

나노탄소섬유와 나노카바이드섬유를 이용한 복합재의 제조와 활용에 관한 연구

임연수 · 김기덕 · 이재춘 · 김명수 · 김성수*

명지대학교 세라믹 · 화학공학부

*충북대학교 재료공학과

(2000년 3월 2일 접수)

Preparation and Application of Fiber Composites made of Carbon Nanofibers and Carbide Nanofibers

Yun Soo Lim, Gi Duk Kim, Jae Choon Lee, Myung Soo Kim and Sung Soo Kim

Division of Ceramic and Chemical Engineering, Myongji University, Kyonggi-do 449-728

Dept. of Materials Science & Engineering, Chungbuk National Univ., Chungbuk 361-763

(Received March 2, 2000)

초 록

탄소섬유강화 복합재가 hand lay-up 방식으로 제조되었다. 복합재 제조시 나노탄소섬유와 나노SiC 섬유가 필러로서 사용되었다. 실험에 사용된 신탄소재료의 하나인 나노탄소섬유는 직경이 5~500 nm이고 길이가 5-100 μm 였다. 나노SiC 섬유는 나노탄소섬유에 용융된 일산화규소 증기에 의하여 제조되었다. 제조된 복합재는 1000°C의 질소 분위기에서 탄화되었고, 진공상태에서 용융핏치를 함침시켜 치밀화를 수행하였다. 용융핏치의 함침과 재탄화 공정을 여러번 수행하여 요구된 밀도의 복합재를 제조하였다. 이렇게 제조된 복합재에 대하여, 밀도 및 미세구조의 변화를 관찰하였고, 층간전단강도 (interlaminar shear strength) 시험을 통해 평가를 수행하였다. 새로운 응용을 위하여, 복합재의 microwave reflection 성질을 관찰하였다. 12~18 GHz 영역에 걸쳐 유전율과 투자율 스펙트럼을 측정하였으며, 이를 물체내에서의 전파전달이론에 기초하여 주파수를 함수로하여 복합재층내에서의 reflection loss (반사감쇄량)을 측정하였다.

ABSTRACT

Fabrication of carbon fiber reinforced composites was carried out by hand lay-up method. Carbon nanofibers and SiC nanofibers were used as filler in the composites fabrication. Carbon nanofibers, one of the new carbon materials, have 5~500 nm in diameter and 5-100 nm in length. SiC nanofibers were modified by silicon monoxide vapor with carbon nanofibers. The composites were carbonized at 1000°C in a nitrogen atmosphere, and then densified by molten pitches impregnated in vacuum. Multiple cycles of liquid pitch impregnation and carbonization were carried out to obtain a desired density. The composites were characterized by density, microstructure. The inter-laminar shear strength (ILSS) test was performed for mechanical properties. For the new application, the microwave reflective property of composites was investigated. Dielectric constant and permeability spectrum were measured in 12~18 GHz frequency ranges. On the basis of the wave propagation theory in a lossy media, the reflection loss from the composite inter-layer was predict as a function of frequency.

Key words : Carbon nanofibers, Silicon carbide nanofibers, Carbon fibers, Fiber reinforced composites, Electromagnetic waves

1. 서 론

항공기와 TGV와 같은 고속전철 또는 중트럭의 브레이크 재료로 사용되고 있는 2차원 구조의 탄소 복합재의 제조에는 고밀도화와 내산화 특성의 향상이라는 큰 문제점을 가지고 있다. 고밀도화는 복합재의 기계적 물성과도 직접적인 연관이 있어 복합재의 매트릭스 재료인 페놀수지나 핏치에 밀도와 기계적 특성의 향상을 위하여 필러(filler)를 사용한다. 지금까지 많이 사용한 필러재료로는 탄소섬유를 사용하였는데, 탄소섬유의 경우 아무리 짧게 잘라도 매트릭스 재료와의 밀도차이로 인해 분산효과가 매우 나쁘다.

또한 탄소섬유 자체가 고가이고, 또한 필러재료는 고탄성의 섬유가 필요한데, 고탄성의 섬유는 2700°C 이상의 고온처리를 하여 흑연구조를 발달시켜야 한다.^{4,8)} 이런 문제점을 해결하기 위해 탄소섬유에 비해 흑연구조로의 발달도가 높고, 그 길이가 세라믹 위스커와 비슷한 나노탄소섬유의 사용을 고려할 수 있다. 나노탄소섬유는 금속촉매(Ni, Co 및 Fe과 같은 전이금속)를 사용하여 탄화수소 가스의 화학증착법에 의해 금속입자들의 촉매작용으로 다양한 크기와 morphology를 갖는 새로운 탄소재료이다.⁹⁾ 나노탄소섬유의 성장 과정은 탄화수소가 금속입자의 표면에서 화학흡착 및 분해되어 조성된 탄소원자들이 금속

입자들의 표면에서 금속 carbide를 형성한다. 금속의 표면이 carbide로 포화되면, 금속입자들을 관통하여 확산되고, 그 입자들의 뒷면에 특정한 crystal face에서 다시 금속과 탄소로 분해되면서 탄소가 응결되어(precipitate) 흑연화도가 높은 미세탄소섬유로 성장시킨 것이다.^{9,10)} 또 다른 문제점인 산화는, 탄소복합재가 브레이크 재료로 사용할 때 가장 큰 문제점은 마찰에 의한 온도상승에 따른 산화이다. 이를 방지하기 위하여 여러 가지의 방법으로 내산화성을 향상시키고 있으나 그 효과면에서 부족하다. 이를 향상시키기 위해서는 탄화규소섬유가 많은 효과를 보일것으로 판단된다. 탄화규소는 내산화성이 우수하고 또한 상대적으로 강도가 높아 마찰에 대한 저항성이 우수하여 현재에도 내마모제로 사용되고 있기 때문이다.¹¹⁻¹³⁾ 본 연구에서는 나노탄소섬유를 SiC 섬유로 전이시켜 제조한 나노탄화규소섬유를 사용하여 복합재를 제조하였다. 나노탄화규소섬유는 나노탄소섬유와 SiO 증기를 반응시켜 제조한 것이다.¹⁴⁾ 이런 나노탄소섬유와 나노탄화규소섬유를 필러로 하여 탄소복합재를 제조하여 기존의 용도가 아닌 새로운 응용을 위하여 기계적 특성인 층간전단강도와 전자파차폐능력에 관한 연구를 하였다.

특히, 본 연구에서 전자파차폐능력을 측정한 이유는 지금까지 사용된 전자파 차폐용 복합재료는 고분자 매트릭스에 각종 금속 단섬유나 분말을 첨가하여 제조하였기 때문에 기계적 물성이 떨어지는 문제점이 있기 때문이다. 따라서 기계적 충격이나 진동이 심한 자동차나 항공기 부품 등으로는 사용에 제한을 받아왔기 때문이다. Schelkunoff²⁰⁾의 전자파 차폐이론에 의하면 차폐효과는 흡수손실, 반사손실, 다중반사 보정항으로 구성되어 각 차폐기구는 매질의 물질상수(전기전도도, 투자율, 유전율) 및 시료두께의 함수로 표시된다. 이들 물질상수는 비교적 측정이 간단하고 시편의 종류에 크게 제약받지 않기 때문에 정확한 물질상수 값을 알고 있으면 차폐효과 예측이 가능하다. 따라서 본 연구에서는 전자파 차폐이론에 근거하여 재료의 물질상수로부터 전자파 차폐효과를 예측하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 재료 및 프리프레그 제조

복합재 제조시 강화재인 탄소섬유는 12K의 8매 주자직(8-harness satin) 구조를 갖고 면밀도가 430 g/cm²의 직물 fabric을 사용했다. 매트릭스재로 사용된 열경화성 수지는 페놀수지로 강남화성의 SC-1008TM을 사용하였다. 그리고 매트릭스 filler로는 나노 탄소섬유와 나노 탄화규소섬유를 제조하여 사용하였다.

프리프레그는 탄소섬유 직조물 무게의 50 wt.% 페놀과 동일한 무게의 메탄올을 혼합한 페놀 희석물을 탄소섬유 직조물에 도포한 후 상온에서 48시간 건조하여 B-stage 상태

로 만들어 복합재 제조에 사용하였다. 여기서 B-stage란 수지 희석물에서 메탄올이 증발한 후 순수 페놀수지가 상온에서 건조된 상태로 경화가 되지 못한 상태를 의미한다. 필러(나노탄소섬유 및 나노탄화규소섬유)가 첨가된 복합재 제조에는 fabric무게의 50 wt% 페놀수지, 메탄올 45 wt%, 필러 5wt% 섞어 분산 희석시킨 후 이를 fabric에 도포한 후 상온에서 48시간 건조하여 제조하였다.

2.2. 복합재 제조

복합재를 제조하기 위한 green body는 60×60 mm의 크기로 잘라진 프리프레그 25장을 금속몰드안에 일정한 섬유직조방향으로 적층한 후 가열 경화하였고, 경화사이클은 Fig. 1과 같다.

경화시 승온속도는 2°C/min.을 유지하였고, Fig. 1과 같이 상온에서 75°C까지는 상압을 유지하였고 75°C에서 55.56 kg·f/cm²(790.24 psi)로 가압하여 150°C까지 승온하여 60분간 유지한 후 제거하고 서냉을 하였다. 이렇게 제조된 green body를 탄화하여 복합재를 제조하였는데, 탄화는 green body의 부피팽창과 산화를 방지하기 위하여 금속 치구와 코크스 분말을 사용하였다. 치구속에 green body를 넣어 결합한 후 이를 코크스 분말속에 넣고 튜브로에 넣어 질소분위기 하에서 1000°C로 탄화하였다. 탄화는 매트릭스재인 페놀수지의 열분해온도와 핏치의 열분해온도를 고려하여 300°C부터 600°C 구역을 약 1400분(23시간 30분)에 걸쳐 평균 0.2°C/min.으로 승온하면서 열처리를 하였다. 이는 복합재의 열팽창을 억제하기 위하여 승온속도를 최소화하기 위함이었다. 이렇게 탄화된 복합재를 고밀도화하기 위해 용융핏치를 함침하였다. Fig. 2에 핏치 함침공정의 과정을 나타내었다. 함침 후 탄화체를 탄화(Fig. 2에 의거)하여 핏치를 열분해하고, 복합재에 열린 개기공을 형성하게 한 후 재함침 및 탄화를 3차례 반복하였다.

Fig. 2에서 나타낸것과 같이 최초 5시간은 상온에서 진공

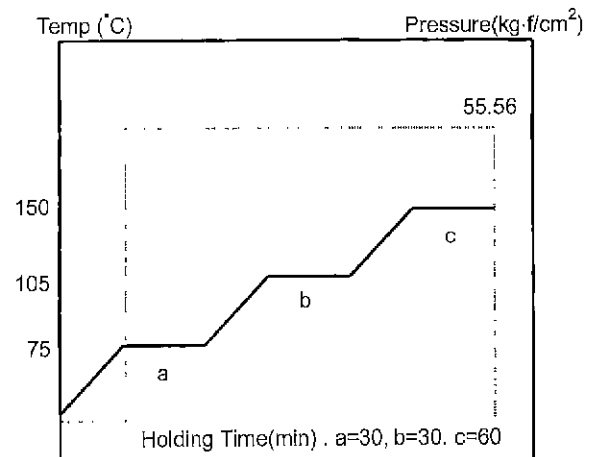


Fig. 1. Curing condition for green body fabrication.

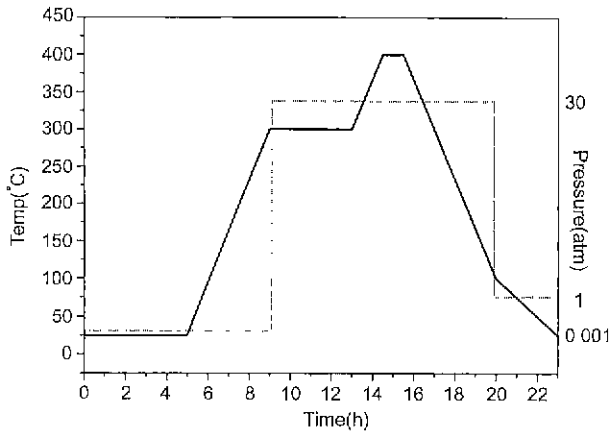


Fig. 2. Impregnation curve for densification of composite by molten pitch.

을 유지하여 함침조 내부에 들어있는 시편과 분말핏치 사이에 존재하는 공기를 제거하였다. 진공상태에서 300°C까지 가열하여 용융핏치에서 발생한 저비점 가스를 제거하고, 복합재 내부로 용융핏치가 함침되도록 유도한다. 300°C에 도달하여 1시간 유지 후 질소가스를 사용하여 vassel의 내부 압력을 30기압으로 높여 함침된 용융핏치를 고정한다. 가압된 상태에서 400°C까지 승온한 후 서냉하여 100°C까지 냉각하여 함침을 완료한다.

2.3. 복합재의 특성 평가

2.3.1. 복합재의 겉보기 밀도 측정 및 미세구조 관찰

매 단계마다 제조된 복합재의 겉보기 밀도를 측정하고 미세구조를 관찰하였다. 겉보기 밀도는 ASTM C-373에 의거하여 수행하였고, 미세구조는 에폭시 수지에 mounting하여 polishing한 후 Olympus사의 PME3 편광현미경으로 관찰하였다.

2.3.2. 층간전단강도(Inter-Lamnar Shear Strength)측정

ASTM D2344-84에 근거하여 층간전단강도를 측정하였다. 측정에 사용된 시편은 span/thickness ratio가 4이고, length/thickness ratio가 6이다. 시험기는 Instron사의 4505 모델을 사용하여 1.3 mm/min의 cross head speed 하에서 층간전단강도 측정을 하였다.

2.4. 전자파 특성 관찰

제조된 복합재료의 복소유전율과 복소투자율을 HP 8720B Network Analyzer를 사용하여 투과/반사법으로 측정하였다. APC-7 beadless air line에 내경 3 mm, 외경 7 mm인 시편을 삽입하고 반사산란계수(S11) 및 투과산란계수(S21)를 측정하고 이들 값으로부터 복소유전율 및 복소투자율을 계산하였다. 측정주파수 대역은 12-18 GHz이었다. 이를 근거로하여 유전율과 투자율을 주파수 영역에서 계산하여, 이를 근거로하여 반사감쇄량(reflection loss)을 계산하였다.

3. 결과 및 토의

3.1. 복합재의 겉보기 밀도 측정 및 미세구조 관찰

제조된 복합재를 필러의 종류에 따라 OC, NC, SC로 크게 구분하였다. OC는 필러를 사용하지 않고 제조된 복합재이고, NC는 나노탄소섬유를 필러로 사용한 복합재이며, SC는 나노탄화규소를 필러로 사용한 복합재이다. Table 1에 표시한 것 같이 열처리 조건에 의한 구분은 제조된 복합재의 green body 상태는 GB로, 이것을 1000°C에서 탄화한 시편은 1C로 표시하였고, 1C를 용융핏치로 30기압에서 함침한 시편을 1I로 표시하였다. 1I를 다시 재탄화(1000°C에서) 한 시편을 2C로 표시하였고, 2I 및 3C도 같은 공정이 한번씩 더 추가된 시편을 의미한다. Table 1에 복합재 제조공정의 각 단계별 밀도의 변화를 나타낸 것이다. 세가지 종류의 복합재에서 GB 상태에서의 밀도보다 1차 탄화(1C)후의 밀도가 현저히 줄어들었으며 1차 함침(1I)후 다시 약간증가하며 재탄화후(2C)에 다시 감소하지만 1C보다는 향상되는 것을 알 수 있고, 2I에서는 2C보다 밀도가 향상되었다가 3C에서 다시 감소하는 경향을 나타내었다. 탄화에 의한 밀도 감소는 복합재 매트릭스로 존재하는 수지 또는 핏치의 열분해에 의해 일어난 것이고, 함침시 밀도가 다시 높아지는 것은 용융핏치를 복합재 내부의 미세 기공에 함침되어 밀도가 높아지는 것이다. 필러의 종류에 따른 밀도는 GB상태에서 필러가 사용된 SC의 경우 필러가 사용되지 않은 OC보다 밀도가 높아졌고, NC의 경우는 OC에 비해 밀도가 낮아지는 경향을 보였다. 이는 필러를 사용한 SC(밀도: 3.0 g/cm³)와 NC(1.5 g/cm³)의 경우 OC보다 복합재의 두께가 증가되는 경향을 보였는데, 이는 필러의 영향으로 사료되고, 밀도가 높은 SiC 섬유는 자체의 밀도가 높아 복합재의 밀도 증가로 나타나고, 나노탄소섬유의 경우 자체의 저밀도로 인해 복합재의 밀도 감소가 나타난 것으로 사료된다.

Fig. 3은 각 시편의 단면을 편광현미경(×100)으로 찍은 사진이다. 사진에서 보다 밝은 부분이 매트릭스이며 어두운 부분이 보강재인 탄소섬유 fabric이다.

Fig. 3(a,c) 및 e는 green body 상태의 단면이고, Fig. 3(b,d) 및 f는 1차 탄화후의 탄화체 단면이다. 탄화체의 단면

Table 1. Density Changes of Composites

	Density (g/cm ³)		
	OC	NC	SC
Green body (GB)	1.57	1.56	1.60
1st Carbonization (1C)	1.43	1.44	1.43
1st Impregnation (1I)	1.59	1.56	1.59
2nd Carbonization (2C)	1.56	1.54	1.57
2nd Impregnation (2I)	1.60	1.58	1.70
3rd Carbonization (3C)	1.59	1.57	1.67

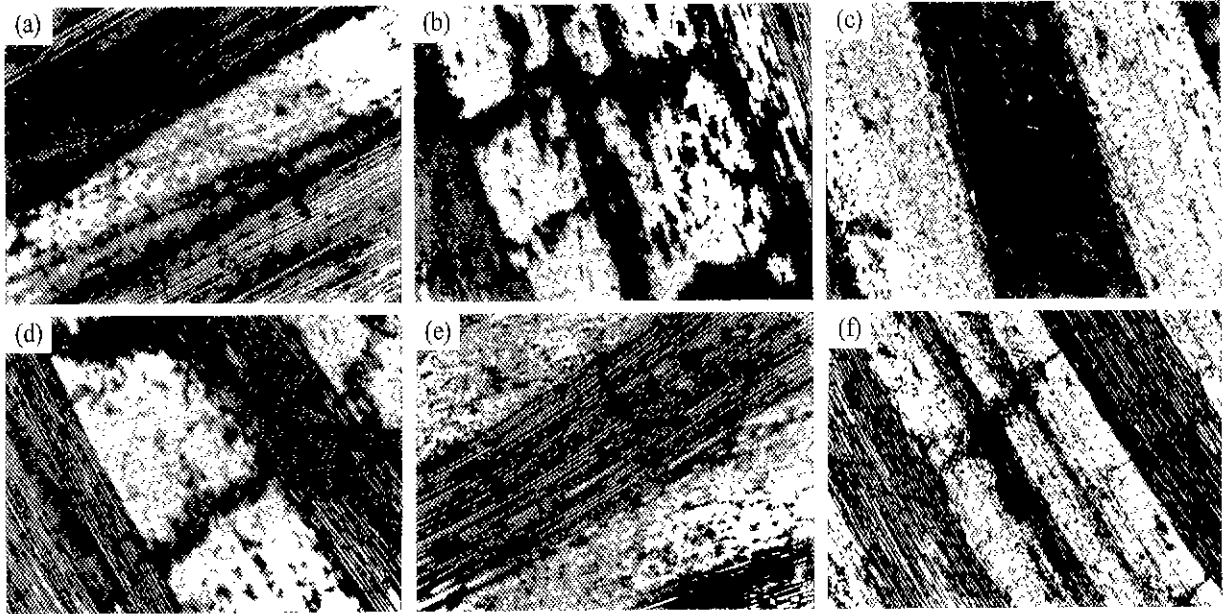


Fig. 3. Microstructures of composites(X100); (a) GB of OC (b) IC of OC (c) GB of NC (d) IC of NC (e) GB of SC (f) IC of SC.

은 green body의 미세구조와 달리 많은 crack이 존재함을 알 수 있다. Crack은 섬유층과 층사이의 매트릭스 부분에서 수직방향으로 발생된 것을 발견할 수 있었고, crack이 보강재인 섬유앞에서 멈춘 전형적인 섬유강화 복합재의 특성을 나타내었다. 필러가 첨가되지 않은 OC시편의 탄화체인 Fig. 3(b)에 비하여 필러가 첨가된 3(d)와 (f)의 경우 crack이 비교적 적게 생성된 것을 알 수 있는데 이는 첨가된 필러의 분산으로 인해 crack의 진행이 억제된 것으로 판단된다.

3.2. 층간전단강도(Inter-Laminar Shear Strength)측정

Table 2는 시편들의 층간전단강도 시험을 각각 10회씩 실시한 후의 평균값이다. 층간전단강도는 필러를 첨가함으로써 각 상태에서 OC에 비해 NC 및 SC의 값이 증가하였는데, 이는 본 연구에서 사용된 필러가 보강재인 섬유와 매트릭스 사이의 계면결합력을 증가시킨 결과이다.

복합재의 탄화 후의 층간전단강도가 탄화전에 비해 낮아졌는데 이는 유리질의 폐놀수지가 열처리에 의해 가스를 발생하면서 탄소로 전이에 따른 것으로 계면결합력 감소의 가장 큰 원인이다. Green body 상태에서의 층간전단강도는 나노탄화구소섬유를 사용한 SC가 OC와 NC에 비해 높게 나왔으나, 탄화(2C 및 3C) 후에는 나노탄소섬유를 필러로

사용한 NC가 높게 나타났다. NC의 경우, 열처리에 의해 매트릭스 자체가 탄소화 되었으나, 강화제인 탄소섬유와 필러인 나노탄소섬유의 특성이 유사하여져서 OC나 SC에 비해 상대적인 결합력이 증가되었을 것으로 판단된다. SC의 경우 열처리 후 매트릭스재인 탄소와 나노탄소섬유와의 열팽창계수 차이에 의해 결합력이 감소되었으나 매트릭스에 분산된 나노탄화구소섬유가 crack의 진행을 억제하고 굴절시키므로 OC보다는 큰 층간전단강도 값을 나타낸 것으로 판단된다. 이는 Fig. 4의 ILSS 측정을 위한 응력-변형곡선을 통해 알 수 있다. 응력-변형곡선은 전형적인 2-D 섬유강화 복합재의 특성곡선을 나타낸다. Fig. 4(a)의 green body 상태의 OC, NC 및 SC의 결과는 탄화 시편인 Fig. 4(b)의 OC, NC 및 SC보다 인성이 더 큰 것을 알 수 있는데 이는 탄화 열처리에 의해 폐놀수지가 유리질 탄소로 전이하고, 함침재로 사용된 핏치의 탄소화로 인해 탄화된 복합재 시편들이 낮은 인성을 가지게 된 것이다. Table 1의 밀도의 변화와 Table 2의 ILSS 값의 변화를 관찰해 보면 모든 복합재에 대해 GB상태보다 3C상태에서 밀도가 향상되었으나, ILSS 값의 변화는 GB상태보다 3C 상태에서 그 값이 낮게 측정되었다. 이것은 복합재 제조과정에서 함침재로 사용한 핏치의 특성으로 인하여 일어난 현상이다. 핏치를 탄화시키면 폐놀수지에 비해 탄소화 수율은 높으나 그 강도는 낮은 soft carbon을 형성하기 때문이다.^{2,7)} 그러나 모든 복합재의 2C의 ILSS 값에 비해 3C의 ILSS 값의 증가를 통해 알 수 있듯이 밀도의 증가는 ILSS 값의 증가를 가져올 수 있음을 Table 2를 통해 확인할 수 있었다.

Table 2. Changes of Inter-Laminar Shear Strength in Various Composites

	OC(MPa)	NC(MPa)	SC(MPa)
GB	12.15	12.74	13.74
2C	5.69	7.08	6.13
3C	9.58	10.61	10.15

3.3. 전자파 특성 관찰

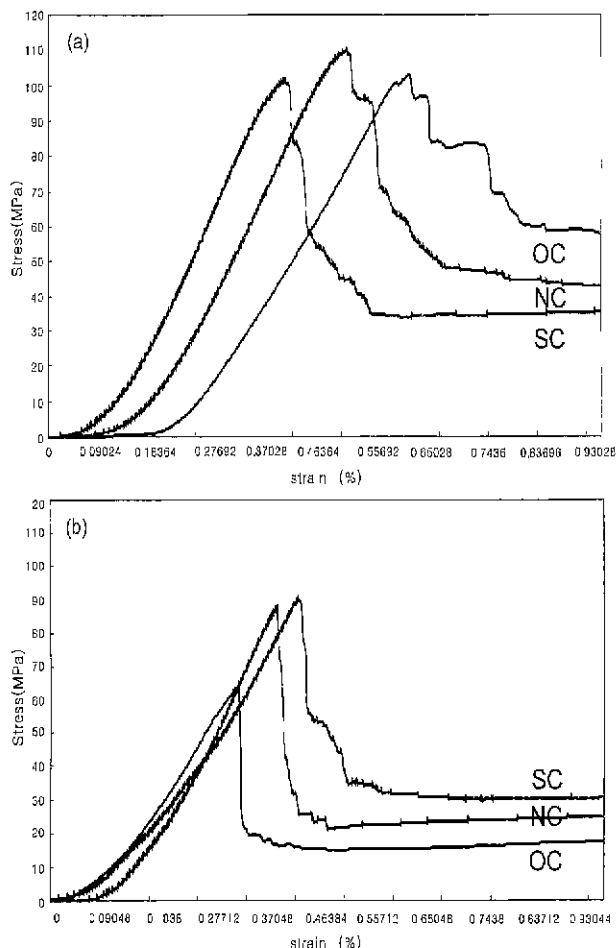


Fig. 4. Stress-strain curves obtained from ILSS test; (A) GB (B) 3C samples.

Fig. 5는 탄소복합재들의 복소유전율($\epsilon_r' - j\epsilon_r''$) 스펙트라이다. 높은 유전상수와 상당한 감쇠가 각 복합재에서 관찰된다. 복소유전율의 실수부분(ϵ_r')은 주파수가 높아짐으로써 증가하는 경향을 나타냈다. 복합재가 GB 상태에서는 ϵ_r' 값이 SC에 비해 OC와 NC의 값이 높았다. 그 이유는 탄화규소보다 탄소섬유의 높은 전기전도도에 기인한다. 그리고 탄화된 상태(IC)는 GB 상태에 비해 SC는 약 50% 정도 감소했고, NC는 약간 감소했으나 OC는 큰 변화가 없었다.

복소유전율의 허수부분(ϵ_r'')은 conduction loss를 나타내는데, GB 상태의 SC 시편을 제외하고는 주파수가 높아질수록 일정한 값을 갖는 경향을 보인다. 또한 GB 상태의 복합재가 IC 상태의 복합재보다 ϵ_r'' 이 큰 값이 나타났다. 이는 탄화체(IC)는 1000°C의 열처리로 인해 매트릭스의 페놀수지가 탄소화하여 conduction loss가 감소한 것으로 판단된다. 또한 ϵ_r'' 은 복합재 상태에 관계없이 탄소함량이 큰 NC에서 OC나 SC보다 큰 값을 나타내었다.

복소투자율은 실수부분(μ_r')은 모든 시편에서 동일하게 1 근처의 값을 갖는다. 허수부분(μ_r'') 역시 모든 시편에서 동

일하게 0 근처에서 일정한 값을 가졌다. 이런 성질은 본 연구에서 사용된 탄소복합재가 비자성체(nonmagnetic)이기 때문이다. 또한 탄소복합재는 높은 유전상수와 유전손실을 나타냈는데 이것은 횡방향으로의 전류흐름 사이의 space-charge polarization과 탄소섬유의 종방향으로의 전류의 흐름에 의한 conduction loss 때문이다.

복합재료가 높은 유전상수와 낮은 투자율을 갖기 때문에, 임피던스 값의 불일치(mismatching) 때문에 복합재의 표면에서 microwave reflection이 일어난다. 여기서 고유임피던스는 다음의 식 ①에 의해서 구할 수 있다.

$$Z_c = Z_o \cdot \left(\frac{\mu_r}{\epsilon_r} \right)^{1/2} \tag{1}$$

여기서 Z_c : characteristic impedance
 Z_o : free-space impedance (376.7Ω)
 ϵ_r : 유전율
 μ_r : 투자율이다.

이를 기초로 하여 reflection loss를 다음 식②에 의거하여 계산하였다.

$$\text{Reflection Loss} = 20 \cdot \log \left| \frac{Z_c - Z_o}{Z_c + Z_o} \right| \tag{2}$$

식 ②에 의거하여 계산한 결과 모든 본 연구에서 제조된 모든 복합재의 reflection loss는 거의 0dB(100%)에 가까운 값을 보였다. 이는 OC, NC, SC 모든 시편의 경우 큰 전기전도도에 의한 높은 유전상수 및 도전손실에 기인한다. 이러한 결과로부터 이들 복합재료는 전자파 차폐가 필요하면 서도 기계적 특성을 필요로하는 자동차나 항공기 부품 등으로의 응용가능성이 매우 높음을 제안할 수 있다.

4. 결 론

탄소섬유 fabric과 phenol 수지를 매트릭스로 한 복합재 제조시 필러로 나노탄소섬유와 나노탄화규소섬유를 사용하였다. 이들 필러의 영향을 관찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

필러들은 복합재의 밀도와 층간전단강도에 영향을 주었으며, 필러를 사용하지 않은 복합재에 비하여 나노탄소섬유를 사용한 경우 밀도의 감소를, 나노탄화규소섬유를 사용한 경우 밀도의 증가를 가져왔다. 층간전단강도는 필러의 첨가에 의해 향상되었는데, 첨가된 필러가 복합재에 존재하는 crack의 진행을 억제하는 것으로 판단되었다. 층간전단강도의 증가는 green body 상태에서는 나노탄화규소섬유가 효과적이었고, 탄화 후에는 나노탄소섬유가 보다 효과적이었다. 또한, 층간전단강도는 green body에 비해 탄화체의 값이 낮게 나타나 계면결합력이 탄화에 의해 감소함을 알 수 있었다.

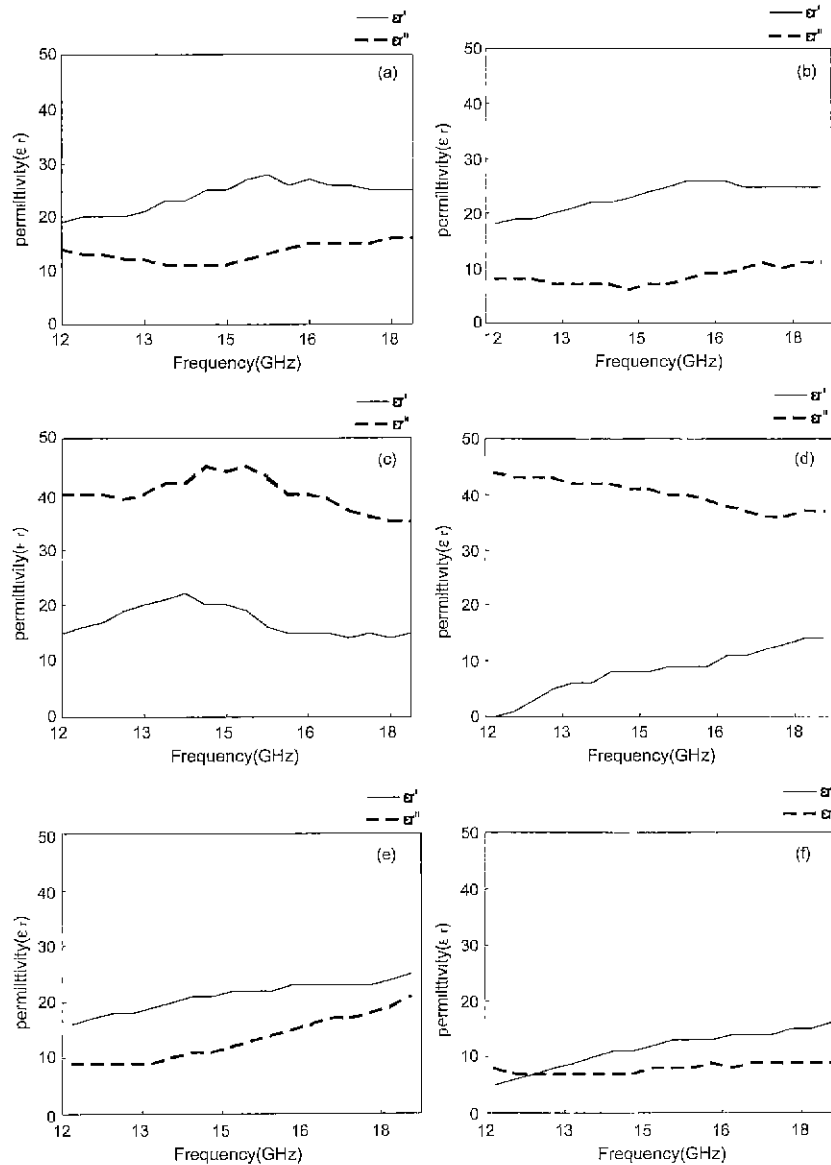


Fig. 5. Complex dielectric constant of carbon fiber composites: (a) GB of OC, (b) IC of OC, (c) GB of NC, (d) IC of NC, (e) GB of SC and (f) IC of SC.

유전상수 및 유전손실계수로부터 계산된 반사손실은 green body 상태와 탄화체에서 0dB에 가까운 값이 계산되었다. 이로부터 나노탄소섬유와 나노탄화규소섬유가 필러로 사용된 탄소복합재료 전자파 차폐특성이 우수함을 알 수 있었다.

감사의 글

이 논문은 1998년 한국학술진흥재단의 학술연구비(과학기술기초중점연구 지원)에 의하여 지원되었기에 감사드립니다.

REFERENCES

1. D. Belitskus, "Fiber and Whisker Reinforced Ceramics for Structural Applications," *Marcel Dekker, Inc.*, pp. 102-106 (1993).
2. G. Savage, "Carbon/Carbon Composites," *Chapman & Hall*, pp. 324-326 (1993).
3. S. Awasthi, "C/C Composite Material for Aircraft Brakes," *Advanced Ceramic Materials.*, 3(5), pp. 449-451 (1988).
4. B. Pugh, "Friction and Wear," *Butterworth Co.*, pp. 68-80 (1989).
5. N. P. Suh and H. C. Sin, "The Genesis of Friction," *Wear*, 69, pp. 91-114 (1981).
6. E. Fitzer, "Tribological Behavior of C/C Composites," *4th International Carbon Conference.*, pp. 867-868 (1986).
7. J. D. Chen and C. P. Ju, "Friction and Wear of PAN/Pitch-, PAN/CVI- and Pitch/Resin/CVI-Based C/C Composites," *Wear.* 174, pp. 129-135 (1994).
8. B. K. Yen and T. Ishihara, "The Surface Morphology and

- Structure of C/C Composites," *Wear.*, **80**, pp. 7-14 (1982).
9. M. S. Kim, N. M. Rodriguez and R. K. T. Baker. "The Interaction of Hydrocarbons with Copper-Nickel and Nickel in the Formation of Carbon Filaments," *J. of Catalysis.*, **131**, pp. 60-65 (1991).
 10. M. S. Kim and R. K. T. Baker. "Mitigation of Coke Formation on Alloy Surface," The Pennsylvania State University Report (1993).
 11. H. W. Chang and R. M. Rusnak, "Oxidation Mechanisms of C/C Composites," *17th Pro. of Bienn. Carbon Conf.*, pp. 449-450 (1985).
 12. H. W. Chang. "Correlation of Wear with Oxidation of C/C Composites," *Wear.*, **80**, pp. 20-26 (1982).
 13. N. Murdie, J. Don, C. Kochen, R. Liew and C. P. Ju. "Tribological Studies of C/C Composites," *19th Bienn. Conf. on Carbon.*, pp. 496-497 (1989).
 14. 신현익, 송현중, 김명수, 임연수, 이재춘. "탄화규소 나노섬유의 제조 및 물성," *한국세라믹학회지.* **37**(4), pp. 376-380 (2000).