

Oxidation Resistant SiC Coating for carbon/carbon Composites

Hyeok-Jong Joo*, Nam-Joo Lee and In-Seok Oh*

Department of Polymer Science and Engineering, Chungnam National University, Daejeon 305-764, Korea

*Department of Fire Safety Engineering, Chongyang Provincial College, Chungnam 345-800, Korea

*e-mail: joohj@cnu.ac.kr

(Received March 1, 2003; accepted March 27, 2003)

Abstract

In this study, densified 4D carbon/carbon composites were made from carbon fiber and coal tar pitch through the process of pressure impregnation and carbonization and then followed by carbonization and graphitization. To improve the oxidative resistance of the prepared carbon/carbon composites, the surface of carbon/carbon composites was coated on SiC by the pack cementation method. The SiC coated layer was created by depending on the constitution of pack powder, and reaction time of pack-cementation. The morphology of crystalline and texture of these SiC coated carbon/carbon composites were investigated by XRD, SEM/EDS observation. So the coating mechanism of pack-cementation process was proposed. The oxidative resistance were observed through the air oxidation test, and then the optimal condition of pack cementation was found by them. Besides, the oxidative mechanism of SiC formed was proposed through the observation of SiC coated surface, which was undergone by oxidation test

Keywords : Carbon/carbon composites, Oxidation resistance, Pack-cementation, SiC coating, Carbon fiber preform

1. 서 론

탄소/탄소 복합재(Carbon Fiber Reinforcement Carbon: CFRC)는 열용량이 크고 비강성 및 비강도가 높으며 특히 진공 및 불활성 분위기 하에서 3000°C 이상의 초고온에서도 기계적 물성의 저하가 거의 일어나지 않고 그 강도를 유지할 수 있기 때문에 우주 항공 산업분야의 고온 구조용 재료로 이용되고 있는 유용한 재료이다. 특히 초고온에서 강도 유지와 열 충격에 대한 저항성이 우수하므로 첨단 로켓 모터의 노즐목에 적합하며, 초고온 및 에너지 산업 분야에 이용된다. 최근에는 생체와 친화력이 우수하므로 인체 공학 분야에 응용하려는 새로운 연구가 시작되고 있다[1-3].

이러한 탄소/탄소 복합재는 전술한 바와 같은 여러 가지 유리한 공학적 특성에도 불구하고 500°C 이상에서 서서히 산화가 일어나 재료의 물성을 저하시키는 치명적인 단점을 가지고 있다. 이러한 단점은 탄소/탄소 복합재의 응용성을 제한시키기 때문에 탄소/탄소 복합재의 산화 저항성을 개선하기 위한 수많은 연구가 이루어지고 있다[4-7].

탄소/탄소 복합재의 산화 저항성을 개선시키는 방법에는 크게 두 가지가 있다. 한 방법은 탄소/탄소 복합재의 제조 공정 중에 산화 억제제를 첨가하여 산소와 기질의 접촉을 억제하는 방법이고, 다른 방법은 탄소/탄소 복합재의 표면에 산소가 통과하기 어려운 피막재를 입히는 방법이다. 앞의 방법은 약 1000°C까지 산화를 억제할 수 있으나 그 이상의 온도에서는 효과가 적다. 따라서 1000°C 이상의 고온에서 산화를 방지하기 위

해서는 코팅이 필수적이다[8-10]. 따라서 코팅 재료의 선택이 필수적인데 여러 가지 코팅 재료중 탄화규소(SiC)가 가장 많이 이용되고 있다.

탄화규소가 여러 연구자들에게 관심을 집중시키는 이유는 탄화규소가 용점과 강성이 높으며 내약품성이 우수하고, 1,700°C 이상의 온도에서도 단시간 사용이 가능한 코팅시스템이며, 무엇보다도 탄소재료(흑연: $\sim 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)의 열팽창계수와 유사한 크기의 열팽창계수($5.94 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$: 25~2,000°C)로 인하여 열 충격 저항성이 탁월하기 때문이다. 특히 pack-cementation 공정에 의해서 코팅된 탄화규소는 탄소기질 내부로부터 gradient 한 코팅구조를 가지고 있으므로 열 팽창계수차에서 오는 문제점을 최소화 할 수 있다[11, 12]. 따라서 최근에는 pack-cementation 방법에 의한 SiC 코팅 방법이 많이 이용되고 있다[13].

Pack-cementation 방법은 pack 분말 안에 탄소재 시편을 묻고, 온도를 높여주어 pack 분말에서 발생하는 기체 상태의 Si화합물이 고체 상태의 탄소재와 반응하여 표면을 SiC로 전환시키는 공정이다. 따라서 Pack-cementation 방법에 의한 탄소/탄소 복합재의 SiC 코팅은, 내산화 및 내삭마 특성의 증진효과를 관찰하는데 매우 중요한 연구이며 다른 코팅 기술을 개발하는데 매우 유용한 기본적인 자료가 될 수 있다[14].

본 연구에서는 탄소/탄소 복합재의 산화 저항성을 개선하기 위하여 pack-cementation에 의해 재료표면을 SiC로 전환시켰다. 이 과정에서 재료의 밀도와 반응시간에 따른 SiC층의 morphology와 열중량 분석에 의한 산화저항성에 관해 논의하였다.

2. 실험

2.1. 재료 및 탄소섬유 preform

보강재인 탄소 섬유는 태광산업(주)에서 생산된 PAN계 TZ-307을 사용하고 기지 precursor는 거평(주)에서 생산하는 석탄 타르 퍽치로 연화점이 114.7°C이고 탄소원자/수소원자의 비 값이 1.738이었다. 탄소섬유의 preform은 재료의 delamination 현상을 방지하기 위해 4방향성(four-directional; 4D) hexagonal 형태의 구조로 만들었다. 이 preform의 각 축 방향별 섬유 층 진 분율은 평면을 이루는 w, x, y 방향은 각 11.3 vol.%, z방향은 16.1 vol.%로 전체 preform의 섬유 층진분율은 50.0 vol.% 되게 하였다[15].

2.2. 고밀도화 공정

제조된 탄소섬유 preform에 탄소기지를 형성시키는 과정이 고밀도화 공정이다. Autoclave 속의 석탄타르 퍽치 분말에 탄소 섬유 preform을 파묻고 함침 및 탄화공정을 보다 효율적으로 운영하기 위해 감압 및 가압 공정을 도입하였다. 고압탄화를 수행할 때는 DACC사의 HIP장치를 이용하였으며, 가압탄화의 온도-압력-시간 profile은 문헌[16]과 같다. 최종 흑연화는 100°C/hr의 승온속도로 2400°C까지 처리하였다.

2.3. Pack-cementation에 의한 SiC층 형성

Pack 분말 조성은 무게분율로 SiC 57%, Si 30%, Al₂O₃ 10%, 그리고 B 3%이었으며, 이 혼합물을 ball mill에서 12시간 이상 혼합하여 사용하였다. 시편을 pack 분말에 파묻고 1750°C, Ar 분위기에서 시간별로 반응시켰다. 시편표면에 SiC층 형성은 pack 분말에서 불안정한 SiO 기체를 발생시키고, 이 기체가 탄소/탄소 복합재의 탄소원자와 반응하여 SiC를 석출시키고 일산화탄소 CO를 방출한다.

이 기체는 다시 pack 분말 성분의 하나인 Si와 반응하여 SiO 기체를 발생시킨다. 이러한 반응이 연쇄적으로 일어나 시편표면에 SiC층을 형성시키게 된다.

2.4. 미세구조와 산화저항성 분석

탄소/탄소 복합재 표면에 형성된 SiC층의 미세구조분석은 JEOL사의 JSM-840A 주사전자현미경과 여기에 부착된 EDS(energy dispersive X-ray spectrometer)를 이용하였다. 산화저항성 분석은 열중량분석기를 이용하여 승온속도 10°C/min로 1500°C까지 공기분위기에서 시편의 중량감소를 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. SiC가 코팅된 탄소/탄소 복합재의 미세구조

Pack-cementation 방법에 의해 SiC로 코팅된 탄소/탄소 복합재의 미세구조를 주사전자현미경(SEM)으로 분석한 결과가

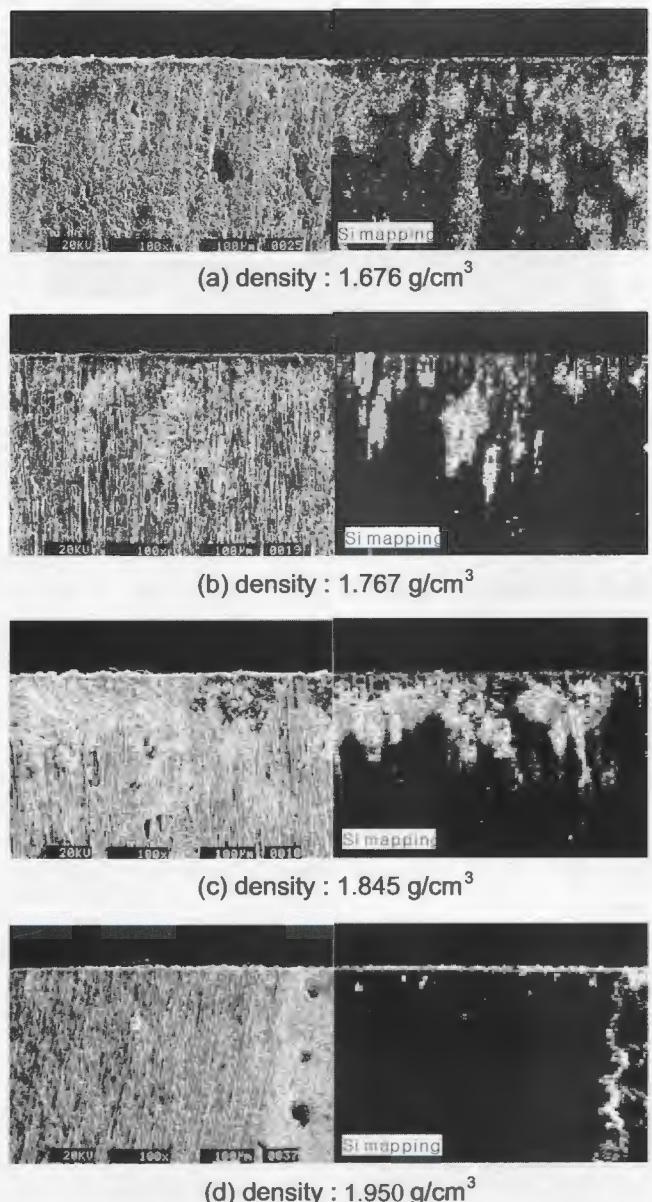


Fig. 1. SEM/EDS mapped Si photograph of cross-section of SiC coated 4D c/c composites (reaction time: 2 hr).

Fig. 1과 Fig. 2에 나타났다.

이들 그림은 SiC가 재료표면으로부터 얼마만큼 깊이 침투되었는지는 조사하기 위해 시편의 표면으로부터 수직으로 절단된 그림이다. 그리고 그 옆에 EDS에 의해 규소로 mapping 한 그림으로부터 보다 명확한 SiC층을 확인하였다.

Fig. 1에서는 탄소/탄소 복합재의 밀도가 1.676 g/cm³에서 점점 높아져 1.950 g/cm³가 되는 시편을 2시간동안 pack-cementation한 결과를 보여주고 있다.

그림 (a)는 시편의 밀도가 가장 낮은 것으로 재료내부에 많은 기공과 크레이 존재한다. 따라서 이러한 공간을 통해 pack분말에서 생성된 SiO기체가 용이하게 확산되어 재료의 표면

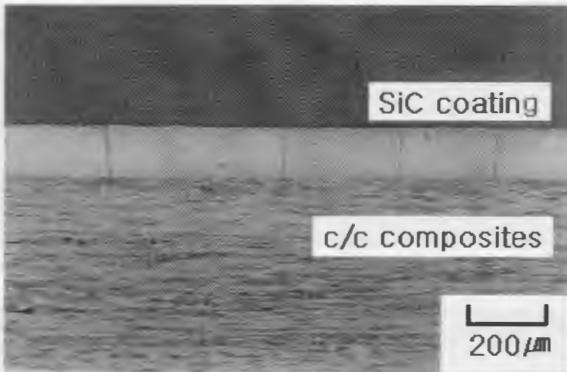


Fig. 2. Cross-sectional view of a SiC single-layered coating applied on the c/c composites.

과 기공 및 crack의 벽면에 탄소원자가 SiC로 전환하는 반응이 이루어졌다. 그 결과 시편의 밀도가 보다 높은 것과 비교해 볼 때 SiC층이 깊게 형성되었음을 알 수 있다.

(b)와 (c)의 그림은 상대적으로 (a)시편보다 높은 밀도를 갖고 있기 때문에 SiC층의 두께가 얇아졌다. 그리고 Si-mapping 그림을 비교하면 (a) 그림에 비해 Si농도가 짙은 것이 확인된다. 이것은 반응과정에서 생성된 SiO 기체의 확산이 억제되므로 기공이나 crack내부 벽에 SiC가 보다 치밀하게 코팅되었음을 의미하는 것이다.

그림 (d)는 시편의 밀도가 1.950 g/cm^3 인 고밀도 시편이며 Fig. 1에서 비교된 시편중에 기공과 crack이 가장 적은 시편이다.

따라서 SiC형성은 재료의 표면에 규칙하고 치밀하게 코팅되었다. 그런데 그림 오른쪽에 세로 방향으로 커다란 기공이 세 개가 보인다. Si-mapping 그림에서는 이들 세 개의 기공들 간에 crack으로 연결되어 있어 SiC가 이들 기공과 crack을 따라 코팅된 것이 잘 나타나고 있다.

Fig. 2는 Dhami TL 등이 CVD 방법에 의해 탄소/탄소 복합재 표면에 SiC를 코팅한 그림이다. 이 그림과 비교할 때 Fig. 1은 코팅된 층의 깊이가 불균일하고 시편의 탄소 원자가 규소 원자로 치환되기 때문에 계면의 접착이 완벽하게 이루어져 용융 도중 SiC층의 탈리(delamination)현상은 불가능할 것으로 예견된다.

Fig. 3 시편의 밀도가 1.845 g/cm^3 인 것을 pack-cementation 반응시간에 따라 SiC가 코팅된 형상을 관찰한 그림이다.

그림 (a)는 반응을 1시간 행한 것이다. 그림에서 나타난 것처럼 SiC로 전환된 부분이 표면에서부터 적절한 깊이까지 전반에 걸쳐서 보이지만 그 치밀도가 아주 낮은 상태이다.

이것은 pack-cementation 반응이 1시간으로는 충분하게 코팅될 수 없음을 보여주는 것이다.

그림 (b)와 (c)의 경우를 보면 그림 (a)에 비해서 SiC 침투된 부분의 농도가 짙게 나타났으며 이것은 SiC 전환이 보다 충분히 이루어졌다는 것을 의미한다. 또한 침투 깊이도 (a) 그림에 비해서 더 깊이 SiC 전환 반응이 이루어져 있다. 그림 (d)

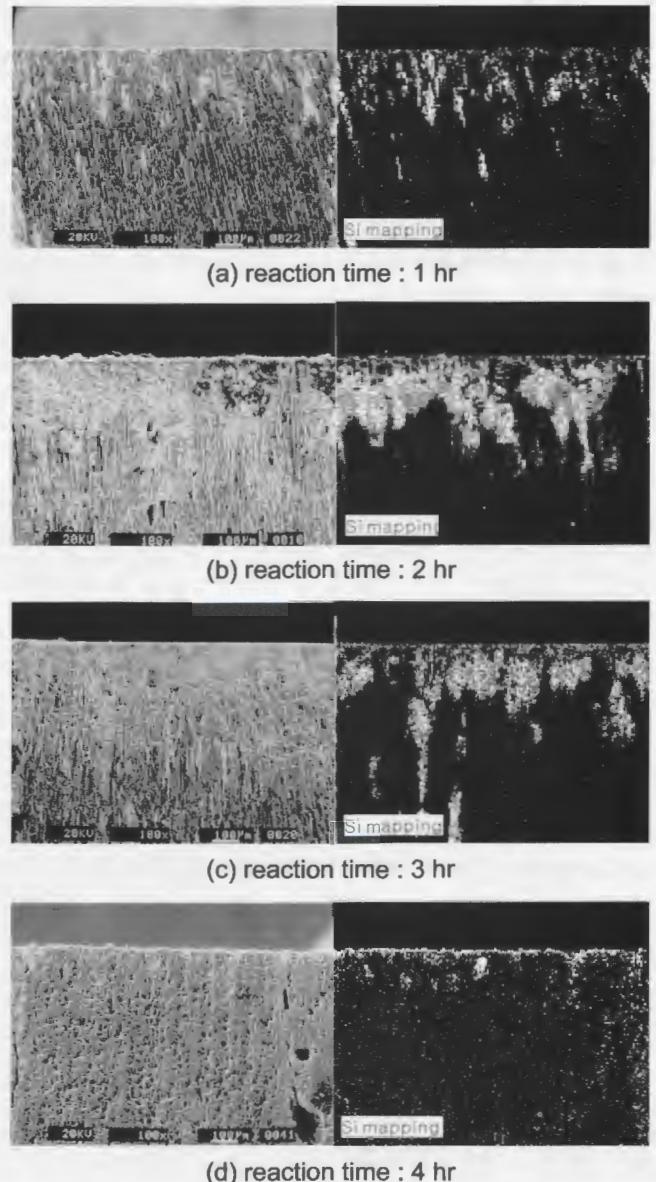


Fig. 3. SEM/EDS mapped Si photograph of cross-section of SiC coated 4D c/c composites ($\rho = 1.845 \text{ g/cm}^3$).

반응시간이 4시간 수행한 시편이다. 이 그림에서는 앞서 그림과는 큰 차이를 보이고 있다. 시편의 표면과 표면에서부터 조금 깊은 곳에 군데군데 SiC 코팅부분이 보일 뿐이다. 그리고 그림의 오른쪽에 있는 큰 기공과 크랙을 따라 아주 낮은 농도로 코팅되어 있는 것을 관찰할 수 있다.

앞에서 논의 한 바에 의하면 2시간 이상이면 SiC 코팅이 충분히 그리고 적당한 깊이로 이루어졌다. 그런데 4시간 반응을 시킨 것이 전혀 다른 양상으로 나타나는 것은 시편의 구조형태에 관계되었을 것으로 판단된다.

즉, 그림 (a), (b) 그리고 (c)에서는 보강된 섬유 bundle의 섬유배열 방향이 그림의 표면쪽으로 향하고 있다. 보강섬유와 탄

소기지의 계면에 많은 기공과 crack이 존재하는 것은 탄소/탄소 복합재의 특성이기 때문에 SiO 기체의 확산이 용이하므로 SiC 코팅이 비교적 잘 이루어졌다고 본다.

그러나 그림 (d)에서는 보강된 섬유의 bundle이 시편 표면과 평행하게 보강된 부분으로 표면에 수직 방향으로는 crack이 존재하기 어렵다. 이와 같은 관점에서 볼 때 수직방향으로 SiC 코팅이 상대적으로 잘 이루어지지 않았다고 생각한다.

시편 표면에 형성된 SiC 의 morphology를 관찰한 그림을 Fig. 3에 나타냈다. pack-cementation 반응시간을 1시간에서 4시간 까지 수행한 그림이 (a)에서부터 (d)까지이다. 이들 그림을 보면 형성된 SiC 입자가 반응시간이 길수록 작아지고 있다. 1시간 반응한 것은 SiC 입자가 균일하지는 않지만 $1\text{ }\mu\text{m}$ 이하에서 $8\text{ }\mu\text{m}$ 까지 존재한다. 반응시간이 2시간, 3시간 그리고 4시간으로 길어지면서 입자의 크기는 현저하게 줄어들고, 그 크기가 균일해지고 있다. 4시간 반응시킨 SiC 입자의 크기는 $0.3\text{ }\mu\text{m}$ 전후가 된다.

이러한 현상을 고찰해보면, SiC 입자의 형성에 관련된 주 반응은 pack 분말의 반응에 의해 방출되는 SiO 기체가 탄소 모재의 표면과 반응해서 SiC 와 CO 를 생성시키기 때문이다.

그런데 반응계에 존재하는 SiO 와 CO 기체가 부반응에 의해서 SiC 와 O_2 를 생성하고 이때 O_2 는 기존 생성된 SiC 입자

를 공격하여 SiO 기체와 CO 기체로 전환하기 때문에 반응시간에 따라 커다란 SiC 입자는 점점 작아진다고 본다.

Fig. 4는 SiC 코팅 표면에서 크랙을 보여주는 그림이다.

이러한 크랙은 탄소/탄소 복합재의 산화저항성 개선에 하나의 흔이 된다. 크랙은 모재의 탄소가 보다 큰 원자인 Si 로 치환하게 되므로 부피가 팽창하게 된다. 탄소/탄소 복합재 내에는 많은 기공이 존재하므로 얼마정도의 부피 팽창은 완충될 수 있다. 그러나 일정한 공간에 너무 많은 양의 전환이 일어나면 팽창의 흡수가 한계점에 도달될 수 있으며 그 이상에서는 크랙을 발생시킬 수 있다.

또한 SiC 는 열팽창계수가 다른 물질에 비해서 탄소의 값과 유사하지만 반응조건에 따라 1750°C 에서 상온까지 냉각할 때 열팽창계수의 차이에 의해서도 크랙이 발생될 수 있다.

이러한 크랙들은 심한 경우 그림 (a)에서 보는 바와 같이 보강된 탄소 섬유의 절단까지 일으키게 된다.

이들 크랙의 발생을 억제하기는 쉽지 않기 때문에 때로는 SiC 층 위에 내열성 산화물, 질화물 혹은 탄화물로 다층 코팅을 하여 산화 저항성을 더욱 향상시킨다. 또한 이들 크랙은 고온의 활성 분위기에서 SiC 가 SiO_2 로 산화되고 1600°C 이상에서 용융된 산화규소가 크랙으로 유입되어 산화저항성에 기여할 것으로 예견된다.

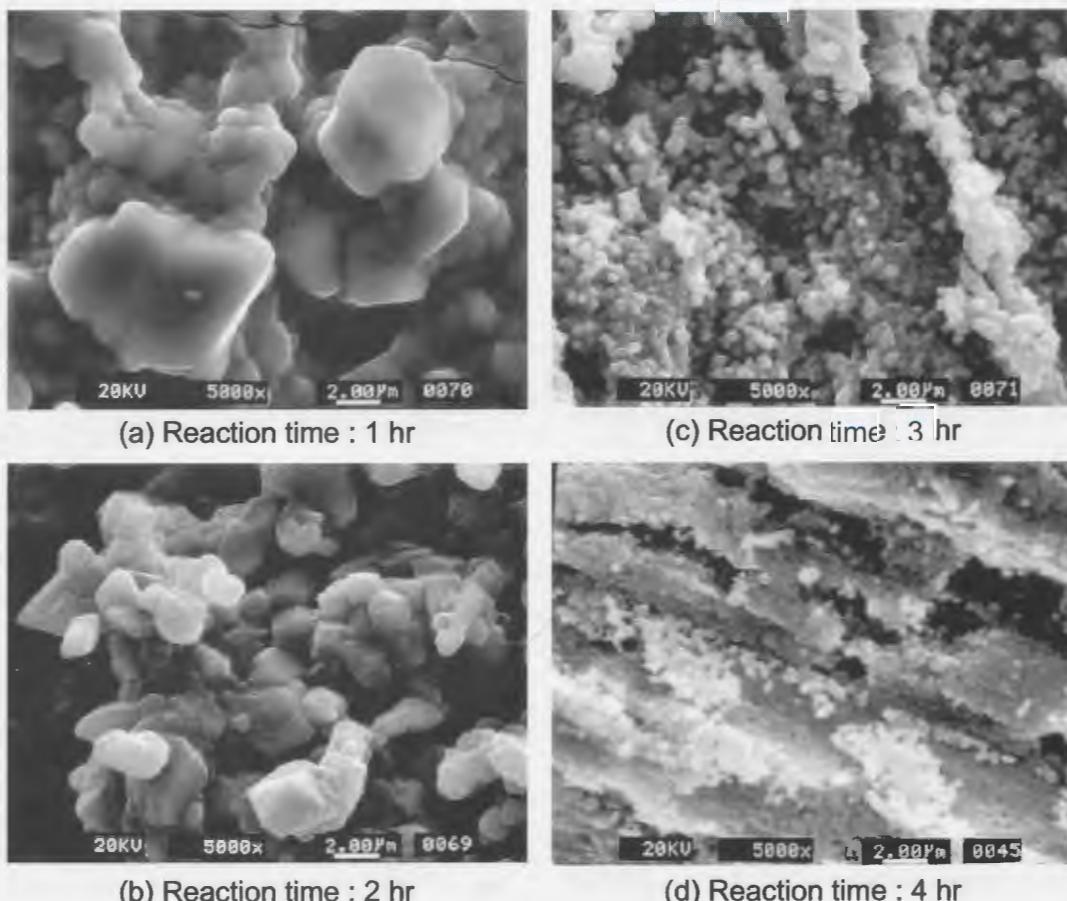


Fig. 4. SEM photograph of surface of SiC coated 4D c/c composites ($\rho = 1.845 \text{ g/cm}^3$).

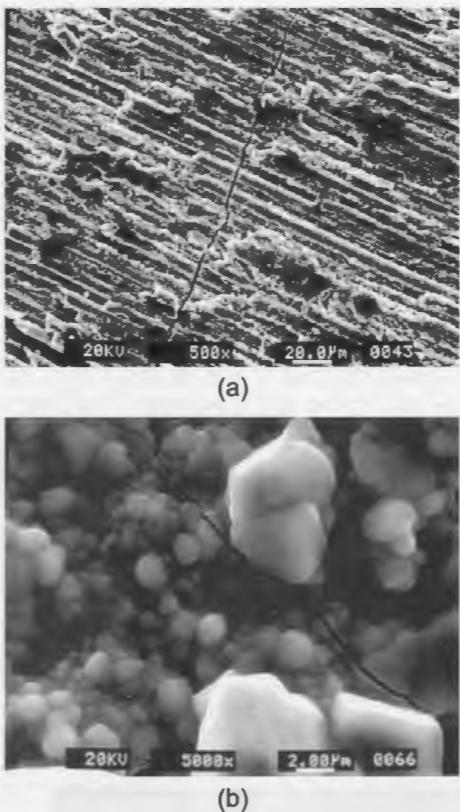


Fig. 5. Crack propagation on the surface of the SiC layer.

3.2. SiC 전환에 의한 재료의 밀도변화

Fig. 5는 다양한 밀도를 갖는 시편들을 각각 1시간에서 4시간까지 pack-cementation 반응시켰을 때의 밀도변화를 나타낸 것이다.

1.676 g/cm³의 시편은 SEM 사진에서도 관찰된 것과 같이 밀도의 증가율이 다른 밀도의 시편들 보다 훨씬 더 크다는 것을 보여준다. 역시 마찬가지로 기지와 reinforcement 사이의 기공과 crack과의 틈에 의해서 SiO의 가스가 탄소 모재로 침투가 용이해서 그만큼 SiC 코팅이 잘 이루어 질 것이라고 앞에서 언급한 바 있다.

반응시간이 2시간과 3시간에 이르러서는 SiC 코팅이 잘 이루어져서 코팅된 후의 탄소/탄소 복합재 밀도가 거의 1.950 g/cm³에 이르게 된다. 특히, 3시간대에서의 1.676 g/cm³의 밀도는 거의 2.0 g/cm³에 육박하는 밀도의 증가율을 보이게 된다.

1.950 g/cm³는 약간 밀도의 감소를 보이는데, 이는 코팅이 이루어져감에 따라, 미세 crack의 생성에 의한 부피의 증가와 1.950 g/cm³은 고밀도화된 탄소/탄소 복합재이기 때문에 SiO 기체가 탄소 모재 깊숙이 침투하지 못하고 겉 표면에만 탄소와 반응해서 SiC 코팅 입자를 생성해 표면적의 두께 증가를 가져왔으며 이는 결국 부피의 증가로 인한 밀도의 감소를 가져왔다.

4시간대에서의 시편들은 1.676 g/cm³와 1.737 g/cm³까지는 다른 반응 시간대에서보다는 밀도 증가율이 작지만 약간씩의

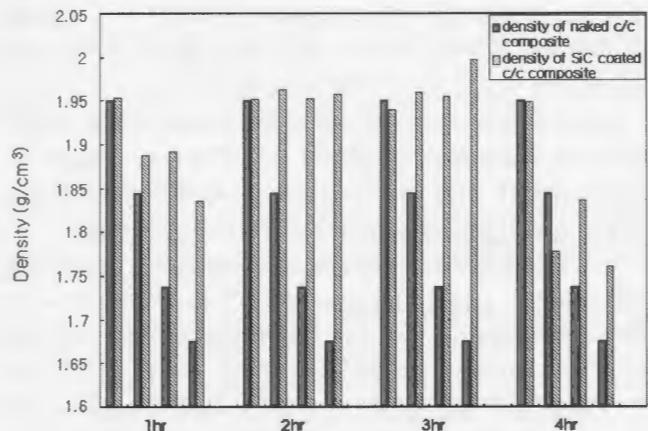


Fig. 6. Density change in reaction time of pack-cementation process.

밀도 증가를 보이다가 1.845 g/cm³에서는 밀도의 감소를 보이는데 이는 활발한 crack의 생성으로 인해, 낮은 밀도의 시편들처럼 기지와 reinforcement 사이의 기공과 틈이 완충역할을 해주지 못하고, 1.845 g/cm³는 밀도가 높아 crack의 생성이 바로 부피 팽창으로 이어지기 때문이다. 또, 1.950 g/cm³은 탄소 표면에만 SiC 코팅이 이루어져 더 이상의 밀도 증가는 이루어지지 않았다.

3.3. 열중량 분석

SiC로 코팅된 탄소/탄소 복합재의 시간, 밀도별 내 산화성을 알아보기 위해서 1500°C까지 10°C/min의 승온 속도로 50 cc/min의 공기를 흘려보내면서 TGA 실험을 하였다.

Fig. 7에서부터 Fig. 10까지는 pack-cementation 공정의 반응 시간에 따른 다양한 밀도별 TGA 실험의 결과이다.

일반적으로 탄소/탄소 복합재가 500°C 부근에서 서서히 산화가 시작되지만, SiC로 코팅된 시편들은 700°C 부근에서 산

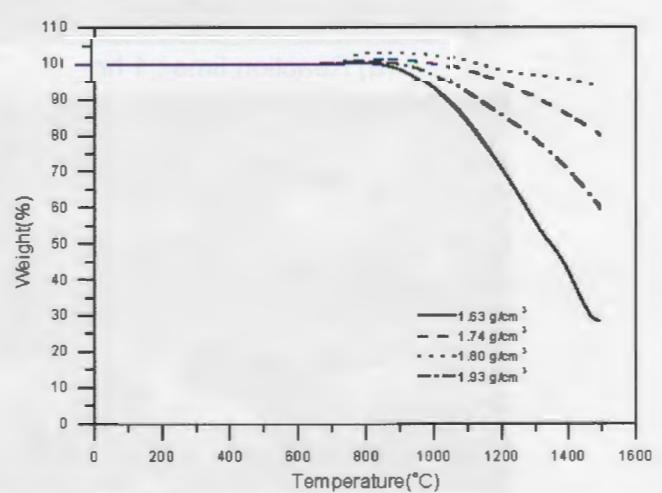


Fig. 7. TGA thermograms of SiC coated 4D c/c composites (reaction time of pack-cementation: 1 hr).

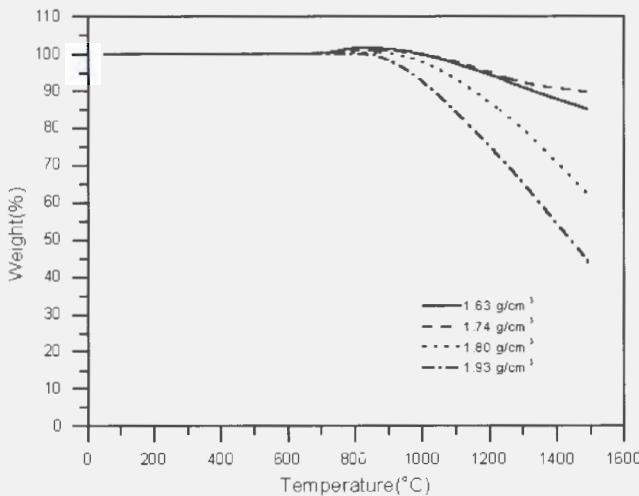


Fig. 8. TGA thermograms of SiC coated 4D c/c composites (reaction time of pack-cementation: 2 hr).

화되기 시작하였다. 또한 1500°C 산화 시험 후의 잔류량도 최소 25%에서 100%까지 남아있었다. 이러한 현상들은 앞에서 관찰했던 SEM/EDS 분석결과와 질량, 밀도 변화에 의한 SiC 전환율과 같은 경향성을 나타내고 있다.

Fig. 7는 1.63 g/cm³, 1.74 g/cm³, 1.80 g/cm³, 1.93 g/cm³의 밀도를 가진 SiC로 코팅된 4D 탄소/탄소 복합재의 시편들이 pack-cementation 공정의 1시간 반응시간에 따른 TGA실험 결과이다. 아직 코팅반응 1시간은 SiC 코팅 반응이 충분히 일어나지 않아 전반적으로 SiC 코팅이 많이 일어나지 않을 것으로 예상되는 4D 탄소/탄소 복합재 시편 모두 낮은 산화 저항성을 나타냈다. 그리고 700°C를 넘어서 복합재 시편들은 모두 약간씩 무게 증가의 경향성을 살펴볼 수 있는데, 이것은 SiC(s) + 2O₂(g) = SiO₂(s) + CO₂(g)의 형태인 SiC의 표면에 SiO₂(s)의 보호막을 형성하게 되어 보호 산화가 일어나게 되는데, 이때

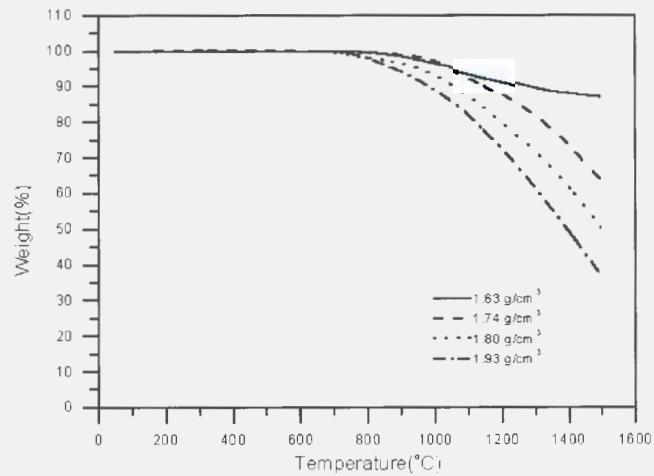


Fig. 10. TGA thermograms of SiC coated 4D c/c composites (reaction time of peak-cementation: 4 hr).

SiO₂에 의한 시편 전체의 무게가 증가하게 된다.

Fig. 8는 반응 1시간대와 동일한 밀도 조건에서 pack-cementation 공정 반응시간이 2시간으로 늘어난 것이다. 반응 1시간대의 TGA 실험시보다 모든 시편들에서 산화 저항성이 향상된 것으로 관찰되어 진다.

Fig. 9은 pack-cementation 공정의 반응 3시간을 나타내는 TGA 실험 결과이다. 1.93 g/cm³의 탄소/탄소 복합재 시편을 제외하고는 나머지 시편들은 거의 산화가 되지 않음을 관찰할 수 있다. 이것은 SEM 사진을 통해서도 관찰할 수 있듯이 4D 탄소/탄소 복합재에 일정한 두께의 SiC 코팅이 촘촘히 펼쳐져 있어 탄소 모재를 산소로부터 보호하고, SiO₂에 의한 보호산화에 의해서 거의 산화가 일어나지 않음을 알 수 있다. 따라서 SiC 코팅된 4D 탄소/탄소 복합재는 3시간에서 가장 높은 산화 저항성을 나타냈다.

Fig. 10은 반응 3시간과는 달리 4시간에 이르러서는 모든 밀도의 시편에서 급격히 산화저항성이 떨어지는 것을 관찰할 수 있다.

이러한 현상은 pack-cementation에 의한 밀도변화 결과인 Fig. 5와 연관해서 생각할 수 있다.

이 그림에서 보면 4시간 반응시킨 재료는 밀도의 증가율이나마지 시편들에 비해서 상당히 낮다. 이와 같은 이유는 무게는 증가하였으나 상대적으로 시편의 부피가 크게 증가되었다는 것이다.

부피가 크게 증가되었다는 의미는 반응시간이 길어서 SiC 전환이 많이 이루어졌으나 탄소보다 큰 Si 원자가 치환되어 시편 내에 크랙이 비교적 많이 발생되었다고 본다. 그 결과 산화저항성이 낮게 나타났다.

따라서 SiC 코팅된 탄소/탄소 복합재의 산화저항성 개선을 위해서는 pack-cementation의 반응시간이 SiC 코팅이 표면으로부터 두껍고 일정하게 이루어지는 3시간이 가장 적합한 코팅 반응시간이라고 볼 수 있다.

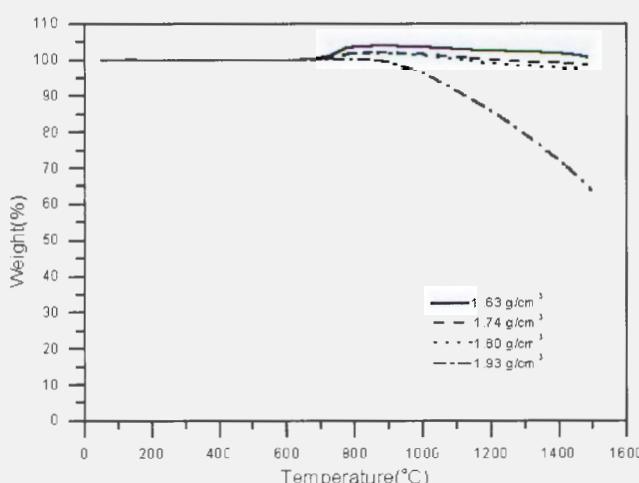


Fig. 9. TGA thermograms of SiC coated 4D c/c composites (reaction time of pack-cementation: 3 hr).

4. 결 론

4방향성 탄소섬유 preform을 직조하고 여기에 석탄타르핏치를 matrix-precursor로 하여 다양한 밀도의 탄소/탄소 복합재를 얻었다. 그리고 이 재료에 산화 저항성을 개선하기 위해 pack-cementation 반응에 의하여 SiC를 형성시킨 후, 산화 저항성을 평가하고 SiC 층의 형태변화를 고찰하므로 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 화학증착법에 의한 코팅형태와 달리 pack-cementation 방법에 의한 SiC 코팅 층의 두께는 불균일하게 이루어져 고온 고속의 열유체에 의해 탈리 현상이 불가능하도록 형성되었다, 그리고 그 두께는 시편의 밀도와 반응시간에 따라 10~200 μm 정도였다.

- Pack-cementation에 의한 최적의 SiC 코팅 반응시간은 시편의 밀도에 의존하며, SiC 코팅이 필요이상 오랜 시간 진행될 경우 crack이 발생되어 산화 저항성 개선에 비효율적이다.

- 탄소/탄소 복합재 표면에 형성된 SiC 층은 결정입자로 이루어져 있으며, 반응 시간에 따라 이를 결정입자는 점점 작아진다. 이것은 반응계에 존재하는 SiO와 CO 기체에 의해 SiC 입자가 다시 반응하여 시간과 더불어 작은 grain 형태로 변화한다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구(1999-2-30100-012-3) 지원으로 수행되었습니다.

References

- [1] Fitzer, E.; Gkogkidis, A. "Carbon Fiber Reinforced Carbon Composites Fabricated by Liquid Impregnation",

Petroleum-Derived Carbons, ACS Symposium series 303.
1986. 346.

- [2] Donnet, J. B. et al. *Carbon Fibers*, Marcel Dekker, Inc. **1984.** 247.
- [3] Batha, H. D. et al. *Engineered Materials Hanbook Composites*, ASM International, **1987.** 922.
- [4] McKee, D. W. "Borate Treatment of Carbon Fibers and Carbon/carbon Composites for Improved Oxidation Resistance", *Carbon* **1986.** 24, 737.
- [5] Courtright, E. L.; Prater, J. T. U. S. DOE Rep. PNL-SA-20302, 1992.
- [6] Pierre, G. S. *Proc. AIAA 7th Annual Conf. Matr. Tech./Composite Tech.* **1991.** 181.
- [7] Obst, A. W.; Hyer, M. W. NASA. CR-4701, 1996.
- [8] McKee, D. W. "Oxidation Behavior of Matrix Inhibited Carbon/carbon Composites", *Carbon* **1988.** 26, 659.
- [9] McKee, D. W. *Chemistry and Physics of Carbon, 1st Ed.*, 16, Marcel Dekker Inc., New York, 1973, 1.
- [10] Hippo, E. J.; Murdie, N.; Kowbel, W. "The Effect of Acid Treatments on Subsequent Reactivity of Carbon/carbon Composites", *Carbon* **1989.** 27, 331.
- [11] Wen-Cheng J. Wei; Tsung-Ming Wu. "Oxidation of Carbon/carbon Composite Coated with SiC-(Si/ZrSi₂)-ZrSi₂", *Carbon* **1994.** 32, 605.
- [12] Tsou, H. T.; Kowbel, W. "A Hybrid PACVD SiC/CVD Si₃N_x/SiC Multilayer Coating Oxidation Protection of Composite", *Carbon* **1995.** 33, 1279.
- [13] Cullinan, J.; Schaeffer, J.; Gigransen, E. A.; Meier, G. H.; Pettit, F. S. AFOSR-TR-89-1643, 1989.
- [14] Schiroky, G. H. et al. *GA Technologies Rept. No. GA-A18696*, 1986.
- [15] Joo, H. J. *Carbon Science* **2001.** 1, 158.
- [16] Joo, H. J.; Oh, I. H. *Carbon Science* **2002.** 2, 85.
- [17] Dhami, T. L.; Bahl, O. P.; Awasthy, B. R. *Carbon* **1995.** 33, 479.