

탄소섬유로 강화된 반응소결 SiC 제조 및 Erosion 특성

송진웅 · 임대순 · 김형욱*

고려대학교 재료공학과, *고려대학교 공학기술연구소

Preparation and Erosion Properties of Reaction-Bonded SiC Reinforced by Carbon Fiber

Jin-Woong Song, Dae-Soon Lim and Heng-Wook Kim*

Department of Materials Science and Engineering, Korea University

*Research Institute of Engineering and Technology, Korea University

Abstract—Three kinds of reaction-bonded SiC that reaction-bonded SiC(RBSC), RBSC reinforced by carbon fiber and RBSC reinforced by activated carbon fiber were prepared for investigating the change of erosion properties. The characteristics of microstructures and the phases have been investigated by using scanning electron microscope and XRD analysis. The hardness test, toughness test and erosion test was carried out. In the cases with no carbon fiber, those kind of specimens had the highest value of hardness and the lowest value of toughness. With the increase of carbon fiber content, the hardness and the weight loss were decreased, but the toughness was increased in the cases with carbon fiber. In the cases with activated carbon fiber specimens had the highest value of toughness and the lowest value of hardness with 30% contents of activated carbon fiber.

Key words—reaction-bonded SiC, carbon fiber, activated carbon fiber, erosion.

1. 서 론

탄화규소 세라믹스는 비산화물계 세라믹스중 질화규소(Si₃N₄), 붕화규소(BN) 등과 함께 고온에서 금속재료를 대신할 수 있는 물리적, 화학적 성질을 보유하고 있는 재료로서 우수한 내산화력, 내부식성, 열전도도 및 낮은 열팽창계수와 높은 내열충격성, 높은 고온 강도 등의 여러 가지 특성을 지니고 있다. 따라서 이러한 특성을 이용하여 가스터빈, 디젤엔진부품, 내마모 밀봉재, 버너노즐, 볼베어링 등 다양한 용도로 개발되고 있으며 많은 종류가 실용화 되고 있다. 위에 열거한 기본적인 특성들은 그 제조방법에 따라 달라진다. 제조 방법들에는 고온가압소결, 상압소결, 반응소결, 재결정법 등이 있다. 그 중 최근에 많이 이용되고 있는 방법으로는 반응소결을 들 수 있다. 이 방법으로 제조된 반응소결 탄화규소(Reaction-bonded SiC)는 α -SiC와 탄소분말로 된 성형체내에 액상의 실리콘을 침투시켜 실리콘과 탄소와의 화학반응에 의해 β -SiC를 생성, 결합시켜 제조되는 기계 구조용 세라믹스로

서 P. Popper[1]에 의해 연구되기 시작한 이래로 현재까지 많은 연구가 진행되고 있는 재료이다.

반응소결의 원리는 액상 실리콘과 탄소분말의 화학 반응 시에 발생하는 발열반응을 통하여 고상의 β -SiC를 형성하는 것으로 보고되고 있다. 반응소결의 특징은 첫째 아주 빠른 소결공정을 갖고 있는 것인데 이는 용융 실리콘과 탄소분말과의 젖음성(wettability)이 좋고 용융 실리콘의 점도가 낮으며 반응이 일어날 때 자체 발열반응이 일어나는데 기인하여 침투와 반응이 급속히 일어난다는 것에 연유한다. 두 번째 특징은 고온가압소결(1800°C) 또는 상압소결(2100°C)의 소결 온도 보다 낮은 금속 실리콘의 용융온도(1412°C) 근처에서 소결체를 얻을 수 있다. 따라서 불필요한 소결 강화제등을 첨가할 필요가 없다. 세 번째 특징은 최종제품의 모양과 치수가 성형체와 유사하다는 것이다[2]. 그러나 이와 같은 반응소결 SiC소결체는 소결체내에 잔존 실리콘이 약 10~15% 정도 존재하기 때문에 금속실리콘의 용융온도 이상에서는 고온 강도가 급격히 저하된다는 것이 단점으로 지적되고 있다[3]. 이에

따라 이러한 문제점을 해결하기 위해 티타늄, 텅스텐, 폴리비데늄 등과 같은 고용점, 우수한 고온강도 및 내산화력을 갖는 금속 또는 금속간 화합물을 이용하여 탄화규소와의 복합체를 제조하고자 하는 연구가 많이 진행되고 있으며 반응소결 복합체의 반응현상학적 특성 및 반응기구 등에 대한 보고도 이루어지고 있다[4-5]. 이와 같은 방법 외에 각종 fiber나 whisker를 첨가한 복합재료를 통한 인성 강화기구가 있을 수 있다. 보강재인 탄소섬유에 의한 강화기구의 기본원리는 소지내의 소성 흐름을 지탱하게 함으로써 섬유의 높은 인장강도를 이용하는 것이다. 섬유의 인장강도가 상당히 높은 이유는 섬유에는 전위가 전혀 없고 전위운동이 섬유의 강한 공유결합으로 인하여 대단히 힘들기 때문이다[6]. 이러한 섬유들을 이용해 세라믹 복합재료를 제조하는 가장 큰 목적은 외부 응력에 의해 발생한 균열의 전파를 방해하여 강도와 파괴인성 등의 기계적 물성을 증진시키는 데 있다. 여러 가지 강화기구를 통해 균열이 전파될 때 첨가된 보강재가 파괴에너지를 흡수하면서 인성이 증진된다. 주된 강화기구에는 crack bridging, crack deflection, pull out 등이 있으며 실제로는 이러한 것들이 단독으로 일어나는 것이 아니라 서로 복합적으로 일어나는 경우가 많다[7]. 이번 연구에서는 탄소섬유를 이용하여 복합체의 인성을 증가 시켜 그로 인한 erosion특성의 변화를 관찰해 보고자 하였다. 동시에 탄소섬유의 활성화 처리를 통해 일반 탄소섬유에 비해 외 표면적이 2~3배 정도 넓은 활성화 탄소섬유를 제조해 용융 실리콘과의 반응시 계면 상에서 좀더 많은 양의 β -SiC를 생성시켜 이를 통한 물성 변화를 조사하고자 하였다. 현재 생산되고 있는 탄소섬유의 주원료는 레이온, PAN (polyacrylonitrile), 피치 또는 페놀수지 등이 사용되어 지는 것으로 알려져 있다. 제조된 탄소섬유는 수증기 또는 다른 산화성 가스에 의해 비표면적이 매우 크고 흡착력이 뛰어난 활성 탄소섬유로 전환된다. 활성 탄소섬유는 미세공의 발달과 높은 비표면적을 갖고 있기 때문에 기공의 경로가 짧아 물질이동저항이 작아 흡착율, 흡착속도 등에서 상당히 우수한 성능을 갖고 있다[8-10].

본 연구에서는 이러한 특성을 이용하여 탄소섬유와 활성 탄소섬유를 각각 일정비율 SiC의 성형체에 혼합 시켜 용융 실리콘과의 반응성이 증진됨으로써 파괴인성의 증가와 이로 인한 erosion특성의 향상을 도모하고자 했다.

탄성-소성 이론에 근거하여 취성 재료의 erosion rate를 예측하는 식은 다음과 같다[11].

$$\epsilon \propto V^n D^m \rho^p (K_{IC})^q H^r$$

ϵ : erosion rate

V : particle velocity
D : particle diameter
 ρ : particle density
 K_{IC} : fracture toughness
H : hardness

여기서 V, D, ρ 등이 같다고 가정한다. 그리고 p는 음의 값을 가지므로 toughness 값이 높으면 erosion rate는 떨어짐을 알 수 있다. 그리고 이에 덧붙여 erosion은 ductile erosion과 brittle erosion으로 나누어 질 수 있는데 ductile erosion의 특징 중의 하나는 낮은 충돌각에서 최대의 erosion rate를 보이는 erosion 거동이 관찰되어 지는 것이다[12]. 이러한 거동을 보이는 것은 tungsten, bismuth, steel 등 대부분의 금속재료에서 보여지는 erosion이다[13]. 이러한 거동을 보이는 이유는 금속의 경우 낮은 경도와 높은 연성에 의해 낮은 충돌각일 때 재료의 표면이 erodent에 의해 깎여져 나가는 cutting mechanism에 의한 결과이다. 반면 brittle erosion은 취성을 가지는 대부분의 세라믹재료에서 보여지는 erosion이다. 이는 금속재료와 달리 높은 경도를 가지는 세라믹재료가 취성파괴에 의해 재료의 표면이 손상되기 때문이다. 따라서 운동량이 가장 큰 충돌각인 직각에서 가장 큰 erosion rate를 보이게 된다. 그러한 이유로 erosion test는 erodent와 시편과의 충돌각을 직각으로 고정시켜 행해졌다.

2. 실험 방법

2-1. 출발원료 및 성형시편의 제조

본 실험에서 사용된 출발원료인 α -SiC와 탄소 공급원인 carbon-black은 평균입경이 α -SiC의 경우 $1 \mu\text{m}$, $10 \mu\text{m}$ 그리고 carbon-black의 경우 18 nm 인 분말을 사용하였으며 용융 침투시킬 실리콘은 입경이 1 mm 인 분말을 사용하였다. 성형시편 분말에 첨가될 탄소섬유는 Wiley mill을 사용하여 $100 \mu\text{m}$ 내의 크기로 절단하였다. 절단된 섬유의 모습을 Fig. 1에 나타내었다. Table 1에 이들 원료의 특성을 나타내었다.

활성 탄소섬유를 제조하기 위한 활성화 과정은 분당 10°C 의 승온 속도로 800°C 까지 온도를 올린 뒤 안정화 PAN계 탄소섬유를 감압 분위기에서 80 cc/min 유량의 N_2 로 20분간 탄화 시키고 다시 분당 5°C 의 승온 속도로 900°C 까지 올린 뒤 감압 분위기에서 80 cc/min 유량의 CO_2 로 25분간 활성화 시켰다.

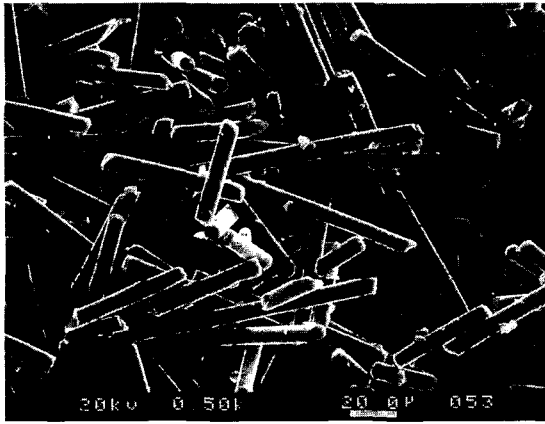


Fig. 1. SEM image of chopped carbon fiber.

성형체 제조를 위한 조합은 성형체내의 용융금속의 침투를 최대한 도모하기 위해 α -SiC와 carbon-black의 혼합비율을 81.25 : 18.75의 무게비가 되게 하고 α -SiC내의 10 μ m, 1 μ m분말 혼합비율은 각각 82 : 18의 무게비가

되도록 했다. 성형시편은 크게 3가지 종류로 제조되었다. 탄소섬유가 첨가되지 않은 시편, 일반 탄소섬유가 carbon-black 무게의 10~50%로 변화되면서 첨가된 시편 그리고 활성 탄소섬유를 일반 탄소섬유와 같은 비율인 10~50%로 변화 시켜 첨가된 시편으로 준비되었다. Table 2에 이들 성형시편의 종류와 혼합비율을 나타내었다. 이렇게 혼합된 분말을 폴리에틸렌 용기에서 성형보조제인 PVA(Polyvinyl Alcohol) 12.5% 용액과 함께 아세톤 용액 중에서 ball mill을 이용하여 6시간 동안 습식 혼합하였다. 성형시편은 혼합된 분말을 8시간동안 건조오븐에서 건조 시켜 250 mesh체를 통과시킨 후 직경이 33 mm인 원형 몰드에서 일축가압으로 제조하였으며 이때의 성형압력은 49 MPa로 고정시켰다.

2.2. 소결시편의 제조

성형된 시편은 소성 공정에 들어가기 전에 다공성 성형체로 만들어 반응소결 온도에서 용융된 금속의 침투를 쉽게 하기 위해 실온에서 600°C까지 10°C/min의 승온

Table 1. Characteristics of raw materials

Property	Materials		α -SiC		Carbon black	Silicon	Carbon Fiber
	1 μ m	10 μ m	18 μ m	1 mm	<100 μ m		
Average Size	3.22		0.21	2.33	1.81		
Specific Gravity	SiC 99.3%	SiC 99.0%	C >99%	Si >99%	C >99%		
Purity	C 0.2%	C 0.04%					
	SiO ₂ 0.2%	SiO ₂ 0.55%					
	Fe 0.02%	Fe 0.07%					
Maker	LG-Chemical Korea		Norton, Norway		Toray Inc., Japan		Showadenko, Japan

Table 2. Weight percentage (%) of specimen

Specimen	Partial weight (%)			Total weight (%)				
	Carbon			α -SiC	α -sic	Carbon Source	Total	
	Carbon Black	Carbon Fiber	Activated Carbon Fiber	10 μ m	1 μ m			
C0	100	0	0	82	18	81.25	18.75	100
C10	90	10	0	"	"	"	"	"
C20	80	20	0	"	"	"	"	"
C30	70	30	0	"	"	"	"	"
C40	60	40	0	"	"	"	"	"
C50	50	50	0	"	"	"	"	"
A10	90	0	10	"	"	"	"	"
A20	80	0	20	"	"	"	"	"
A30	70	0	30	"	"	"	"	"
A40	60	0	40	"	"	"	"	"
A50	50	0	50	"	"	"	"	"

속도로 올린 후 7시간동안 감압분위기에서 유지시켜 PVA를 휘발 시켰다. 성형체의 소결은 성형체, Si분말 그리고 graphite와의 반응을 억제하기 위해 BN(Boron Nitride)가 도포된 graphite용기에 성형시편과 용융 침투 시킬 Si분말을 넣고 감압장치가 되어있는 진공유도로 (Vacuum Induction Furnace)를 이용하여 1500°C, 10-3 torr에서 1시간 동안 실시하였다.

2.3. 측정 및 분석

탄소섭유가 활성화 되었는지 여부를 조사하기 위해 외 표면적은 다중점 BET 흡착법으로 측정했다. 각 조성별 반응 소결된 시편은 미세구조와 상 분석을 기초로 구조적인 평가를 수행하였다. 미세구조는 각각의 소결 시편을 6, 3, 1 μm 의 다이아몬드 페이스트로 차례로 경면 연마한 후 광학현미경(Nikon, Japan) 및 SEM(Jeol, JSM-5310LV, Japan)을 이용하여 관찰하였으며 상 분석은 XRD(Rigaku, Japan)를 사용하여 분석하였다. 시편 내에 잔존하고 있는 free Si의 양을 측정하기 위해 시편을 5×5×0.5 mm의 크기로 가공한 뒤 hydrofluoric acid와 nitric acid를 8:2 비율로 혼합 시킨 용액에서 1시간 동안 etching시키고 etching 전후의 질량을 측정하여 질량 감소분을 측정했다. 한편, 기계적인 특성의 평가를 위해 hardness와 toughness를 측정하였으며, 이를 위한 가공은 소결 시편을 미세구조 관찰 시와 동일한 조건으로 경면 연마한 후 Vickers 경도 시험기(Matsuzawa, DMH-1, Jpan & Mitutoyo, AVK-C2, Japan)를 이용하여 입자 압입법(Indentation Method)으로 측정하였다. 이때 측정횟수는 hardness와 toughness 모두 각10회로 하여 평균값을 구하였으며 hardness 측정 시 압입 하중은 2.94 N, 압입 유지시간은 15초로 하여 측정하였으며 toughness는 입자 압입법을 사용하여 49 N의 하중으로 10초간 유지 후 생긴 균열의 길이를 측정한 뒤 이를 이용 Charles와 Evans에 의해 제안된 식 [14]으로 산출하였다. Erosion test를 위한 시편은 소결체 표면의 불순물을 제거하기 위해 SiC 연마지에서 #100, 300, 600으로 차례로 연마한 후, 직경 33 mm인 원형 시편을 1/4크기로 다이아몬드 절단기를 사용하여 절단했으며 유기물제거를 위하여 아세톤 초음파 탈지 공정을 거치고 세척 후 건조 시켰다. Erosion test는 자체 제작한 gas-blast형 고온 Erosion 시험기를 사용하였다. 장비의 개략도는 Fig. 2에 나타내었다. 이때 사용된 스테인레스 재질의 노즐은 내경 4 mm, 길이 2.5 m이었으며 시편과 노즐사이의 거리는 10 mm로 고정하였다. Erosion test시 시편의 온도는 상온,

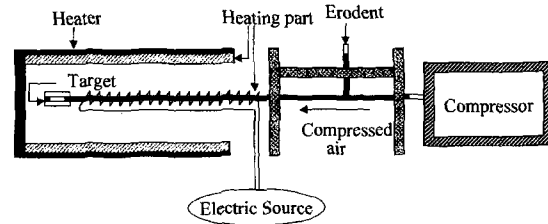


Fig. 2. Schematic diagram of erosion tester.

350°C, 800°C로 구분했으며 사용된 erodent는 angular type의 SiC분말로서 크기가 80~120 μm 인 것과 140~160 μm 인 것 2가지로 구분해 각각 0.05 g을 사용해 Test를 실시했다. 이때 double disk법[15]으로 측정된 particle속도는 150 m/sec이었다. 각각의 test전, 후의 시편 질량을 측정, 질량감소분을 측정한 후 시편의 손실된 무게를 erodent의 총무게로 나누어 erosion rate를 구하였다. 각 시편의 erosion test는 10회 실시되었으며 이들의 평균값을 구하였다.

3. 결과 및 고찰

탄소섭유가 활성화 되었는지 확인해보기 위해 다중점 BET흡착법으로 활성화 처리 이전 상태의 일반 탄소섭유와 활성화 처리 과정을 거친 활성 탄소섭유의 외 표면적을 측정해 보았다. 처리 전 일반 탄소섭유의 외 표면적이 0.05 m^2/g 인데 반해 활성 탄소섭유의 외 표면적은 0.158 m^2/g 으로 약 3배 이상의 수치를 나타냈다. 이로써 활성화 과정을 거쳐 용융된 실리콘과의 반응면적이 증가되어 좀 더 원활한 β -SiC생성 반응이 일어나리라는 예상에 부합되는 활성 탄소섭유를 획득 할 수 있었다.

탄소 섭유 첨가량에 따른 각각의 시편에 대한 XRD분석결과는 Fig. 3과 같다. 어떤 탄소섭유도 첨가되지 않은 C0 시편에서는 carbon peak이 다른 시편들과는 다르게 나타나지 않았다. 반면 C0 시편을 제외한 일반 탄소섭유 또는 활성 탄소섭유가 첨가된 시편에서는 carbon peak이 검출 되었다. 이 결과로 미루어 보아 C0시편에서는 용융된 실리콘과 carbon black이 완전히 반응해 β -SiC로 전환 된 것으로 보인다. 일반적으로 α -SiC와 탄소로 이루어진 성형체에 용융 실리콘을 침투시키는 반응 소결에 있어서 반응초기에 용융 실리콘 내에 carbon black의 용해는 매우 느리게 진행되나 일단 반응이 일어나면 발열반응이 일어나게 되어 용해지점에서 국부적으로 온도를 상승시키기 때문에 실리콘 내 carbon black의 용해도를 높게 된다. 이에 따라 실리콘 내 carbon black

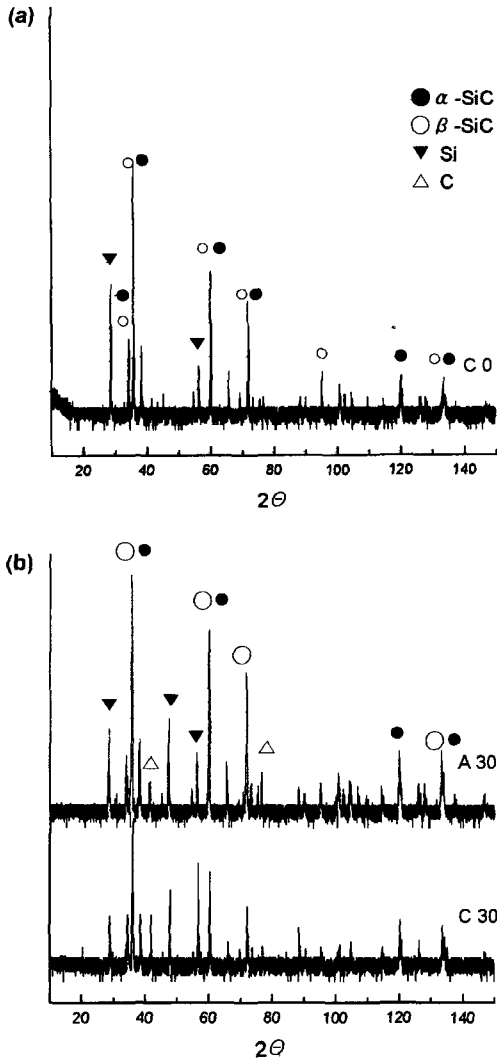


Fig. 3. XRD patterns of specimens. (a) c 0 (with no CF (carbon fiber)), (b) c 30 & a 30 (with 30wt% CF or ACF)

활동의 구배가 발생하게 되어 용해지역으로부터 빠른 확산이 일어나 실리콘 내로의 흑연이동이 가속화 된다[16].

이렇듯이 급격하고도 신속하게 일어나는 반응이기에 C0에서 carbon은 모두 용융실리콘과 반응해 β -SiC로 변환 되었다고 생각된다. 반면 탄소섬유가 첨가된 시편들에서는 carbon peak를 찾아볼수 있는데 그 이유는 상대적으로 크기가 18 nm에 불과한 carbon black에 비해 약 100 μ m 이내인 섬유들은 용융 실리콘과 반응 시에도 표면부근에서만 반응이 진행되어 완료되고 섬유 내부는 탄소섬유 본래의 상을 간직하고 있기 때문이라고 생각된다. 이러한 미반응의 영향으로 탄소섬유가 증가할수록 잔

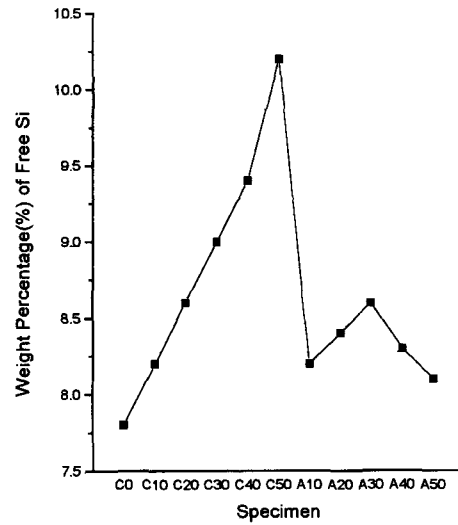


Fig. 4. Variation of weight percent of free Si with addition of carbon fiber.

존 Si의 양의 증가가 예상되고 실제 측정된 Fig. 4의 결과가 이를 뒷받침한다. 일반 탄소섬유의 양이 증가할수록 잔존 Si의 양도 증가하는 것으로 관찰되어 졌다. 하지만 활성 탄소섬유의 경우에는 잔존 Si양이 활성 탄소섬유의 양이 전체 탄소성분의 30%첨가된 시편인 a30까지는 증가하다가 그 이상 첨가된 시편에서는 계속 감소하는 것으로 관찰 되어졌다. 이는 활성화에 의한 외 표면적 증가에 따른 Si와 carbon fiber간의 반응 증가에 의한 Si 감소효과가 복합적으로 작용된 것으로 생각된다.

α -SiC 입자의 주위에서 석출되어 성장하는 SiC는 Fig. 5의 SEM image를 보면 구분할 수 있다. Fig. 5(a)에서 (A)부분은 출발원료인 α -SiC이며, (B)부분은 α -SiC계면에서 석출되어 성장한 SiC이고 (C)부분은 반응시 미반응 조직으로 남겨진 free Si이다. 이 동일한면의 back-scattered electron image[Fig. 5(b)]를 보면 원래의 α -SiC와 그 계면에 석출된 SiC가 같은 색상으로 나타나는 것으로 보아 동일한 성분으로 이루어져 있음을 알 수 있다.

Fig. 6과 Fig. 7에 각 시편의 hardness test와 toughness test 결과를 나타내었다. Hardness test에서는 거의 일정한 범위 내에 각각의 시편의 경도 값이 나타났다. 반면, toughness test에서는 탄소섬유가 첨가되지 않은 시편인 c0가 최저 값을 보였다. 반면 일반 탄소섬유와 활성 탄소섬유가 첨가된 시편들에서는 각각 다른 경향이 나타나는 것을 알 수 있었다. 먼저 일반 탄소섬유가 첨가된 시편들에서는 탄소섬유의 첨가량이 증가되어 감에

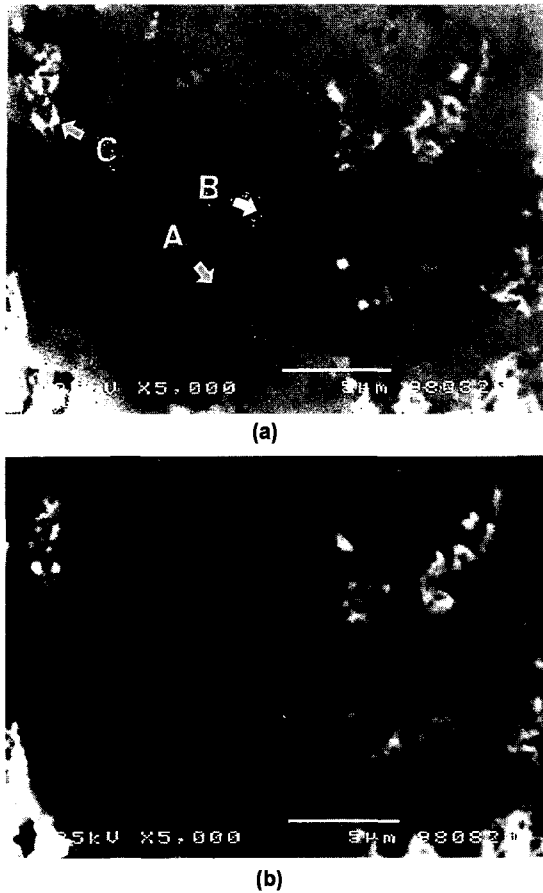


Fig. 5. SEM image showing the growth of SiC. (a) secondary electron image, (b) back-scattered electron image

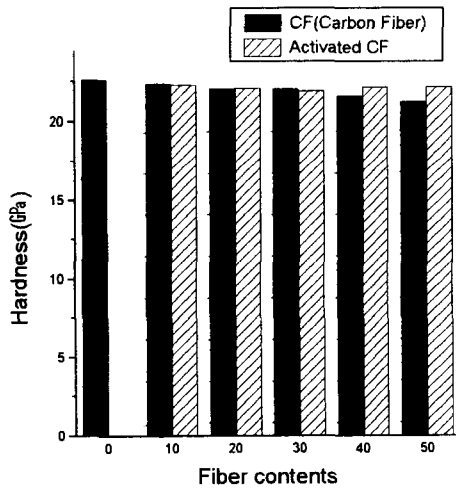


Fig. 6. Hardness as a function of starting fiber contents.

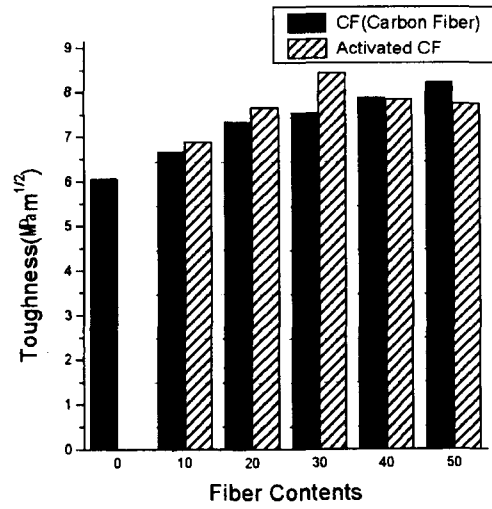


Fig. 7. Toughness as a function of starting fiber contents.

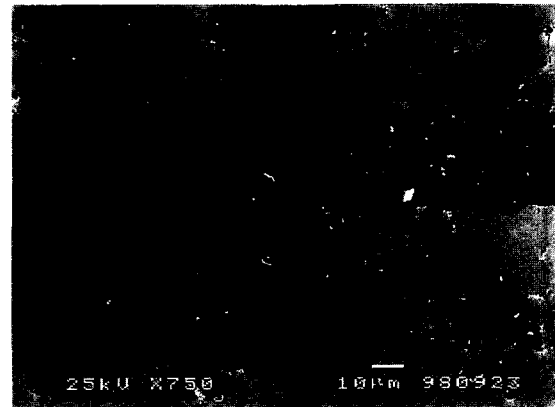


Fig. 8. SEM image of propagating crack deflected by carbon fiber.

따라 toughness 결과치는 증가하는 경향이 나타났고 활성 탄소섬유가 첨가된 시편들에서는 활성 탄소섬유 첨가량이 30%까지 계속 증가하여 최고치를 나타냈고 이후에는 감소하는 경향을 보였다. hardness의 경우 탄소섬유 첨가에 따른 효과가 hardness증가에 기여하지 못하고 오히려 조금 감소되는 경향을 나타냈다. 이는 기존의 whisker 그리고 fiber 등의 첨가 시 발생되어지는 밀도 감소등에 의한 결과라고 판단되어 진다. 반면에 활성 탄소섬유가 40% 첨가된 a40부터는 경도가 다시 미미하지만 증가하는 경향이 나타났다. 이는 외 표면적의 증가로 인한 용융된 Si와 활성 탄소섬유의 반응면적 증가로 인하여 β-SiC의 생성이 증가되고 동시에 잔류 Si의 양이

감소함으로써 생기는 결과라고 예상되어 지고 이는 앞서 언급했던 Fig. 4로써 확인 할 수 있다. 또한 toughness의 결과는 일반 탄소섬유 및 활성 탄소섬유에 의한 강화 기구에 있다고 생각된다. 여기서 생각되어지는 강화 기구는 첫번째로 β -SiC석출에 의한 강화 그리고 두번째로 복합재료가 있어서 첨가된 보강재인 탄소섬유에 의한 강화가 있을 수 있겠다. 일반 탄소섬유가 보강재로 사용된 경우에는 hardness의 증가를 가져오는 β -SiC석출에 있어서 탄소섬유가 첨가되지 않은 시편에 비해 탄소섬유의 carbon black에 대한 상대적인 크기나 특성상 그 효과가 적을 것으로 판단된다. 반면, toughness 경향성에 있어서는 첨가된 탄소섬유가 보강재 역할을 함으로써 그

로 인한 강화기구에 의해 첨가량이 증가함에 따라 본 연구에서 행해진 50%까지는 계속적으로 증가한 것으로 보인다. 이는 활성 탄소섬유가 앞에서 언급한 2가지 강화기구에서 30%까지는 복합재료로서 첨가된 활성 탄소섬유에 의한 강화가 지배적이지만 그 이상 활성 탄소섬유가 첨가된 시편에서는 β -SiC석출 및 성장에 의한 강화기구가 지배적이었기 때문이라고 생각된다. 활성 탄소섬유는 일반 탄소섬유에 비해 약 3배의 외 표면적을 가지고 있어 용융된 실리콘과의 반응이 좀 더 넓은 면적에서 접촉 및 반응이 가능하여 좀 더 많은 β -SiC석출 및 성장이 가능할 것으로 보여진다. 이는 앞에서 설명한 바와 같이 Fig. 4에서 나타낸 잔존 Si량의 변화에서 간접

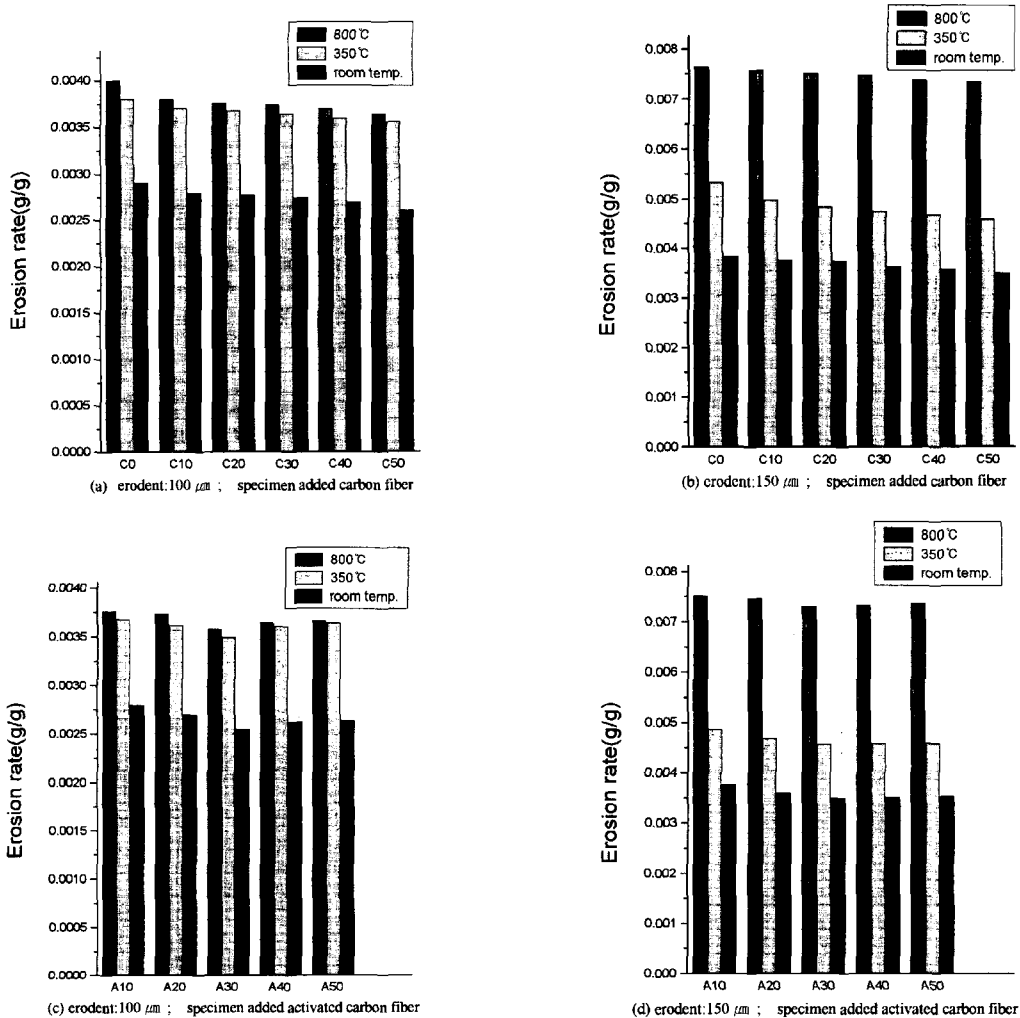


Fig. 9. Variation of erosion rate with the changes of fiber contents.

적으로 알 수 있다. 이러한 이유로 활성화 탄소섬유의 첨가량이 30%까지는 활성 탄소섬유에 의한 강화기구가 지배적이거나 그 이상의 첨가량에서는 β -SiC석출에 의한 강화 기구가 지배적이어서 hardness값은 증가하여 거의 일정한 값을 유지한 것으로 생각 된다. Toughness 경향성은 이와는 반대의 경향이 나타난 것으로 보여진다. 이에 관한 정확한 증명을 위해서는 추가적인 연구가 수행되어야 한다고 생각되어 진다.

탄소섬유가 보강재 역할을 함으로써 crack deflection이 나타나는 모습을 Fig. 7에 나타내었다. 일반 탄소섬유가 전체 탄소의 50% 첨가 된 시편인 c50에서 압흔 으로부터 출발된 crack이 진행되다 탄소섬유를 만나자 deflection한 뒤 소멸되는 모습이 관찰 되어진다. Fig. 9에 erosion test결과를 나타냈다. 그림에서 알 수 있듯이 모든 측정 온도에서 공통적으로 일반 탄소섬유 첨가에 따라 erosion rate는 감소했다. 그리고 활성 탄소섬유 첨가 시에는 30%가 첨가 된 a30에서 최저 값을 나타냈다. 이는 각 시편의 erosion rate가 toughness결과에 반비례

함을 증명해주는 결과이다. 또한 측정온도와 erodent의 크기가 증가함에 따라 erosion rate가 증가하는 경향이 나타났다. 특히 가장 높은 측정 온도인 800°C에서 그 증가 폭이 크게 증가했음을 알 수 있었다.

Fig. 10에 상온에서 측정 된 toughness와 erosion rate의 관계를 도식화해 나타냈다. 이것으로부터 toughness와 erosion rate가 반비례하는 관계임이 명확히 나타남을 알 수 있다. 또한 이러한 결과로 이번 실험의 결과와 기존의 erosion 모델이 일치함을 알 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 일반 탄소섬유와 활성 탄소섬유의 양을 변화 시키면서 첨가한 반응소결 SiC와 탄소섬유가 첨가 되지 않은 반응소결 SiC를 제조하고 그 특성을 살펴보고 그 결과는 다음과 같다.

1. 일반 및 활성 탄소섬유 첨가에 의해 잔류 Si의 양이 변화되고 이로 인해 물성이 변화 됨을 알 수 있었다.
2. 일반 탄소섬유와 활성 탄소섬유의 첨가에 의해 경도의 큰 저하 없이 인성을 증가 시켜 erosion 특성을 향상 시킬 수 있음을 보였다.
3. 활성 탄소섬유의 30% 첨가 시 인성을 증가 시켜 erosion특성이 가장 우수함을 알 수 있었다.
4. Erosion rate는 시편의 종류, erodent크기와 관계없이 인성증가에 따라 감소하는 경향을 보여 탄소섬유 첨가 시에도 기존 모델과 일치하는 경향을 보였으며 온도 및 erodent 크기 증가에 따라 증가하는 경향을 보였다.

요 약

활성 탄소섬유로 강화된 반응 소결 SiC의 erosion특성 변화를 관찰하기 위하여 탄소섬유가 첨가되지 않은 시편, 일반 탄소섬유가 첨가 된 시편 그리고 활성 탄소 섬유가 첨가 된 시편들을 반응소결 법으로 제조하였다. 주사 전자현미경과 X-ray 회절분석을 통해 미세구조 및 결정상의 변화를 살펴보았으며 erosion 특성에 큰 영향을 끼치는 경도와 파괴인성측정을 통해 기계적특성을 조사하고 erosion test로 erosion 특성의 변화를 관찰하였다. 탄소 섬유가 첨가되지 않은 경우 toughness는 최저 값을 나타냈고 일반 탄소섬유가 첨가된 경우 일반 탄소섬유의 함량이 증가할수록 toughness는 증가함을 보였으며 활성 탄소섬유의 경우는 활성 탄소섬유의 첨가량이 30%에서 toughness는 최고 값을 나타냈다. Hardness는 미미한 차

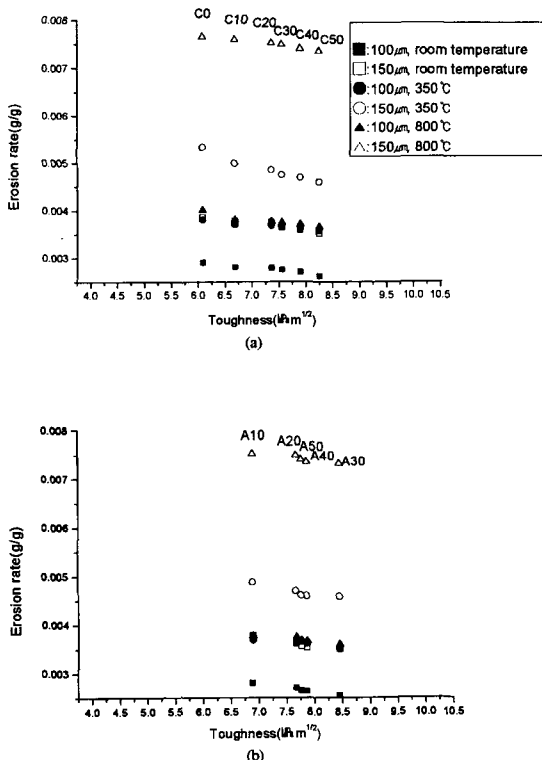


Fig. 10. Relations between toughness and erosion rate. (a) Specimens with carbon fiber and with no carbon fiber, (b) Specimens with activated carbon fiber

이를 나타냈으나 조성에 관계없이 거의 일정한 범위의 값을 나타냈다. Erosion으로 인한 시편의 질량 감소는 파괴인성 측정치에 반비례하는 경향을 나타냈다.

참 고 문 헌

1. Popper, P., "The Preparation of Dense Self-Bonded Silicon Carbides," *Special Ceramics, Heywood, London*, 209-219, 1981.
2. Han, I. S., Yang, J. H. and Suhr, D. S., "Properties of SiC/MoSi₂ Composites Prepared by Reaction Sintering Method," *J. Kor. Ceram. Soc.*, **31**(4), 399-406, 1994.
3. Forrest, C. W., Kennedy, P. and Shennan, J. V., "Special Ceramics 5" (*British Ceramic Research Association, Stock-on-Trent*), 99, 1972.
4. Messner, R. P. and Chiang, Y. M., "Processing of Reaction-Bonded Silicon Carbide without Residual Silicon Phase," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **9**(7-8), 1052-1060, 1988.
5. Rawera, J. C., and Wrzesinski, W. R., "Melt Infiltration of Selected Intermetallics into SiC," *J. Mat. Sci. Lett.*, **9**, 503, 1990.
6. Barrett, Nix and Tetelman, "The Principles of Engineering Materials," 319, 1973, Prentice-Hall, Inc.
7. Evans, A. G. and Marshall, D. B., "The Mechanical Behavior of Ceramic-Matrix Composite," *Acta. Metall.*, **37**, 2567-83, 1989.
8. Suzuki, M., "Activated Carbon Fiber: Fundamentals and Applications," *Carbon*, **32**(4), 577-586, 1994.
9. Fuertes, A. B., Marban, G. and Munniz, J., "Modelling the Gasification of Carbon Fiber," *Carbon*, **34**, 223-230, 1996.
10. Fu, R., Lu, Y., Lu, H. and Zeng, H., "A New Preparation of Activated Carbon Fiber," *Mat. Res. Soc., Symp. Proc.*, **344**, 83-88, 1994.
11. Gulden, M. E., "Solid Particle Erosion of High Technology Ceramics, Erosion: Prevention and Useful Applications," *ASTM Spec. Tech. Publ.*, **664**, 101, 1979.
12. Chevallier, P. and Vannes, A. B., "Effects on a sheet surface of an erosive particle jet upon impact," *Wear*, **184**, 87-91, 1995.
13. Peterson L. G., Sargent, G. A. and Corand, H., "Wear of Material," ASME, New York, ed. K. C. Ludema, 661-671, 1985.
14. Dietz, M. and Tietz, H. D., "Characterization of Engineering Ceramics by Indentation Method," *J. Mat. Sci.*, **25**, 3731-3738, 1990.
15. Ruff, A. W. and Ives, L. K., "Measurement of Solid Particle Velocity in Erosive Wear," *Wear*, **35**, 195-199, 1975.
16. Scace, R. I. and Slack, G. A., "Solubility of Carbon in Silicon and Germanium," *J. Chem. Phys.*, **30**(6), 1551, 1959.