

# Flexural Behaviors of 4D Carbon/carbon Composites with the Preform Architectures

Ki-Woong Lee, Jong-Min Park and Hyeok-Jong Joo<sup>▲</sup>

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

<sup>▲</sup>e-mail: joojhj@cnu.ac.kr

(Received January 23, 2008; Accepted March 14, 2008)

## Abstract

Multidirectional reinforcement is aimed primarily at overcoming interlaminar weakness, hence a major interest lies in the mechanical properties of multidirectional carbon/carbon composites. Mechanical properties depend on the type of carbon fiber, the size of the fiber bundle, the spacing of the bundles, the angles of the bundles relative to the axes of the block, and matrix formation. In the present studies, PAN based carbon fiber preforms manufactured different size of unit cell have been prepared. Densification of these used high pressure infiltration and carbonization technique with coal tar pitch as matrix precursor was carried out. Scanning electron microscopy has been used to study the fracture behavior of composites. The size of unit cell of the preforms has considerably affected on the flexural properties as well as microstructure of the carbon/carbon composites.

**Keywords :** Carbon/carbon composites, Mechanical property, Microstructure, Fracture structure

## 1. 서 론

탄소/탄소 복합재는 탄소섬유와 탄소기지로 이루어져 있으므로 초고온에서도 이들의 비강도 및 비강성이 상온에서 갖는 값을 그대로 유지 할 뿐 아니라[1], 기계적 특성에 대한 기지의 영향이 적으며, 내부식성, 우수한 열 및 전기전도성, 내마모성 그리고 열적구조적 안정성이 탁월한 재료이다[2-5]. 이러한 공학적 특성 때문에 아주 가혹한 환경 속에서 요구되는 재료에 이용 가능하므로 항공우주 산업과 원자력산업에 핵심재료로 사용되고 있다[6].

한편, 이들 재료는 국부전단응력성분에 상당히 예민하기 때문에 박리현상(delamination)에 대한 저항성이 낮다. 이러한 특성은 주로 일방향성(unidirectional; uD)[7-9]과 이방향성(two directional; 2D)[10-19] 복합재에서 자주 일어나는 현상이다[14-16]. 또한 uD와 2D는 높은 이방성을 보이고 있다. 미국 NASA에서는 탄소/탄소 복합재를 우주왕복선의 nose cap, leading edge 그리고 로켓 노즐에 적용시키기 위해 등방성재료와 박리현상이 일어나지 않는 재료를 개발하는 방법으로 다방향성 탄소/탄소 복합재가 개발되고 연구되었다[20-21].

다방향성 탄소/탄소 복합재의 기계적열적 특성은 사용된 탄소섬유의 특성, 기지 precursor의 종류, 복합재의 최종밀도, 섬유의 충전율, 최종 열처리온도, 섬유의 기하학적인 배열 등에 관한 연구는 다수 발표되었다. 그러나 탄소섬유 preform을 제조할 때 사용된 섬유 다발(bundle)의 크기와 섬유다발과 다발간의 간격(거리)에 따른 탄소/탄소 복합재의 기계적 특성에 관한 연구는 보고되지 않았다.

따라서 본 연구에서는 앞에서 서술된 인자들에 따른 기계적 특성에 미치는 영향을 알아보기 위해 섬유다발의 크기와 섬유다발간의 간격을 변화 시켜 preform의 단위 cell 크기를 다르게 제조하였다. 제조된 preform은 석탄계 핏치를 기지 precursor로 하여 고압함침 및 탄화 공정으로 탄소기지를 형성시키고 최종 흑연화 하였다.

이와 같이 얻은 고밀도 탄소/탄소 복합재의 굽힘강도 특성과 파괴거동을 preform의 단위 cell의 크기와 관련하여 연구하였다.

## 2. 실험

### 2.1. 4D 탄소/탄소 복합재 제조

본 실험에 사용된 탄소섬유는 (주)태광산업에서 생산된 PAN계 TZ-307이었으며 이들의 물성은 Table 1에 나타내었다. 기지 precursor는 동양제철화학에서 생산된 석탄계 핏치를 사용하였으며 이 핏치의 물성은 Table 2에 나타냈다.

탄소섬유 preform은 육각기둥(hexagonal)형태로 직조하였다. Fig. 1은 4D 탄소섬유 preform의 Z축 방향의 평면도 이다. 여기서, 섬유다발의 직경을 d, 섬유다발간의 중심에서 중심까지의 간격을 s로 하였다. 그리고 d와 s의 크기를 조절함으로써 preform의 단위 cell의 크기를 달리하여 직조하였다. 직조방법[22-23]은 이미 고안된 치구에 W, X, Y 축 방향으로 섬유다발을 배향시키기 위해 W층을 배열하고 그 위에 X층을 120°되

**Table 1.** Characteristics of Carbon Fiber Used

Fiber type	Filament	Diameter (μm)	Tensile strength (MPa)	Tensile modulus (GPa)	Ultimate elongation(%)	Specific heat (Cal/g°C)	Density (g/m <sup>3</sup> )
TZ-307	3,000	6.85	3.4	23.5	1.3	17	1.79

**Table 2.** Characteristics of Coar Tar Pitch Used as Matrix Precursor

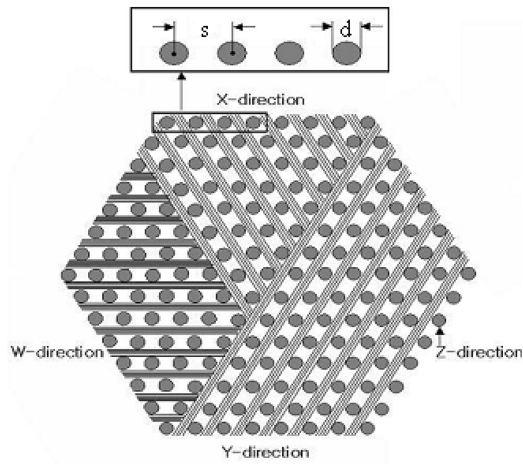
Pitch type	S. P. (°C)	Q. I. (wt %)	B. I. (wt %)	C (%)	H (%)	N (%)	S (%)	C/H	carbon yield
Coal tar Pitch	114.7	7.2	20.7	92.61	4.44	1.20	0.49	1.738	39.52

계 배열하고 X층에 120°되게 Y층을 배열하였다. 직조하는 동안 각층간의 간격을 일정하게 유지하도록 압축을 해주며, 원하는 높이에 도달하면 Z축에 설치된 금속봉을 탄소섬유로 치환하여 직조하였다.

제조된 4D 탄소섬유 preform은 고밀도화 효율은 높이기 위해 HIP(hot isostatic press) 장치를 이용하여 가압함침 및 가압탄화 하였다. 그리고 1000°C까지 후탄화 하고 2300°C까지 흑연화 하였다. 가압탄화 및 탄화 공정의 온도와 압력은 Fig. 2에 나타내었다. preform의 고밀도화 공정은 5회 반복하여 1.85 g/cm<sup>3</sup> 이상의 고밀도 탄소/탄소 복합체를 얻었다.

**2.2. 시편의 밀도 측정**

밀도는 일반적인 고체밀도 측정법인 수중함침법으로 측정하였으며, ASTM C373에 의거 계산하였다. 계산방법은 다음과



Specimens	Spacing between fiber bundles, s (mm)	Diameter of fiber bundles, d (mm)	Total fiber volume fraction (%)
C20/40	4.0	2.0	47.8
C12/22	2.2	1.2	50.5
C12/20	2.0	1.2	50.3
C12/17	1.7	1.2	53.2

**Fig. 1.** Schematic diagram of cross-section of Z-axis direction of 4D carbon preform.

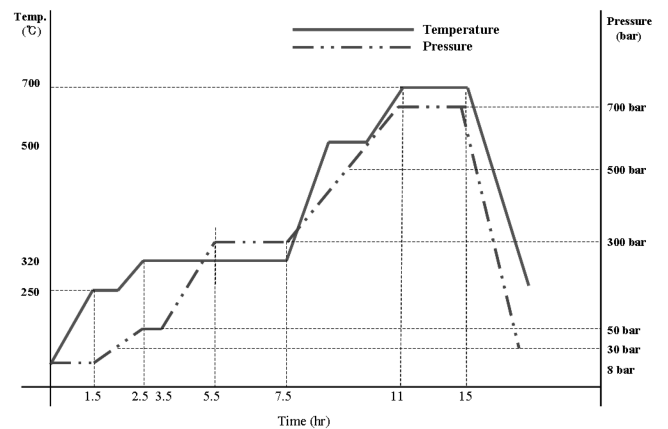
같으며 각 3회씩 측정하여 평균값으로 결정하였다. 여기에서 D는 시편을 150°C에서 건조한 후 desiccator에서 상온까지 냉각 후 측정된 무게이고 M은 시편을 증류수에서 5시간 끓인 후 상온까지 냉각시킨 후 수증의 무게를 나타내며, S는 포수된 시편의 표면에 수분을 제거한 후 측정된 무게를 나타낸다.

$$\text{Bulk density} : \rho = \frac{D}{M-S}$$

**2.3. 굽힘특성 평가**

상온에서 고밀도 탄소/탄소 복합체의 굽힘 물성을 알아보기 위하여 만능재료시험기 SFM-10(United Corp., USA)을 사용하여 3점 굽힘 시험을 하였다. 이때 사용한 시편 크기는 ASTM C1161에 따라 90×8×6 mm이었으며, span의 거리는 80 mm이고, cross head speed는 1.0 mm/min이었다. 여기에서 L은 span의 거리(mm)이고 d는 시편의 두께(mm), b는 폭(mm), P는 최대하중(N), m은 응력곡선에서 초기직선의 기울기(N/mm)를 나타낸다. 시험시편은 총5개로 하였으며, 5개중 최대값과 최소값을 뺀 나머지 3개로 평균값을 결정하였다. 그리고 굽힘강도와 굽힘강성은 다음 식에 의해 계산되었다.

$$\text{굽힘 강도, } S = \frac{3P \cdot L}{2bd^2} \quad \text{굽힘 강성, } E = \frac{0.25 L^3 m}{bd^3}$$



**Fig. 2.** Temperature and pressure profile of the PIC (pressure impregnation carbonization) process.

**Table 3.** Specifications of Carbon/carbon Composites

Specimens	Fiber Volume fraction (%)	X(Y, W) axis fiber volume fraction(%)	Z axis fiber volume fraction(%)	Preform density (g/cm <sup>3</sup> )	Bulk density(g/cm <sup>3</sup> )
C20/40	47.8	10.76	15.48	0.855	1.837
C12/22	50.5	8.90	23.84	0.905	1.876
C12/20	50.3	7.82	26.82	0.900	1.854
C12/17	53.2	4.85	38.64	0.952	1.817

## 2.4. 미세구조관찰

미세구조 관찰을 위한 시편은 섬유가 보강된 X축 방향과 Z축 방향 그리고 X축이 포함된 평면방향에서 이 축에 수직방향으로 만들었으며, 표면을 연마한 후, 초음파 세척기를 이용하여 세척하고 건조하였다. 그리고 시편의 미세구조를 조사하기 위하여 주사전자현미경(JSM-6300, JEOL LTD., Japan)을 이용하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 밀도변화

4D 탄소섬유 preform을 제작하고 여기에 탄소질의 기지를 형성하기 위해 고밀도화 공정을 수행하였다. 이 공정은 먼저 섬유 preform을 기지 precursor인 핏치로 고압 함침, 고압 탄화 그리고 흑연화를 하여 탄소기지를 형성시켜 고밀도 탄소/탄소 복합체를 제조하였다. 본 실험에서는 고밀도화 공정을 5회 반

복하고 얻은 탄소/탄소 복합체의 밀도가 Table 3에 나타났다.

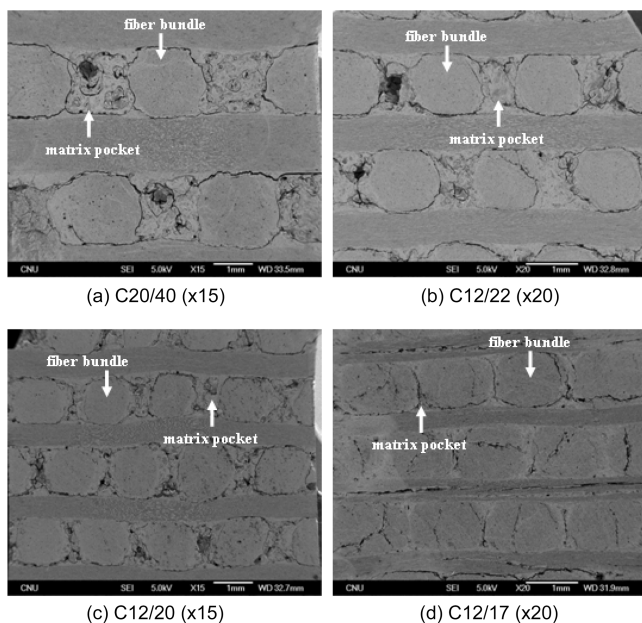
Preform의 탄소섬유 분율은 47.8 vol.%에서 53.2 vol.%에 이르렀고 이들의 밀도는 0.855 g/cm<sup>3</sup>에서 0.952 g/cm<sup>3</sup>의 값을 보였다. 그리고 고밀도화 공정을 거친 후 4D 탄소/탄소 복합체의 밀도 범위는 1.817 g/cm<sup>3</sup>에서 1.876 g/cm<sup>3</sup>에 도달하였다.

시편 C20/40, C12/22 그리고 C12/20에서 보강된 섬유 분율과 최종 얻어진 탄소/탄소 복합체의 밀도를 검토해 보면 섬유가 적게 보강된 시편이 보다 높은 밀도를 나타내고 있다. 본 연구에서 사용된 섬유의 밀도는 1.79 g/cm<sup>3</sup>이었음을 생각할 때 탄소기지의 밀도가 더 높다는 것을 계산할 수 있다. 시편 C12/20(2)의 경우 섬유 보강율이 약 50% 정도이다. 섬유 밀도가 1.79 g/cm<sup>3</sup>이므로 탄소기지는 1.918 g/cm<sup>3</sup>이라는 결과도 나온다. 보강된 탄소섬유는 2300°C까지 흑연화하여도 흑연 구조로 변환이 거의 이루어지지 않는다. PAN계 탄소섬유의 경우 흑연화 처리를 하여도 흑연화가 매우 낮은 반면 탄소기지는 흑연화 처리에 의해서 상당한 정도 흑연화가 이루어졌음 기지의 밀도로 예측할 수 있다.

### 3.2. 미세구조 분석

Fig. 3은 4D 탄소/탄소 복합체에서 Z축 방향의 단면을 나타낸 그림이다. 그림(a)에서 (d)로 갈수록 preform의 단위 cell의 크기가 점점 작아진다. 바꾸어 말하면 섬유다발의 직경이 작고 섬유다발 사이에 생긴 기지 pocket이 작아진다. 이들 그림에서 보는 바와 같이 균열은 주로 섬유다발과 섬유다발 사이 그리고 섬유다발과 기지 pocket의 경계, 기지 pocket 내부 그리고 가끔 섬유다발 내부에서도 발견할 수 있다. 이들 균열은 탄화 과정과 흑연화 과정에서 상당히 높은 온도까지 가열 하였다가 냉각할 때 수축에 의해서 발생되었다고 추정된다. 또한 기공들은 주로 기지 pocket 내부에서 주로 발생되었으며 탄화 과정에서 핏치 중의 휘발성 물질이나 분해기체에 의해서 주로 발생된 것으로 생각한다. 큰 균열과 기공은 주로 단위 cell이 큰, 즉 기지 pocket이 큰 복합체 내에서 발생하였으며, cell의 크기가 작을수록 이들의 크기는 작아졌다. 대부분의 그림에서 섬유다발 내에서는 기공과 균열을 찾아보기 어렵다. 이것은 공간이 작을수록 탄소 기지가 잘 형성되었다는 것을 말해주고 있다.

가압함침 및 가압탄화 과정에서 용융된 핏치가 preform의 모든 공간을 채우게 된다. 그리고 탄화가 일어날 때, 핏치의 휘발 및 분해기체가 많이 발생하게 되면 압력이 높아진다. 또



**Fig. 3.** SEM photographs of cross section of Z direction in 4D carbon/carbon composites.

한 함침 된 핏치는 분해기체의 방출 시에 밀려나오게 되어 기공을 발생시킨다. 이 과정에서 기지의 공간이 클수록 많은 양의 핏치가 침투되므로 휘발 및 분해기체의 양이 더 많기 때문에 큰 기공이 발생되었으리라 생각된다.

고밀도화 과정에서 탄소섬유 preform은 섬유가 조밀하게 보강된 부분에는 대체적으로 탄소질이 완벽하게 채워져 있고 반면에 공간이 큰 곳, 즉, 지지 pocket이나 섬유다발 간의 경계에는 아직도 채워져야 할 기공이나 균열이 많이 존재하고 있다. 따라서 가급적 preform 구조의 단위 cell이 작을수록 고밀도화 효율이 좋을 것으로 추측되고 결정적인 균열도 감소하여 기계적 특성에도 긍정적으로 기여할 것으로 예상된다.

3.3. 굽힘강도

탄소/탄소 복합재는 혼합법칙에 기대되는 기계적 물성보다

일반적으로 낮은 값을 나타낸다. 이러한 문제는 재료를 제조하는 과정에서 수차례 고온처리공정의 반복[24-25], 지지 보강 섬유간의 낮은 계면젖음성[26] 그리고 재료내부에 존재하는 많은 결함(기공, 균열)[27-28] 등이 원인이다. 이들 가운데 결함을 탄소질로 채워서 기공이나 균열을 최소화하기위해 재료의 밀도를 높혀 주어 강도의 증진이 된다고 보고되어지고 있다. 그러나 기대되는 물성값에는 크게 미흡하였다.

본 연구에서는 preform의 단위 cell 크기에 따른 X축, Z축 그리고 Y축과 W축의 한가운데 방향(같은 평면에서 X축에 수직인 방향)의 굽힘강도를 측정하여 비교 검토하였다. Fig. 4는 각 시편들에서 Z축 방향의 굽힘 강도와 굽힘 강성을 나타낸 그림이다. Z축 방향의 섬유 충전율은 15.48%, 23.82%, 26.82% 그리고 38.64%로 섬유 분율이 많을수록 강도와 modulus가 증가하였다. 시편 C20/40의 굽힘강도는 다른 시편과 섬유 보강 비율을 고려해 보아도 좀 낮은 값을 보였으며, 시편 C12/

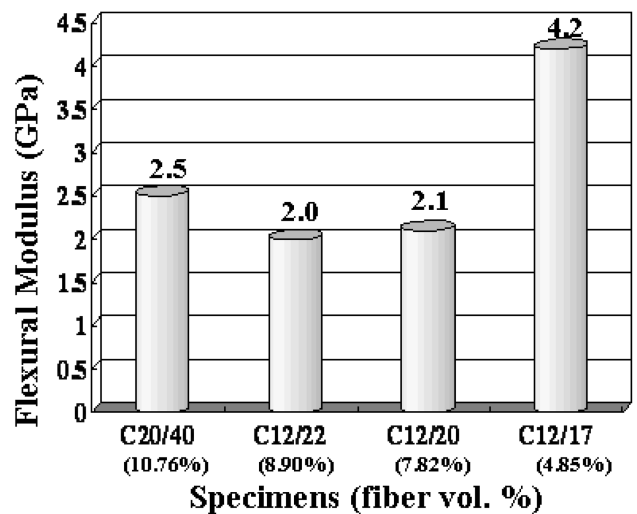
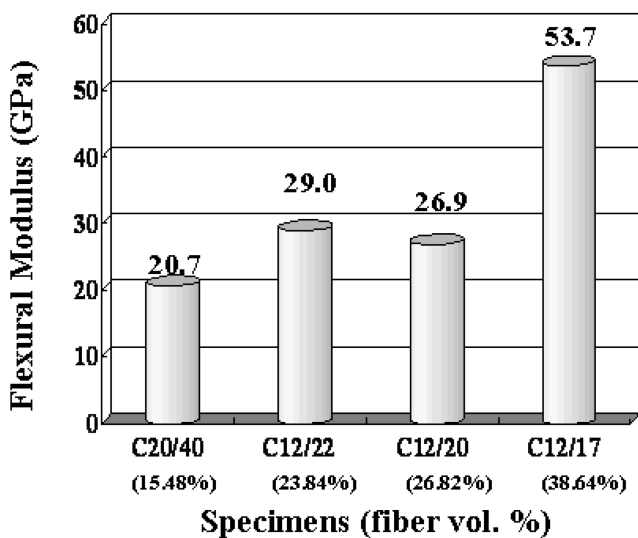
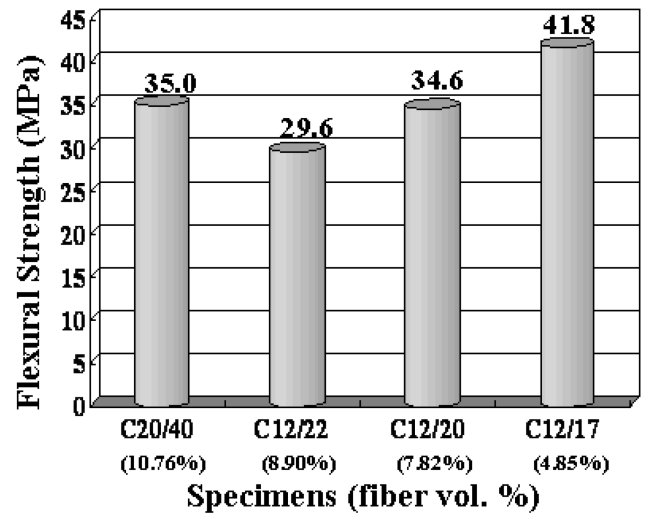
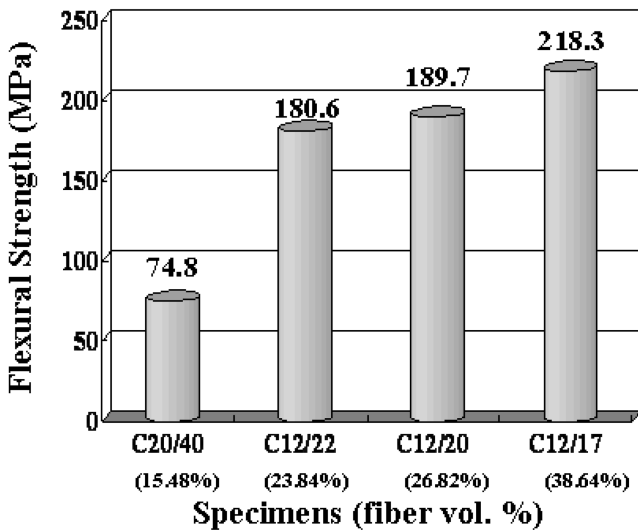


Fig. 4. Flexural strength and modulus of Z-direction of 4D carbon/carbon composites.

Fig. 5. Flexural strength and modulus of X-direction of 4D carbon/carbon composites.

17의 modulus는 다른 시편과 비교해 볼 때 상당히 높은 값을 나타내고 있다.

Fig. 5는 여러 시편들의 X축 방향에 대한 굽힘 강도와 굽힘 강성을 나타낸 그림이다. 이들 결과는 예상한 것과는 다른 양상을 보이고 있다. 즉 섬유 보강 분율이 10.76%인 C20/40 시편의 강도와 강성은 섬유 보강율이 4.85%인 C12/17 시편에 비해서 양자 모두 작은 값을 보이고 있다. 뿐만 아니라 8.90%와 7.82%가 보강된 시편과 비교해 보아도 C20/40 시편의 결과는 너무 낮게 나왔다.

이와 같은 결과는 복합재 preform의 단위 cell과 유추해 볼 수 있다. 시편 C20/40은 다른 시편에 비해 단위 cell이 제일 크다. 즉 기지가 채워지는 기지 pocket이 제일 큰 셈이다. 이에 반해 시편 C12/17은 기지 pocket이 제일 작다. 따라서 고밀도화 과정에서 단위 cell이 클수록 다시 말해 기지 pocket이 클수록 탄화 후, 냉각시킬 때 커다란 수축을 하게 된다. 또한 기

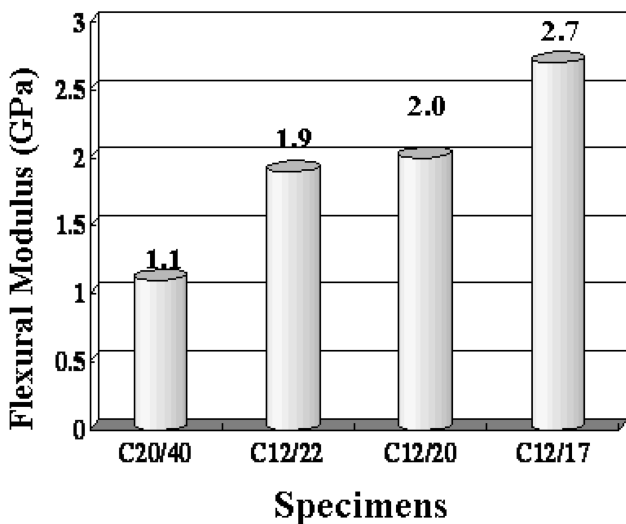
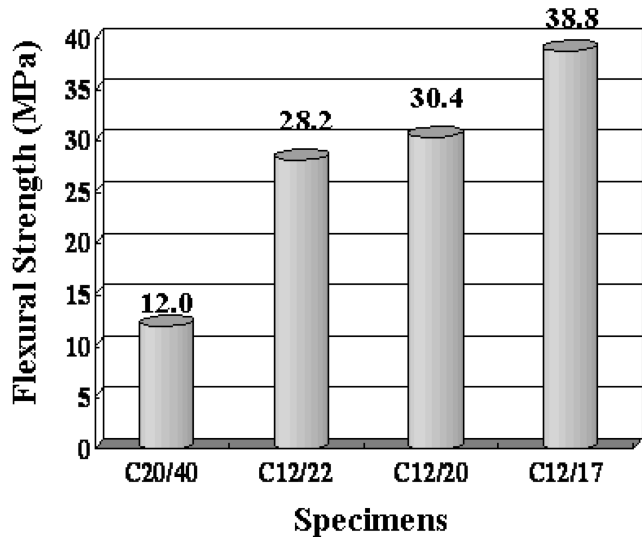


Fig. 6. Flexural strength and modulus of perpendicular direction to X axis of 4D carbon/carbon composites.

지 pocket이 큰 경우에는 작은 경우에 비해서 탄화에 의해 휘발되는 양이 상대적으로 많게 되므로 이로 인해 발생하는 기공의 크기나 균열이 심하게 일어나 기계적 특성에 부정적인 영향을 미친다고 본다.

Fig. 6은 복합재의 X축 방향에 대한 수직인 방향(W 축과 Y 축 방향의 중간 방향)의 굽힘 강도와 굽힘 강성을 나타낸 그림이다. 이 그림의 결과는 X축 방향에서 보여준 경향을 더욱 뚜렷하게 나타냈다. 섬유의 보강 분율에 의존하지 않고 4D 복합재의 단위 cell의 크기에 의존하고 있다. cell이 작을수록 우수한 값을 양자에서 모두 보여준다.

Fig. 7과 Fig. 8은 굽힘강도 시험에서 나타난 X축 방향과 Z축방향의 응력과 변형곡선이다.

Evans 등은 취성이 강한 기지복합재의 파괴거동에 대하여, 계면(섬유와 기지 사이) 결합파괴 에너지의 상대적 크기, 섬유의 파괴에너지 그리고 섬유와 기지사이의 탄성차이(elastic mismatch)에 의한 어긋남으로 분류하였다.

Fig. 7에서 보면 C12/17시편의 경우 곡선은 최대응력에 도달한 후에 급속히 강하하였다. C12/17의 경우는 가장 작은 단위 cell로 이루어져 있으므로 제조 공정 중에 열처리에 의한 팽창 및 수축이 비교적 심하게 일어나지 않았으므로 기지와 섬유간의 결합이 우수하여 이와 같은 거동을 보인다고 생각한다. 또한 강성이 가장 큰 것도 이러한 점을 뒷받침 해준다. 그러나 C20/40은 단위 cell이 가장 크므로 제조공정 중 수축현상도 가장 크게 일어난다. 때문에 섬유와 기지간의 결합력도 낮을 뿐 아니라 기지 pocket 내에 큰 기공과 균열 그리고 계면에서도 비교적 큰 균열이 발생하게 되었다. 파괴특성은 응력이 축적된 극소부분의 미세구조 및 거시구조에 예민하기 때문에, 이 경우 전면파괴(catastrophical failure)가 일어났다고 본다. 나머지 시편에서는 섬유와 기지사이의 결합이 미흡해서 debonding이 발생하고, 섬유파괴는 기지의 균열 평면에서 파괴가 일어나지 않고 일부섬유들이 뽑혀지는 pull-out 현상이 일어난다. 이때

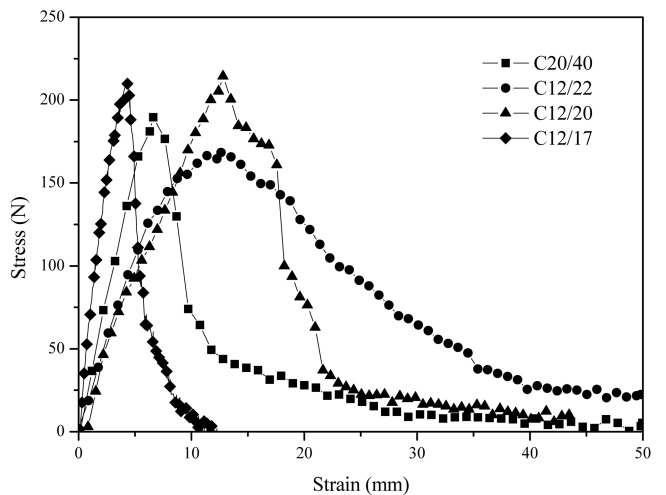
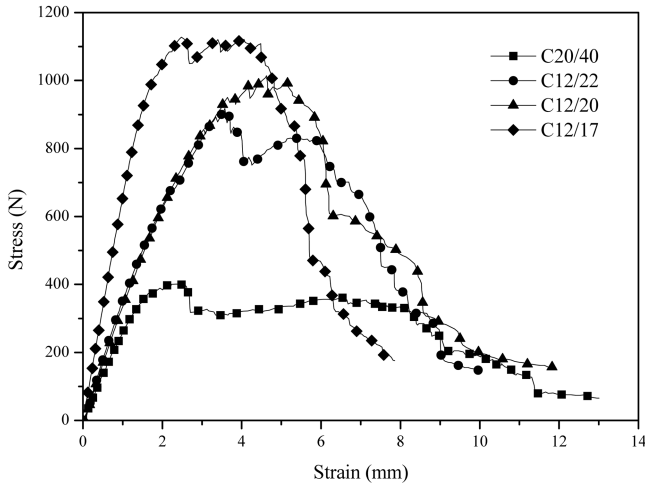


Fig. 7. Stress-strain curves of X axis direction under flexural loading.



**Fig. 8.** Stress-strain curves of Z axis direction under flexural loading.

파괴는 전면파괴가 아니고 점진적으로 일어나게 된다.

Fig. 8에서 보면 탄성(modulus)은 섬유유리의 보강율이 많을수록 크게 나타나는 것은 복합재의 혼합비율에 순응하는 것이다. 응력-변형곡선에서는 초기에 응력과 변형이 직선적으로 보이는 탄성변형영역과 일정한 값에 도달하면 pseudo-plastic 변형영역, 마지막으로 점진적인 파괴가 일어나는 영역으로 나타났다.

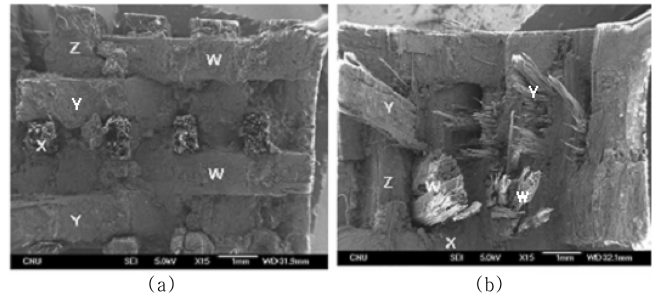
대부분의 시편들은 tough한 파괴거동을 보인다. 이것은 탄소소재 자체는 취성을 나타내지만 이 복합재내에 크고 작은 많은 기공과 균열로 인한 인성을 나타낸다. 특히 Fig. 7과 Fig. 8을 비교해보면 Z축에 비해서 X축방향의 변형이 크게 나타난 것은 preform 제조 시 X축 섬유다발은 직선도가 Z축 섬유다발에 비해 낮기 때문에 굽힘시험시 장력이 가해질 때 굽혀진 섬유다발은 직선화되면서 변형으로 나타나기 때문이다.

Fig. 9는 4D 복합재의 파괴된 단면을 거시적으로 관찰한 그림이다. 이들 그림에서는 섬유다발이 각 방향으로 배열된 형태를 찾아볼 수 있다.

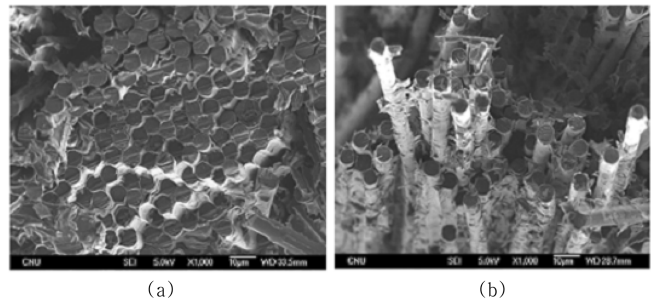
이 그림에서 (a)는 X-축 방향의 파괴단면인데, 중앙에 x-축 섬유다발이 파괴된 모양을 보여주고 있다. 나머지 방향인 Z-축, Y-축 그리고 W축에서는 섬유다발이 파괴된 것이 아니라 섬유다발과 기지의 계면이 파괴된 것으로 나타났다. 그러나 그림(b)에서는 파괴양상이 조금 다르다. 이 그림은 X-축의 동일 평면상에서 이 축에 수직방향 즉, W축과 Y축이 이루는 각의 한가운데 방향으로 굽힘시험을 한 시편의 파괴단면이다. 여기서 중축으로 Z-축이 보이고 좌측을 향한 W축 그리고 오른 쪽을 향한 Y축이 보인다. 그리고 섬유다발이 파괴된 것은 W-축과 Y-축에서 발견할 수 있으며, W-축의 섬유다발 하나는 일부는 파괴되고 나머지는 갈라진 형태를 보이고 있다.

X-축방향의 굽힘 특성과 비교해 볼 때, 강도와 강성 모두 작은 값을 보이고 있지만 C20/40의 경우 시편을 제외하면 X-축 방향의 70%이상 값을 보이고 있다.

C20/40의 경우 X-축에 비해 X-축의 수직방향의 물성이 낮게 나타난 것은 preform의 섬유다발과 다발간의 거리가 너무



**Fig. 9.** SEM photographs of fractured 4D composites; (a) X-axis direction and (b) perpendicular direction to X-axis.



**Fig. 10.** SEM photographs of fractured 4D composites; (a) showing bluntly fractured fiber and (b) showing fiber pull-out.

멀어서 W축과 Y축이 이 방향에 기여하는 정도가 미흡한 것으로 본다.

Fig. 10은 섬유다발의 파괴단면을 보다 큰 배율로 관찰한 그림이다. 그림(a)의 경우는 섬유하나하나가 기지와 잘 결합된 것을 볼 수 있다. 따라서 취성파괴가 일어나 멍뭍한 모습이다. 그림(b)는 일부 단섬유들이 뽑혀 나온 것을 볼 수 있다. 이러한 현상은 먼저 기지의 균열이 발생한 다음, 섬유와 기지의 debonding이 일어난다. 그리고 생성된 균열들이 연결되며, 섬유유리가 파괴되고, 최종적으로 섬유유리가 뽑혀져 나오는 결과를 나타낸다. 이러한 섬유의 pull-out 현상은 섬유유리와 기지간의 결합력이 낮을 때 주로 일어나는 현상이다. 그러나 그림 (b)에서 보면 뽑혀 나온 섬유의 표면에는 원래 섬유의 표면과 같이 매끄럽지 못하고 탄소기지가 상당히 묻어있다. 일반적으로 PAN계 탄소섬유는 표면에 산화물 형태의 관능기가 존재하기 때문에 탄소기지와 젖음성이 좋다.

계면이론(interphase theory)에 의하면 계면보다는 기지부분에 결합 즉 기공이나 균열이 더 많이 존재하기 때문에 계면에서 파괴가 일어나지 않고 계면에서 기지쪽으로 조금 이동해서 파괴가 일어난다는 것이다. 대부분의 Pull-out된 섬유표면에 탄소기지가 덮혀 있는 상태로 발견되어 계면이론을 뒷받침 해주고 있다.

#### 4. 결 론

고밀도화 과정에서 preform의 공간크기에 따라 탄소기지의

형성상태가 다르게 나타났다. 섬유다발(bundle)내부와 같이 단 섬유들이 조밀하게 배열되어 공간이 작은 곳에는 쉽게 기지가 채워지고 비교적 작은 미세기공이 존재한다. 그리고 단섬유 주위의 기지미세조직은 기지의 basal plane이 섬유주위에 방사형(radial)으로 배열되었다.

반면에, 섬유다발이 교차하여 생기는 공간 즉, 기지 pocket은 고밀도화를 수회 반복하여도 비교적 큰 기공과 균열들이 존재하였다. 이러한 기공이나 균열은 preform의 단위 cell이 작을수록 그들의 크기가 작게 나타났다.

Preform의 단위cell이 작을수록 굽힘강도는 우수하게 나타났는데 이것은 열처리 과정에서 수축현상이 상대적으로 균일하고 적게 일어나기 때문으로 본다. 또한 파괴거동에서 비교적 큰 변형이 일어나 강인한 특성을 보이고 있는 것은 preform내에 배열된 섬유다발의 직선화(straightness)정도가 낮기 때문으로 판단된다. 그리고 복합재의 Z축과 수직인 평면(X축, Y축, W축)내에는 준 등방성을 보였다.

## 감사의 글

본 연구는 2006년도 항공우주연구원의 지원(M102DF00000-06F0600-0011D)에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

## 참고문헌

- [1] Donald, L.; Schmidt, D.; Kenneth, E.; Davidson, L.; Theibert, Scott. 42nd International SAMPE Symposium, Anaheim, California, U.S.A., 1997, 1482.
- [2] Savage, G. "Carbon-Carbon Composites", Chapman and Hall, London, 1993, 157.
- [3] Schwartz, M. "Composite Materials Handbook", Vol. 2, ed. McGraw-Hill, New York, 1992. 153.
- [4] Rand, B. "Essentials of Carbon-Carbon Com." Vol. 1, ed. C. R. Thomas, Royal. Chem. Soc. Rev. Cambridge, 1993, 67.
- [5] Rodriguez, M.; Thrower, P.; Radovic, L. *Carbon* **1995**, 33, 545.
- [6] Sheehan, J. *Carbon* **1989**, 27, 709.
- [7] Domnanovich, A.; Peterlik, H.; Wanner, A.; Kromp, K. *Compos. Sci. Technol.* **1995**, 53, 72.
- [8] Manocha, L.; Yasuda, E.; Tanabe, Y. *Carbon* **1988**, 26, 333.
- [9] Trouvat B.; Bourrat X.; Baslain, R. Extended abstracts, 23rd biennial conference on carbon, Vol. 1, Strasbourg, France, American Carbon Soc. Rev., 1997, 536.
- [10] Weissshaus, H.; Kenig, S.; Siegmann, A. *Carbon* **1991**, 29, 1203.
- [11] Weissshaus, H.; Kenig, S.; Kastner, E.; Siegmann, A. *Carbon* **1990**, 28, 125.
- [12] Evans, A.; Domergue, J.; Vagaggini, E. *Ceram. Soc.* **1994**, 77, 1425.
- [13] McNulty, J.; Zok, F. *Ceram. Soc.* **1997**, 80, 1535.
- [14] Aveston, J.; Kelly, A. *Mater. Sci. Technol.* **1973**, 8, 352.
- [15] Chang, T.; Nakagawa, T.; Okura, A. *Chem. Ind. Technol. Sci.* Tokyo, 1991, 35, 15.
- [16] Ho, H.; Tsai, M.; Morton, J. *Compos. Sci. Technol.* **1993**, 46, 115.
- [17] Rellik, G. *Carbon* **1990**, 28, 589.
- [18] Takabatake, M. Proceeding, ICCM-9, vol. 2, Madrid, Spain, 1993, 532.
- [19] Halpin, J.; Tsai, S. *Compos. Sci. Technol.* **1967**, 67, 23.
- [20] He, M.; Evans, A.; Curtin, W. *Acta Mater.* **1993**, 41, 871.
- [21] Evans, A.; Zok, F. *Mater. Sci. Technol.* **1994**, 47, 59.
- [22] Lee, Y. J.; Joo, H. J. *Compos. Sci. Technol.* **2004**, 35, 1285.
- [23] Joo, H. J.; Ryu, S. H.; Ha, H. S. *Carbon* **2001**, 158.
- [24] Chang, W.; Ma, C.; Tai, N.; Chen, C. *Mater. Sci. Technol.* **1994**, 29, 5859.
- [25] Dommanovich, A.; Peterlik, H.; Wanner, A.; Kromp, K. *Compos. Sci. Technol.* **1995**, 53, 7.
- [26] Manocha, L.; Yasuda, E.; Tanabe, Y. *Carbon* **1988**, 6, 333.
- [27] Weissshaus, H.; Kenig, S.; Siegmann, A. *Carbon* **1991**, 29, 1203.
- [28] Weissshaus, H.; Kenign, S.; Kastner, E.; Siegmann, A. *Carbon* **1990**, 28, 125.