

< 논문 >

용융함침법에 의한 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 특성 평가

이상필[†], 신윤석* · A. Kohyama**
(2006년 8월 1일 접수, 2007년 1월 2일 심사완료)

Property Evaluation of Reaction Sintered SiC/SiC Composites Fabricated by Melt Infiltration Process

Sang-Pill Lee, Yun-Seok Shin and Akira Kohyama

Key Words : Flexural Strength(굽힘강도), Microstructure(미세조직), Melt Infiltration(용융함침), Reaction Sintering(반응소결), SiC/SiC Composites(SiC/SiC 복합재료)

Abstract

SiC/SiC composites and monolithic SiC materials have been fabricated by the melt infiltration process, through the creation of crystallized SiC phase by the chemical reaction of C and Si. The reinforcing material used in this system was a braided Hi-Nicalon SiC fiber with double interphases of BN and SiC. The microstructures and the mechanical properties of RS-SiC based materials were investigated through means of SEM, TEM, EDS and three point bending test. The matrix morphology of RS-SiC/SiC composites was greatly composed of the SiC phases that the chemical composition of Si and C is different. The TEM analysis showed that the crystallized SiC phases were finely distributed in the matrix region of RS-SiC/SiC composites. RS-SiC/SiC composites also represented a good flexural strength and a high density, accompanying a pseudo failure behavior.

1. 서론

차세대 에너지산업으로 거론되는 핵융합에너지 분야에서는 환경친화형 청정에너지의 개발을 위하여 1000 °C 이상의 온도에서 적용할 수 있는 초고온 구조재료의 개발이 요구되고 있다. 고효율 에너지의 생산 및 변환시스템에 필요한 핵융합로의 첨단 브랑케트 및 제 1 벽 재료의 개발을 위하여 저방사화 철강재료, 바나지움 합금 및 구조용 세라믹스가 거론되고 있다.^(1,2) 특히, 세라믹스 중에서도 탄화규소 (SiC) 재료는 우수한 고온강도, 치수안정성 및 중성자 조사에 대한 낮은 유도 방사능을 가지고 있기 때문에 핵융합로 구조재료로서 기대되고 있다. 또한, 우주항공산업에서는 고성능

가스터빈 엔진시스템에 요구되는 컴버스터, 터빈 블레이드와 같은 초고온부품의 개발을 위하여 탄화규소를 비롯한 세라믹스와 금속간화합물의 활용을 검토하고 있다.⁽³⁻⁶⁾ 그러나, 탄화규소의 취성은 구조용 재료로서 활용하기 위해 반드시 보완되어야 할 과제로 인식되고 있다. 최근 고온 안정성이 우수한 SiC 섬유가 개발됨에 따라, SiC 장섬유 강화 SiC 기지 복합재료(SiC/SiC)는 기지재의 성형을 위하여 CVI 법(Chemical vapor infiltration), PIP 법(Polymer impregnation and pyrolysis), 반응소결을 이용한 용융함침법 (Melt infiltration) 및 액상소결법(Liquid phase sintering)으로 제조되고 있다.⁽⁷⁻¹²⁾ SiC/SiC 복합재료에 관한 연구는 제조공법의 확립을 위하여 성형변수에 따른 기계적 특성과 조사 특성의 평가에 집중하고 있다. PIP 법 및 CVI 법은 적층구조의 2 차원 직조 섬유를 사용하는 경우, 섬유 번들(Bundle)의 교차점과 번들 내의 섬유 사이에 SiC 기지재를 형성하기가 곤란하여 재료의 밀도가 낮다는 단점을 가지고 있다. 특히, 고온재료의 경우에 기공의 과다한 존재는 내산화성을 저하

† 책임저자, 회원, 동의대학교 기계공학과
E-mail : splee87@deu.ac.kr
TEL : (051)890-1662 FAX : (051)890-2232

* 동의대학교 기계공학과 대학원
** 교토대학교 에너지공학연구소

시키는 요인으로 간주된다. 이에 반하여, 용융함침법은 유동성이 우수한 용융 Si 를 섬유 구조물로 침투시켜 C 입자와의 반응을 통하여 결정성 β -SiC 상을 형성시키는 방법으로서 높은 밀도, 우수한 기밀성 및 제조단가의 절감 등에서 많은 장점을 가지고 있는 제조법으로 인식되고 있다. 그러나, 반응소결 과정에서 용융 Si 는 예비성형체 내부의 공공이나 기공을 채우면서 재료특성에 관계하는 잔류 Si 으로서 존재한다. 최근 연구에 따르면 용융함침법으로 제조한 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 50 W/m·K 이상의 열전도율과 약 200MPa의 초기 균열발생 강도를 나타낸다고 보고되고 있다.^(13,14) 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 개발을 위한 용융함침법의 최적화를 위해서는 재료내부의 치밀화 및 SiC 기지재 부분에 존재하는 잔류 Si 의 함량을 억제하는 것이 중요한 과제로 간주되고 있다. 특히, 균질한 SiC 기지재 조직의 형성을 위해서는 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 기지재 조직 속에 존재하는 잔류 Si 와 미반응 C 의 분산 상태를 확인하는 것이 선결되어야만 한다. 또한 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 미세조직을 연구한 결과는 그다지 밝혀지고 있지 않은 실정이다.

본 연구에서는 고성능 SiC/SiC 복합재료를 개발하기 위한 일환으로 용융함침법으로 제조한 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 미세조직을 면밀히 조사하고 상온에서 파괴특성을 평가하였다. 또한, SiC/SiC 복합재료의 계면전단강도를 조사함과 더불어 반응소결 SiC 재료의 특성을 평가하였다.

2. 실험 방법

2.1 C/SiC 복합슬러리의 제조

반응소결 SiC/SiC 복합재료와 SiC 재료의 예비성형체의 제작에는 SiC 입자, C 입자, 분산제, 증류수를 일정한 비율로 혼합한 C/SiC 복합슬러리를 사용하였다. C/SiC 복합슬러리는 유성형 회전식의 볼 밀러(Ball miller)와 직경이 0.3 mm 인 SiC 볼을 사용하여 제작하였다. SiC 입자와 C 입자의 혼합공정에 사용한 회전수와 배합시간은 각각 150rpm 과 5 시간으로 설정하였다. C/SiC 복합슬러리의 제조에는 평균 입경이 약 4.0 μm 인 SiC 입자와 평균 입경이 약 85 nm 인 C 입자를 사용하였다. 또한, C/SiC 복합슬러리에 투입한 SiC 와 C 분말의 중량비는 0.3 으로 하였고 pH 농도는 7 로서 일정하게 유지하였다.

2.2 SiC/SiC 복합재료 및 SiC 재료의 제조

반응소결 SiC/SiC 복합재료의 제조에 사용한 강화

재는 Hi-Nicalon SiC 섬유(Nippon carbon Co., Ltd. Tokyo, Japan)로서 2 차원 브레이딩(Braiding) 직조 형태로 처리하여 사용하였다. 또한 SiC 섬유의 표면에는 화학 증착법을 사용하여 BN 과 SiC 를 이중으로 피복하였다. 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 예비성형체는 일정한 가스압력으로 성형하는 가스 가압주조법으로 제작하였다. 먼저, SiC 섬유의 직조물을 함침장치에 설치한 사각형상의 금형에 장착하고 액상의 C/SiC 복합슬러리를 넣고 8.0 MPa 의 가스압력으로 가압하여 체적분율이 30 %인 섬유 예비성형체를 성형하였다. 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 섬유 예비성형체 속으로 용융 Si 를 함침하여 제조하였다. 용융 Si 의 함침온도와 유지시간은 진공분위기 (6×10^{-2} Pa)에서 각각 1450 $^{\circ}\text{C}$ 와 2 시간으로 하였다. 또한, 동일한 제조공정을 통하여 반응소결 SiC 재료를 성형하였다. 반응소결 SiC 재료와 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 재료 표면을 다이아몬드 연삭기로 연마하여 각각 3 mm \times 40 mm \times 40 mm 와 1 mm \times 30 mm \times 10 mm 의 크기로 가공하였다.

2.3 SiC/SiC 복합재료 및 SiC 재료의 특성 평가

반응소결 재료의 소결밀도는 측정용 시험편을 # 1500 의 연마지를 사용하여 표면을 연마한 후 아르키메데스의 원리를 이용한 수중중량법으로 측정하였다. 소결밀도는 5 개의 시험편을 활용하여 결정하였다. 또한, 반응소결 SiC 재료의 경우에는 측정된 소결밀도를 이용하여 내부에 존재하는 잔류 Si 의 함량을 결정하였다.

반응소결 재료의 미세조직은 에너지 분광분석기(EDS: Energy dispersive spectrometer)가 장착된 주사형 전자현미경(SEM: Scanning electron microscope)을 사용하여 분석하고 관찰하였다. 특히, 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 미세조직을 명확히 분석하기 위하여, 투과형전자현미경(TEM : Transmission Electron Microscopy)을 사용하여 잔류 Si 및 미반응 탄소의 존재와 분산 상태를 조사하였다. TEM 분석을 위한 시험편은 갈륨(Ga)이온을 이용하여 표면을 연마하는 이온가공 장치(FIB: Focused Ion Beam Device)를 사용하여 약 0.07 μm 의 두께로 가공하였다.

반응소결 재료의 강도특성은 상온에서 3 점 굽힘 시험을 실시하여 평가하였다. 반응소결 SiC 재료와 반응소결 SiC/SiC 복합재료에 대한 강도 시험편의 크기는 각각 3 mm(두께) \times 4 mm(폭) \times 25 mm(길이)와 1 mm(두께) \times 4 mm(폭) \times 25 mm(길이)로 하였다. 시험편의 표면은 다이아몬드 연삭기로 가공한 후 0.3 μm 의 다이아몬드 입자를 사용하여 정밀하게 연

마하였다. 굽힘시험에 사용한 스펀길리와 크로스헤드 속도는 각각 18 mm 와 0.5 mm/min 으로 하였다. 또한, 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 계면전단강도는 섬유 한 개를 가압하여 측정하는 단섬유 압입시험 (Single fiber push-out test)를 사용하여 결정하였다. 단섬유 압입시험의 시험편의 두께는 연마기를 사용하여 약 75 μm 로 가공하였다. 나노인텐터를 이용한 단섬유의 압입속도와 부하하중은 각각 0.2 $\mu\text{m}/\text{sec}$ 와 90 g 으로 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 소결밀도 및 미세조직

Fig. 1 은 반응소결 SiC 재료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과를 나타낸다. 용융 Si 를 함침하여 제조한 반응소결 SiC 재료는 기공이나 공공과 같은 소결 결함은 거의 나타나지 않고 치밀한 미세조직을 나타내었다. 그러나 반응소결 SiC 재료의 미세조직은 크게 SiC 와 잔류 Si 로 구성하고 있다. 이것은 함침공정에서 용융 Si 는 다공질 예비성형체 내부에 존재하는 탄소입자들이 반응하여 SiC 상을 형성하면서 미세한 대부분의 기공 혹은 공공들을 채우기 때문이다.

Table 1 은 용융침범법으로 제조한 반응소결 SiC 재료의 특성을 나타낸다. 반응소결 SiC 재료는 약 3.0 Mg/m^3 의 밀도를 나타내었으며, 미세조직에 분포된 잔류 Si 의 함량은 약 24 %를 나타내었다. 이와 같이 반응소결 공정은 CVI 및 PIP 공법에 비해 SiC 재료에 우수한 밀도를 제공할 수 있다는 것을 알 수 있다. (7, 8)

Fig. 2 는 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 미세조직을 주사형 전자현미경(SEM)으로 관찰한 결과를 나타낸다. 또한, EDS 를 사용하여 미세조직에 존

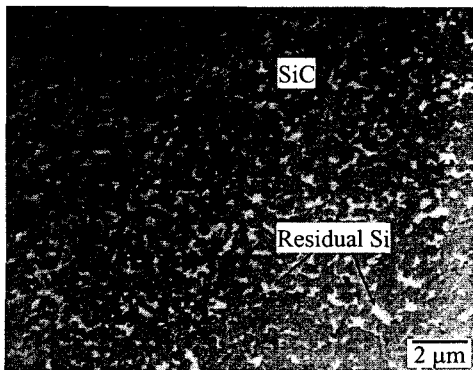


Fig. 1 Microstructure of RS-SiC material

재하는 각 반응상을 분석하여 Table 2 에 나타내었다. 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 밀도는 약 2.8 Mg/m^3 를 나타내었다. 반응소결 SiC/SiC 복합재료에서는 Hi-Nicalon SiC 섬유들의 심한 변형도 관찰되고 다소 기공도 존재하지만 치밀한 기지재가 형성된다는 것을 알 수 있다. 특히, Fig. 2(b)에 나타난 것처럼 섬유 번들 사이에도 SiC 기지재가 정확히 형성되어 있다는 것을 알 수 있다. 그러나 Table 2 의 결과에 따르면, 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 기지재 조직은 규소와 탄소의 함량에 따라 두 가지 종류의 탄화규소 상을 형성하고 있다. Si/C 의 비율이 약 0.9 인 준결정성 탄화규소 (Near stoichiometry SiC)에 비해 Si/C 의 비율이 약 1.7 인 규소 함량이 높은 탄화규소 (Si rich SiC)가 기지재 미세조직에 크게 분포하고 있다는 것을 알 수 있다. 이러한 기지재의 화학적 불균질성은 반응하지 않은 미세한 탄소와 잔류 Si 상들이 존재

Table 1 Characterization of monolithic RS-SiC materials

Density	3.0 Mg/m^3
Residual Si content	24.4 %
Flexural strength	550 MPa

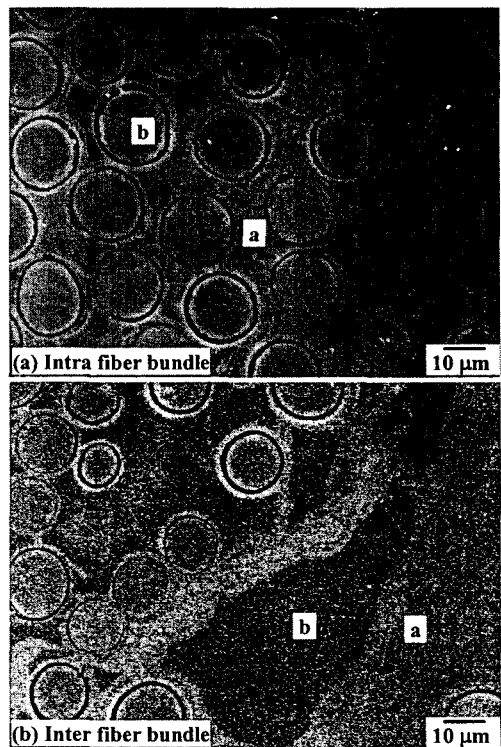


Fig. 2 Microstructure of RS-SiC/SiC composites

Table 2 Chemical composition of a and b portions displayed in Fig.2, as identified by the EDS quantitative analysis

Portion	Si (atom %)	C (atom %)
a	64	36
b	47	53

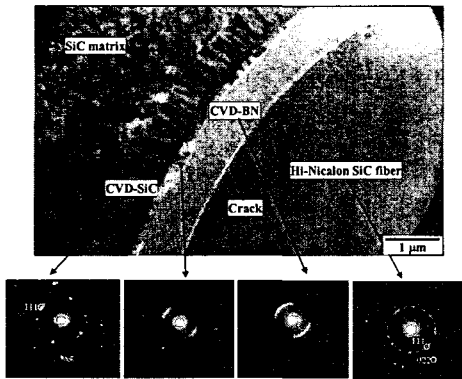


Fig. 3 TEM analysis for the interfacial region of RS-SiC/SiC composites

하기 때문이라고 생각된다.⁽¹⁵⁾

Fig. 3 은 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 계면영역을 투과형 전자현미경(TEM)으로 관찰한 결과를 나타낸다. 또한, SiC 와 BN 의 계면 피복층의 결정을 파악하기 위한 회절패턴을 나타내고 있다. Hi-Nicalon SiC 섬유 주위에 피복된 CVD-SiC 와 CVD-BN 코팅층의 두께는 각각 약 700 nm 를 나타내고 있다. Hi-Nicalon SiC 섬유와 CVD-SiC 코팅층은 회절패턴은 약간 다르지만 결정화를 나타내고 있는 반면에 CVD-BN 코팅층은 전형적인 비정질의 회절패턴을 나타내고 있다. 또한 회절패턴의 결과에 따르면 CVD-SiC 와 CVD-BN 의 경계 부분에서는 상호확산에 의해 발생한 것으로 생각되는 반응층이 존재하고 있다. 특히, Hi-Nicalon SiC 섬유와 CVD-BN 의 사이와 CVD-SiC 와 CVD-BN 사이에는 미세한 계면균열이 형성되어 있는 것을 관찰 할 수 있다. 계면균열은 열팽창 계수의 차이 때문에 냉각과정에서 발생하는 것으로 생각된다. 이러한 계면균열의 발생은 계면전단강도의 감소를 유발하여 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 파괴거동에 영향을 미칠 것으로 생각된다.

Fig. 4 는 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 계면영역에 대한 회절패턴(Diffraction pattern)으로 얻어진 암시야 조직(Dark field image)을 나타낸다. 암시야 조직은 SiC 기지재의 회절패턴에서 결정성 SiC 의

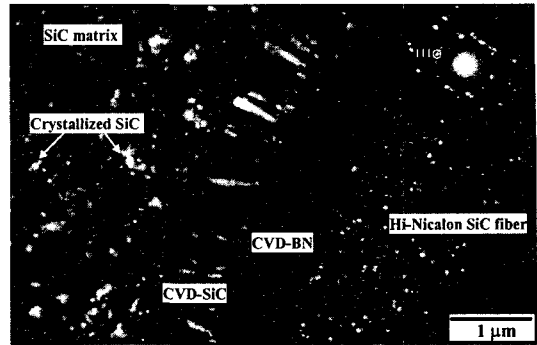


Fig. 4 Dark field image by the diffraction pattern for the interfacial region of RS-SiC/SiC composites

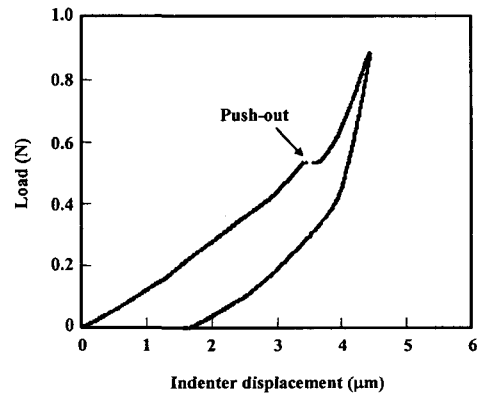


Fig. 5 Load-displacement curve of RS-SiC/SiC composites obtained from the single-fiber push-out test

(111)면에 해당한다. 회절패턴의 결과에 따르면, CVD-SiC 계면층과 Hi-Nicalon SiC 섬유는 결정성을 가지고 있는 것을 알 수 있다. 특히, SiC 의 (111)면을 분석한 SiC 기지재 내부에는 초기 C/SiC 복합슬러리의 제작에 사용된 SiC 입자(4.0μm)보다 작은 결정성 SiC 반응상(밝은 미세한 상)이 미세하게 형성되어 있다는 것을 분명히 알 수 있다. 이러한 SiC 반응상은 C/SiC 복합슬러리에 함유되어 있는 탄소입자들과 용융 Si 이 화학적으로 반응하여 형성된 것으로 생각된다.

3.2 계면전단 및 굽힘 특성

Fig. 5 는 단섬유압입시험에 의해 얻어진 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 하중-변위곡선을 나타낸다. 단섬유압입시험은 미세조직에 존재하는 SiC 섬유 한 개를 나노인덴트를 사용하여 가압하여 복합재료의 계면전단강도를 측정하는 방법으로서 많이 사용되고 있다.⁽¹⁶⁾ 복합재료의 계면전단강도는 SiC 섬유가 나노인덴트에 의해 탄성거동한 후 기지재 에서 분리되는 단계(Push-out)의 하중을 측정하여 결정하였다.

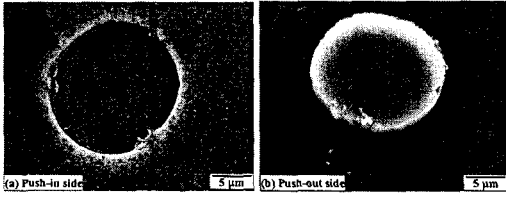


Fig. 6 Deformation of SiC fiber obtained from the single-fiber push-out test

본 연구에서는 용융침투법으로 제조한 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 경우에는 약 58.5 MPa의 계면 전단강도를 나타내었다. 그러나, 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 계면전단강도는 섬유에 따라 20 MPa ~120 MPa의 범위를 유지하면서 매우 큰 산포도를 나타내었다. 이것은 Fig. 3의 계면영역에 대한 TEM 관찰 결과에서도 나타났듯이, 제조과정 중에 Hi-Nicalon SiC 섬유와 CVD-BN의 사이에 미세한 계면균열이 다수의 섬유에서 발생하였기 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 6은 단섬유압입시험을 실행한 후 관찰한 섬유의 변형을 나타낸다. 현미경 화면에서 선택한 섬유를 압입한 후 측정위치를 파악하여 시험편 뒷면의 섬유변형을 관찰하였다. 나노인덴터에 의해 SiC 섬유가 압입되어 섬유의 변형에 의한 압흔이 관찰되고 있다. 또한, 섬유의 압입 후 시험편의 반대편에는 섬유의 뒤틀림 현상이 발생하지 않고 돌출현상이 깨끗하게 관찰되고 있다. 이와 같이, 단섬유 압입시험은 복합재료의 계면강도를 정확히 측정하기에 효과적인 방법으로 인식될 수 있다.

Fig. 7은 3점 굽힘시험을 통하여 얻어진 반응소결 SiC/SiC 복합재료와 SiC 재료의 파괴거동을 나타낸다. 반응소결 SiC 재료는 굽힘응력이 최대점에서 급강하하는 전형적인 취성파괴거동을 나타내고 있다. 이에 반하여, 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 초기균열이 발생한 후 굽힘응력이 증가하여 최대하중 이후에 급속하게 파단되지 않으며 균열이 안정적으로 진전하는 연성적인 파괴거동을 나타내었다. 이것은 계면박리 및 섬유파괴와 연계하여 균열의 진전 경로가 변화하는 것과 관계한다. 다시 말하면, 초기균열은 계면에서 지연된 후 다음 섬유들 사이의 기지재에서 다른 균열을 발생시키고 다시 진전해 나가면서 섬유의 파단을 유도하기 때문이다. 본 연구에서는 5개의 시험편을 사용하여 재료의 굽힘강도를 결정하였다 Table 2에 나타났듯이 반응소결 SiC 재료는 약 550 MPa의 굽힘강도를 나타내었다. 이에 비하여 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 굽힘강도는 약 330 MPa를 나타내었다.

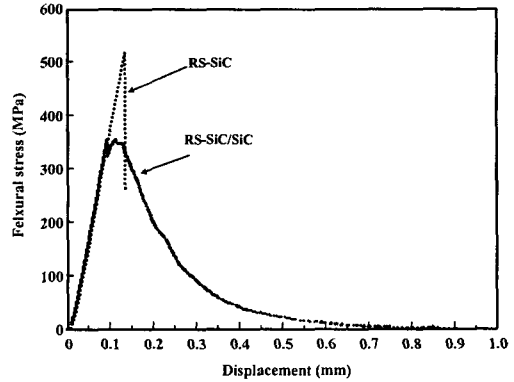


Fig. 7 Fracture behavior of RS-SiC based materials obtained from the three point bending test

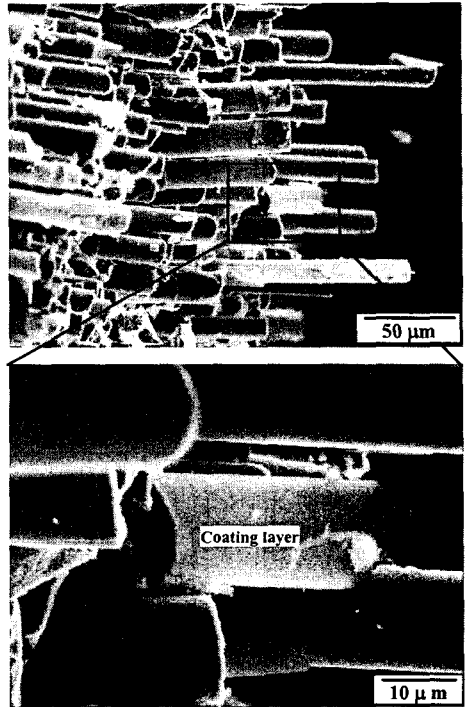


Fig. 8 Fracture surface of RS-SiC/SiC composites

Fig. 8은 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 파단면을 관찰한 결과를 나타낸다. 파단면은 굽힘하중에 의한 인장면을 나타낸다. SiC/SiC 복합재료의 파단면에서는 전반적으로 SiC 섬유의 풀아웃(Pull-Out)이 많이 관찰되고 있다. 또한, SiC 섬유와 계면 피복층 사이에 확장적인 계면박리현상이 관찰되고 있다. 이러한 파괴양식은 Fig. 2에 나타내었듯이 계면피복층과 SiC 섬유 사이에 존재하는 계면균열에 기인하는 것으로 사

료된다. 또한 계면균열은 계면완화를 통하여 계면박리와 섬유와 풀아웃을 쉽게 조장하기 때문에 Fig. 7에 나타내었듯이 복합재료에서 계면균열의 발생은 파괴에너지에 기여하는 안정적인 균열성장을 유발하는 것으로 생각된다. 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 파괴에너지는 약 3.2 KJ/m^2 을 나타내었다.

4. 결론

(1) 용융 Si 의 함침에 의해 제조된 반응소결 SiC 재료는 약 3.0 Mg/m^3 의 밀도와 약 550 MPa 의 굽힘강도를 나타내었다. 그러나, 미세조직에는 다량의 잔류 Si 이 존재하였다.

(2) 반응소결 SiC/SiC 복합재료의 기지재는 탄소와 용융 Si 의 반응에 의해 결정성 SiC 상이 존재하지만 화학조성이 서로 다른 SiC 상을 형성하였다. 또한, TEM 분석 결과에 따르면 SiC 섬유와 계면피복층 사이에는 미세한 계면균열이 존재하였다.

(3) 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 약 2.8 Mg/m^3 의 소결밀도와 약 330 MPa 의 굽힘강도를 나타내었다. 또한, 단섬유 압입시험에 의한 복합재료의 계면전단강도는 계면균열의 발생에 의해 약 58.5 MPa 의 낮은 수준을 나타내었다.

(4) 반응소결 SiC/SiC 복합재료는 파단면에서 SiC 섬유의 풀아웃 및 SiC 섬유와 계면 피복층 사이에 확장적인 계면박리현상을 동반하면서 다소 연성적인 파괴거동을 나타내었다.

후 기

이 논문은 2004 년도 동의대학교 교내연구비에 의해 연구되었습니다. (2004AA135)

참고문헌

- (1) Ehrlich, K., 2001, "Materials Research Towards A Fusion Reactor," *Fusion Engineering and Design*, Vol. 56-57, pp. 71~82.
- (2) Kohyama, A., Seki, M., Abe, K., Muroga, T., Matsui, H., Jitsukawa, S. and Matsuda, S., 2000, "Interactions between Fusion Materials R&D and Other Technologies," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 283-287, pp. 20~27.
- (3) Sato, K., Tezuka, A., Funayama, O., Isoda, T., Terada, Y., Kato, S. and Iwata, M., 1999, "Fabrication and Pressure Testing of A Gas-turbine Component Manufactured by A Pre-ceramic-polymer-impregnation Method," *Composites Science and Technology*, Vol. 59, pp. 853~859.
- (4) Nishio, K., Igashira, K., Take, K. and Suemitsu, T., 1998, "Development of the Combustor Liner Composed of Ceramic Matrix Composite (CMC)," *Journal of the Turbine Society of Japan*, Vol. 26, pp. 102~106.
- (5) Brewer, D., 1999, "HSR/EPM Combustor Material Development Program," *Materials Science and Engineering*, A261, pp. 284~291.
- (6) Lee, S.P. and Yoon, H.K., 2002, "Fabrication and Fracture Properties of Nb/MoSi₂ Laminate Composites," *Transactions of KSME A*, Vol. 26, No. 6, pp. 1047~1052.
- (7) Yang, W., Noda, T., Araki, H., Yu, J. and Kohyama, A., 2003, "Mechanical Properties of Several Advanced Tyranno-SA Fiber-reinforced CVI-SiC Matrix Composites," *Materials Science and Engineering*, A345, pp. 28~35.
- (8) Katoh, Y., Kotani, M., Kishimoto, H., Yang, W. and Kohyama, A., 2000, "Properties and Radiation Effects in High-temperature Pyrolyzed PIP-SiC/SiC," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 289, pp. 42~47.
- (9) Lee, S.P., Yoon, H.K., Park, J.S., Katoh, Y., Kohyama, A., Kim, D.H. and Lee, J.K., 2002, "Reaction Sintering Process of Tyranno SA/SiC Composites and Their Characterization," *Fusion Engineering and Design*, Vol. 61-62, pp. 717~722.
- (10) Lee, S.P., 2005, "Fabrication of Reaction Sintered SiC Materials by Complex Slurry with Nano Size Particle," *Transactions of KSME A*, Vol. 29, No. 3, pp. 425~431.
- (11) Lee, S.P., Shin, Y.S., Min, B.H., Bae, D.S., Park, J.S. and Kohyama, A., 2006, "Fabrication of Liquid Phase Sintered SiC Based Materials and Their Characterization," *Fusion Engineering and Design*, Vol. 81, pp. 963~967.
- (12) Dong, S., Katoh, Y. and Kohyama, A., 2003, "Processing Optimization and Mechanical Evaluation of Hot Pressed 2D Tyranno-SA/SiC Composites," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 23, pp. 1223~1231.
- (13) Kameda, T., Suyama, S., Itoh, Y. and Goto, Y., 1999, "Development of Continuous SiC Fiber-Reinforced Reaction Sintered SiC Matrix Composites," *Journal of the Ceramic Society of Japan*, Vol. 107, pp. 327~334.
- (14) Itoh, Y., Kameda, T., Suyama, S., Nishida, K. and Okamura, T., 2000, "Development of Continuous Fiber Reinforced Reaction Sintered Silicon Carbide Matrix Composite and Fabrication of Gas Turbine Hot Parts," *Journal of Material Japan*, Vol. 39, pp. 63~65.
- (15) Lee, S.P., Katoh, Y., Park, J.S., Kohyama, A., Suyama, S. and Yoon, H.K., 2001, "Microstructural and Mechanical Characteristics of SiC/SiC Composites with Modified-RS Process," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 289, pp. 30~36.
- (16) Hinoki, T., Zhang, W., Kohyama, A., Sato, S. and Noda, T., 1998, "Effect of Fiber Coating on Interfacial Shear Strength of SiC/SiC by Nano-indentation Technique," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 258-263, pp. 1567~1571.