

SiC_f/SiC 복합체의 제조 및 응용

글 _ 박지연 || 한국원자력연구원 원자력재료연구센터
jypark@kaeri.re.kr

1. 서론

강화재(reinforcing material)와 강화재를 결합해주는 기지(matrix) 상으로 구성되는 복합재료의 개발이 단미(monolithic) 세라믹스가 지닌 취성의 한계를 극복하고자 진행되어 왔다. 일반적인 세라믹 복합재료는 기계적 물성이 우수한 보강재를 입자, 휘스커 (whisker) 또는 섬유를 분산시켜 복합화 한 것으로서, 입자 또는 휘스커 강화 세라믹 복합재료는 단일상 세라믹스의 파괴에너지 범위를 크게 벗어나지 못하지만, 섬유 강화 세라믹 복합재료는 기지에 응력이 가해져 균열이 전파될 때 섬유가 에너지를 흡수하는 역할을 하여 세라믹스의 파괴인성을 향상시킬 수 있는 소재로 알려져 있다.^{1,2)}

C 또는 SiC계의 장섬유강화 세라믹 복합재료는 섬유와 기지상의 종류에 따라 다양한 조합이 가능하지만 가장 대표적인 것으로는 C/C, C/C-SiC, C_f/SiC, SiC_f/SiC 등을 들 수 있다. 1950년대 말부터 개발이 시작된 C/C 복합재료는 항공기와 자동차의 브레이크 디스크에서 우주왕복선의 단열타일에 이르기까지 광범위하게 응용되고 있으나 공기 중에서 사용할 경우 500°C 이상에서 산화가 일어난다는 취약점을 가지고 있다. 이러한 내산화성의 문제를 개선하고 여타 성능을 향상시키기 위해 기지상의 일부 또는 전체를 SiC로 대체하는 연구가 활발히 이루어지고 있으며, 1970년대 중반에 SiC 섬유가 개발된 이후 섬유와 기지상이 모두 SiC로 이루어진 SiC_f/SiC 복합재료에 관련된 연구도 지난 30여년간 폭넓게

진행되고 있다. C/C, C_f/SiC 및 SiC_f/SiC 복합체들의 장점과 단점을 요약하면 Table 1과 같다.³⁾

본고에서는 SiC_f/SiC 복합체의 제조기술 및 이와 관련된 문제점을 고찰하고 C_f 혹은 SiC_f-SiC 복합체의 응용에 대하여 정리하고자 한다.

2. SiC 장섬유의 주요특성

SiC 섬유는 주로 일본을 중심으로 개발이 이루어져 왔는데 현재까지 상용화된 주요 섬유의 특성을 Table 2에 나타내었다⁴⁾. 대부분의 SiC 섬유는 어느 정도의 불순물을 포함하고 있는데 NicalonTM과 같은 1세대 섬유의 경우에는 많은 양의 탄소와 산소가 불순물로 존재하며 약 3 nm 크기의 SiC 입자와 탄소 입자가 비정질의 SiC_xO_y가 기지에 분산되어 있는 미세구조를 갖는다. 따라서 1200°C 이상의 온도에서는 환원반응에 의해 SiO 및 CO 가스로 분

Table 1. Advantages and Disadvantages of C/C, C_f/SiC, and SiC_f/SiC Composites

Advantages	Disadvantages
SiC _f /SiC Composites	
<ul style="list-style-type: none"> · Good oxidation resistance · Stronger than C/C · Greater radiation damage resistance than C/C · Less change-out, lasts longer 	<ul style="list-style-type: none"> · Higher cost than C/C · Many have boron coated interface · Free silicon (not desired) · Lack of manufacturing/infrastructure · Qualification-different weaves require a new qualification · ASME specification issue
C _f /C Composites	
<ul style="list-style-type: none"> · Good material for accident situation · Flaking is less likely than SiC/SiC · Eliminates metal from the core · Good residual properties (e.g., strength) 	<ul style="list-style-type: none"> · Poor oxidation resistance · More radiation damage/shrinkage than SiC/SiC · Qualification-different weaves require a new qualification · ASME specification issue
C _f /SiC Composites	
<ul style="list-style-type: none"> · Higher thermal conductivity than SiC/SiC · Higher strength · Higher moderating power 	<ul style="list-style-type: none"> · Possible radiation damage · Qualification-different weaves require a new qualification · ASME specification issue

Table 2. Properties of As-produced Si-based Fibers

상표명	조성 및 구조	직경(μm)	평균강도 (GPa)	Modulus(GPa)	밀도(g/cm^3)	열팽창 계수 (20~100°C)
Nicalon	65%SiC, 23%SiO ₂ , 11%C(~3nm β -SiC grain)	14	3.0	220	2.55	
Hi-Nicalon	77%SiC, 23%C, <0.5%O(10-100nm β -SiC grain)	14	2.8	270	2.74	
Nicalon-S	95%SiC, 5%C(10-100nm β -SiC grain)	14	2.6	420	3.1	
Dow-Sylramic	>99%SiC(30nm β -SiC grain)	10	2.6	420	3.1	4.6
Tyranno-SA	<5%Al ₂ O ₃ , bala.-SiC(50-500nm β -SiC grain)	8	2.8	400	3.1	4.6
[Mer]	β -SiC	5	-	340-410	2.9-3.1	4.6

해가 일어난다. 뿐만 아니라 원자력 분야의 응용에서는 중성자 조사에 의해 비정질상이 수축을 일으켜 섬유와 직경이 감소되기 때문에 섬유와 지지상 사이에 미세균열이 형성되거나 계면 분리가 일어나 복합재료의 성능이 크게 감소된다. 2세대 섬유인 Hi-Nicalon™은 산소함량은 0.5% 이하로 매우 적지만 약 23%의 탄소를 불순물로 포함하고 있다. 내열성은 Nicalon에 비해 우수하지만 사용 온도는 1400°C 이하로 제한된다. MER 섬유는 탄소섬유를 화학변환시킨 것으로 섬유 중심부에 미변환된 탄소를 포함한다. Hi-Nicalon S™, Tyranno SA™, Sylramic과 같은 3세대 SiC 섬유는 불순물 함량이 매우 적고 SiC 화학양론비도 1에 가깝다. 따라서 내열성 및 내방사선 특성은 우수하지만 영율이 커서 직조성은 1세대 섬유에 비해 좋지 않다. 가격 및 내방사선 특성을 고려하여 현재에는 주로 직조가 비교적 용이하고 순도 및 결정성이 높은 Tyranno SA™ 섬유를 이용한 연구개발이 이루어지고 있다.

3. SiC 복합체 제조기술

C/SiC 및 SiC/SiC 등의 SiC 지지상 복합재료의 제조는 C 또는 SiC 섬유로 직조된 프리폼에 계면상을 코팅한 후 프리폼 내부에 SiC 지지상을 형성시켜 치밀화하는 단계로 이루어진다. SiC 지지상의 주요 제조방법으로는 CVI (chemical vapor infiltration) 방법과 같은 기상법,⁵⁾ PIP(polymer impregnation/ pyrolysis)⁶⁾ 및 LSI (liquid silicon infiltration) 방법⁷⁾ 등의 액상법, 고온가압 소결법⁸⁾ 등이 있다. CVI (화학침착)법을 중심으로 각 제조 방법에 대하여 다음에서 간략히 기술하고자 한다.

CVI법은 MTS (methyltrichlorosilane, CH₃SiCl₃)와 같

은 금속유기화합물을 열분해시켜 섬유 둘레에 증착시킴으로써 SiC 지지상을 제조하는 것으로, 공정온도가 상대적으로 낮고 내열성 및 내방사선 특성이 우수한 화학양론성의 결정질 SiC 지지상을 얻을 수 있기 때문에 가장 널리 이용되고 있다. 그러나 공정시간이 길고 잔류기공이 존재하며 제조단가가 비싼 문제점이 있다. CVI법에 의해 침착 공정을 진행할 경우 장섬유 프리폼 표면에 침착하려는 기지물질의 증착이 이루어지면서 반응물 내부로 지지상의 원료 물질 침착이 원활하지 못하게 되어 닫힌 기공이 남게 되는 canning 현상이 발생하기 때문에 고밀도의 복합체를 얻기 어렵게 된다. 이러한 canning 현상의 발생은 표면반응속도가 반응물의 확산속도보다 빠르게 되어 일어나는 속도론적 원인과 섬유 보강재가 가지고 있는 큰 기공에 의해 발생하는 구조적인 원인 때문이다.^{9,10)} 이를 극복하기 위해 표면 반응 속도를 늦추는 방법으로 침투 온도, 침투 압력, 전체 유량 등을 낮추는 속도론적인 연구가 진행되고 있으나, 이는 반응 시간의 증가를 가져오게 된다.

CVI법으로 프리폼 내의 지지상을 채울 때 프리폼 내부에 공간을 남긴 채로 반응기체의 입구가 막혀 최종 잔류 기공도가 크게 되는 문제점을 해결하고, 아울러 증착 시간을 단축시키기 위해 다양한 형태의 CVI 공정이 개발되었다. 이러한 CVI 공정 기술에는 등온-등압 CVI (I-CVI), 열구배 CVI(thermal gradient CVI; T-CVI), 등온-압력구배 CVI(isothermal-forced flow CVI; FCVI), 열-압력구배 CVI (thermal gradient-forced flow CVI, TF-CVI) 및 펄스 CVI (pulsed CVI, P-CVI)등이 있으며,¹¹⁻¹⁵⁾ 각 공정에 대한 모식도를 Fig. 1에 나타내었다.¹⁶⁾

I-CVI법은 일정 온도에서 프리폼의 주변을 반응가스가 흐르는 과정에서 가스가 프리폼 내부로 확산되어 기

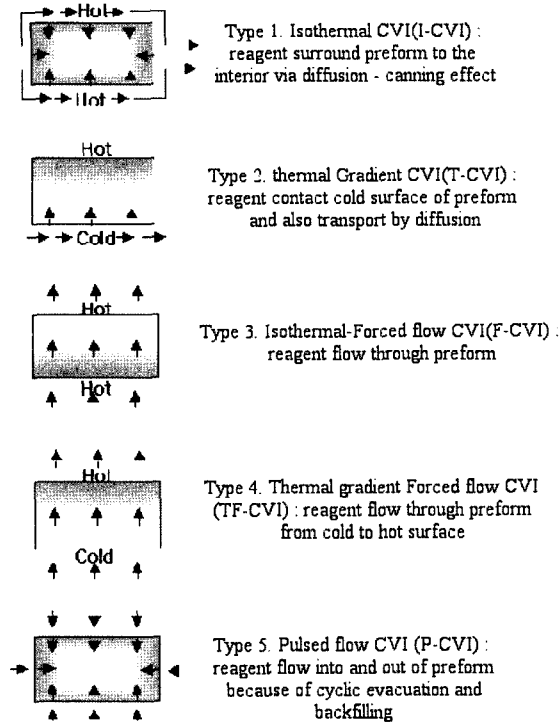


Fig. 1. The five classes of CVD techniques.

지상이 형성되어 복합체가 제조되는 공정이다. 반응기체의 확산은 공정시간이 지남에 따라 기공이 막히는 canning 현상이 발생하므로, 복합체의 잔류 기공율이 높고 밀도의 증가가 방해를 받게 된다. 이러한 단점을 해결하기 위해, 닫힌 기공을 열어주기 위한 표면 연마 등의 추가 공정을 필요로 하게 된다. 이 방법은 한 반응로 내에서 복잡한 형상의 다양한 제품을 대량 생산할 수 있기 때문에 상업적으로 널리 이용되고 있으나 치밀한 복합체를 제조하는데 수주에서 수개월 정도의 반응시간이 걸리는 단점이 있다. T-CVI법은 프리폼에 온도구배를 두고서 저온 측으로부터 가스가 흘러 들어가서 고온 측으로 확산되어 나가게 하는 방법이다. 프리폼 표면을 낮은 온도로 유지함으로써 표면입구가 막히는 것을 막아준다. 증착이 완성되어 감에 따라 증착된 밀도가 높은 부분의 열전도도가 크기 때문에 열전달이 증가하여 차가운 표면 가까운 곳의 온도도 증가하여 전반적으로 균일한 증착이 일어나게 된다. F-CVI법은 프리폼의 양면 사이에 압력차를 두어 원료가스가 강제적으로 유입되게 하여 CVD법

에 의한 침착이 효율적으로 되게 하는 방법이다. 이 강제 대류에 의한 경우 등온법과 온도구배법이 함께 적용될 수 있다. F-CVI법의 장점은 I-CVI법에 비해 높은 증착 온도와 빠른 물질전달 속도 때문에 증착시간을 줄일 수 있다는 점이다. P-CVI법은 증착 반응에 의해 형성된 반응 부산물의 농도 증가에 따른 기체의 확산 속도 감소를 최소화하기 위한 방법으로서 진공으로 부산물을 끌어낸 후 프리폼 내부 공간에 순간적으로 신선한 원료가스를 보내 수초동안 머물게 하고 다시 진공으로 빨아내는 사이클을 반복하는 방법이다. 이 방법의 상업적인 적용은 아직 이루어지지 않고 있다.

PIP 방법은 PCS (polycarbosilane) 등과 같은 유기화합물을 SiC 분말과 혼합하여 슬러리를 만든 후 이 슬러리를 SiC 섬유 프리폼에 침투시켜 열분해시킴으로써 SiC 기지상을 얻는 방법이다.¹⁷⁾ 이 방법은 대형의 복잡한 형상 구조물을 제조하는데 유리하며 제조비용이 상대적으로 싸다. 그러나 화학정량비를 가지는 결정상 SiC를 얻기 어려워 열전도도가 낮고 열분해 시 부피수축으로 균열이 발생하기 때문에 6~10회 또는 그 이상의 반복 공정이 필요하다. 최근에는 Tyranno-SATM와 같이 내열성이 우수한 섬유가 개발됨으로써 열분해 온도를 높여 결정성 및 화학양론비가 우수한 SiC 기지상을 제조할 수 있고 AHPCS와 같은 새로운 유기화합물이 개발되어 PIP 방법도 특성 개선이 기대되고 있다.

LSI 공정은 C와 SiC 분말을 프리폼에 채워 넣고 Si를 용융·침투시켜 C와 반응시킴으로써 SiC 기지상을 제조하는 방법이다. 이 방법은 기공이 거의 없고 열전도도가 우수한 복합체를 제조할 수 있으나 미반응 Si의 잔류로 인해 내열 및 내방사선 특성에 문제가 있다. 고온가압 소결법은 SiC 분말과 소결조제가 혼합된 슬러리를 프리폼에 침투시킨 후 고온가압 하에서 소결하는 방법으로 SiC의 소결이 어려워 섬유의 손상이 문제가 되어 왔다. 그러나 최근 SiC 나노분말을 이용하여 소결온도를 낮추고 Tyranno SATM와 같이 내열성이 우수한 섬유가 개발됨으로써 섬유의 손상 없이 95% 이상의 상대밀도를 갖는 SiC/SiC 복합체료를 제조할 수 있게 되었다 (NITE process¹⁸⁾). 하지만 이 방법은 다차원으로 직조된 프리폼

Table 3. Comparison of Fabrication Processes for SiC Composites

	CVI	PIP	LSI	NITE
내열성	○	X	X	○
기계적 특성	△	X	△	○
내방사선 특성	○	X	X	?
밀도, 가스기밀성	X	X	○	○
열전도도	△	X	○	○
제품형상의 유연성	○	○	△	X
공정시간	X	△	○	○
경제성	X	△	○	△
기술 성숙도	○	△	△	△

에 적용하는데 문제가 있고 섬유와 섬유의 부피분율이 상대적으로 낮아 공정개선이 요구된다.

이상의 방법 이외에 MER사에서는 C/C 복합재료를 SiO 가스와 반응시켜 SiC/SiC 복합재료를 제조하는 CVR 방법을 개발하였는데 50~70 W/m · K의 상대적으로 높은 열전도도를 얻을 수 있고 내열성이 우수하지만 미반응의 C이 존재하는 문제점이 있다.¹⁹⁾ PIP 방법의 한 종류이기도 하지만, 프리폼에 침투시킨 PCS 등의 유기화합물을 전자빔을 조사하여 불용화 처리함으로써 SiC 수율을 높여 고밀화를 이루려는 연구도 이루어지고 있다.²⁰⁾ Table 3은 이상에서 열거한 제조방법들의 장단점을 비교한 것이다.

앞에서 언급하였듯이 일반적인 CVI 공정에서는 표면부의 기공이 공정초기에 막히는 현상을 줄이기 위해 증착속도가 매우 낮은 조건에서 반응이 이루어진다. 따라서 침착효율이 낮아 치밀화 속도가 느리며 섬유의 bundle 또는 섬유층 사이에 존재하는 큰 기공이 잔류기공으로 남아 복합체의 열적, 기계적 특성을 저해하는 요인이 된다. 이러한 문제점을 해결하기 위하여 지지상의 증착 공정 전에 bundle 간이나 섬유층 간에 휘스커를 성장시킴으로써 지지상의 증착이 일어나는 표면적을 증가시켜



Fig. 2. Microstructures of SiC/SiC composite prepared by the conventional CVI process for 8 h. They show the closed pores from circumferential growth of deposits.

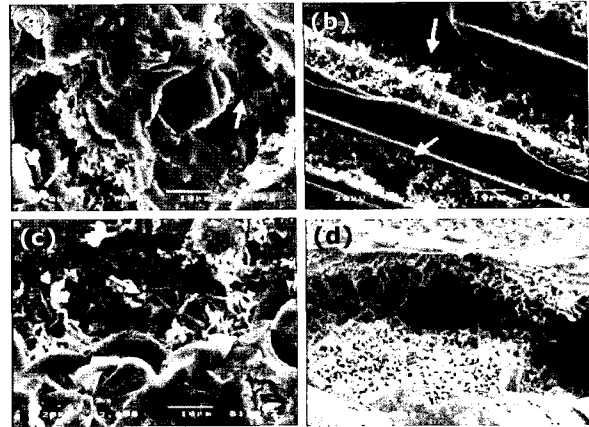


Fig. 3. Microstructures of grown whiskers in the voids between fiber and fiber (a) and (b), and bundle and bundle (c) and (d), respectively (arrow marks). These whiskers seems to act new deposition sites for matrix filling.

치밀화를 증진시키고 잔류기공의 양과 크기를 줄이고자 하였다. 이 방법을 whisker growing assisted CVI (WA-CVI)이라고 명명하였다.^{21,22)} Fig. 2는 Hi-NicalonTM 섬유를 7장 적층하여 1000°C, 100 torr에서 8시간 동안 일반적인 화학침착 공정을 수행한 시편이다. 증착물이 섬유의 원주방향으로 증착되므로 화살표로 표시한 것과 같은 닫힌 기공이 존재하며, 더 이상의 반응을 위한 원료기체의 공급을 제한하여 canning 현상의 원인을 제공하게 된다. 반면, 3시간 휘스커 성장과 5시간 일반적인 침착공정 및 3시간 휘스커 성장을 진행시킨 복합체에서는 Fig. 3에서 보는 바와 같이 섬유와 섬유의 공간들이나 bundle과 bundle 사이의 공간들을 방사상으로 성장한 휘스커가 공간을 분할하고 있으므로 추후의 지지상 채움 공정을 계속 진행할 때 bundle과 bundle 간에 생기는 큰 빈 공간을 효과적으로 채워 최종 밀도가 높아진 복합체를 제조할 수 있게 되리라 기대된다.

4. 장섬유 강화 세라믹 복합체의 특성

장섬유 강화 세라믹 복합체(Ceramic Fiber Reinforced Ceramic Composite; CFCC)의 주요 특징 중의 하나가 파괴인성의 증가다. Fig. 4는 CFCC에서의 파괴인성 증진기구와 일반적인 응력-변형(stress-strain) 곡선을 나타

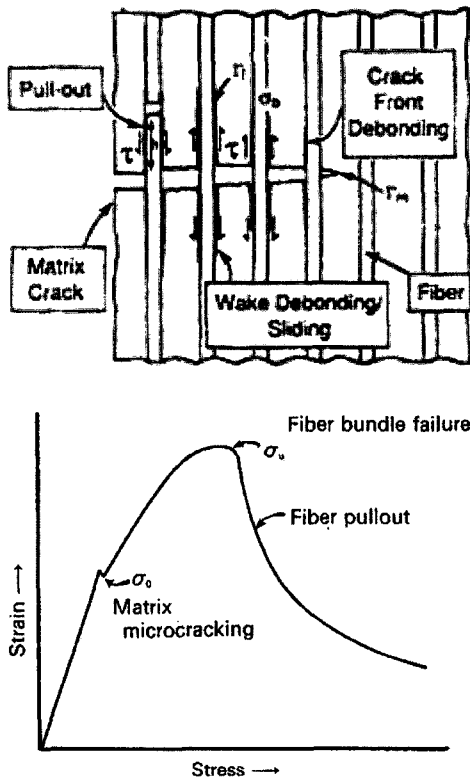


Fig. 4. Schematics of crack propagation and stress-strain behavior in CFCCs.

낸 것이다.²³⁾ 하중이 복합체에 가해지면 변형이 시작되고 하중은 탄성계수(elastic modulus)의 비에 비례하여 복합체에 전달된다. 이 과정은 복합체의 탄성계수의 기울기로 탄성변형이 계속된다. 응력이 집중되는 결합에서 미세한 균열이 생기기 시작하고, 결국 기지상 균열이 일어나고 load-deflection 곡선의 기울기가 감소한다. 균열이 섬유상으로 전파되면 섬유와 기지상간의 계면에서 균열이 굴절되며 하중이 섬유로 전달되면서 섬유의 pull-out과 섬유의 파괴에 의해서 많은 양의 에너지가 소비된다. 섬유의 pull-out이 진행되는 동안 하중을 지지할 섬유의 수가 감소됨에 따라 복합체에 걸리는 하중은 줄어들게 된다. 이와 같은 과정으로 복합체는 단일 세라믹에서의 취성 파괴를 방지할 수 있게 된다. CFCC에서 일어나는 인성증진 기구를 Table 4에 요약하였다.

CFCC의 기계적 특성 및 고온에서의 응용 가능성은 섬유 강화재의 고온 안정성 및 고온 특성, 그리고 가장

Table 4. Toughening Mechanism of CFCC

Mechanism	Basic requirements
Load transfer, matrix to fibers	$E_f > E_m$, preferably by a factor > 2
Pre-stressing of fibers and matrix	$\alpha_f > \alpha_m$ to generate compressive stress in matrix
Crack-impeding second phase	Fracture toughness of fibers greater than local matrix.
Crack deflection or multiplication	Weak interface to provide attractive alternate crack paths
Fiber pullout	Optimum interfacial shear strength to permit loading of fibers and long pull-out lengths
Microcracking	Appropriate property mismatch especially thermal expansion between matrix and fiber.

중요한 요인으로 세라믹 기지와 섬유 강화재 사이의 계면 현상(계면 결합정도, 잔류응력, 계면 반응물의 형성)에 의해 결정된다. 섬유 강화 복합체의 파괴거동은 섬유 강화재와 세라믹 기지상 사이의 계면 결합강도에 따라 다르게 나타난다. 약한 계면 결합을 가지는 섬유 강화 복합체에서는 섬유의 pull-out 등에 의해 파괴인성이 증가되지만, 강한 계면 결합을 갖는 복합재료에서는 단일 세라믹스와 비슷한 취성파괴가 일어난다.²⁴⁻²⁶⁾ 최적 섬유상/기지상 계면은 섬유상과 기지가 반응하여 높은 계면강도를 유지해서는 안되며, 일정 계면 강도를 유지하여야 하며 diffusion barrier 기능을 갖추고 있어야 한다. 이 계면 전단응력을 조절할 수 있는 방법이 섬유를 코팅(coating)하여 섬유 강화재와 기지 물질 사이에 중간층(interphase or interlayer)을 형성시키는 것이다. 이러한 중간층의 물질로는 주로 열분해 탄소(pyrolytic carbon, PyC)와 질화보론(boron nitride, BN)이 사용되고 있으며, 최근에는 SiC/C의 multilayer에 관한 연구도 이루어지고 있다.^{27,28)} 이러한 중간층이 하는 역할은 구체적으로 다음과 같다.^{29,30)}

- 중간층의 형태와 두께, coating 횟수 등을 변화시켜 섬유와 기지사이의 계면 전단응력을 조절함으로써 복합재료 내의 파괴인성증진 기구를 증가시켜 파괴인성을 높인다.
- 기지물질의 반응시 생성되는 부산물인 chloride의 공격으로부터 섬유를 보호하는 역할을 한다.
- 중간층이 섬유와 기지사이에서 diffusion barrier를 형성하여 산화와 같은 화학적 손상을 방지한다.

Table 5. Characteristics of Several SiC/SiC Composites⁴⁾

성 질	단 위	SNECMA (Cerasep N2-1)		DuPont		DuPont enhanced		DOW/Kaiser S-201		DuPont Hi-Nicalon
		296K	1273K	296K	1273K	296K	1273K	296K	1273K	296K
Fiber content	%	40	40	40	40	40	40	40	40	40
Speci. gravity	Kg/m ³	2500	2500	2500	2500	2300	2300	2100	-	2700
Porosity	%	10	10	10	10	10	10	4	4	-
Tensile strength	MPa	285	285	200	228	228	254	207	-	217
Elongation	%	0.65	0.75	0.22	0.28	0.41	0.61	-	-	0.23
Young's modulus	GPa	230	200	215	226	141	145	80	-	270
Flexural strength	MPa	300	400	300	400	345	-	366	-	336
Compressive strength										
in plane	MPa	580	400	580	480	503	-	450	-	-
through thickness	MPa	420	380	420	380	-	-	-	-	-
Shear strength	MPa	40	35	40	35	31	-	28	-	-
Thermal diffusivity										
in plane	10 ⁻⁶ m ² /s	12	5	12	5	-	-	1.1	0.7	-
through thickness		6	2	6	2	-	-	0.8	0.6	12
Coeffi. thermal expansion										
in plane	10 ⁻⁶ K ⁻¹	3	3	3	3	3	2.9	4.3	-	-
through thickness	10 ⁻⁶ K ⁻¹	2.5	2.5	2.5	2.5	2.9	-	-	-	-
Fracture toughness	MPa m ^{1/2}	30	30	30	30	-	-	-	-	-
Specifi. heat	J/Kg K	620	1200	620	1200	-	-	727	1248	-
Emissivity		0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.94	-	-

Table 6. Applications being considered for SiC Matrix CFCCs

Application	Conditions imposed on SiC matrix CFCC	Benefits demonstrated or perceived by the customer
Hot-gas recirculating fan	High mechanical stresses, high temperature	Increased life and temperature capability
Heat exchanger	High temperature, high thermal stresses, highly erosive and hot corrosion	Higher temperature capability and life
Gas-fired radiant burner screen	High temperature, high thermal stresses	Increased life and thermal output
Gas-fired radiant burner tubes	High temperature, high thermal stress	Increased life and temperature capability
Gas turbine engine combustion liners and tip shrouds	High temperature, hot corrosion	Reduced emissions and increased efficiency resulting from reduced cooling air, higher temperature capability
Hot-liquid filtration	Harsh chemical environment, high temperature	Increased life, higher temperature capability
Canned motor pump containment shell	Harsh chemical environment	Increased electrical efficiency through reduced eddy current drag
Gas-fired melting immersion burner tube	Harsh molten metal environment, high thermal shock	Reduced contamination, increased efficiency, improved heating uniformity
Furnace pipe hanger	High temperature, high mechanical stresses	Longer life, higher temperature capability, reduced supporting structure

- 섬유와 기지사이의 열팽창계수 차이에 의하여 발생 되는 응력에 대해 완충작용을 한다.

현재까지 상용화된 SiC/SiC 복합체의 주요 특성을 Table 5에 요약하였다. 밀도는 2.1~2.7 g/cm³, 기공율은 4~10 % 범위이다. 복합체의 영률은 사용한 섬유의 영률과 유사한 값을 갖는다. 인장강도는 200~300 MPa, 곡강도는 300~400 MPa 정도이나 실험실 규모로 제조된 복합체는 400 MPa 이상의 인장강도와 700 MPa 이상의 곡강도 값도 보고되고 있다. 열전도도는 상온에서 6~20 W/m · K 정도로 보고되고 있다.

5. SiC 복합체 응용

C/SiC 및 SiC/SiC 복합재료는 1500°C 정도의 고온에서 구조재료로 사용할 수 있기 때문에 차세대 엔진 부품, 열병합 발전용 가스터빈 부품, 열교환기 등 일반산업 분야뿐만 아니라 핵융합로 블랭킷 구조재료, 가스냉각형 4세대 원자로의 노심 구조재료 등 원자력 산업용으로 응용하기 위해 연구개발이 진행되고 있다^{2,3,31)}. 기타 용도 및 운전환경과 잇점에 대하여 Table 6에 요약하였다.

6. 요약

SiC/SiC 복합체는 고온에서 우수한 특성을 지니므로 고온 구조용 재료로 적용 가능성이 증대되고 있다. 우수한 SiC 섬유의 개발과 함께 복합체를 제조하는 공정의 기술적인 진보도 이루어졌지만 경제성 측면에서는 아직도 일반산업에 널리 이용되기에는 제약이 있다. 그러나 효율성과 안정성을 증진시키기 위하여 시스템의 운전조건이 고온의 극한환경까지도 고려되는 현 상황에서 SiC/SiC 복합체의 중요성은 증대되고 있다. 향후 경제성이 향상된 공정개발, 고온 물성 및 성능 자료의 확보, 시스템 및 재료 설계를 위한 코드와 모델 개발 등이 진행되면, 가까운 미래에 에너지 산업, 항공 우주산업 등을 시작으로 그 적용 영역이 확대될 수 있으리라 기대된다.

감사의 글

본고는 산자부 소재원천기술개발사업의 지원을 받았음.

참고문헌

1. H.H. Moeller, W.G. Long, A.J. Caputo, and R.A. Lowden, *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 8(7-8) 977-984 (1987).
2. R.H. Jones, L.L. Snead, A. Kohyama, and P. Fenici, *Fusion Eng. and Design*, 41 15-24 (1998).
3. T. Burchell, VHTR Materials R&D Collaboration Meeting, GEN-IV Forum, INEEL, Idaho, 2004.
4. A.R. Raffray et al., *Fus. Eng. Des.*, 55, 55-95, 2001.
5. T.M. Besmann, B.W. Sheldon, R.A. Lowden and D.P. Stinton, *Science*, 253, 1104-1109, 1991.
6. M. Takeda, Y. Kagawa, S. Nitsuno, Y. Imai and H. Ichikawa, *J. Am. Ceram. Soc.*, 82, 1579-1581, 1999.
7. W.B. Hillig, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 73, 56-62, 1994.
8. K. Nakano, A. Hiroyuki and K. Ogawa, *Proc. 4th ECCM*, 419-424, 1990.
9. H. Chang, T.M. Besmann, and B.W. Sheldon, *J. Am. Ceram. Soc.*, 80(7) 1805-1811 (1997).
10. K. Sakamoto, A. Otsuka, H. Masumoto, and E. Yasuda, *Int. Sym. of Carbon*, Tokyo, 166-167 (1998).
11. A.J. Caputo and W.J. Lackey, *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 5(7-8) 654-657 (1984).
12. D.P. Stinton, A.J. Caputo, and R.A. Lowden, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 65(2) 347-350 (1986).
13. S. Bertrand, J.F. Lavaud, R. El Hadi, G. Vifnoles, and

- R. Pailler, *J. Eur. Ceram. Soc* 18 857-870 (1998).
14. K. Itoh, M. Imuta, A. Sakai, J. Gotoh, and K. Sugiyama, *J. Mater. Sci.*, 27 6022-6028 (1992).
15. T.M. Besmann, J.C. McKaughlin, and H. Lin, *J. Nucl. Mater.*, 219 31-35 (1995).
16. T.M. Besmann, R.A. Lowden, B.W. Sheldon, and D.P. Stinton, in *Proceedings of the 11st International Conference in CVD*, Seattle, G. W. Cullen and K. E. Spear, pp 482-491.
17. A. Kohyama, M. Kotani, Y. Katoh, T. Nakayasu, M. Sato, T. Yamamura, K. Okamura, *J. Nucl. Mater.*, 283-287, (2000) 565 -569.
18. A. Kohyama, S.-M. Dong and Y. Katoh, *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 21, 311-318, 2000.
19. W. Kowbel, J.C. Withers, R.O. Loutfy, C. Bruce and C. Kyriacou, *J. Nucl. Mater.*, 219, 15-25, 1995.
20. M. Sugimoto, Y. Morita, T. Seguchi and K. Okamura, *Key Eng. Mater.*, 164-165, 11-14, 1999.
21. B. J. Oh, Y. J. Lee, D. J. Choi, G.. W. Hong, J. Y. Park, and W. J. Kim, *J. Am. Ceram. Soc.*, 84(1), p.245, (2001).
22. J. Y. Park, H. S. Hwang, W. J. Kim, J. I. Kim, J. H. Son, B. J. Oh and D. J. Choi, *J. Nucl. Mater.*, 307-311, 1227-1231(2002)
23. A.G. Evans and F.W. Zok, *J. Mater. Sci.*, 29, (1994) 3857-3896.
24. R.J. Kerans, R.S Hay, and N.J. Pagano, *Ceram. Bull.*, 68(2) 429-442 (1989).
25. R.N. Singh, *J. Am. Ceram. Soc.*, 72(9) 1764 (1989).
26. H. W. Carpenter, J. W. Bohlen, *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 13(7-8) 238 (1992).
27. R.A. Lowden and D.P. Stinton, *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 9(7-8) 705-722 (1988).
28. O. Dugne, S. Prouhet, A. Guette, and R. Naslain, *J. Mater. Sci.*, 28, 3409-3422 (1993).
29. J.P. Singh, D. Singh, and M. Sutaria, *Composites : Part A* 30 445-450 (1999).
30. L. Cheng, Y. Xu, L. Zhang and X. Yin, *Mater. Sci. and Eng.*, 27, 6022-6028 (1992).
31. D.W. Freitag and D.W. Richerson, *DOE/ORO 2076* (1998).

●● 박지연



- * 1987년 한국과학기술원 재료공학과 박사
- * 1988년-현재. 한국원자력연구원