 증가할수록 경도값은 감소하고 파괴인성치는 증가하고 있다. SiC 단일상의 인성치는 2.65 MPa·m^{1/2}이지만 TiC를 30 wt.% 첨가시 3.28 MPa·m^{1/2}, 45 wt.% 첨가시 5.08 MPa·m^{1/2}로써 SiC 단일상보다 약 90%의 인성치 증가를 보였다. Fig. 7은 경도 측정 후 파괴거동을 살펴본 SEM 사진들이다. 여기서 보면 SiC 단일상은 입내파괴를 일으켜 균열이 입내를



(a)



(b)

Fig. 7. (a) Planar crack propagation in a monolithic SiC sample, (b) Crack deflection in SiC-45 wt.% TiC.

거의 직선적으로 지나가는 형태지만 30 wt%와 45 wt% TiC 첨가시는 입계파괴를 일으켜 균열은 TiC 입자를 비껴가는 균열편향현상을 보이고 있다. 이러한 현상은 매트릭스와 첨가상 사이의 열팽창계수나 탄성율의 차이에 의해 냉각시 잔류응력이 발생되며 외력을 가하면 매트릭스와 첨가입자 사이의 입계내에 응력이 발생하여 입계로 균열전파가 일어난다⁷⁾. 균열편향의 빈도도 TiC 함량이 증가할수록 많아졌다. 따라서 TiC 첨가에 따른 인성증진효과는 파괴거동에서 나타난 바와 같이 균열편향에 의한 것으로 생각되며 60 wt% TiC 첨가는 TiC의 불균일한 분포로 균열길이를 정확히 측정할 수가 없어 파괴인성 값을 구할 수 없었다.

3.3.3. 전기전도도

전기전도도는 4 Point probe 법으로 10곳을 측정하여 평균값을 Fig. 8에 나타내었다. SiC 단일상은 측정범위를 벗어날 정도로 저항값이 크므로 측정할 수 없었으며 30 wt.%(21.8 vol.%) 첨가시 $4.10\sim 4.4\times 10^{-3}\Omega\cdot\text{cm}$, 45 wt.%(34.7 vol.%) 첨가시 $1.8\times 10^{-3}\Omega\cdot\text{cm}$, 60 wt.%(49.3

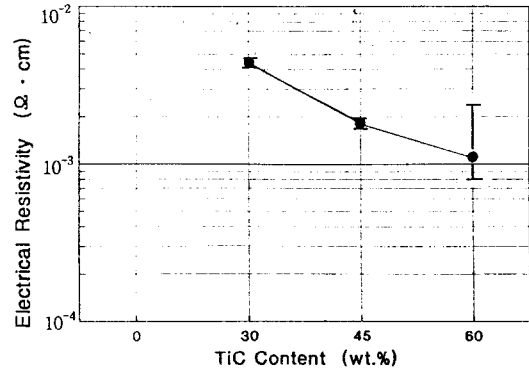


Fig. 8. Electrical resistivity of SiC composite as a function of TiC content.

vol.%) TiC 첨가시는 $2.5\times 10^{-3}\sim 7.90\times 10^{-4}\Omega\cdot\text{cm}$ 값을 얻었다. 전기전도도는 전도성입자의 첨가량 뿐만 아니라 입자의 고리형성(chain formation), 입자의 크기 및 분포에 크게 영향을 받는다고 보고되었다¹⁴⁾. 이 중에서도 입자의 크기와 분포가 중요한 인자이다. 첨가량이 적을 지라도 미세한 입자들이 매트릭스 내에 균일하게 분산 되었을 때 양호한 전기전도도를 나타낸다는 것이다. 반면 첨가한 입자가 크면 응집에 의해 전도성 입자들의 고리가 끊긴다든지 매트릭스와 전도성 입자 사이의 간격이 크게 되어 전도성이 나빠지는 경향이 있다¹⁴⁾. 본 실험에서도 30 wt.%(21.8 vol.%)와 45 wt.%(34.7 vol.%) TiC 첨가시는 측정값의 편차가 아주 작으나 60 wt.%(49.3 vol.%) 첨가시는 전체적으로 저항값은 감소하나 측정치의 편차가 크게 나타났다. 이러한 원인은 TiC의 응집으로 인한 불균일한 분산이라고 생각된다.

3.3.4. 방전가공

방전가공은 고강도, 고경도의 재료를 기계적 응력을 가하지 않고 쉽게 가공할 뿐만 아니라 구조용 세라믹스에서 요구되는 복잡한 형상을 정밀 가공할 수 있는 우수한 가공법이다^{17,18)}. 방전가공은 피가공물과 공구인 전극 사이에 발생하는 전기적 스파크나 방전에너지에 의해 전도성 재료를 가공하는 방법이다¹⁷⁾. 방전 가공시에는 방전점이나 전극주위에 고열(1000~5000°C)이 발생하므로 재료가 녹거나 증발에 의하여 물질이 제거되는 메카니즘이다^{22,23)}. 또한 방전시 1초에 수백내지 수십만 번의 펄스성 방전을 발생시켜 가공면 위에 용융물같은 방전흔적이 생긴다. 방전가공시에는 가공조건에 따라 속도와 조도의 변화가 크다. 방전가공량(W)과 가공조도 (Ra)는 방전전류피크치(Ip)와 펄스폭(τ_m) 사이에 밀접한 관계가 있다.

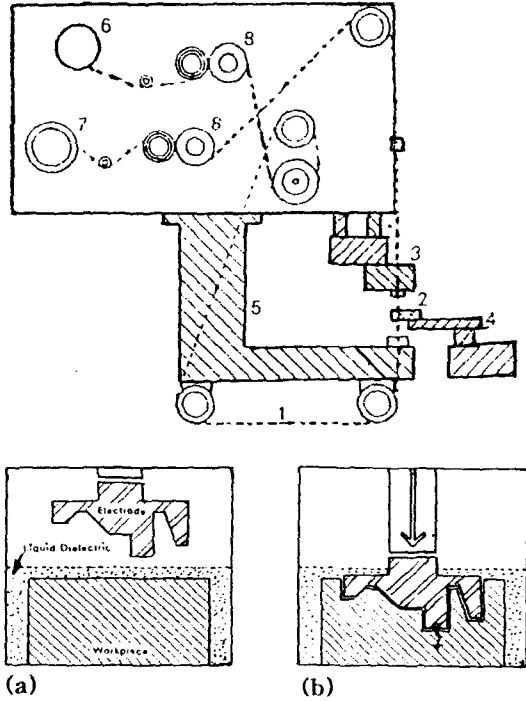
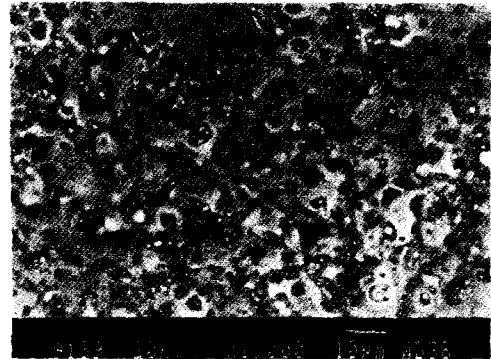


Fig. 9. Set up for wire and die-sink EDM machine. Components include (1) wire (cathode), (2) workpiece (anode), (3) wire-guide table, (4) workpiece tabel, (5) machine body, (6) wire pool, (7) used-wire spool, and (8) wire-tension adjusters¹⁷⁾.
(a) before EDM, (b) after EMD



(a)



(b)

Fig. 11. SEM micrographs of SiC-45 wt.% TiC composite after EDM. (a) 45wt.% TiC (b) 60 wt.% TiC

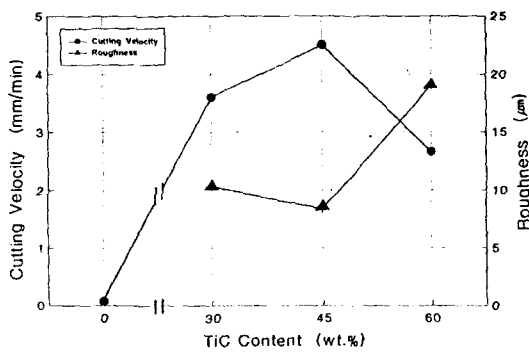


Fig. 10. Cutting velocity and surface roughness of SiC composite as a function of TiC content.

$$W \approx \tau_{on} \times I_p \quad Ra \approx \tau_{on} \times I_p \quad (2)$$

식 (2)에서와 같이 방전가공량과 가공조도는 피크전류와 펄스폭에 비례하므로 펄스폭과 피크전류를 크게하

면 방전가공량이 많아져서 가공시간이 짧아진다. 그러나 가공조도는 커져서 표면조도는 나빠진다. 따라서 가공속도와 조도의 관계 설정이 중요하다고 본다. 가공성을 판단하는 기준으로는 가공속도(mm/min), 가공면의 조도(roughness, R_{max}), 공차(clearance, mm) 등을 들 수 있다. 본 실험에서는 가공속도와 가공 후 표면조도로 가공성을 판단하였다. 와이어 방전가공과 형조방전가공에 대한 개략도를 Fig.9에 나타내었다. 방전가공은 두께가 5 mm 인 디스크형의 시편을 와이어방전과 형조방전으로 가공하였다. 방전가공을 할 수 있는 재료는 최소한 $100 \Omega \cdot cm$ 이하의 전기저항치를 가져야 가공이 이루어진다¹⁸⁾. SiC 단일상은 전기저항 측정시 측정한계를 벗어나 측정할 수 없었다. 따라서 방전가공 역시 이루어지지 않았다. Fig. 10에 TiC 첨가량에 따른 가공속도와 표면조도를 나타내었다. TiC 첨가량에 따라 가공속도는 증가하나 60 wt.% (49.3 vol.%) 첨가시는 감소한다. 이러한 현상은 전기전도도에서 언급한 바와 같이 TiC가 불균일하게 분포되어

전극과 복합체 사이에 충분한 전기장이 형성되지 않아 가공속도가 감소한 것으로 생각된다. 이러한 결과는 표면조도에서도 나타났다. 30 wt.%와 45 wt.% TiC 첨가시 표면조도는 각각 10.3 μm , 8.5 μm 이었다. 그러나 60 wt.% TiC 첨가시 표면조도는 굴곡이 심하게 나타났다. Fig. 11은 가공면의 SEM 사진들이다. (a)는 가공면에 작은 물방울 모양을 한 방전흔($\approx 2\sim 5\ \mu\text{m}$)을 볼 수 있다. 이것은 가공시 고열에 의하여 입자가 용융-고상화된 것으로 Si나 Ti의 산화물로 추정된다. (b)는 60 wt.% TiC 첨가의 경우이다. 여기에는 동공과 미세균열을 관찰할 수 있다. 이러한 현상은 TiC 입자가 가공시 탈락되면서 동공을 형성한 것으로 보이며 미세균열은 입자 탈락시 충격 또는 급격한 온도상승과 냉각에 따른 열충격에 의해 생긴 것으로 추정된다. 표면조도는 2차, 3차 가공으로 향상시킬 수 있었다. 결론적으로 복합체의 전기전도도나 방전가공성은 적절한 첨가량, 전도성 입자의 크기, 입자의 균일한 분포가 좌우한다고 생각된다. 본 실험결과 TiC를 45 wt.% 첨가시 우수한 전기전도도가 나타났으며 방전가공 역시 우수하게 이루어졌다고 본다.

4. 결 론

SiC에 TiC 함량을 변화시켜 고온가압소결 후 제특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. TiC 입자는 SiC에 2차상으로 존재하며 X-ray 회절 분석 결과 SiC-TiC의 반응은 일어나지 않았다. TiC 첨가량에 따른 소결밀도는 30 wt.%(21.8 vol.%)와 45 wt.%(34.7 vol.%) TiC 첨가시 99% 이상의 상대밀도를 나타내는 치밀한 소결체를 얻었다. 45 wt.%(34.7 vol.%) 이상 첨가시 TiC의 응집으로 치밀한 소결체를 얻을 수 없었다.
2. 꺾임강도는 TiC 첨가량에 따라 증가하며 45 wt.%(34.7 vol.%) TiC 첨가시 510 MPa로 SiC 소결체보다 약 62%의 증가를 보였다. 경도는 TiC 함량이 증가할수록 감소한 반면 인성치는 45 wt.%(34.7 vol.%) TiC 첨가시 SiC 단일상에 비해 90%의 인성증가를 보였다. SiC 소결체의 파괴거동은 입내파괴를 나타내지만 SiC-TiC 복합체는 균열편향으로 균열전파에 필요한 에너지의 분산에 의해 인성증진 효과가 나타난 것으로 생각된다.
3. 전기전도도는 30 wt.%(21.8 vol.%), 45 wt.%(34.7 vol.%) TiC 첨가시 각각 $4.10\sim 4.4\times 10^{-3}\ \Omega\cdot\text{cm}$, $1.7\sim 1.9\times 10^{-3}\ \Omega\cdot\text{cm}$ 로 TiC 함량에 따라 증가하지만 60 wt.%(49.3 vol.%) TiC 첨가시는 $2.5\times 10^{-3}\sim 7.9\times 10^{-4}\ \Omega\cdot\text{cm}$ 로 특성편차가 크게 나타났다. 따라서 전기전도도는 TiC의 평균입자크기와 분포에 영향을 받는 것으로 생

각된다.

4. 방전가공은 와이어 방전가공과 형조방전가공을 하여 가공속도와 표면조도로 가공성을 판단하였다. SiC 단일상은 방전가공을 할 수 없었으며 30 wt.%(21.8 vol.%)와 45 wt.%(34.7 vol.%) 첨가시는 가공 후 표면조도가 각각 10.3 μm , 8.5 μm 이었다. 방전가공속도와 표면조도는 전기전도도에 크게 영향을 받는다. 방전가공은 피가공물의 용융이나 증발기구에 의해 일어난 것으로 보이며^{22,23)} SiC-TiC 복합체의 경우 가공면의 미세한 방울같은 흔적은 용융 후 고상화된 SiC나 TiC의 산화물로 보인다.

감사의 글

이 연구는 과기처 선도기술 개발사업 가운데 에너지 절약형 구조용 소재개발의 하나(2N12590)로 지원되었습니다. 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. N. Claussen, J. Steeb, and R.F. Pabst, "Effects of Induced Microcracking on the Fracture Toughness of Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **56**(6), 559-62 (1977).
2. R.P. Wahi and B. Ilschner, "Fracture Behavior of Composites Based on Al_2O_3 -TiC," *J. Mater. Sci.*, **15**, 875-85 (1980).
3. P.F. Becher, "Slow Crack Growth Behavior in Transformation-Toughened Al_2O_3 - ZrO_2 (Y_2O_3) Ceramics," *F. Am. Ceram. Soc.*, **66**(7), 485-88 (1983).
4. P.F. Becher, "Transient Thermal Stress Behavior in ZrO_2 -Toughened Al_2O_3 ," *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**(1), 37-39 (1980).
5. S.T. Buljan and V.K. Sarin, "Improved Productivity Through Application of Silicon Nitride Cutting Tools," pp. 155-70 in Proceedings of AMTECH Conference of Effects of Advanced Tooling Concepts and Materials on Machining Productivity, St. Charles, III., Society of Carbide and Tool Engineers, Bridgeville, PA, 1982.
6. T. Mah, M.G. Mendiratta, and H.A. Lipsitt, "Fracture Toughness and Strength of Si_3N_4 -TiC Composites," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **60**(11), 1229-40 (1981).
7. G.C. Wei and P.F. Becher, "Improvements in Mechanical Properties in SiC by Addition of TiC Particles," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**(8), 571-74 (1984).
8. Mark A. Janney, "Microstructural Development and Mechanical Properties of SiC and of SiC-TiC Composites," *J. Am. Ceram. Soc. Bull.*, **65**(2), 357-62 (1986).
9. H. Endo, M. Ueki and H. Kubo, "Microstructure and

- Mechanical Properties of Hot-pressed SiC-TiC Composites," *J. Mater. Sci.*, **26**, 3769-74 (1991).
10. Bor-Wen Lin, Toyohiko Yano and Takayoshi Iseki, "High-Temperature Toughening Mechanism in SiC/TiC Composites," *J. Ceram. Soc. Jap.*, **100**(4), 509-13 (1992).
 11. Bor-Wen Lin and Takayoshi Iseki, "Effect of Thermal Residual Stress on Mechanical Properties of SiC/TiC Composites," *Br. Ceram. Trans. J.*, **91**, 1-5 (1992).
 12. B.R. Lawn and E.R. Fuller, *J. Mat. Sci.*, **10**(12), 2016-24 (1976).
 13. Carl H. McMurtry, Wolfgang D.G. Boecker, Srinivasa G. Seshadri, Joseph S. Zanghi, and John E. Garnier, "Microstructure and Material Properties of SiC-TiB₂ Particulate Composites," *J. Am. Ceram. Soc. Bull.*, **66**(2), 325-9 (1987).
 14. A. Bellose, S. Guicciardi and A. Tampieri, "Development and Characterization of Electroconductive Si₃N₄-TiN Composites," *J. Europ. Ceram. Soc.*, **9**, 83-93 (1992).
 15. Martin, C., Mathieu, P. and Cales, B., "Electrical Discharge Machinable Ceramic Composite," *Mat. Sci. Eng.*, **A109**, 351-6 (1989).
 16. Takahachi, K. and Jimbou, R., "Effect of Uniformity on the Electrical Resistivity of SiC-ZrB₂ Ceramic Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, C369-C373 (1987).
 17. Petrofes, N.F. and Gadalla, A.M., "Electrical Discharge Machining of Advanced Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc. Bull.*, **67**(6), 1048-52 (1988).
 18. M. Ramulu, "EDM Sinker Cutting of a Ceramic Particulate Composite, SiC-TiB₂," *Advanced Ceramic Materials*, **3**(4), 324-27 (1988).
 19. 小西幹郎, "高純度緻密質 SiC Ceramics, Sumimoto Cement," FC Report, No.2, 40-44 (1993).
 20. Eiji Kamijo, Masaaki Honda, Matsuo Higuchi, Hisao Takiuchi and Tsuyoshi Tanimura, "Electrical Discharge Machinable Si₃N₄ Ceramics," *Sumitomo Electric Technical Review*, **24**, 183-90 (1985).
 21. H. Takeuchi and E. Kamizo, "Electrical Discharge Machinable Si₃N₄ Ceramics," *日本工業材料(日本)*, **32**(11), 96-100 (1984).
 22. Tokura, H., Kodoh, I. and Yoshikawa, H., "Ceramic Material Processing by Electrical Discharge in Electrolyte," *J. Mat. Sci.*, **24**, 981-98. (1989)
 23. Ramulu, M. and Taya, M., "EDM Machinability of SiCw/Al Composites," *J. Mat. Sci.*, **24**, 1103-8 (1989).