

반응소결 SiC 재료의 제조 및 특성

진준옥* · 이상필* · 박이현* · 황희진* · 윤한기* · A. Kohyama**

*동의대학교 기계공학과

**교토대학교 에너지 이공학 연구소

Fabrication and Characterization of Reaction Sintered SiC Based Materials

JOON-OK JIN*, SANG-PILL LEE* YI-HYUN PARK* HUEI-JIN HWANG HAN-KI YOON* AND AKIRA KOHYAMA**

*Dept. of Mechanical Engineering, Dong-Eui University, Gaya-Dong 24, Busanjin-Gu, Busan 614-714, Korea

**IAE, Kyoto University, Gokasho, Uji, Kyoto 611-0011, Japan

KEY WORDS: Silicon carbide(SiC) 탄화규소, Reaction sintering(RS) 반응소결, compositional ratio 혼합비, residual Si 잔류실리콘

ABSTRACT: The efficiency of complex slurry preparation route for the development of high performance RS-SiC/SiC composites has been investigated. The green bodies for RS-SiC and RS-SiCf/SiC composite materials prior to the infiltration of molten silicon were prepared with various C/SiC complex matrix slurries, which associated with both different sizes of starting SiC particles and blending ratios of starting SiC and carbon particles. The reinforcing materials in the composite system were uncoated and C coated Tyranno SA SiC fiber. The characterization of RS-SiC and RS-SiCf/SiC composite materials was examined by means of SEM, EDS and three point bending test. Based on the mechanical property-microstructure correlation, process optimization methodology is discussed.

1. 서 론

세라믹 기지 복합재료 (Ceramic Matrix Composites: CMCs)는 다방면의 산업분야에서 고온 용용을 목적으로 다양하게 연구되어 왔다. 특히, 우주항공산업에서는 Advanced Material Gas-generator (AMG) 프로젝트, Ceramic Gas Turbine (CGT) 프로젝트, High Speed Civil Transport (HSCT)의 재조를 위한 Enabling Propulsion Materials (EPM) 프로그램 등과 같은 다양한 대형 프로젝트를 통하여 세라믹 기지 복합재료를 컴버스터 (Combuster), 라이너 (Liner) 및 터빈 블레이드 (Turbine blade)와 같은 고성능 가스터빈 시스템의 부품으로서 적용하기 위해 노력해 왔다. (Kaya, 1999 Nishio etc., 1998 Brewer, 1999 Sato etc., 1999) 최근, SiC 함유 강화 SiC 기지 복합재료 (SiC_f/SiC)는 우수한 고온특성 및 치수 안정성뿐만 아니라 조사환경에서의 낮은 방사화특성 때문에 제1벽 또는 다이버터 (Divertor) 냉각채널 등과 같은 핵융합로 발전시스템에 적용이 가능한 고온 재료로서 기대되

고 있다. (Fenici etc., 1998 Hasegawa etc., 2000 Kohyama etc., 2000 Ehrlich, 2001) 고결정질 SiC함유의 급격한 발전과 함께, 고성능SiC_f/SiC 복합재료의 R & D에 대한 연구는 Chemical vapor infiltration (CVI), Polymer impregnation and pyrolysis (PIP), Hot pressing (HP) 및 Reaction sintering (RS) 등의 제조공정을 개선하는데 집중되고 있다. (Katoh etc., 2000 Yang etc., 1999 Yang etc., 2003 Dong etc., 2003 Kameda etc., 1999 이상필 등 2001) 특히, SiC_f/SiC복합재료의 특성을 개선하기 위해서는 고순도 SiC상의 형성과 더불어 기지재 영역의 치밀화가 중요한 과제로 거론되고 있다.

RS 공법은 CVI와 PIP와 같은 다른 공법들에 비해서 높은 밀도, 좋은 밀폐성 및 낮은 제조단가를 제공할 수 있다. SiC 재료의 제작에 사용되는 RS공법의 기본 메커니즘은 SiC 분말과 탄소를 함유한 다공질 예비성형체 속으로 용융 실리콘을 침투하여 새로운 β-SiC 상을 형성시키는 것이다. 또한, 용융 실리콘은 다공질의 예비성형체 내부에 존재하는 공공이나 기공을 채우면서 여분의 잔류실리콘 상을 형성한다. 따라서, RS 공정의 중요한 문제는 RS-SiC 기반 재료들의 기계적 특성에 관계하는 잔류실리콘의 함량을 제어하는 것이다. 기존의 실험적인 연구들의 대부분

제1저자 진준옥 연락처: 부산시 부산진구 가야동 산24번지

051-890-2109 joonok97@dongeui.ac.kr

은 입자크기가 1~12 μm 인 SiC 분말을 사용하고 있으며, 잔류실리콘 양의 감소는 RS-SiC 재료들의 기계적 특성을 개선하기 위한 주된 요인이라는 것을 나타내고 있다. (Suyama etc., 2002 Wilhelm etc., 1999) 고성능 RS-SiC/SiC 복합재료를 개발하기 위해서는 우선적으로 지지체인 RS-SiC 재료의 고도화를 해결되어야 한다. RS-SiC 재료 내부에 존재하는 잔류 실리콘 함량은 SiC와 C 입자를 혼합한 복합 슬러리의 제조상태와 복합슬러리의 제작에 사용한 초기 SiC분말의 입자크기와 연계한 다공질 예비성형체의 제조를 통하여 억제할 수 있을 것으로 생각된다. 특히, 복합슬러리의 제작을 위한 서브마이크로 사이즈 또는 나노 사이즈 SiC 입자의 활용은 RS-SiC 지지 재료들의 광범위한 응용을 위해 조사할 필요가 있다. 또한, 미세조직에 균일하고 미세하게 분포하는 SiC 입자들과 잔류 실리콘 상들이 RS-SiC 지지 재료들의 기계적 특성에 상당한 영향을 미칠 것으로 생각된다.

본 연구에서는 SiC 입자의 크기와 SiC와 C 입자의 혼합비를 변화하여 제조한 복합슬러리를 사용하여 RS-SiC 재료의 제조공법에 따른 미세조직과 강도특성을 조사하였다. 또한, C를 피복한 SiC섬유를 사용하여 RS-SiC/SiC 복합재료를 제조하고 미세구조, 강도특성 및 파괴기구를 평가하였다.

2. 실험 방법

RS-SiC재료의 제작을 위한 다공질 예비성형체의 제조에는 SiC 분말, C 그리고 물을 일정비율로 혼합한 C/SiC복합슬러리를 사용하였다. C/SiC복합슬러리는 평균입경이 1.0 μm , 0.3 μm 및 0.03 μm 인 세가지 종류의 SiC 분말과 평균 입자크기가 85 nm인 C 분말을 사용하여 C와 SiC 입자들의 혼합비를 각각 0.3, 0.5 및 0.7로 하여 제조하였다. C/SiC복합 슬러리의 제조에 사용한 혼합속도와 혼합시간은 각각 150 rpm 과 5 시간으로 하였다. RS-SiC 재료의 제작에 이용할 다공질 예비성형체는 복합슬러리를 사각형상의 금형 속으로 약 8.0 MPa의 가스압력으로 주입하여 성형하였다. RS-SiC/SiC복합재료의 강화재로는 일방향 (Unidirection: UD) Tyranno SA 섬유 (Ube Co., Ltd)를 사용하였다. 화학증착법(CVD)을 이용하여 Tyranno SA 섬유의 표면에 약 0.7 μm 두께의 C 층을 피복하였다. RS-SiC/SiC복합재료의 다공질 예비성형체는 Tyranno SA 섬유의 구조물에 C 와 SiC분말(0.3 μm)의 혼합비가 0.5인 복합슬러리를 약 8.0 MPa의 일정한 가스압력으로 함침하여 성형하였다. RS-SiC 재료와 RS-SiC/SiC 복합재료 들은 진공분위기에서 각각의 예비성형체 속으로 용융 실리콘을 침투시켜 제조하였다. 용융 실리콘의 함침온도와 함침 유지시간은 각각 1450 $^{\circ}\text{C}$ 와 2 시간으로 하였다. 제조한 RS-SiC/SiC 복합재료 내부의 Tyranno SA 섬유의 체적율은 약 10 %로 하였다.

RS-SiC 재료와 RS-SiC/SiC 복합재료의 미세조직은 에

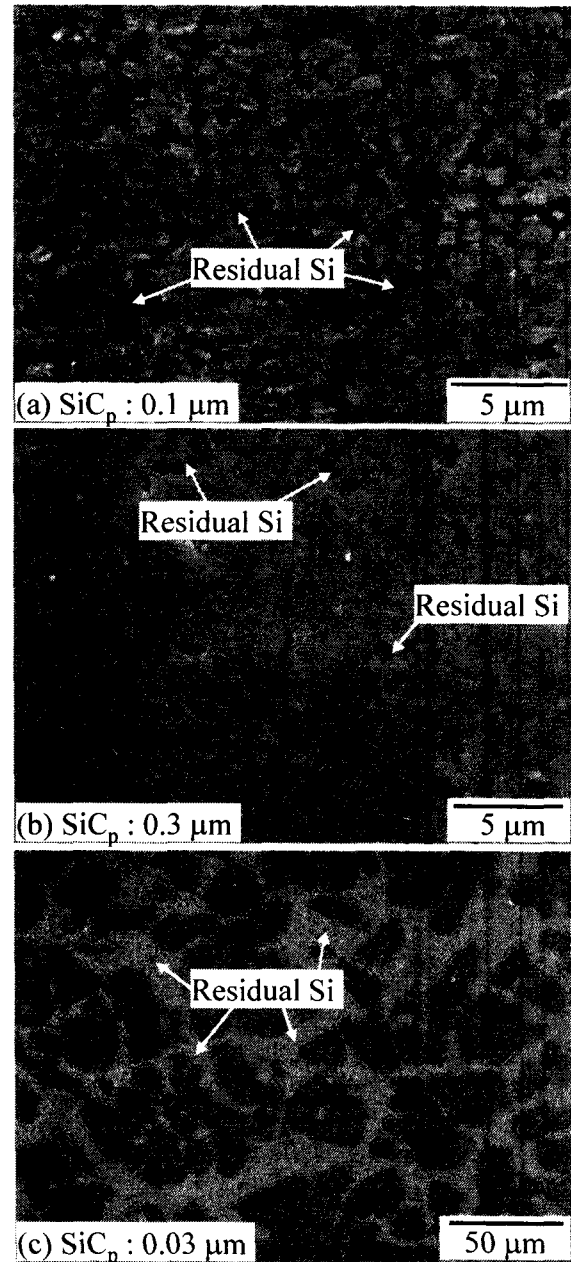


Fig. 1 Microstructures of RS-SiC materials depending on the size of starting SiC particles in the C/SiC complex slurry. (C/SiC composition ratio: 0.5)

너지분광 분석기(EDS)를 장착한 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 분석하였다. 특히, 용융 실리콘과 C 입자의 반응으로 인한 SiC기지 영역의 화학 조성은 EDS 정량분석으로 결정하였다. 모든 재료들의 소결밀도는 아르키메데스 원리에 의해 측정되었다. 또한 모든 재료들의 기계적 특성은 상온에서 3점 굽힘 시험을 실시하여 평가하였다. RS-SiC와 RS-SiC/SiC 복합재료의 강도평가에 사용한 시험편의 치수는 각각 $3 \times 4 \times 25 \text{ mm}^3$ 와 $2 \times 4 \times 25 \text{ mm}^3$ 로 하였으며 3점 굽힘 시험에 사용한 스패 길이와 크로스헤드 속도는 각각

18 mm와 0.5 mm/min로 하였다. 또한 RS-SiC_f/SiC 복합 재료의 파괴기구를 설명하기 위해 섬유 풀아웃 (pull-out) 과 계면 박리 현상을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 RS-SiC 재료의 특성

Fig. 1 은 C/SiC 복합슬러리의 제작에 사용한 초기 SiC 입자크기에 따른 RS-SiC 재료의 미세조직을 나타낸다. 복합슬러리의 제조에 이용한 C와 SiC 분말의 혼합비는 0.5 로 하였다. C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용된 초기 SiC 입자의 크기에 의해 다공질 예비성형체에 존재하는 기공 또는 공극의 크기가 바뀌었다고 할지라도, RS-SiC 재료들은 용융실리콘의 함침 때문에 소량의 기공이 존재하는 조밀한 미세구조를 나타내고 있다. 그러나 RS-SiC의 미세조직에는 크게 두 가지의 상, 즉 SiC 상과 잔류실리콘 상으로 구성되어 있다. 특히, RS-SiC 재료는 C/SiC 복합슬러리의 제조를 위해 0.03 μm의 초기 SiC 입자를 사용했을 때, 다량의 잔류실리콘 상이 존재하는 심한 조직적 불안정성을 나타낸다. 이것은 초기 SiC 입자의 크기가 매우 작으므로 응집현상이 쉽게 발생하여 C/SiC 복합슬러리가 불균질하기 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 2 는 C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용한 C와 SiC 분말의 혼합비와 첨가한 SiC 입자크기가 RS-SiC 재료의 소결밀도와 잔류실리콘의 함량에 미치는 영향을 나타낸다. SiC 재료를 제조하는 RS 공법은 용융실리콘을 다공질 예비성형체에 함침함으로써 C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용한 C와 SiC 분말의 혼합비와 첨가한 SiC 입자크기에 상관없이 약 2.9 Mg/cm³ 보다 높은 좋은 밀도를 제공한다는 것을 알 수 있다. 특히, 0.3 μm 의 초기 SiC 입자를 함유하는 RS-SiC 재료는 C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용한 0.5의 C/SiC 혼합비에서 약 3.1 Mg/cm³ 의 우수한 밀도를 나타내었다. 그러나, RS-SiC 재료의 미세조직에 존재하는 잔류실리콘의 양은 C/SiC 복합슬러리의 준비방법에 관계하는 C와 SiC 입자의 혼합비와 초기 SiC 입자의 크기에 크게 의존하고 있다. 다시 말하면, C/SiC 혼합비가 0.3, 0.5 그리고 0.7인 C/SiC 복합슬러리로 제작한 RS-SiC 재료의 잔류실리콘 함량은 각각, 30 %, 19 %, 그리고 27 % 를 나타내었다. 또한, 0.5의 C/SiC 혼합비인 복합슬러리로 제작한 다공질 예비성형체의 경우, 0.03 μm와 1.0 μm의 초기 SiC 입자를 함유한 RS-SiC 재료의 잔류실리콘 함량은 각각, 37 %와 22 %를 나타내었다. 이러한 결과로부터 높은 밀도와 낮은 잔류실리콘 함량을 가지는 RS-SiC 재료의 제작을 위한 C/SiC 복합슬러리의 제조 조건은 초기 SiC 입자크기가 0.3 μm를 첨가한 0.5의 C/SiC 혼합비로 선택할 수 있다. 그러나, 본 연구에서는 입자크기가 0.3 μm인 초기 SiC 입자의 첨가에 의한 C/SiC 복합슬러리의 제조방법은 혼합기법의 변화를 통하여 여전히 개선되어야만 한다.

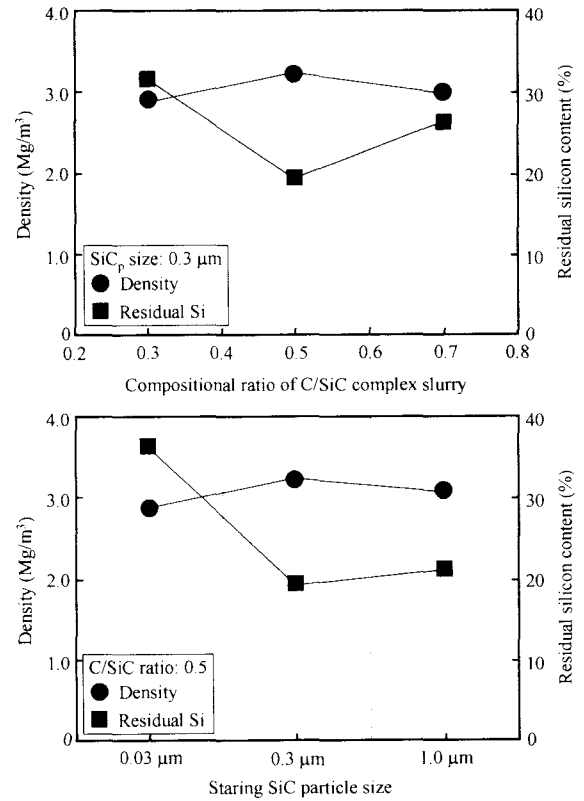


Fig. 2 Effects of compositional ratio of C and SiC particles and starting SiC particle size used for the preparation of complex slurry on sintered density and residual silicon content of RS-SiC materials.

Fig. 3은 C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용된 C와 SiC 입자의 혼합비가 RS-SiC 재료의 굽힘강도에 미치는 영향을 나타낸다. 또한 C/SiC 복합슬러리의 제조에 첨가한 SiC 입자의 크기에 따른 RS-SiC 재료의 굽힘강도는 나타낸다. C/SiC 복합슬러리의 제조에 0.3 μm 의 초기 SiC 입자를 사용한 경우, 0.5의 C/SiC 혼합비에서 RS-SiC 재료는 약 530 MPa 의 평균 굽힘 강도를 나타내었다. 또한, 동일한 C와 SiC의 혼합비(0.5)인 경우에는, 0.3 μm 크기의 초기 SiC 입자를 첨가함으로써 RS-SiC 재료는 우수한 강도를 유지하고 있다. 이러한 RS-SiC 재료의 강도는 잔류실리콘의 함량과 밀접한 관계를 가진다. 다시 말하면, Fig. 1 과 Fig. 2에서 나타낸 것처럼, 잔류실리콘의 감소는 C/SiC 복합슬러리의 제조를 위한 C와 SiC 입자의 혼합비 그리고 초기 SiC 입자의 크기와 연계하여 RS-SiC 재료의 강도향상에 기여하고 있다. 본 논문에서는, RS-SiC 재료는 19% 정도의 잔류실리콘 함량에서 가장 높은 굽힘강도(약 530 Mpa) 나타내었다. 이러한 결과에서 RS-SiC 재료의 기계적 특성은 잔류실리콘의 함량에 대하여 크게 의존한다는 것을 알 수 있다. 따라서, 잔류실리콘 상의 함량 또는 크기는 C/SiC 복합슬러리를 함침한 다공질 예비성형체의 제조 공정에 영향을 받기 때문에 초기 C와 SiC 입자의 균일한

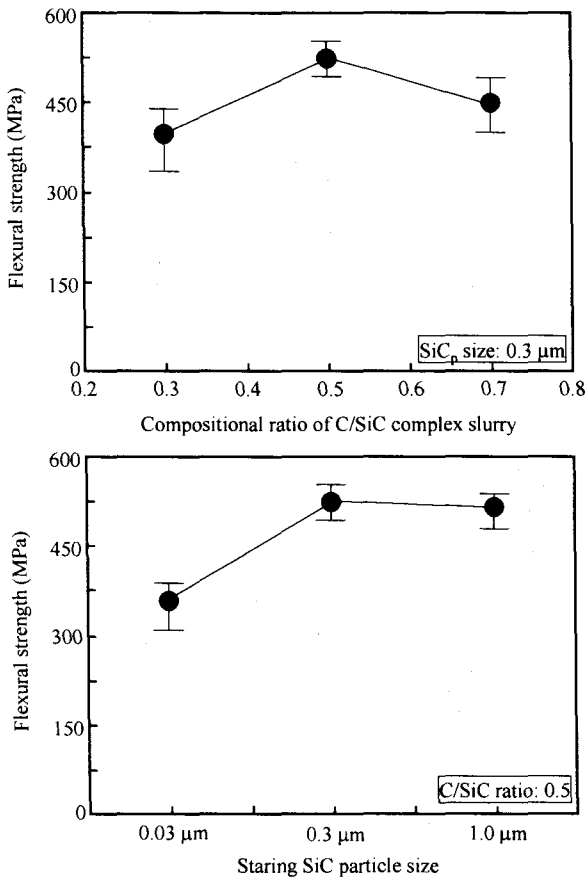


Fig. 3 Effects of compositional ratio of C and SiC particles and starting SiC particle size used for the preparation of complex slurry on the flexural strength of RS-SiC materials.

분포와 연계한 C/SiC복합슬러리의 균질성은 안정된 미세 구조와 RS-SiC 재료의 강도개선을 위하여 우선적으로 확보되어야 한다.

3.2 RS-SiC/SiC 복합재료의 특성

Table 1은 피복층이 없는 Tyranno SA 섬유와 탄소를 피복한 Tyranno SA 섬유를 사용하여 제조한 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 밀도를 다공질 예비성형체의 제조과정에 근거하여 나타내었다. RS-SiC_f/SiC 복합재료를 위해 사용된 복합기지슬러리의 제조조건은 0.3μm의 초기 SiC 입자를 첨가한 0.5의 C/SiC 혼합비로 하였다. Tyranno SA/SiC

Table 1 Resultant density and flexural strength of RS-SiC_f/SiC composites.

Reinforcement	Matrix slurry			Interphase	Fiber volume fraction (%)	Density (Mg/cm ³)	Flexural strength (MPa)
	SiC(μm)	C(nm)	C/SiC				
UD Tyranno SA	0.3	85	0.5	-	10	2.97	398.2
				C	10	2.94	556.8

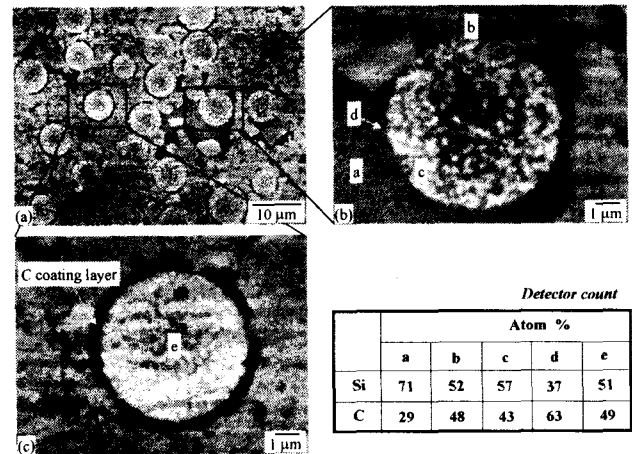


Fig. 4 Intra-fiber bundle microstructures and its EDS analysis results of C coated Tyranno SA/SiC composites. (C/SiC ratio: 0.5, SiCp size: 0.3 μm) of RS-SiC materials.

복합재료는 RS공정 중에 용융실리콘이 Tyranno SA 섬유 사이로 쉽게 침투하여 기지재의 기공 혹은 공공들을 채움으로써 약 3.0 Mg/cm³의 우수한 밀도를 나타내고 있다. 이러한 밀도 수준은 PIP와 CVI 공정으로 제조한 기존의 SiC_f/SiC 복합재료의 밀도 (약 2.5 Mg/cm³)에 비해 보다 높게 나타나고 있다. (Katoh etc., 2000 Yang etc., 1999) 따라서, 미세한 초기 SiC 입자(0.3 μm)를 함유한 C/SiC 복합기지슬러리를 섬유의 적층구조물 속으로 주입하는 것은 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 밀도를 증가할 수 있는 방안으로 고려될 수 있다.

Fig. 4는 탄소 피복 Tyranno SA 섬유로 강화된 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 미세구조를 나타낸다. 복합재료의 제조를 위한 C/SiC 복합기지슬러리는 0.3 μm의 초기 SiC 입자크기를 사용한 0.5의 C/SiC 혼합비로 제조하였다. 또한, 미세구조 내부의 각 부분에 대해서는 EDS를 사용하여 분석하였다. 탄소 피복 Tyranno SA/SiC 복합재료는 기지균열이 없는 치밀한 조직을 나타내고 있으나, 화학적으로 불균질한 SiC 상들이 기지재 영역에서 형성되어 있다는 것을 알 수 있다. 다시 말해서, C/SiC 복합기지슬러리가 충분히 함침되지 않은 기지재 영역에서는 Si/C의 비율이 약 2.4인 실리콘 함량이 높은 상당한 양의 SiC 상들이 형성하고 있다. d 부분에 대한 EDS 분석결과에 따르

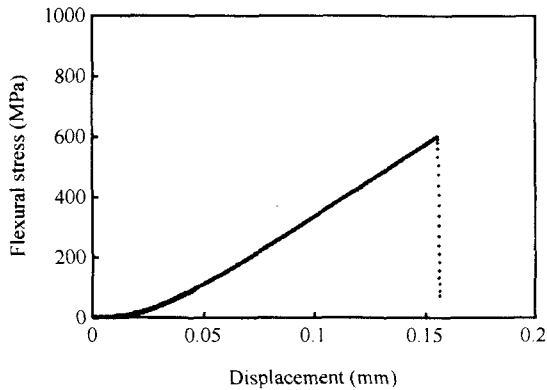


Fig. 5 Representative stress-displacement curve of carbon coated Tyranno SA/SiC composites.

면 실리콘 함량이 높은 SiC 상에 의해 둘러싸인 일부의 SiC 섬유 주변의 탄소 피복층은 탄소 함량이 높은 SiC 상으로 변화하고 있다. 더욱이, c 와 e 부분에 대한 EDS 분석 결과로부터 용융실리콘의 함침은 고결정 Tyranno SA 섬유의 가장자리 부분에서 실리콘의 함량을 증가시켜 섬유의 화학적 불안정성을 유발한다는 것을 추정할 수 있다. 이러한 섬유의 손상은 피복되지 않은 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료에서 현저하게 드러났다. 이와 반하여, C/SiC 복합기지슬러리가 충분히 함침된 기지재 영역에서는 Tyranno SA 섬유 주변의 탄소 피복층을 보호하면서 Si/C의 비율이 약 0.9인 준 결정성 SiC 상들이 다량으로 형성되고 있다. 그러나, C/SiC 복합기지슬러리의 함침에 의한 탄소 피복층의 형상 손상이 다소 관찰된다. 따라서, 이러한 결과로부터 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 기지재 조직은 초기 탄소 입자와 용융실리콘의 반응으로 인한 결정질 SiC 상, 미반응 탄소, 잔류실리콘 뿐만 아니라 실리콘의 함량이 높은 SiC 상과 준 결정성 SiC 상들로 구성된다는 것을 알 수 있다.

Fig. 5 는 3점 굽힘 시험으로부터 얻어진 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 응력-변위 선도를 나타낸다. RS-SiC_f/SiC 복합재료의 다공질 예비성형체는 입자크기가 0.3 μm인 SiC분말을 사용하여 C/SiC 혼합비가 0.5인 C/SiC 복합기지슬러리로 제작하였다. RS-SiC_f/SiC 복합재료는 탄소 계면층이 존재함에도 불구하고 최대응력 이후에 안정적인 균열 전파가 없는 취성적인 파괴거동을 나타내었다. 이것은 Tyranno SA 섬유의 주위의 탄소 계면층의 대부분이 용융실리콘의 침투 때문에 탄소 함량이 높은 SiC 상으로 변화하였기 때문이라고 생각된다. 입자크기가 0.3 μm인 SiC분말을 사용하여 C/SiC 혼합비가 0.5인 C/SiC 복합기지슬러리로 제작한 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 굽힘강도는 Table 1에 나타내었다. 탄소 피복층이 없는 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료는 약 400 MPa의 평균굽힘강도를 나타내는 반면에 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료는 계면 안정성 때문에 약 560 MPa

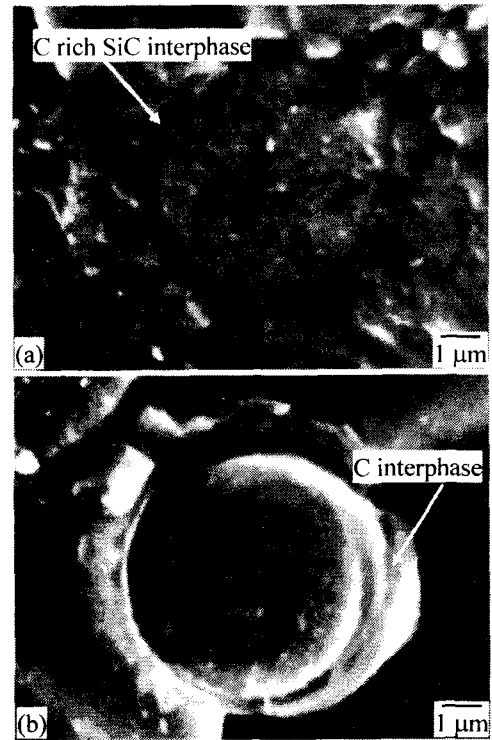


Fig. 6 Fiber deformation in the fracture surface of carbon coated Tyranno SA/SiC composites의 우수한 평균 굽힘강도를 나타내고 있다.

Fig. 6은 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 파단면에 존재하는 섬유의 파괴양상을 나타낸다. 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료에서 섬유의 풀아웃 (Pull-out) 현상이 발생하였지만 모든 복합재료는 전반적으로 취성 파단면을 나타내고 있다. 그러나, 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_f/SiC 복합재료에서는 탄소 피복층의 안정성에 따라 Tyranno SA 섬유의 파괴 거동이 다르게 나타나고 있다. Fig. 6(a)에 나타낸 것처럼, 용융실리콘의 함침에 의해 탄소함량이 높은 SiC 상으로 둘러싸인 대부분의 Tyranno SA 섬유는 어떠한 풀아웃 (Pull-out) 현상도 나타내지 않는다. 그러나, 탄소 피복층으로 둘러싸인 Tyranno SA 섬유는 풀아웃과 계면박리 현상들을 분명히 나타내고 있다. 따라서, 탄소 피복층은 용융실리콘의 함침에 의해 탄소함량이 높은 SiC 상으로 전환되기 때문에 RS-SiC_f/SiC 복합재료의 준안정 파괴거동을 확보하는데 유효하지 않다는 것을 알 수 있다.

5. 결 론

1. C/SiC 복합슬러리의 제조에 서브마이크로 크기의 SiC 입자(0.3 μm)를 활용하는 방안은 RS-SiC 재료의 미세조직과 기계적 특성을 개선하는데 유효하다.

2. 다공질 예비성형체를 입자크기가 0.3 μm 인 SiC분말을 사용하여 C/SiC 혼합비가 0.5인 C/SiC 복합슬러리로 제작하는 경우, RS-SiC 재료는 잔류실리콘을 약 19% 함유하지만 약 3.1 Mg/cm^3 의 우수한 밀도를 나타내었다.

3. RS-SiC 재료의 굽힘강도는 C/SiC 복합슬러리의 제조에 사용한 C와 SiC 분말의 혼합비와 첨가한 SiC 입자크기에 따라 변동하는 잔류실리콘의 함량에 크게 의존하였다. RS-SiC 재료는 약 19 %의 잔류실리콘 함량에서 약 530 MPa의 우수한 굽힘강도를 나타내었다.

4. RS-SiC_i/SiC 복합재료는 약 2.9 Mg/cm^3 이상의 우수한 밀도를 나타내었다. 그러나, RS-SiC_i/SiC 복합재료는 결정질 SiC 상, 미반응 탄소, 잔류실리콘, 실리콘 함량이 높은 SiC 상 및 준 결정성 SiC 상들의 형성 때문에 기지재 영역에서 화학적 불균질성을 나타내었다.

5. 탄소층을 피복한 Tyranno SA를 강화한 RS-SiC_i/SiC 복합재료는 약 560 MPa의 굽힘강도를 나타내었지만, 대부분의 탄소 피복층이 용융실리콘의 함침에 탄소함량이 높은 SiC 상으로 변화됨에 따라 취성적인 파괴거동을 나타내었다.

후 기

본 논문은 2002년도 한국학술진흥재단의 지원에 의하여 연구되었습니다. (KRF-2002-003-D00147).

참 고 문 헌

Hiroshi Kaya(1999), "The application of ceramic-matrix composites to the automotive ceramic gas turbine," *Composites Science and Technology*, 59, pp 861-872.

Kozi Nishio, Ken-ichiroh Igashira, Koji Take, Takeshi Suemitsu(1998), "Development of the Combustor Liner Composed of Ceramic Matrix Composite (CMC)", *Journal of the Turbine Society of Japan*, 26, pp 102-106.

D. Brewer(1999), "HSR/EPM combustor material development program", *Materials Science & Engineering*, A261, pp 284-291.

K. Sato, A. Tezuka, O. Funayama, T. Isoda, Y. Terada, S. Kato and M. Iwata(1999), "Fabrication and pressure testing of a gas-turbine component manufactured by a preceramic-polymer-impregnation method", *Composites Science and Technology*, 59, pp 853-859.

P. Fenici, A. J. Frias Rebelo, R. H. Jones, A. Kohyama, L. L. Snead(1998), "Current status of SiC/SiC composites R&D", *Journal of Nuclear Materials*, 258-263, pp 215-225.

A. Hasegawa, A. Kohyama, R. H. Jones, L. L. Snead

and P. Fenici(2000), "Critical issues and current status of SiC/SiC composites for fusion", *Journal of Nuclear Materials*, 283-287, pp 128-137.

A. Kohyama, M. Seki, K. Abe, T. Muroga, H. Matsui, S. Jitsukawa and S. Matsuda(2000), "Interactions between fusion materials R&D and other technologies", *Journal of Nuclear Materials*, 283-287, pp 20-27.

K. Ehrlich(2001), "Materials research towards a fusion reactor", *Fusion Engineering and Design*, 56-57, pp 71-82.

Y. Katoh, M. Kotani, H. Kishimoto, W. Yang and A. Kohyama(2000), "Properties and radiation effects in high-temperature pyrolyzed PIP-SiC/SiC", *Journal of Nuclear Materials*, 289, pp 42-47.

W. Yang, H. Araki, S. Sato, T. Noda and A. Kohyama(1999), "Bending properties of CVI composites at elevated temperatures", *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 20, pp 371-377.

W. Yang, T. Noda, H. Araki, J. Yu and A. Kohyama(2003), "Mechanical properties of several advanced Tyranno-SA fiber-reinforced CVI-SiC matrix composites", *Materials Science and Engineering A*, 345, pp 28-35.

S. Dong, Y. Katoh and A. Kohyama(2003), "Processing optimization and mechanical evaluation of hot pressed 2D Tyranno-SA/SiC composites", *Journal of the European Ceramic Society*, 23, pp 1223-1231.

T. Kameda, S. Suyama, Y. Itoh and Y. Goto(1999), "Development of Continuous SiC Fiber-Reinforced Reaction Sintered SiC matrix Composites", *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 107, [4], pp 327-334.

S. P. Lee, Y. Katoh, J. S. Park, S. M. Dong, A. Kohyama, S. Suyama and H. K. Yoon(2001), "Microstructural and Mechanical Characteristics of SiC/SiC Composites with modified-RS process", *Journal of Nuclear Materials*, 289, pp 30-36.

S. Suyama, Y. Itoh, A. Kohyam and Y. Katoh(2002), "Effect of residual silicon phase on reaction-sintered silicon carbide", *Ceramic Transactions*, 144, pp 181-185.

M. Wilhelm, M. Kornfeld and W. Wruss(1999), "Development of SiC-Si composites with fine-grained SiC microstructures", *Journal of European Ceramic Society*, 19, pp 2155-2163.

2003년 5월 10일 원고 접수

2003년 0월 00일 최종 수정본 채택