Journal of the Korean Ceramic Society
Vol. 37, No. 11, pp. 1119~1125 2000.

용융 Si 침윤 방법에 의한 다공성 RBSC 제조

서기식 · 박상환 · 권혁보*
한국과학기술연구원 복합기능세라믹스연구센타
*경남대학교 신소재 공학부
(2000년 10월 18일 접수)

Fabrication of Porous RBSC by Si Melt Infiltration

Ki-Sik Seo, Sang-Whan Park and Hyok-Bo Kwon*
Multi-functional Ceramics Research Center, KIST, Seoul, 136-791, Korea
*Dept. Materials Sci. & Eng., Kyungnam Univ., Masan, 631-701 Korea
(Received October 18, 2000)

초 록

용융 Si 침윤 방법에 의한 새로운 다공질 RBSC 제조공정이 개발되었으며, 용융 Si 침윤공정 방법으로 제조된 다공질 RBSC의 최대 3-점 파괴 강도는 18 MPa, 최대 기공율은 46% 범위이었다. 용융 Si 침윤방법으로 제조된 다공질 RBSC의 기계적 특성 및 기공율은 성형체내 SiC 입자 표면의 카본 source의 양 및 침윤시 사용된 Si의 양에 직접적으로 영향을 받는 것으로 나타났다. 침윤 시 상대 Si 양은 40%을 사용하였으며, SiC 입자 표면에 graphite와 phenol resin을 함께 코팅한 성형체를 사용하여 제조된 다공질 RBSC에서 최대 파괴강도 값을 얻었다. 상대 Si의 양의 증가는 다공질 RBSC의 파괴강도를 감소시켰으며, SiC 입자 표면의 카본 source 코팅층은 graphite와 phenol resin을 같이 사용하였을 때 다공질 RBSC의 파괴강도는 증가되었으나, RBSC 내 기공율은 감소되었다.

ABSTRACT

In this study, a new fabrication process for porous RBSC was developed by using Si melt infiltration method. The maximum porosity and 3-P bending strength of porous RBSC fabricated were 46 vol% and 18 MPa respectively. It was found that both fracture strength and porosity were affected by varying amounts of carbon source on the SiC particles in the SiC preform and amounts of Si infiltrated into SiC preform. The maximum fracture strength was obtained in the porous RBSC fabricated using 40% of relative amount of Si for the infiltration process and SiC preform with graphite/phenol resin coated SiC particles. The further increase of relative amounts of Si reduced fracture strength of porous RBSC. And, the applying graphite/phenol coating layer on SiC particles in SiC preform improved the fracture strength of porous RBSC, but reduced the porosity in porous RBSC.

Key words* : *Porous RBSC, Infiltration, Si melt, Silicon carbide

1. 서 론

반응소결 탄화규소(RBSC, reaction bonded silicon carbide)는 내열, 내 부식성 및 기계적 특성이 우수할 뿐만 아니라 제조공정의 경제성이 높기 때문에 고온 열 교환기 소재, 고온 구조재료, radiant tube 및 mechanical seal 등에 주로 응용되고 있다. 또한, RBSC는 소결후 성형체의 원래의 치수와 형상을 유지할 수 있기 때문에 최소한의 가공만으로 원하는 형태의 탄화규소 제품을 제조할 수 있기 때문에 새로운 응용 분야를 개척하는데 있어 상업적 가치는 높은 것으로 평가되고 있다.[1-4] RBSC는 탄화규소와 잔류 Si으로 구성되어 있으며, 성형체의 미세구조 및 밀도를 제어함으로써 다양한 기계적, 전기적 특성을 갖는 RBSC 제품을 제조할 수 있다.[5-7] 고순도 RBSC는 반도체 공정에 사용되는 반응관, susceptor 및 heater 소재로 개발되어 사용되고 있으며, 최근에는 고순도 다공질 RBSC 제품이 IC 제조에서 사용되는 etching gas용 electrode 및 dispersion board로 사용되고 있다.[8]

우수한 고온 강도, 내열 또는 내부식성이 요구되는 산업체용 고온 가스 및 분진 filter의 지지층 소재로 다공질 clay bonded SiC 소재가 개발되어 사용되고 있으며, 다공질 clay bonded SiC의 열, 기계적 특성을 향상시키기 위하여 화학 증착법(CVI, Chemical Vapor Infiltration 법)에 의한 다공질 SiC 섬유 강화 탄화규소 복합재료가 개발되고 있으나 높은 제조단가 때문에 실제 응용은 극히 제한된다.

최근에는 화석연료를 사용하는 에너지 산업 전 분야에 걸쳐 환경보호 및 에너지 효율 증대를 위해 차세대 발전 시스템이 개발되고 있으며, 차세대 발전 시스템에서 요구되는 고

온용 가스 필터 개발을 위하여 가격 경쟁력이 높고 우수한 열, 기계적 특성을 갖는 다공질 RBSC 소재 및 그 제조공정 기술 개발이 요구되고 있다.[5-7] 다공질 RBSC 제조 기술은 SiC 및 carbon으로 이루어진 성형체에 용융 Si을 침윤시켜 제조된 RBSC를 1800°C 이상의 고온에서 잔류 Si 중 일부를 증발시켜 다공질 RBSC를 제조하는 기술 및 성형체에 과잉 graphite를 사용하여 미반응 graphite 입자를 산화시켜 제거하여 다공질 RBSC를 제조하는 기술이 알려져 있다.[9-11] 기존의 다공질 RBSC 제조공정은 다공질 RBSC 내 기공의 미세구조 및 기공율을 제어하는데 있어 어려움이 있을 뿐만 아니라, 높은 제조 단가로 인하여 고온 분진 filter 지지층으로 실제 응용에 있어서 많은 문제점이 있을 것으로 생각된다. 따라서, 본 연구에서는 SiC 및 carbon으로 이루어진 성형체에 용융 Si의 침윤 공정만으로 다공질 RBSC를 제조하는 새로운 제조공정을 개발하기 위하여 카본 source에 의한 SiC 입자 표면 개질이 용융 Si의 침윤기구에 미치는 영향 및 최적 침윤공정에 관한 연구를 수행하였으며, 제조된 다공질 RBSC의 기계적 특성, 기공율 및 기공의 크기를 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 원료의 특성은 Table 1에 요약하였으며, 사용된 SiC, Si, graphite 분말의 순도는 각각 99.5%, 99.9999%, 및 99.95% 이상이었다. Table 2는 용융 Si 침윤 공정에 사용된 SiC/phenol resin 및 SiC/graphite/phenol resin 성형체의 조성을 보여주며, SiC/graphite/phenol resin 및 SiC/phenol resin 성형체 제조공정은 Fig. 1에 개략적으로 나타내었다. SiC 분말(200 μm)과 graphite(1 μm)분말을 일정 부피 비로 칭량한 후 물에 분산제와 함께 ultra-sonification 방법으로 분산시킨 후 일정양의 phenol resin을 첨가하여 ultra-sonification 방법으로 혼합하여 성형체 제조용

Table 1. Characteristics of Raw Materials Used in This Experiment

Materials	Supplier	Remark	Purity
SiC #70	Showa denko	200 μm	99.5%
Phenol resin	Kolong Chemical	carbon content 30 wt%	
Graphite	SEC, Japan	1 μm	99.95%

Table 2. Slurry Compositions for SiC/C/phenol Resin and SiC/phenol Resin Preform

Specimen	SiC Powder	Carbon source	Content(wt%)
SR 10	# 70	Phenol Resin	10
SGR 5	# 70	Graphite(1 μm) Phenol Resin	5 / 10 (Graphite/phenol)

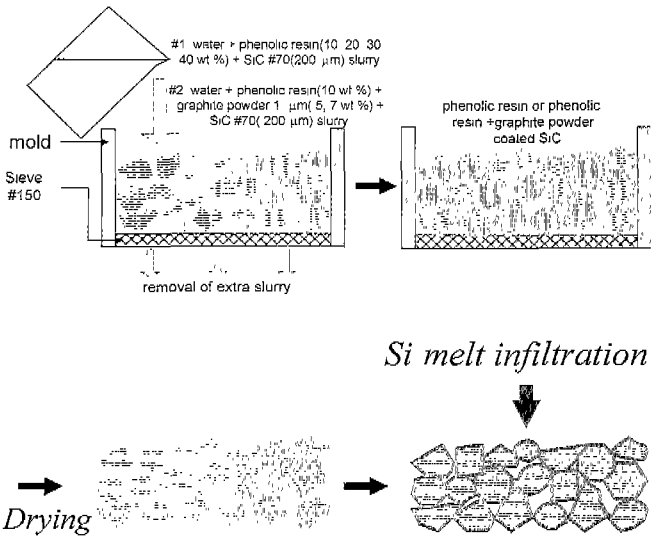

Fig. 1. Schematics of the fabrication process for porous RBSC using a Si melt infiltration method.

slurry를 제조하였으며, slurry내 solid loading은 50% 이내로 하였다. SiC/graphite/phenol resin 및 SiC/phenol resin 계 slurry를 Fig. 1에서 보여 주는 것과 같이 sieve(#150 mech)가 부착된 100×100×50 mm mold에 주입한 후 과잉 slurry를 제거하였다. 과잉 slurry는 카본 및 phenol resin으로 구성된 수용액이기 때문에 건조된 성형체내 carbon source의 양은 출발 slurry내 카본 source의 양보다 감소되지만 본 연구에서는 성형체내 실제 잔류하는 카본 함량에 대해서는 조사되지 않았다. 성형체내 carbon source는 SiC 입자 표면에 코팅되어 있거나 SiC 입자 사이의 작은 기공에 entrap 되어 있게 된다. 과잉 slurry가 제거된 성형체는 80°C 온도에서 1시간 조건으로 건조시켜 3×4×20 mm 크기의 시편 모양으로 가공하여 용융 Si의 침윤 공정에 사용하였다. 용융 실리콘의 침윤은 1550°C, 진공 분위기(< 10^{-1} torr) 하에서 흑연반응로를 사용하여 이루어졌다. 승온시 반응로 내부는 10^{-1} torr의 진공 분위하에서 600°C까지 5°C/min 속도로 승온하였으며, 용융 실리콘의 침윤온도인 1550°C까지는 15°C/min 속도로 승온하여, 용융 실리콘 침투 온도(1550°C)에서 30 분간 유지하였다. 용융 Si의 침윤은 SiC/C 성형체 및 Si ingot를 Fig. 2에서 보여주는 것과 같이 일정 크기의 carbon cloth 위에 위치시켜 이루어졌다. 사용한 Si ingot의 양은 치밀한 소결체를 제조하는데 요구되는 양의 20-100%이었으며, 침윤에 사용된 상대 Si 양(침윤시 사용한 Si ingot의 양의 성형체내 기공을 채울수 있는 Si 양에 대한 백분율)에 따른 다공질 RBSC의 미세구조 변화를 조사하였다. 침윤공정에서 사용된 용융 Si의 일부는 증발되고, 일부는 carbon cloth와 반응 및 carbon cloth 에 침윤된다. 따라서, carbon cloth에 반응 및 침윤되는 Si의 양은 사용한 Si의 양에 따라 단순 증가되지 않았으며 침윤 후 시편 무게 변화로부터 성형체에 침윤된 Si의 양은 침윤에 사용된

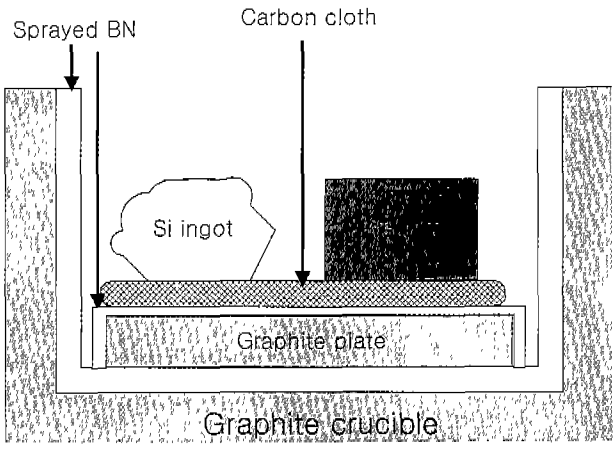

Fig. 2. Schematics of the experimental set-up for the Si melt infiltration process.

상대 Si 양이 20 wt%에서 100%로 증가됨에 따라 10 wt%에서 40 wt%로 증가되는 것으로 나타났다.

다공질 RBSC의 결정상을 분석하기 위해 Cu target을 사용하여 X-선 회절분석을 하였다. 제조된 다공질 RBSC 소결체를 Si의 침윤방향에 평행하게 절단한 소결체의 연마 표면 및 파단면을 SEM(scanning electron microscope)을 사용하여 미세구조를 관찰하였다. SEM을 이용한 미세구조 관찰에서는 시편 표면에 전도성 피막 코팅을 하지 않은 상태에서 secondary electron image를 관찰하였다. 제조된 다공질 RBSC의 기계적 특성은 3×4×20 mm 크기의 다공질 RBSC 시편을 표면 연마를 한후 3 point -bending strength 측정 방법으로 조사하였으며, 이때 cross head speed는 0.5 mm/min, span 길이는 10 mm이었다. 다공질 RBSC의 기공 크기, 기공크기 분포 및 기공율은 Mercury pore sizer를 사용하여 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 3은 SiC 입자와 phenol resin 및 graphite(1 μm)/phenol resin으로 코팅된 SiC 입자로 이루어진 성형체 파단면의 미세구조를 보여준다. Phenol resin이 코팅된 성형체 단면의 미세구조인 Fig. 3(a)으로부터 phenol resin은 SiC 입자 표면 및 SiC 입자 사이의 necking을 이루고 있는 것을 알 수 있다. Graphite 입자는 Fig. 3(b)에서 보는 바와 같이 SiC 입자 사이에 일부분 응집되어 나타났으나, 성형체 내 SiC 입자 표면에 비교적 균일하게 코팅되었다.

SiC/phenol resin 성형체(SR series)를 사용하여 용융 Si 침윤방법으로 제조된 다공질 RBSC의 XRD 분석 결과는 Fig. 4에서 보여주는 것과 같으며, SiC/graphite/phenol resin 성형체(SGR series)를 사용하여 제조된 다공질 RBSC에서도 XRD 분석 결과는 같게 나타났다. 다공질 RBSC는 치밀한 RBSC에서와 같이 α-SiC(6H 및 15R type) 및 실리콘으로

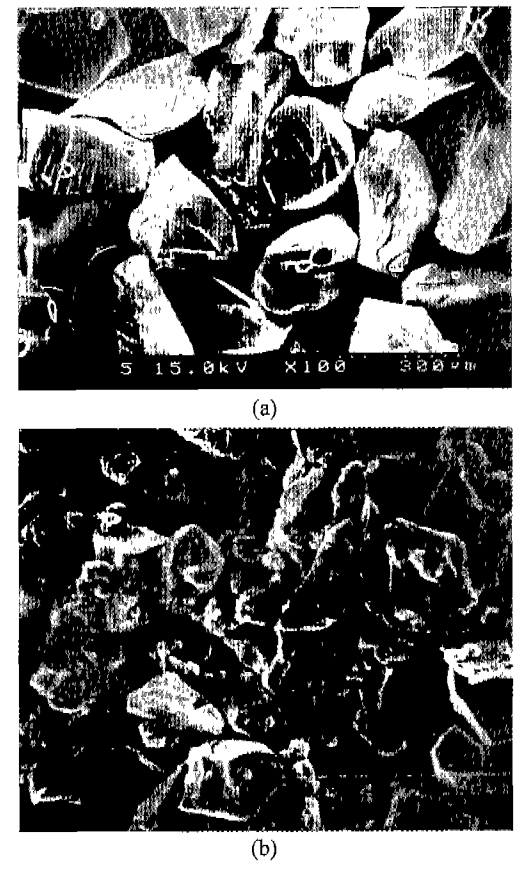

Fig. 3. SEM of fracture surface of SiC preform with (a) phenol resin coated SiC powder and (b) graphite/phenol resin coated SiC powder.

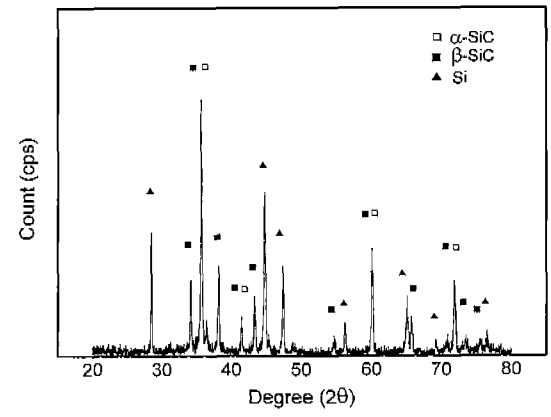

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of porous RBSC.

이루어져 있었으며, 미반응 흑연상은 나타나지 않았다. 반응소결체에는 반응소결시 용융 실리콘과 phenol resin의 열분해에 의해 생성되는 pyro-carbon 또는 carbon 사이의 반응으로 생성되는 β-SiC[12,13]는 대부분 α-SiC로 전이되는 것으로 생각된다.

Fig. 5은 SiC/phenol slurry로 제조된 SiC/C 성형체에 상대 Si 양을 20% 사용하여 용융 Si을 침윤시켜 제조한 다

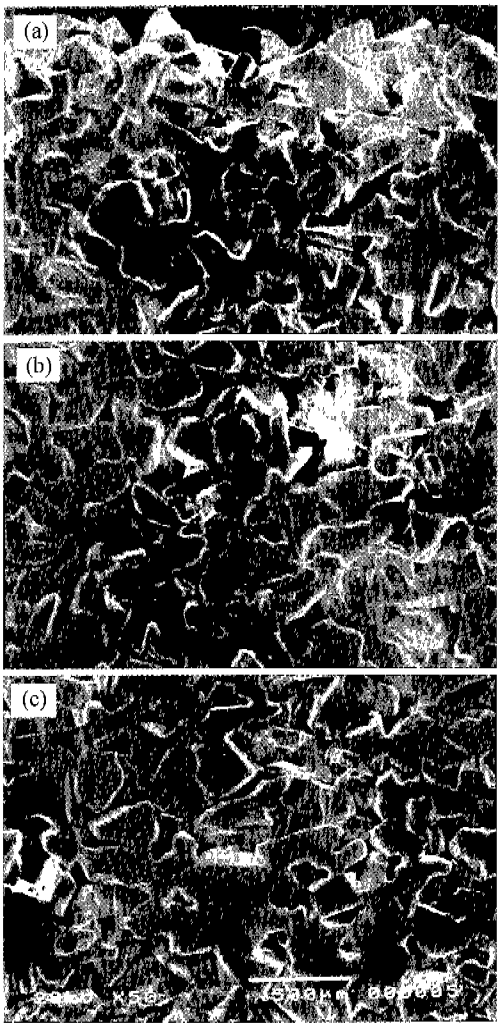

Fig. 5. SEM micro-structure of polished cross section of porous RBSC using SiC preform with phenol resin coated SiC powder(from the top to bottom of porous RBSC specimen).

공질 RBSC 시편의 Si 침윤 위치에 따른 미세구조를 보여준다. 용융 Si의 침윤에 의한 성형체 내에서 기공의 막힘 현상은 관찰되지 않았으며, 용융 Si의 침윤이 시작되는 다공질 RBSC 시편의 아래 부분에서 SiC 입자 사이의 neck을 이루는 기지상의 두께가 시편 윗 부분의 neck 기지상의 두께보다 증가되는 것으로 나타났다.

Fig. 6는 SiC/phenol resin(10 wt%) slurry로 제조된 성형체(SR10)를 사용하여 용융 Si 침윤 방법으로 제조된 다공질 RBSC의 미세구조를 침윤 시 사용한 상대 Si 양에 따라 보여준다. 제조된 다공질 RBSC의 미세구조는 Fig. 6(a)에서 보는바와 같이 크게 SiC 입자, 개기공 및 SiC 입자를 연결시켜주는 necking 부위로 이루어져 있으며, 제조된 다공질 RBSC 미세구조에서는 용융 Si의 침윤 후 냉각시 Si의 이상 팽창으로 발생될 수 있는 미세균열은 관찰되지 않았다. 용융 Si 침윤시 SiC 입자 표면에 코팅된 카본 source와 용융 Si과의 반응으로 β-SiC가 형성되어 SiC 입자 사이에 SiC/Si로 이루어진 neck을 형성하게 된다. 용융 Si 침윤공정에 사용된 상대 Si의 양이 20%에서 100%로 증가됨에 따라 침윤에 사용된 Si ingot의 양이 증가되며, 그에 따라 SiC 입자 사이를 연결시켜 주는 neck 부분의 두께 증가로 다공질 RBSC 내 기공의 크기는 감소되는 것으로 관찰되었다. 또한, 다공질 RBSC 내부 기공의 일부는 bridge 형태의 잔류 Si에 의해 점유되었으나, 다공질 RBSC를 이루는 SiC 골격 구조는 그대로 유지되었다.

Fig. 7은 SiC/graphite(5 wt%)/phenol resin(10 wt%) slurry로 제조된 성형체(SGR 5)에 용융 Si을 침윤시켜 제조한 다공질 RBSC의 미세구조를 보여준다. 다공질 RBSC의 미세구조는 SiC/phenol resin slurry를 사용하여 제조된 다공질 RBSC의 미세구조와 크게 다르게 나타나지 않았다. SiC/graphite/phenol resin slurry로 제조된 다공질 RBSC 미세구조에서는 Fig. 3(d)에서 보여주는 것과 같이 성형체에서 SiC 입자 사이의 작은 기공에 응집된 graphite 입자들에 의하여 SiC 입자를 연결시켜 주는 neck 부분의 두께가 증가되었을 뿐만 아니라 성형체에서 graphite 입자와 SiC 입자들이 agglomeration된 부분에서는 기공 형성 없이 몇 개의 SiC 입자가 치밀하게 소결된 부분도 관찰되었다. 따라서, 다공질 RBSC에서 침윤되는 상대 Si 양 및 slurry내 카본 source 함량의 변화에 따른 미세구조의 변화로부터 침윤되는 상대 Si 양 및 slurry내 카본 source의 양이 증가될수록 SiC 입자 사이의 neck 기지상의 두께는 증가되며, 기공내에 형성되는 잔류 Si에 의한 bridging 현상이 많이 나타나게 되는 것으로 생각된다. SiC/graphite/phenol resin slurry를 사용하여 제조된 다공질 RBSC에서 침윤되는 상대 Si 양에 따른 다공질 RBSC의 미세구조 변화는 SiC/phenol resin slurry를 사용하여 제조된 다공질 RBSC 에서와 같은 경향으로 나타났으나, 침윤되는 상대 Si 양의 증가에 따른 SiC/Si 기지의 bridging에 의한 기공의 폐쇄 현상 및 neck 기지상의 두께 증가가 급격하게 나타났다.

용융 Si 침윤에 의해 제조된 다공질 RBSC의 미세구조로부터 카본 source가 코팅된 SiC 입자로 이루어진 다공질 성형체에서 용융 Si의 침윤 기구는 다음과 같이 설명된다. SiC 입자 표면의 카본 source의 열분해로 형성된 pyrocarbon 및 graphite는 용융 Si과 반응하여 β-SiC를 형성하게 되며,[12-14] SiC 생성 반응 및 반응열[12,13]에 의해 SiC 입자 표면에서 용융 Si의 active wetting이 촉진되는 것으로 생각된다. 또한, 용융 Si은 SiC 입자로 이루어진 기공을 통하여 침윤되지 않고 SiC 입자 표면을 따라 우선적으로 침윤되며, 용융 Si의 공급의 증가는 SiC 입자 표면 및 neck을 따라 침윤된 용융 Si으로 SiC 입자 표면 및 SiC 입자 사이 기지상의 Si층의 두께가 증가된다. 일정량 이상의 용융 Si이 공급되면 기공 내부에서 Si으로 이루어진 bridge의 형성 및 SiC 입자 표면 및 neck 부위의 Si층의 두께 증가

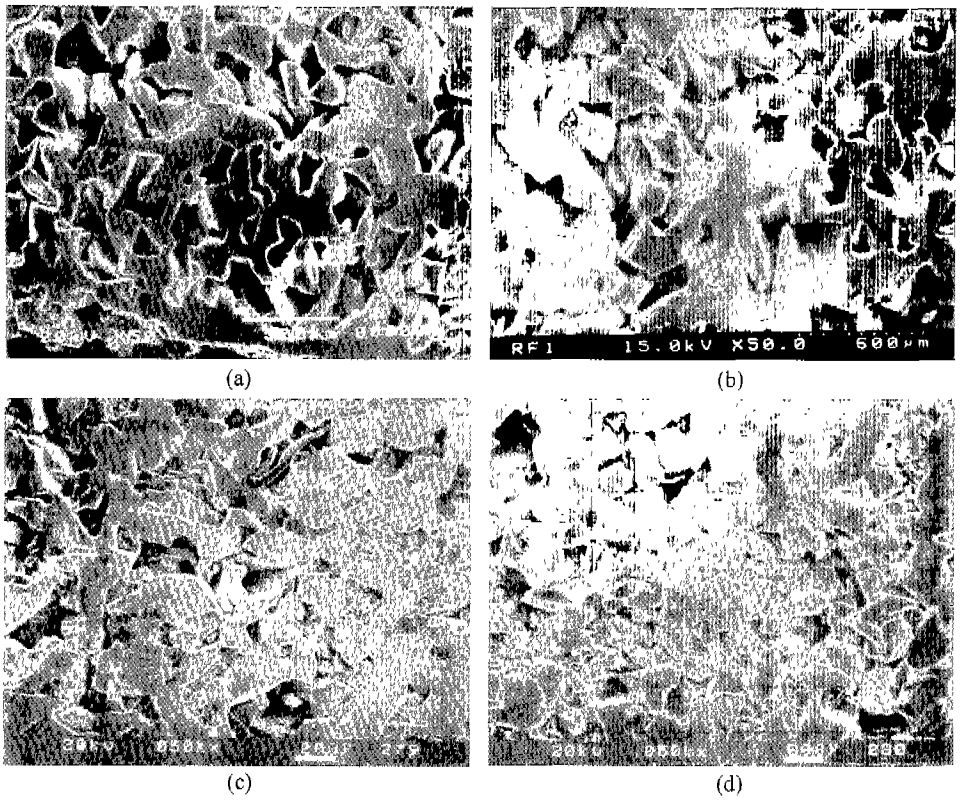

Fig. 6. SEM microstructure of porous RBSC using SR10 preform with various relative Si contents in wt%; (a) 20 wt%, (b) 40 wt%, (c) 80 wt% and (d) 100 wt%.

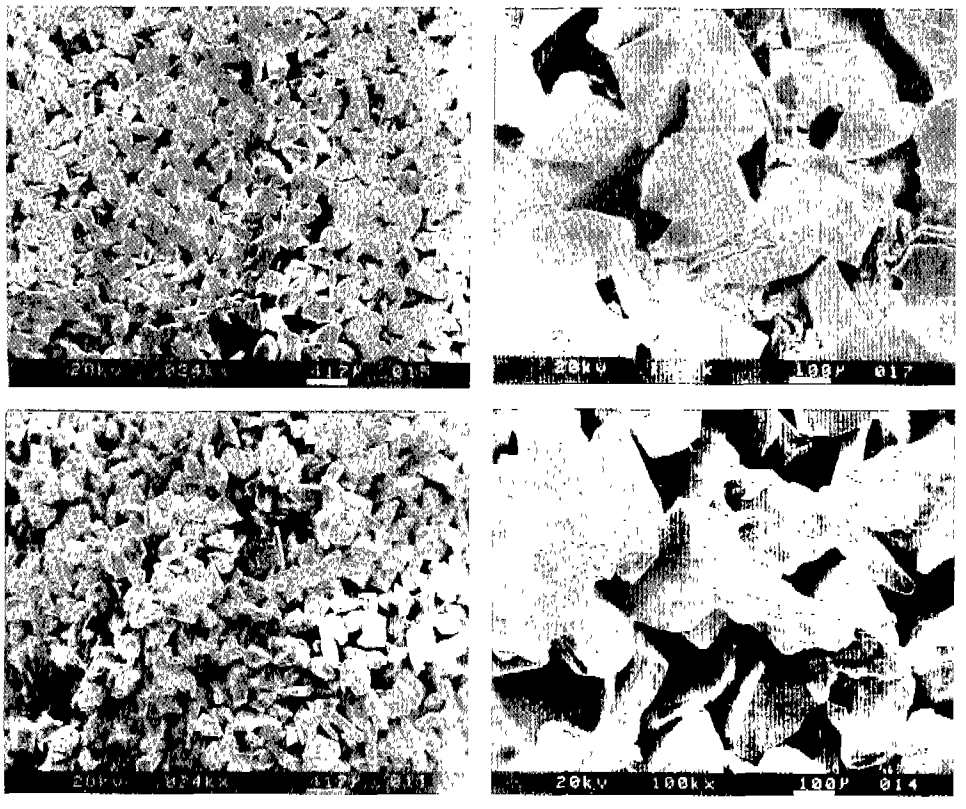

Fig. 7. SEM microstructure of porous RBSC using SGR 5 preform with relative Si content 40 wt%.

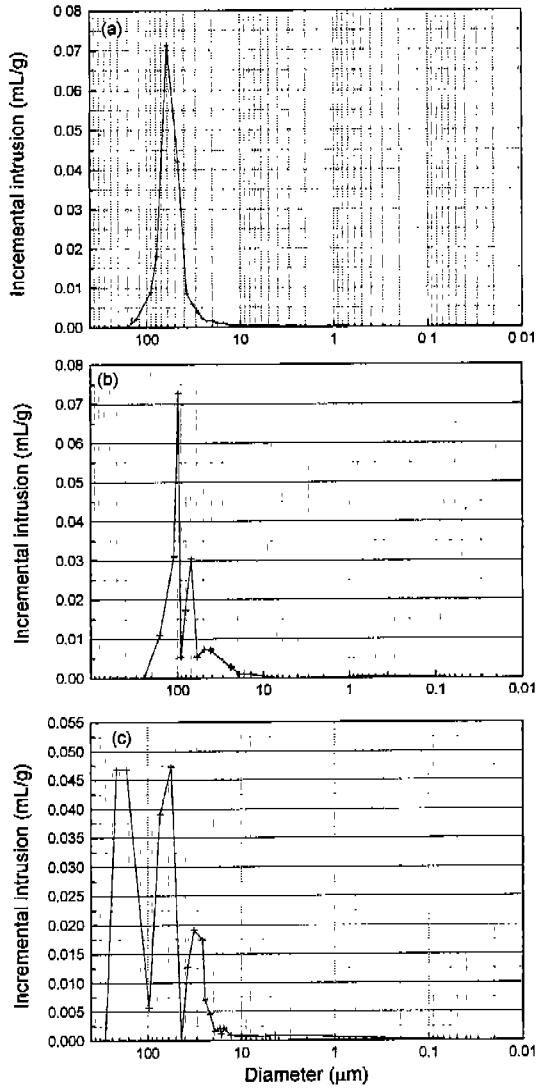

Fig. 8. Pore size distributions in porous RBSC fabricated using (a) SR10 preform with relative Si content 40 wt%, (b) with relative Si content 80 wt% and (c) SGR preform with relative Si content 40 wt%.

로 기공이 폐쇄되는 것으로 생각된다.

Fig. 8은 SR10 및 SGR5 성형체를 사용하여 용융 Si 침윤방법으로 반응소결된 다공질 RBSC 내 기공 분포를 보여준다. 다공질 RBSC내 기공크기 분포는 성형체의 조성 및 성형체에 침윤되는 용융 Si의 양에 따라 다르게 나타나지만, 대부분 100 μm 크기의 기공 분포를 나타낸다. 본 연구에서 제조된 다공질 RBSC에서 100 μm 크기의 주기공은 성형체에서 SiC 입자들의 packing에 의해 형성된 기공과 비슷한 크기를 갖는다. 다공질 RBSC는 Fig. 8에서 보는 바와 같이 성형체내 카본 source의 양 및 침윤되는 Si의 양이 증가될수록 100 μm 이하의 기공이 형성되는 것으로 나타났다. 다공질 RBSC내 작은 크기의 기공의 형성은 성형체 내 SiC 입자 사이에 응집된 카본 source들에 의해 용융 Si

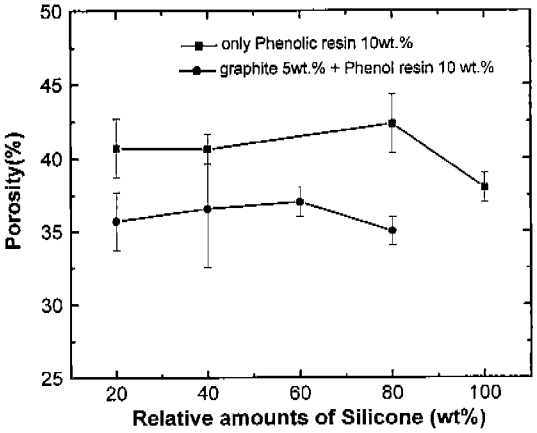

Fig. 9. Variations of porosity in porous RBSC as a function of relative Si content used in Si infiltration process.

침윤 시 주 기공 내부에서 형성되는 잔류 Si bridge에 의한 것으로 생각된다. 그러나, 성형체내 카본 source의 양 및 침윤되는 Si의 양의 증가에 따라 다공질 RBSC내 주 기공의 크기 변화는 급격하게 나타나지 않았다.

Fig. 9는 SR10 및 SGR5 성형체를 사용하여 용융 Si 침윤방법으로 반응소결된 다공질 RBSC의 기공율의 변화를 사용한 상대 Si 양에 따라 보여준다. SR10 성형체를 사용하여 제조된 다공질 RBSC의 기공율은 42-46% 정도였으며, 용융 침윤시 사용한 상대 Si 양이 증가됨에 따라 큰 변화가 없었으나 상대 Si 양이 100%가 될 때 다공질 RBSC 내 기공율은 37%로 감소되었다. SGR5 성형체를 사용하여 반응소결된 다공질 RBSC의 기공율은 35-37% 정도로 용융 Si 침윤시 사용한 상대 Si양에 따라 큰 변화는 없었으나, SR10 성형체를 사용하여 반응소결된 다공질 RBSC의 기공율 보다 10% 정도 낮게 나타났다. 성형체 조성에 따른 다공질 RBSC의 기공율의 변화는 성형체내의 카본 source 양이 직접적인 영향을 미치며, 성형체내 카본양이 증가될수록 다공질 RBSC내 기공율은 감소되는 것으로 나타났다. 또한, 본 실험 결과로 부터 성형체내 카본 source의 양의 변화가 용융 Si 침윤시 사용한 Si의 양의 변화 보다 다공질 RBSC의 기공율에 직접적인 영향을 주는 것으로 나타났다.

Fig. 10은 SR10 및 SGR5 성형체를 사용하여 용융 Si 침윤방법으로 반응소결된 다공질 RBSC의 3-점 파괴강도의 변화를 상대 Si 양의 변화에 따라 보여준다. SGR5 성형체를 사용한 다공질 RBSC의 파괴강도가 SR10 성형체를 사용하여 제조된 다공질 RBSC의 파괴강도 보다 전반적으로 높게 나타났으며, 용융 Si 침윤시 사용한 Si의 양에 따른 다공질 RBSC의 파괴강도의 변화는 유사하게 나타났다. SR10 성형체를 사용하여 반응소결된 다공질 RBSC의 파괴강도는 상대 Si 양이 20 wt%에서 40 wt%로 증가됨에 따라 증가되었으나, 상대 Si 양이 40 wt%에서 80 wt%로 증가되면서 다공질 RBSC의 파괴강도는 감소되었으며, 최대

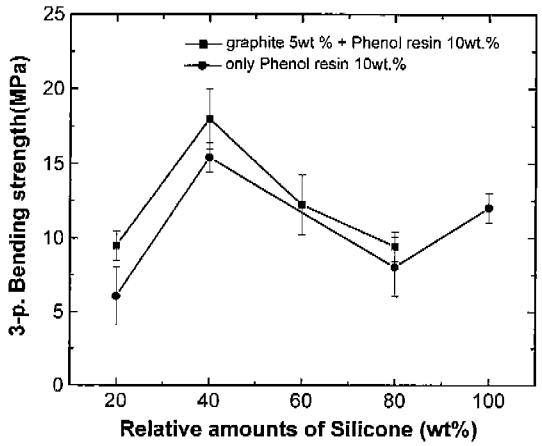

Fig. 10. Variations of 3-point bending strength of porous RBSC as a function of relative Si contents used in Si melt infiltration process.

파괴강도는 15 MPa 정도이었다. 다공질 RBSC 내 용융 Si 침윤시 사용한 상대 Si 양에 따른 다공질 RBSC의 파괴강도의 변화는 SGR5 성형체를 사용하여 반응소결된 다공질 RBSC에서도 같은 경향이 나타났으며, 최대 파괴강도는 18 MPa이었다. 용융 Si 침윤시 상대 Si 양이 20 wt%에서 40 wt%로 증가됨에 따라 다공질 RBSC의 파괴강도의 증가는 SiC 입자 사이 neck을 이루는 SiC/Si 기지상의 두께 증가에 따른 것으로 생각된다. 용융 Si 침윤시 사용된 상대 Si 양이 40 wt%에서 80 wt%로 증가됨에 따라 다공질 RBSC 파괴강도의 감소는 본 실험의 결과만으로는 명확히 해석하기 어려우나, RBSC 주 기공내에 형성되는 Si으로 이루어진 bridge가 다공질 RBSC의 파괴강도에 영향을 주는 것으로 판단된다. 다공질 RBSC 주 기공내 Si으로 이루어진 bridge의 증가는 용융 Si 침윤 공정 후 냉각시 Si의 이상 팽창으로 다공질 RBSC내에 잔류응력의 크기가 증가되기 때문에 다공질 RBSC의 파괴강도가 감소되는 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 용융 Si 침윤공정 방법을 사용한 다공질 RBSC 제조 공정이 새롭게 개발되었다. 카본 source가 코팅된 SiC 입자로 이루어진 성형체에서 용융 Si이 SiC 입자 표면의 카본과 반응으로 SiC 입자 표면을 따라 활성 침윤되어 SiC 입자 사이에서 SiC 및 Si으로 이루어진 neck을 형성하여 다공질 RBSC 골격을 이루게 된다. 용융 Si 침윤 방법으로 제조된 다공질 RBSC의 기계적 특성 및 기공율은 성형체내 SiC 입자 표면 및 SiC 입자 사이의 카본 source의 양 및 성형체에 침윤되는 Si의 양에 따라 직접적으로 영향을 받는 것으로 나타났다. 상대 Si 양을 40% 사용하여 침윤시킨 다공질 RBSC의 3-점 파괴강도는 18 MPa로 최대 파괴강도가 나타났으며, 침윤에 사용된 상대 Si의 양이 증가될수록 파괴강도는 감소하였다. 또한, graphite/ phenol resin 코팅층을 사용하여 제조된 다공질 RBSC의 파괴강도는 phenol resin 코팅층만을 사용하여 제조한 다공질 RBSC의 파괴강도 보다 높게 나타났다. 다공질 RBSC의 기공율은 35-46 vol%이었으며, 다공질 RBSC의 기공율은 침윤에 사용된 상대 Si 양 보다는 SiC 입자 표면 코팅층에 영향을 많이 받는 것으로 나타났다.

감사의 글

본 연구는 에너지관리공단의 대체에너지 기술개발사업의 선행기술과제 지원으로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

1. P. Popper, "The Preparation of Dense Self-bonded Silicon Carbide," Special Ceramics, 207-19, Heywood, London, (1960).
2. C. B. Lim, Ph.D. thesis, Tokyo Inst. of Tech., september, 1989.
3. J. N. Ness and T. F. Page, "Microstructural Characterization of Reaction- bonded Silicon Carbide," *J. Mater. Sci.*, **21**, 1377-1397 (1986).
4. C. W. Forrest, P. Kennedy and J. V. Shennan, "The Fabrication and Properties of Self Bonded Silicon Carbide Bodies," Special Ceramics, 5, 99-127, British Ceram., Res. Asso., U.K. 1972.
5. J. Hoffman, "Tidd PFBC Hot Gas Operating Experience," Proceedings of the Advanced Coal-Fired Power System '95 Review Meeting Vol. II," 519 (1995).
6. M. Alvin, "Durability of Ceramic Filters," *ibid*, 545.
7. T. Brown, "Comprehensive Assessment of Toxic Emissions From Coal-Fired Power Plants," *ibid*, 591.
8. H. Osada, A. Kani, et. al., "Bending Strength and Electrical Resistivity of Porous Si-SiC Ceramics," Ceram Tansection, **31**, 243 (1993).
9. U.S. patent US4532091.
10. U.S. patent US4564496.
11. U.S. patent 4710428.
12. R. Pampuch, J. Bialoskoreki and E. Walasek, "Mechanism of Reactions in the Si_l+C_f System and the Self-Propagation High-Temperature Synthesis of Silicon Carbide," *Ceramic International*, **13**, 63-68 (1987).
13. R. Pampuch, E. Walasek and J. Bialoskoreki, "Reaction Mechanism in Carbon -Liquid Silicon Systems at Elevated Temperatures," *Ceramic International*, **12**, 99-106 (1986).