

부분소결공정에 의한 다공질 탄화규소 세라믹스의 제조 및 특성

김신한 · 김영욱*[†] · 윤종열** · 김해두**

서울시립대학교 산업기술연구소

*서울시립대학교 신소재공학과

**한국기계연구원 세라믹재료그룹

(2004년 5월 21일 접수; 2004년 7월 7일 승인)

Fabrication of Porous SiC Ceramics by Partial Sintering and their Properties

Shin-Han Kim, Young-Wook Kim,*[†] Jung-Yeul Yun,** and Hai-Doo Kim**

Institute of Industrial Technology, University of Seoul, Seoul 130-743, Korea

*Department of Materials Science and Engineering, University of Seoul, Seoul 130-743, Korea

**Ceramic Materials Group, Korea Institute of Machinery and Materials, Kyungnam 641-010, Korea

(Received May 21, 2004; Accepted July 7, 2004)

초 록

일반적으로 혼합분말의 소결에서 작은 입자에 큰 입자의 첨가는 소결성의 저하를 가져온다. 본 연구에서는 이러한 원리를 이용하여 작은 SiC 입자에 큰 SiC 휘스커 또는 큰 SiC 입자를 첨가하여 소결성을 저하시키고, YAG($Y_3Al_5O_{12}$)을 소결 첨가제로 사용함으로써 다공질 SiC 세라믹스를 제조하였다. 제조된 다공질 SiC 세라믹스의 기공율은 큰 입자의 함량과 소결 압력을 제어함으로써 0.3 - 39% 범위에서 제어할 수 있었다. 기공율은 큰 입자의 함량이 증가함에 따라 증가하였고, SiC 휘스커를 첨가하는 것이 큰 SiC 입자를 첨가하는 것 보다 기공율을 높이는데 효과적이었다. 제조된 다공질 세라믹스에서 기체의 통기성은 기공율이 증가함에 따라 증가하였고, 굽힘강도는 기공율이 증가함에 따라 감소하였다. 기공율이 18% 이상인 다공질 SiC 세라믹스의 경우에 주목할 만한 변형율이 관찰되었다.

ABSTRACT

Addition of large particles restrains densification by small particles in mixed particle systems. In the present study, large SiC whiskers or particles were introduced into small particles for restraining densification and the mixtures were sintered using yttrium aluminum garnet ($Y_3Al_5O_{12}$, YAG) as a sintering additive. By controlling the content of large SiC whiskers or particles and the applied pressure during sintering, porous SiC ceramics, with a porosity ranging from 0.3% to 39%, were fabricated. Porosity increased with increasing the content of restraining materials. SiC whiskers were more effective than large SiC particles for restraining densification. Permeability of the porous SiC ceramics increased with increasing the porosity. Flexural strength decreased with increasing porosity. A noticeable increase in strain to failure was observed in the porous ceramics with a porosity ranging from 18% to 39%.

Key words : Porous ceramics, SiC, Flexural strength, Strain-tolerant behavior

1. 서 론

다공질 세라믹스는 기존의 치밀한 재료가 갖지 못하는 분리, 저장, 열차단 등의 특성을 갖고 있기 때문에 촉매 담체, 열전발전, 연료전지용 전극재료, 단열재, 센서등과 같은 여러 분야에서 그 응용 범위를 넓혀가는 소재중의 하나이다.¹⁻¹²⁾ 또한 낮은 밀도, 높은 비표면적, 높은 비강도 등에 기인하여 경량 구조재료로서도 그 효용성이 증가하는 소재이다. 이러한 다공질 세라믹스의 특성은 기공의

크기, 형상, 기공율, 기공의 배향성 등의 다공질 소재의 기능에 영향을 주는 특성과 소재의 강도, 파괴거동, 열충격저항 등과 같은 내구성 및 신뢰성에 영향을 주는 특성에 의해 결정된다. 따라서 이러한 특성의 제어는 다공질 소재의 개발 및 응용에 매우 중요한 부분이다.

탄화규소질 다공질 세라믹스는 화학적 안정성이 뛰어나고, 내열성, 내식성, 내마모성 등의 특성이 우수하고, 높은 열전도율을 갖고 있어, 자동차용 허니컴 촉매담체, 주물용 필터, 열교환기용 필터, 발전설비 분진용 필터로 주목받고 있는 소재이다.¹³⁾ 탄화규소질 다공질 소재의 제조 방법으로는 소결온도를 낮추어서 부분 소결하는 방법,¹⁴⁾ 소결첨가제를 사용하지 않고 2000°C 이상의 고온에서 SiC 입자의 재결정화법으로 제조하는 방법,¹⁵⁾ 반응소결법,¹³⁾

[†]Corresponding author : Young-Wook Kim
E-mail : ywkim@uos.ac.kr
Tel : +82-2-2210-2760 Fax : +82-2-2215-5863

고상-기상 반응에 의해 제조하는 방법,¹⁶⁾ 고분자와 같이 고온에서 분해되어 기공을 형성하는 기공의 전구체를 첨가하는 방법,^{3,17)} 폴리우레탄 폼(foam)에 탄화규소 슬러리를 코팅하여 폴리우레탄 폼을 제거함으로써 다공질 세라믹스를 제조하는 방법¹⁸⁾ 등이 소개되었다.

본 연구에서는 소결온도를 낮추어서 부분 소결하여 다공질세라믹스를 제조하는 공정의 경우에 단점인 강도저하의 단점을 개선할 수 있는 공정으로, 소결온도는 낮추지 않고, 소결성을 저하시켜 기공을 형성할 수 있는 길이가 긴 SiC 휘스커(whisker) 또는 입자크기가 큰(grit) SiC 입자를 작은 SiC 입자에 첨가하여, 첨가량의 변화와 소결공정에서 가하는 압력의 변화가 기공율에 미치는 영향을 고찰하였고, 제조된 다공질 SiC계 세라믹스의 기공크기 분포, 기체의 투과율, 강도 특성 등을 고찰하였다. 본 연구의 결과는 자동차용 허니컴 촉매담체 및 차세대 발전 설비용 분진 필터 개발에 활용 될 수 있다고 판단된다.

2. 실험방법

출발원료로는 미립 SiC(~0.32 μm , Ultrafine, Betarudum, Ividen Co. Ltd., Ogaki, Japan), 대립 SiC(~65 μm , ESK, Germany) 및 SiC whisker(직경 0.5~3 μm , 길이 50~200 μm , Grade I, American Matrix Inc., USA)를 사용하였고, 소결조제로는 YAG($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, 99.9%, Kojundo Chemical Co. Ltd., Saitama, Japan) 분말을 사용하였다.

Table 1에서 보여주는 원료조합에 결합재로 2%의 polyethylene glycol(PEG)을 첨가하여 SiC 볼과 에탄올을 용매로 사용하여 폴리프로필렌 볼밀을 사용하여 혼합하였다. 혼합 시간은 대립 SiC를 첨가한 경우에는 24시간동안 혼합하였고, SiC 휘스커를 첨가한 경우에는 SiC 휘스커의 파괴를 막기 위해 미립 SiC 분말과 소결조제, 결합재를

첨가하여 SiC 볼과 에탄올을 용매로 22시간동안 혼합한 후에, SiC 휘스커를 첨가하여 2시간동안 추가로 혼합하였다. 혼합된 분말은 SC1-SC6 시편의 경우에 건조기에서 건조하고, 분쇄하여, 200 kg/cm^2 의 압력으로 일축가압성형하고, 3400 kg/cm^2 의 압력으로 정수압 성형(cold isostatic pressing)하였다. 소결공정은 흑연로에서 Ar 분위기를 사용하여 20°C/min의 속도로 1850°C까지 승온하여 1시간동안 유지하였다. 이러한 조건은 소결성을 저하시키는 대립 SiC 입자의 첨가가 없으면, 미립 SiC의 소결이 잘되는 조건이다. SC7-SC9 시편의 경우에는 Ar 분위기를 사용하여 25 MPa의 압력을 가하고, 20°C/min의 속도로 1850°C까지 승온하여 1시간동안 가압소결하였다. 조성과 제조조건은 Table 1에서 보여준다.

제조된 시편의 밀도는 질량과 부피를 측정하여 계산하였고, 기공율은 상대밀도로부터 계산하였다. 기공구조는 주사전자현미경(SEM, S-4300, Hitachi Co., Japan)을 사용하여 관찰하였고, 기공크기 및 통기도는 porosimeter (Auto-Pore 9510, Micromeritics Instrument Co., USA)와 통기도 측정기(CFP1200AEL, PMI, USA)를 사용하여 측정하였다. 다공질 SiC 시편의 강도는 소결체를 3×4×25 mm의 크기로 절단하여 내부 span 10 mm, 외부 span 20 mm의 치구를 사용하여 만능시험기(8516, Instron Co., USA)를 사용하여 0.5 mm/min의 cross-head 속도로 하중을 가하여 4점 굽힘강도를 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

제조된 시편의 기공율은 0.3~39% 범위를 가졌고(Table 1), Fig. 1에서 보듯이 기공율은 상압소결 및 가압소결 공정으로 제조된 시편의 경우에 모두, 소결을 억제하기 위해 첨가한 SiC 휘스커 및 대립(grit) SiC 입자의 첨가량이

3

Table 1. Batch Composition, Fabrication Conditions, and Porosity of Porous SiC Ceramics

Sample designation	Batch composition (wt%)	Sintering condition	Porosity (%)
SC1	90% SiC whisker ^a + 10% YAG ^b	1850°C/1 h/Ar	38.6
SC2	90% SiC grit ^c + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar	28.4
SC3	60% SiC whisker + 30% fine SiC ^d + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar	28.2
SC4	50% SiC grit + 40% fine SiC + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar	25.9
SC5	40% SiC whisker + 50% fine SiC + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar	22.0
SC6	20% SiC grit + 70% fine SiC + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar	18.5
SC7	90% SiC whisker + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar/25 MPa	13.1
SC8	50% SiC whisker + 40% fine SiC + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar/25 MPa	7.0
SC9	10% SiC whisker + 90% fine SiC + 10% YAG	1850°C/1 h/Ar/25 MPa	0.3

^aThe diameter and length are 0.5~3 μm and 50~200 μm , respectively (Grade I, American Matrix Inc., USA).

^bYttrium-aluminum garnet ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$).

^cAverage particle size is ~65 μm (ESK, Germany).

^dAverage particle size is ~0.32 μm (Ultrafine, Betarudum, Ividen Co. Ltd., Ogaki, Japan).

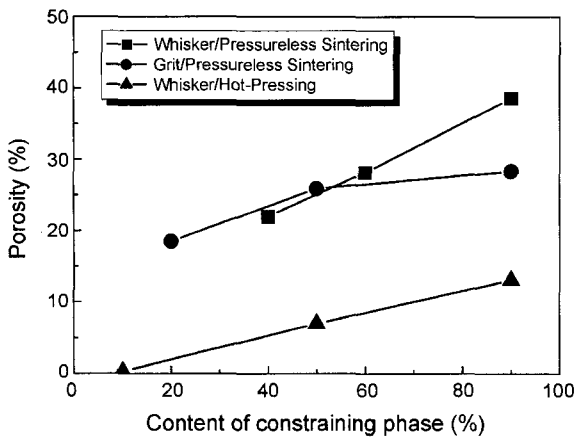


Fig. 1. Relation between porosity and content of constraining phase in porous SiC ceramics.

증가함에 따라 증가하였다. 이러한 결과는 첨가한 SiC 휘스커 및 대립 SiC 입자가 치밀화를 효과적으로 억제하여 다공질 세라믹스의 제조를 가능케 하였음을 보여준다.

SC1과 SC2 시편의 기공율을 비교해 보면(Table 1) SiC 휘스커를 첨가한 SC1 시편의 기공율이 대립 SiC를 첨가한 SC2 시편의 기공율 보다 더 높음을 알 수 있는데, 이러한 결과는 휘스커 형상이 비교적 등방형의 대립 SiC를 첨가하는 것 보다 소결성의 저하에 효과적임을 나타낸다. 휘스커를 60% 첨가한 SC3의 기공율(28.2%)과 대립 SiC를 90% 첨가한 SC2의 기공율(28.4%)이 비슷한 것도 이러한 생각을 뒷받침한다. 휘스커 형상의 경우에 소결의 초기에 휘스커의 상호 부딪침에 의한 3차원적인 다공질 구조(constrained porous network)가 형성되고,¹⁹⁾ 이러한 구조가 치밀화를 효과적으로 방해했다고 생각된다. 그러나 Fig. 2(a)에서 보듯이 파단면에서는 휘스커 형상이 명확하게 보이지 않는데, 이는 SiC 휘스커가 소결첨가제로 사용한 YAG 상과 SiC 휘스커의 표면에 존재하는 SiO₂와의 반응에 의해 형성된 Y-Al-Si-O계 액상에 용해되어, 용해-재석출 공정으로 성장하는 과정에서 형상이 변화한 것에 기인한다.²⁰⁾ Fig. 2(f)는 SC1 시편과 동일한 원료조합을 사용하여 25 MPa의 압력을 가하여 가압소결한 SC7 시편의 파단면을 보여주며, 가압소결 함으로서 압력에 의한 추가적인 치밀화가 일어나 기공크기와 기공율이 현저하게 줄어들었음을 알 수 있다(기공율의 경우 38.6%에서 13.1%로 감소). SiC 휘스커를 10% 첨가하고 동일 조건에서 가압소결된 SC9 시편은 완전 치밀화가 된 것을 알 수 있고, 40% SiC 휘스커를 첨가한 SC5 시편의 경우에 22.0%의 기공율을 보여주는 결과로부터, 휘스커의 상호 부딪침에 의한 3차원적인 다공질구조를 형성하기 위해서는 휘스커의 함량을 40% 이상 첨가하는 것이 바람직함을 알 수 있고, 이러한 휘스커 함량 40%는 percolation limit라고 생각된다. 즉, 40% 이상의 SiC 휘스커의 첨가는 휘스커

의 상호 부딪침에 의한 3차원적인 다공질구조를 형성하여 치밀화를 효과적으로 억제하여, 다공질 소재의 제조를 가능케 함을 나타낸다.

한편 대립 SiC 입자를 첨가한 경우에(SC2, SC4, SC6), 대립 SiC 함량이 증가할수록 기공율이 증가하는 것을 보여주는데, 이는 대립 입자의 소결 수축율은 작은 입자의 수축율 보다 작으므로, 큰 입자 주변에 입자의 중심 방향으로 압축응력이 작용하고(radial compressive stress), 원주 방향에는 인장응력이 작용하여(tensile hoop stress), 치밀화를 방해하기 때문이다.²¹⁾ 이러한 응력은 대립 SiC 입자의 함량이 많아질수록 증가하기 때문에, Table 1과 Fig. 1에서 보듯이 대립 SiC의 함량이 증가할수록 기공율이 증가함을 알 수 있다.

Fig. 2는 제조된 시편들의 대표적인 파단면을 보여준다. 대립 SiC를 첨가한 SC2와 SC4 시편의 경우에 휘스커를 첨가한 다른 시편들 보다 기공의 크기가 큰 것을 보여주는데 이는 대립 SiC의 크기가(평균입자크기= $\sim 65 \mu\text{m}$) 휘스커보다 큰 것에 기인하여 큰 기공이 형성되었기 때문이다. Fig. 3은 대표적인 시편의 기공크기 분포를 보여주는데, 대립 SiC를 첨가한 SC2의 기공크기 분포가 휘스커를 첨가한 SC5의 기공크기 분포보다 기공크기가 큰 쪽에 분포하는 것을 보여준다. 이는 SEM에서 관찰한 결과(Fig. 2)와 잘 일치함을 알 수 있다. SC8의 경우에 기공크기 분포가 삼중 분포를 보여주는데, 이는 SiC 휘스커를 50% 정도 첨가한 경우에 휘스커의 상호 부딪침에 의해 형성되는 기공(Fig. 3의 SC8에서 가장 오른쪽의 분포)과 휘스커와 미립 SiC 입자 사이에 형성되는 기공(Fig. 3의 SC8에서 가운데 분포) 및 미립 SiC 입자 사이에 형성되는 기공(Fig. 3의 SC8에서 왼쪽의 분포)에 기인한다고 생각된다. 이러한 현상은 휘스커를 40% 첨가하고, 상압소결한 시편에서는 관찰되지 않았다.

Fig. 4는 각 시편의 기체에 대한 통기도를 보여준다. 일반적으로 다공질 SiC 소재의 기공율이 증가할수록 통기도는 향상되었다. SC7과 SC8 시편의 통기도는 다른 시편에 비해 현저히 낮은 것을 알 수 있는데, 이는 SC7 및 SC8의 기공율이 각각 13.1%와 7.0%로서 이러한 기공율에서는 Fig. 2(f)와 (g)에서 보듯이 대부분의 기공이 폐기공(closed pore)으로 존재하기 때문이다. Fig. 2와 Fig. 3에서 보듯이 대립 SiC를 첨가한 경우에 휘스커를 첨가한 경우 보다 기공크기가 큰 것을 알 수 있는데, 기공율이 비슷한 SC2(90% 대립 SiC 첨가, 기공율=28.4%)와 SC3(60% SiC 휘스커 첨가, 기공율=28.2)의 통기도는 비슷함을 보여준다. 이러한 결과는 기공율이 28% 이상으로 대부분이 열린 기공(open pore)인 경우에 통기도는 기공의 크기 보다는 기공율에 주로 의존한다는 것을 보여준다. 또한 기공율이 28% 이상인 경우에 대립 SiC를 첨가한 SC2와 휘스커를 첨가한 SC3 모두 80 psi의 압력차에서

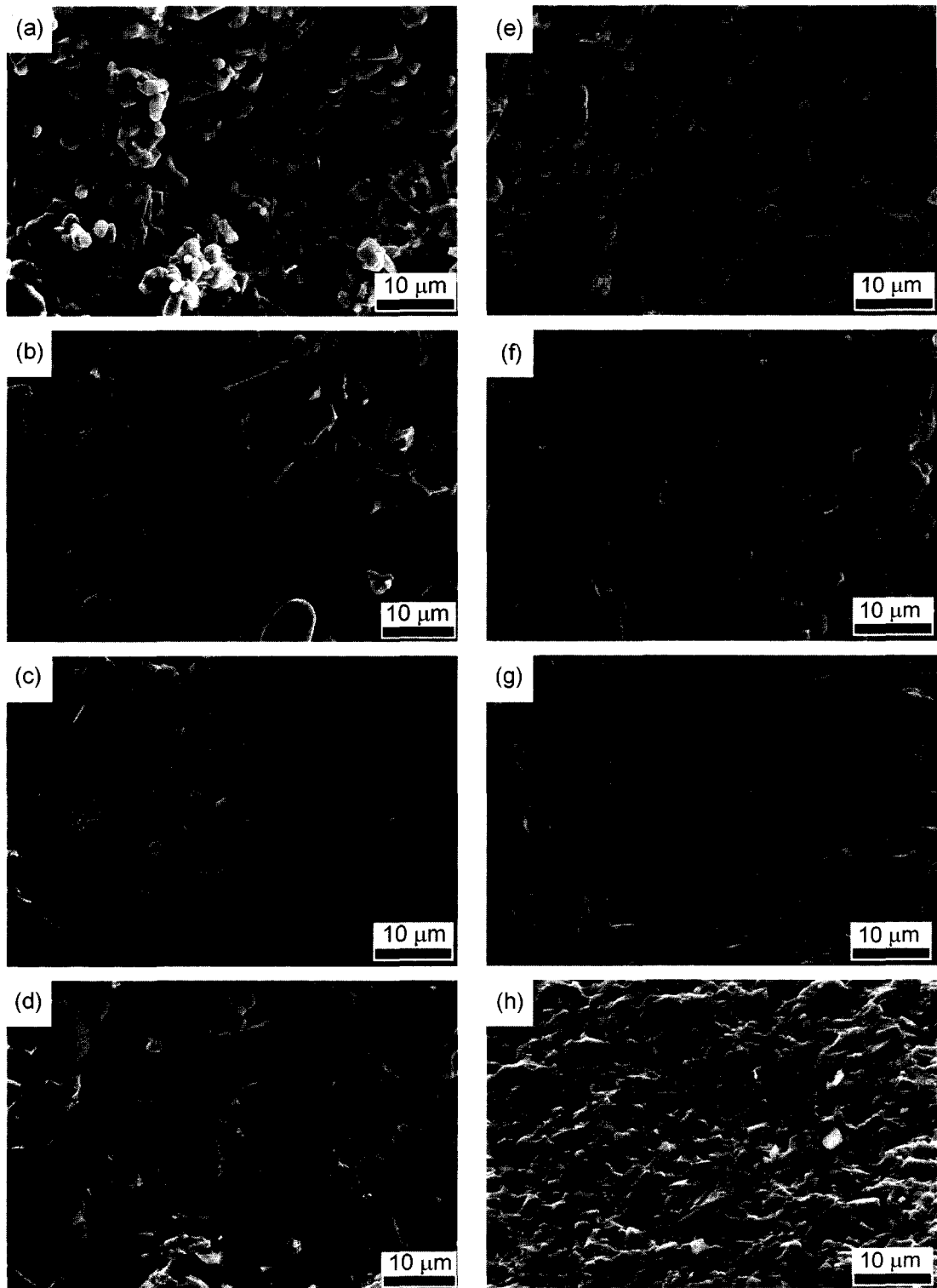


Fig. 2. Typical fracture surfaces of porous SiC ceramics : (a) SC1, (b) SC2, (c) SC3, (d) SC4, (e) SC5, (f) SC7, (g) SC8, and (h) SC9 (refer to Table 1).

100 cc/s 이상의 우수한 통기도를 나타내었다. 이는 이러한 다공질 SiC 소재가 허니컴 구조의 벽(wall) 재료로서 적합함을 나타낸다.

다공질 SiC 세라믹스의 상대밀도에 따른 굽힘강도 변화를 Fig. 5에서 보여준다. 예상되었던 것처럼 강도는 기공율이 증가함에 따라 감소하다가, 기공율이 30% 이상

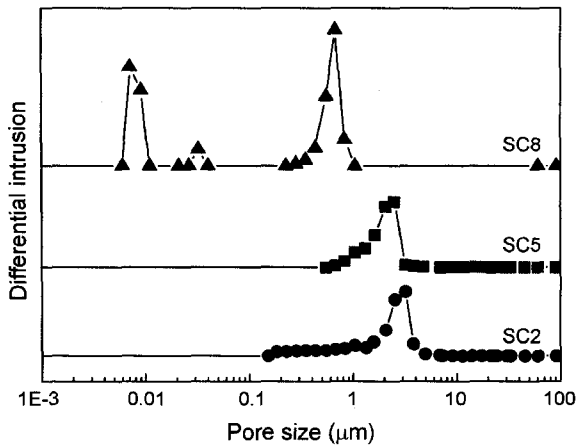


Fig. 3. Pore size distribution of porous SiC ceramics in SC2, SC5, and SC8 (refer to Table 1).

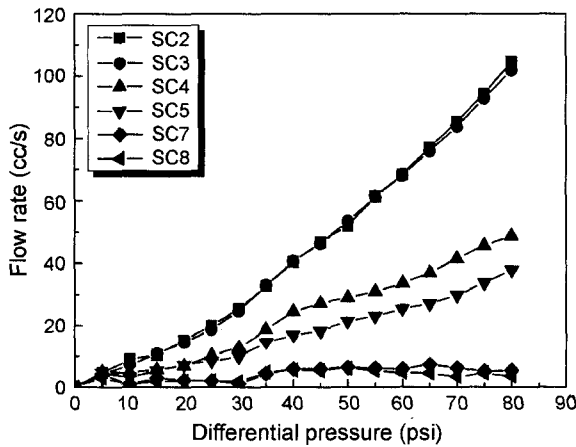


Fig. 4. Variations of flow rate with differential pressure in porous SiC ceramics (refer to Table 1).

증가함에 따라 강도의 감소 속도가 둔화되었다(Fig. 5(a)). 이러한 경향은 Kim 등²²⁾이 보고한 강도의 기공율 의존을 나타내는 다음 식을 잘 만족한다.

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-b_1 P) \quad (1)$$

여기서 σ_0 는 기공율이 0인 경우, 즉 완전 치밀화 되었을 때의 강도, b_1 는 상수, P 는 기공율이다. Fig. 5(b)는 상대밀도가 99.7%일 때의 평균 굽힘강도인 446 MPa을 σ_0 으로 사용하여 기공율에 따른 상대강도(σ/σ_0)의 변화를 보여준다. 기공율이 증가할수록 상대강도가 직선적으로 감소함을 보여주며, 상수 $b_1=3.4$ 이었다. 일반적인 다공질세라믹스에서 b_1 의 값은 약 4~7 정도로 보고되었다.^{23,24)} 따라서 본 연구에서 제조된 다공질 SiC 소재의 경우에 기공율의 증가에 따른 강도의 감소 속도가 완만하게 일어난다는 것을 보여준다.

Fig. 6는 SC3와 SC6 시편의 하중-변위 곡선을 보여준

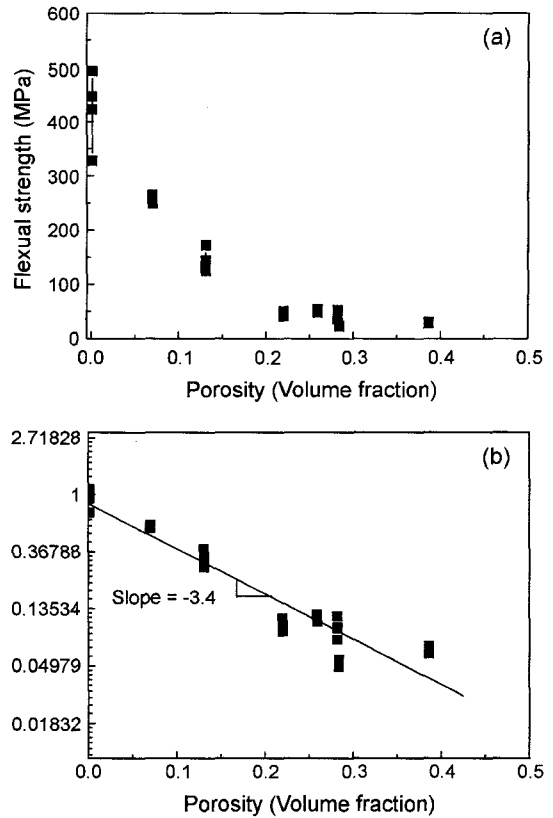


Fig. 5. Effect of porosity on (a) flexural strength and (b) relative strength of porous SiC ceramics.

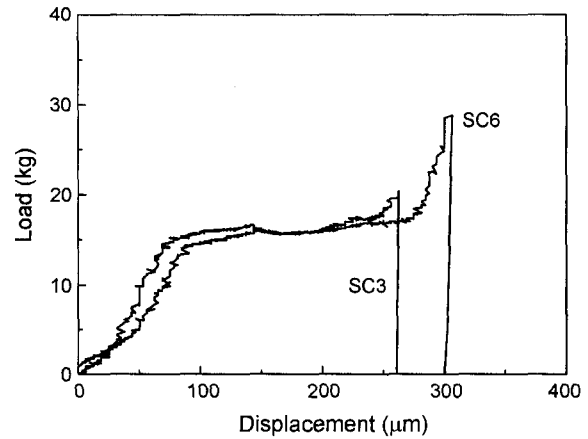


Fig. 6. Load vs displacement curves of porous SiC ceramics. Porosities of SC3 and SC6 are 28.2% and 18.5%, respectively.

다. 그림에서 보듯이 두 시편 모두 하중-변위 곡선에서 완전히 치밀화 된 시편에서는 나타나지 않는 평평한 구간이 보이는 것을 알 수 있다. 즉 본 연구에서 제조된 기공율 18% 이상의 시편들에서 완속파괴 거동이 관찰되었다. SC3(기공율 28.2%) 및 SC6(기공율 18.5%) 시편의 경우에 참변형률(true strain)이 각각 8.31×10^{-2} 과 9.53×10^{-2} 을 나

타내었다. 이러한 strain-tolerant 거동은 Shigegaki 등²⁵⁾에 의해 다공질 질화규소에서 보고 되었는데, 기공율 14.4%의 다공질 질화규소의 경우에 4.39×10^{-3} 의 참변형율을 나타내었다. 이러한 완속파괴 거동은 부분적으로는 기공이 하중에 따른 변형을 흡수함으로써 큰 변형율을 나타내었다고 판단된다.

일반적으로 다공질세라믹스에서 영율(Young's modulus)의 기공율에 따른 변화는 다음과 같은 관계식으로 나타낼 수 있다.²²⁾

$$E = E_0 \exp(-b_2 P) \quad (2)$$

여기에서 E_0 는 완전 치밀화 되었을 때의 영율, b_2 는 상수, P 는 기공율이다. 위의 식으로부터 기공율이 증가함에 따라 영율이 낮아지고, 기공율에 따른 강도 저하가 비교적 완만하게 일어난다면 Fig. 6와 같은 strain-tolerant 거동이 가능하다고 판단된다. 한 가지 주목할 만한 사항은 SC3와 SC6 시편의 참변형율(true strain)을 비교했을 때 기공율이 낮은 SC6가 더 큰 참변형율을 나타낸다는 점이다. 이러한 거동은 기공에 따른 강도저하가 완만하면 할수록 상대적으로 더 큰 하중을 견딜 수 있게 되므로 더 큰 변형율을 나타내는데 기인한다고 생각된다. 따라서 본 연구에서 제조된 다공질 SiC 시편에서 관찰된 큰 변형율은 기공에 의한 변형 흡수와 기공율에 따른 강도 의존성의 완만함에 기인한다.

4. 결 론

작은 ($\sim 0.32 \mu\text{m}$) SiC 입자에 소결성을 저해하는 SiC 휘스커 또는 대립 ($\sim 65 \mu\text{m}$) SiC 입자를 첨가하여 기공율 0.3–39% 범위를 갖는 다공질 SiC 세라믹스를 제조할 수 있었다. 기공율은 소결성을 저해하는 첨가제의 함량이 증가함에 따라 증가하였고, SiC 휘스커를 첨가하는 것이 대립 SiC 입자를 첨가하는 것 보다 기공율을 높이는 데 효과적이었다. 제조된 다공질 세라믹스에서 기체의 통기도는 기공율이 28% 이상으로 대부분이 열린 기공인 경우에 기공의 크기 보다는 기공율에 의존하였다. 굽힘강도는 기공율이 증가함에 따라 감소하였고, 기공율이 18% 이상인 다공질 SiC 세라믹스의 경우에 $8.0\sim 9.5 \times 10^{-2}$ 정도의 참변형율이 관찰되었다. 이러한 strain-tolerant 거동은 기공에 의한 변형 흡수와 기공율에 따른 강도 의존성의 완만함에 기인한다.

감사의 글

본 연구는 차세대소재성형기술개발사업단(the Center for Advanced Materials Processing)의 연구비 지원(PM003-3-00-01)으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. J. Y. Yun, H. D. Kim, and C. H. Hong, "Fabrication of Double-layered Porous Materials," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **39** [10] 919-27 (2002).
2. J. C. Lee and I. H. Kook, "Studies on the Oxide Bonded Silicon Carbide Porous Materials," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **27** [2] 179-86 (1990).
3. S. H. Kim, Y.-W. Kim, and C. B. Park, "Effect of Inert Filler Addition on Pore Size and Porosity of Closed-Cell Silicon Oxycarbide Foams," *J. Mater. Sci.*, **39** [10] 3513-15 (2004).
4. P. Colombo and M. Modesti, "Silicon Oxycarbide Ceramic Foams from a Pre-ceramic Polymer," *J. Am. Ceram. Soc.*, **82** [3] 573-78 (1999).
5. P. Sepulveda, "Gelcasting Foams for Porous Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **76** 61-6 (1997).
6. P. Colombo and J. R. Hellmann, "Ceramic Foams from Pre-ceramic Polymers," *Mat. Res. Innovat.*, **6** [1] 260-72 (2002).
7. P. Sepulveda, F. S. Ortega, M. D. M. Innocentini, and V. C. Pandolfelli, "Properties of Highly Porous Hydroxyapatite Obtained by the Gelcasting of Foams," *J. Am. Ceram. Soc.*, **83** [12] 3021-24 (2000).
8. P. Colombo, T. Gambaryan-Roisman, M. Scheffler, P. Buhler, and P. Greil, "Conductive Ceramic Foams from Pre-ceramic Polymers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **84** [10] 2265-68 (2001).
9. P. Sepulveda and J. G. P. Binner, "Processing of Cellular Ceramics by Foaming and *in situ* Polymerization of Organic Monomers," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **19** 2059-66 (1999).
10. Y.-W. Kim, S. H. Kim, X. Xu, C. H. Choi, C. B. Park, and H. D. Kim, "Fabrication of Porous Pre-ceramic Polymers Using Carbon Dioxide," *J. Mater. Sci. Lett.*, **21** [21] 1667-69 (2002).
11. Y.-W. Kim and C. B. Park, "Processing of Microcellular Pre-ceramics Using Carbon Dioxide," *Comp. Sci. & Tech.*, **63** [14] 2371-77 (2003).
12. Y.-W. Kim, S. H. Kim, C. Wang, and C. B. Park, "Fabrication of Microcellular Ceramics Using Gaseous Carbon Dioxide," *J. Am. Ceram. Soc.*, **86** [12] 2231-33 (2003).
13. S. S. Hwang, S. W. Park, J. H. Han, K. S. Han, and C. M. Kim, "Mechanical Properties of Porous Reaction Bonded Silicon Carbide," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **39** [10] 948-54 (2002).
14. Y.-W. Kim and J. G. Lee, "Reactive Sintering of SiC," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **20** [2] 115-22 (1983).
15. M. Komac, "The Investigation of High-Temperature Strength of SiC Based Refractories," *Ceram. Int.*, **7** [3] 103-05 (1981).
16. N. Keller, C. Pham-Huu, S. Roy, M. J. Ledoux, C. Estournes, and J. Guille, "Influence of the Preparation Conditions on the Synthesis of High Surface Area SiC for Use as a Heterogeneous Catalyst Support," *J. Mater. Sci.*, **34** 3189-202 (1999).
17. W. Wu, T. Fujiu, and G. L. Messing, "Synthesis of Cellular Inorganic Materials by Foaming Sol-Gels," *J. Non-Cryst. Solids*, **121** 407-12 (1990).
18. F. F. Lange and K. T. Miller, "Open Cell, Low-Density

- Ceramics Fabricated from Reticulated Polymer Substrates,” *Adv. Ceram. Mater.*, **2** [4] 827-31 (1987).
19. Y.-W. Kim and J. G. Lee, “Pressureless Sintering of Al₂O₃-SiC Whisker Composites,” *J. Mater. Sci.*, **26** 1316-20 (1991).
 20. S. H. Kim, Y.-W. Kim, and M. Mitomo, “Microstructure and Fracture Toughness of Liquid-Phase-Sintered β-SiC Containing β-SiC Whiskers as Seeds,” *J. Mater. Sci.*, **38** 1117-21 (2003).
 21. Y.-W. Kim, S. G. Lee, and Y. I. Lee, “Pressureless Sintering of SiC-TiC Composites with Improved Fracture Toughness,” *J. Mater. Sci.*, **35** 5569-74 (2000).
 22. H. S. Kim, T. Guifang, and J. Y. Kim, “Clayware Mechanical Properties Porosity Dependent,” *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **81** [5] 20-5 (2002).
 23. W. D. Kingery, H. K. Bowen, and D. R. Uhlman, *Introduction to Ceramics*; p 793. Wiley, New York, 1976.
 24. R. W. Rice, *Porosity of Ceramics*; pp 169-71. Marcel Dekker, New York, 1998.
 25. Y. Shigegaki, M. E. Brito, K. Hiaro, M. Toriyama, and S. Kanzaki, “Strain Tolerant Porous Nitride,” *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [2] 495-98 (1997).