

탄소나노섬유/폴리(메틸 메타크릴레이트) 복합재료의 열적 및 마찰·마모 거동 연구

박수진*[†] · 임세혁* · 이재락* · 이종문**

인하대학교 화학과, *한국화학연구원 화학소재연구부, **전북대학교 유기신물질공학과
(2006년 3월 27일 접수, 2006년 9월 19일 채택)

Thermal, Frictional and Wear Behavior of Carbon Nanofiber/Poly(methyl methacrylate) Composites

Soo-Jin Park*[†] Se-Hyuk Im*, Jae-Rock Lee*, and John M. Rhee**

Department of Chemistry, Inha University, 253 Nam-gu, Incheon 402-751, Korea

*Advanced Materials Division, Korea Research Institute of Chemical Technology,
P. O. Box 107, Yuseong, Daejeon 305-600, Korea

**Department of Advanced Organic Materials Engineering,

Chonbuk National University, 664-14 Dukjin-gu, Jeonju 561-756, Korea

(Received March 27, 2006; accepted September 19, 2006)

초록 : 본 연구는 폴리(메틸 메타크릴레이트) (PMMA)에 탄소나노섬유(CNF)의 함량을 달리하여 만든 CNF/PMMA 나노복합재료의 열적 및 마찰·마모 거동에 관하여 고찰하였다. CNF/PMMA의 열적특성은 시차주사열량계(DSC)와 열중량 분석기(TGA), 그리고 동적기계분석기(DMA)를 이용하여 고찰하였으며, 마찰·마모 거동은 마찰·마모 시험기(wear tester)를 이용하여 측정하였다. 결과로서, CNF/PMMA 복합재료의 T_g 와 integral procedural decomposition temperature(IPDT), storage modulus(E'), 그리고 $\tan \delta$ 의 값은 CNF의 함량이 증가함에 따라 증가하였으며, 마찰계수와 마모량은 CNF 함량 0.1 wt%에서는 감소하였다가 CNF 함량 5~10 wt%에는 점차적으로 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 PMMA에 세장비(aspect ratio)가 큰 CNF가 강화제로 첨가됨에 따라 고분자 사슬의 정렬이 일어나며 또한 수치 내에서 기계적 얽힘(mechanical interlocking) 현상이 증가하여 전체적으로 가교화된 구조를 형성하였기 때문이라 판단된다.

Abstract : In this work, the effect of carbon nanofiber(CNF) on thermal properties, and friction and wear behavior of CNF/PMMA composites were examined. While thermal properties of the composites were investigated with differential scanning calorimetry, thermogravimetric analyzer, and dynamic mechanical analyzer, friction and wear behaviors were examined using a friction and wear tester. The glass transition temperature(T_g), integral procedural decomposition temperature(IPDT), storage modulus(E'), and $\tan \delta$ appeared at higher temperatures with increasing CNF content, which were probably attributed to the presence of strong interactions between the carbonaceous fillers and the PMMA resins matrix. The wear loss in the composites decreased at 0.1 wt% CNF and then increased with 5~10 wt% CNF content. This was due to the existence of large aspect ratio CNF in PMMA, which led to an alignment of PMMA chains and an increase of mechanical interlocking, resulting in the formation of crosslinked structures between CNF and PMMA in the composite.

Keywords : carbon nanofiber, poly(methyl methacrylate), thermal properties, friction and wear behaviors.

서 론

복합재료란 서로 성질이 다른 재료를 섞어서 그 목적에 맞게 특성을 발현하도록 하는 재료로 이루어질 수도 있으며 두 물질의 결합을 통해 경량성, 설계유연성, 내식성, 피로저항성, 치수안정성 등 추가

의 기능을 부여한 신소재를 말한다.¹⁻³ 이 중 열가소성 복합재료는 인성, 내충격성, 원료의 보존 안전성, 회수 재사용성, 그리고 후성형성의 장점으로 항공, 공산품, 그리고 건축용 자재 등, 여러 산업 분야에서 널리 사용되고 있다.⁴

열가소성 수지인 폴리(메틸 메타크릴레이트) (PMMA)는 표면의 물리적 특성과 투명도가 특히 우수한 무정형 고분자로서 1930년 경에 영국의 R. Hill과 독일의 W. Baucher에 의해 독자적으로 개발

[†]To whom correspondence should be addressed.
E-mail: sjpark@inha.ac.kr

된 이래^{5,6} PMMA는 내후성, 성형성, 높은 표면강도, 그리고 기계적 가공성이 뛰어나 창유리, 자동차 부품, 조명기구, 전자제품의 외형, 광고장식 등에 널리 사용되고 있다.⁷⁻⁹ 하지만 매트릭스 수지 PMMA는 낮은 용융온도로 열안정성이 낮으며 셀룰러폰, 컴퓨터 등 전자제품의 외형으로 쓰일 경우 잦은 마찰·마모에 의해 외형의 변화, 제품의 오작동, 그리고 수명의 단축 등의 문제점이 발생하고 있다. 따라서 강화제의 첨가를 통한 복합재료의 물성의 강화를 통하여 문제점을 해결할 수 있다.

기존의 탄소섬유나 유리섬유에 비해 탄소나노섬유(carbon nanofiber, CNF)는 그 형상이 탄소가 육각모양의 평행한 구조 형태로 교차되어 있어 화학적으로 매우 안정하며,¹⁰⁻¹² 또한 그 자체로도 뛰어난 기계적, 전기적 성질을 가지고 있어 높은 비강성, 비강도, 내식성 등 다른 재료가 가지지 못하는 우수한 성질을 나타낸다.¹³⁻¹⁷ CNF는 열전도가 우수하며, 나노 크기 섬유가 갖는 높은 세장비(aspect ratio)로 인해 다양한 고분자, 금속 및 세라믹 재료의 보강 재료로서의 가치가 높게 평가되고 있다.¹⁸⁻²² 그러나 CNF는 미세한 크기로 인하여 재료의 취급 및 조작이 어렵고,^{23,24} 섬유의 길이, 직경이 표준화되어 있지 않아서 종류가 매우 다양하며 대량 합성기술이 개발되지 못하여 가격이 고가인 단점이 있으며,^{25,26} 매트릭스 내에 균일한 분산이 어려운 문제점이 있지만,²³ 지속적인 공정개발과 새로운 기술 개발을 통해 차세대 복합재료 연구에 있어 하나의 축으로 자리매김 하고 있다.

따라서, 본 연구에서는 매트릭스로 사용된 PMMA에 강화제로 사용한 CNF의 함량 변화가 CNF/PMMA 나노복합재료의 열적특성에 미치는 영향에 관하여 시차주사열량계(DSC)와 열중량분석기(TGA), 그리고 동적기계분석기(DMA)를 통하여 알아 보았으며, 동일한 복합재료의 마찰·마모 거동은 마찰·마모 시험기를 사용하여 고찰하였다.

실 험

재료. 본 연구에서 강화제로 사용한 탄소나노섬유(Carbon nanofiber, CNF)는 한국 나노미래(주)에서 제공한 straight type 형태이며, 매트릭스로 사용된 폴리(메틸 메타크릴레이트) (PMMA)는 LG에서 생산된 펠렛상의 IH 830을 사용하였다. Tables 1과 2에 각각의 물성을 나타내었다.

시편제조 CNF/PMMA의 시편제조에 앞서 전처리 공정으로 PMMA는 특성상 흡습성이 높으므로 70 °C에서 4시간, CNF는 150 °C에서 12시간 동안 진공오븐에서 건조시켰다. 강화제로 사용된 CNF 함량변화는 0, 0.1, 5, 그리고 10 wt%로 하였으며, 기계적 혼합기(brabender instruments plastic corder)를 이용하여 190 °C에서 40 rpm의 속도로 20분 동안 PMMA와 혼합하였다. 이렇게 혼합한 시료를, 가로×세로×두께 10×10×0.5 cm³ 크기의 정방형 성형몰드와 직경 2.9 cm, 두께 0.5 cm의 원형 성형몰드에 주입하여 열간 가압 성형기(carver laboratory press model 2518)를 이용하여 압착하였고, Figure 1에 나타난 성형 프로그램을 이용하여 25 °C에서 190 °C까지는 승온속도 8.25 °C/min로 가열하여 주었으며 190 °C에서 20분 동안 온도 유지한 후 3.3 °C/min로 190 °C에서 25 °C까지 냉각시켜 CNF/PMMA 복합재료를 제조하였다. 한

Table 1. Properties of the CNF

Properties	Values
Young's modulus(GPa)	150~820
Density(g/cm ³)	1.8~2.2
Maximum tensile strength(GPa)	1~3
Diameter(nm)	130~150
Length(μm)	25~30
Interlayer spacing(Å)	3.40

Table 2. Properties of the PMMA

Properties	Values
Refraction ratio	1.49
Formation shrinkage ratio(%)	0.2~0.6
Water absorption ratio(%)	0.3
Tensile strength(kg/cm ²)	750
Bend strength(kg/cm ²)	1330
Bend modulus(kg/cm ²)	33,000
Izod impact strength(kg·cm/cm ²)	1.6

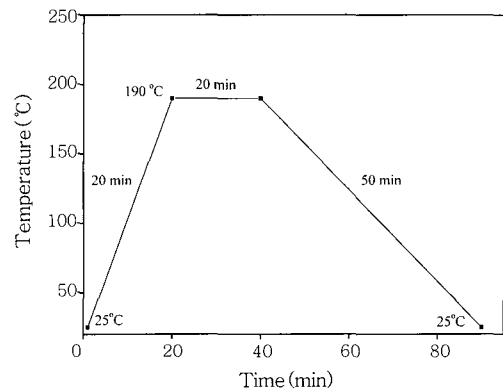


Figure 1. Curing schedule of CNF/PMMA composites in hot-press equipped with temperature controller.

편, 성형시 발생하는 기포는 다른 물성을 저하시키기 때문에 vacuum bag molding를 만들어 공기흡입장치를 이용해 제거하였다.

열적 특성. CNF/PMMA 나노복합재료의 열안정성을 고찰하기 위해, 열중량분석기(thermogravimetric analysis-TGA : du Pont TGA-2950)를 이용하여 측정하였으며 조성비가 열안정성 및 열분해 활성화 에너지에 미치는 영향에 대해 조사하였다.

온도 범위는 25 °C부터 800 °C까지 10 °C/min의 승온속도로 측정하였다.

또한, CNF/PMMA의 유리 전이 온도를 측정하기 위하여 시차주사열량계(differential scanning calorimeter-DSC: du Pont DSC 910)를 사용하여 질소하 30 mL/min에서 10 °C/min의 승온속도로 온도 범위 25 °C부터 350 °C까지 10 °C/min의 승온속도로 측정하였다.

CNF/PMMA 복합재료의 조성비에 따른 동적 점탄성 특성을 알아보기 위해 동적기계분석기(dynamic mechanical analyzer-DMA: TA instrument DMA 2980)를 이용하여 질소하에서 승온속도 5 °C/min, 온도범위 30~180 °C, 진동수는 1 Hz이고, 진폭은

5 amp로 고정하여 측정하였다.

마찰·마모 거동. 마찰·마모 작용은 본질적으로 에너지 손실과정으로 마찰에 의해 기계적 에너지가 손실되는 과정으로서 먼저 기계적 에너지는 접촉면적 형성을 통해 접촉 영역으로 도입된다. 그 후 기계적 에너지는 탄·소성변형과 히스테리시스, 쟁기질, 응착효과 등을 통해서 접촉면으로 전달되는데 나노복합재료의 트라이볼로지(tribology)의 의존성은 그 재료의 열적성질과 미끄럼 조건에 관계된다.²⁷ 건식마찰의 조건하에서 마찰면의 온도 상승으로 인한 재료의 화학적 및 구조적인 변화를 일으킬 정도가 되면 기계적인 물성뿐만 아니라 마찰계수의 변화를 초래하며 마모율 등이 변함을 알 수 있다. 마찰·마모 거동에 영향을 미치는 주요 변수로는 마찰면의 미세 구조, 마찰면에서의 압력, 상대 미끄럼 속도, 마찰면의 단위 질량, 단위면적에 작용하는 운동에너지, 마찰 에너지 방출률, 마찰면의 습도, 온도 등이 있다.²⁷

마찰은 접촉하는 두 물체가 외력을 받는 상태에서 한 쪽이 다른 한 쪽에 상대적으로 움직이거나 움직이려고 할 때에, 접촉 경계면의 접촉 방향으로 발생하는 저항력을 말하며, 이를 식으로 나타내면 다음과 같다.²⁸

$$F = \mu L \quad (1)$$

여기서, F 는 마찰력(friction force), L 은 수직하중(vertical load), 그리고 μ 는 마찰계수(coefficient of friction)를 나타낸다.

또한 마찰면들 사이의 마찰계수는 표면 돌기들(asperities)의 변형, 마모입자들과 경한 표면 돌기들의 쟁기질(ploughing), 평평한 면들 사이의 응착(adhesion) 등의 다양하고 복합적인 요소에 의해 영향을 받는다고 설명할 수 있으며, 이를 식으로 나타내면 다음과 같다.²⁹

$$\mu = \mu_d + \mu_a + \mu_p \quad (2)$$

여기서, μ_d 는 표면 돌기 변형(asperity deformation) 마찰성분, μ_a 는 응착(adhesive) 마찰성분, 그리고 μ_p 는 쟁기질(ploughing) 마찰성분을 각각 나타낸다.

이 성분들의 상대적 기여도는 마찰의 이력, 재질, 표면의 형상, 그리고 환경의 영향을 받는 마찰면의 상태에 의존한다. 또한, 마모의 유형은 연삭마모, 응착마모 표면피로와 박리에 의한 마모, 그리고 화학적 마찰과 마모, 이렇게 기본적인 4가지로 설명할 수 있으며, 실제 일어나는 마모현상에는 재료의 특성, 작동조건, 그리고 환경 등의 상황에 따른 기여도에 의한 차이가 있겠지만 이들 성분들이 복합적으로 나타나는 특징이 있다.³⁰

일반적으로 내마모성 평가에 많이 사용되고 있는 비마모율(specific wear rate; W_s)을 식으로 나타내면 다음과 같다.³¹

$$W_s = \frac{W}{F \times L} \quad (3)$$

여기서, W 는 마모량(mm^3), F 는 하중(N), 그리고 L 은 미끄럼거리(m)를 나타낸다.

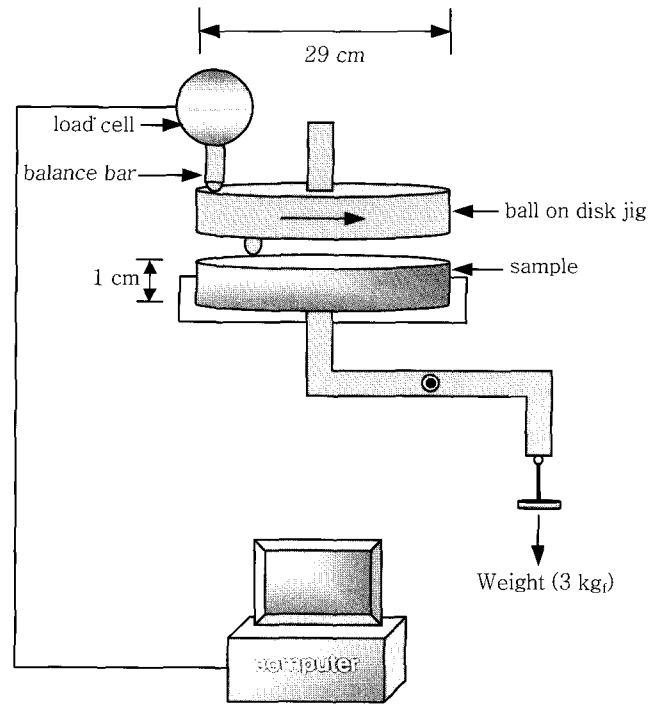


Figure 2. Schematic diagram of friction and wear tester.

마찰은 또한 한 가지 요인에 의한 현상이 아니라 접촉한 물체간의 복잡한 분자적, 기계적 상호작용에 기인하며 마찰력은 서로 상대운동을 하는 두 표면에서의 돌기변형과 마모입자 및 경한 쪽의 표면 돌기에 의한 연삭작용과 응착효과의 결과이며, 마찰계수는 재료 자체의 물성이 아니라 환경과 상대면의 물리적 특성에 좌우된다고 하였다.³⁰ 따라서 본 연구에서는 첨가된 CNF가 PMMA 표면에 작용하여 어떠한 마찰·마모 거동을 보이는지 고찰하고자 하였다.

CNF/PMMA 나노복합재료의 함량에 따른 마찰·마모 거동을 규명하기 위하여 R & B(주)에서 제작한 마찰·마모시험기(Triboss PD-102 Wear Tester)를 사용하여 실험하였다. 본 실험에 사용한 마찰·마모 시험기는 ball on disk 타입으로³² 고탄성 탄소나노섬유 복합재료의 원통형 시편을 고정시키고, 이에 대하여 연강의 원통형 시편을 수평으로 설치하여 연강의 원통형 시편의 볼과 탄소나노섬유 복합재료의 원통형 시편을 접촉시켜 회전시켰으며 그 모식도를 Figure 2에 나타내었다. 마찰조건은 상온, 대기압 하 무윤활 상태에서 시험편에는 3 kg의 일정한 하중을 가하여 마찰·마모 실험을 행하였다. 이때 미끄럼 속도는 400 rpm, 마찰시간은 60분으로 고정시켰다. 볼과 시험편의 마찰면에서 발생하는 마찰력 및 마찰계수는 시험편과 볼의 마찰에 의해 발생된 미끄럼 마찰력이 밸런스 바를 통하여 로드셀에 전달된 뒤 컴퓨터에 의해 감지되어 모니터에 기록된 데이터의 평균값으로 나타내었다.

결과 및 토론

유리 전이 온도 Table 3은 CNF의 함량에 따른 CNF/PMMA의 T_g 의 변화를 나타낸 것으로서, 순수 PMMA의 경우 T_g 는 115 °C

Table 3. Glass Transition Temperature (T_g) of CNF/PMMA as a Function of CNF Content

Specimens	T_g (°C)
0 wt%	115
0.1 wt%	120
5 wt%	123
10 wt%	126

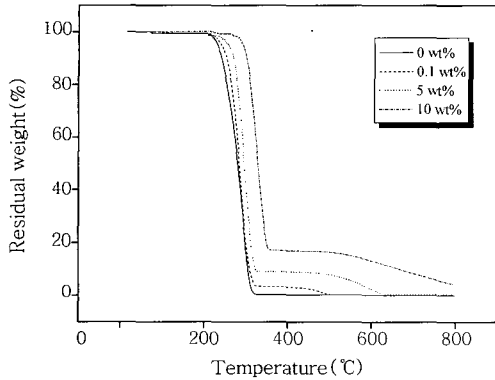


Figure 3. TGA thermograms of CNF/PMMA composites.

Table 4. Thermal Stability Parameters of CNF/PMMA Composites as a Function of CNF Content

Specimens	IDT ^a (°C)	T_{max} (°C)	IPDT ^b (°C)
0 wt%	231	254	302
0.1 wt%	239	264	327
5 wt%	257	278	367
10 wt%	291	310	446

^aIDT : Initial decomposition temperature. ^bIPDT : Integral procedural decomposition temperature.

를 나타내었으나 CNF가 0.1 wt%에서는 120 °C, 10 wt%에서 126 °C로 증가함을 알 수 있었다. 이러한 유리 전이 온도의 증가는 순수한 PMMA 속에 나노 크기로 분산되어 있는 CNF가 핵체로서 작용하여 CNF의 함량이 증가하면 고분자 매트릭스와의 상호작용을 통해 고분자 사슬의 열에 대한 변형을 저하시켰기 때문이라고 판단된다.³³

열 안정성. Figure 3에 CNF/PMMA 복합재료의 TGA 열분 석도를 나타내었으며, Table 4에 이를 통하여 구한 복합재료의 초기 열분해 온도(IDT)와 최대 중량 감소시의 온도(T_{max}), 그리고 적 분 열분해 온도(IPDT)를 나타내었다. 본 결과로부터 CNF의 함량이 0 wt%에서 10 wt%로 증가함에 따라 IPDT 값이 302 °C에서 446 °C로 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 이는 PMMA 내에 높은 내열성을 가지는 CNF가 존재하여 복합재료의 열안정성 인자들을 향상시켰기 때문이라 판단된다. Figures 4와 5는 온도 변화에 따른 CNF/PMMA 복합재료의 log storage modulus와 tan δ 를 각각 나타낸 것으로서, Figure 4에서 보는 바와 같이, 유리 전이 영역이 CNF의 첨가로 인해 저장 탄성률(E')이 증가하는 것을 알 수 있었다. 이는 비표면적이 큰 CNF가 고분자 움직임을 방해하는 복합재료의 강화제로 작용하여서 탄성률이 증가하는 것으로 판단

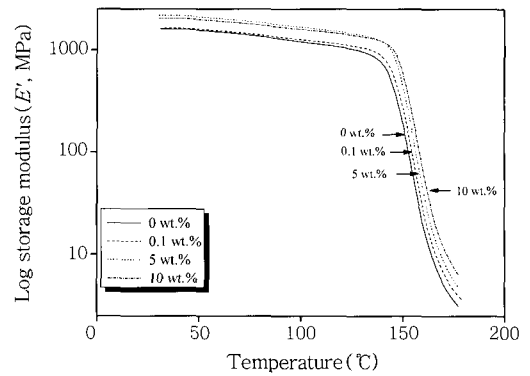


Figure 4. Storage modulus (E') versus temperature plots of CNF/PMMA composites as a function of CNF content.

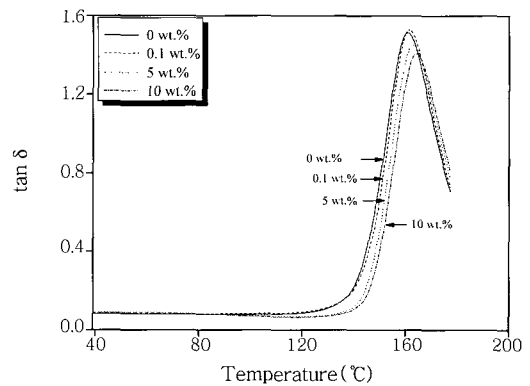


Figure 5. Loss tan δ versus temperature plots of CNF/PMMA composites as a function of CNF content.

된다. 또한 tan δ 의 피크에서 tan δ 의 최대점이 나타나는 온도는 T_g 를 의미하며 순수 PMMA에 비해 T_g 가 조금씩 증가하다가 10 wt%에서 크게 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 이는 CNF가 PMMA와의 상호 작용을 통해 고분자 사슬의 유동성을 저하시키므로 피크가 고온쪽으로 이동한 것으로 판단된다.^{34,35}

마찰·마모 거동. 마찰계수는 트라이볼로지 거동을 이해하는 중요한 자료 중 하나이며, 본 연구에서는 순수 PMMA와 CNF의 함량에 따른 CNF/PMMA 복합재료의 마찰계수를 Figure 6에 나타내었다. 마찰계수의 값은 순수 PMMA의 경우에는 0.088를 나타내었으나 0.1 wt%에서는 약 0.036, 5 wt%에서는 0.040, 10 wt%에서는 0.168로 점점 감소하다가 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 순수 PMMA에 CNF의 함량을 0.1 wt% 첨가하였을 경우 단점 유들이 무질서하게 배치되어 있지만 마찰·마모에 의한 응착으로 형성된 필름 형상의 “amorphous carbon debris”가 윤활제 역할을 하여 마찰계수의 값이 작아지는 것으로 판단된다.³¹ 그러나 PMMA에 CNF의 함량을 10 wt%까지 첨가할 경우, CNF에 의한 열전도도가 증가하여 마찰·마모 실험시 점탄성의 크기가 증가되어 마찰력이 증가하였기 때문이라 판단된다.³⁶

Figure 7은 CNF 함량 변화에 따른 CNF/PMMA 복합재료의 비마모율을 나타낸 것으로 순수 PMMA의 경우 0.9694 mm³/Nm의 비마모율 값을 가지며 CNF의 함량 0.1 wt%에서 가장 낮은 비

마모율 값인 $0.735 \text{ mm}^3/\text{Nm}$ 를 나타내었으며 CNF 함량이 증가함에 따라 비마모율이 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 매트릭스 내에 CNF가 존재하지 않는 경우에는 CNF에 의한 상대 마찰면에 물질 이착막을 생성시키지 않아 이착막 내의 흑연 분말들이 자기 윤활성을 발현시키지 못하고 이로 인하여 마찰계수 및 비마모율이 크게 나타난다고 판단되어지며 CNF가 매트릭스 내에 0.1 wt% 첨가된 경우에는 CNF의 자체 성질인 자체 윤활성에 의하여 복합재료의 마찰계수와 비마모율 값이 감소하는 것을 관찰할 수 있었다. 그러나 CNF의 함량이 0.1 wt% 이상 첨가된 경우에는 CNF가 서로 응집되어 있어 분산성이 저하되고 CNF 자체 윤활성 저하에 의하여 복합재료의 마찰계수와 비마모율 값이 증가하는 것을 관찰할 수 있었다.

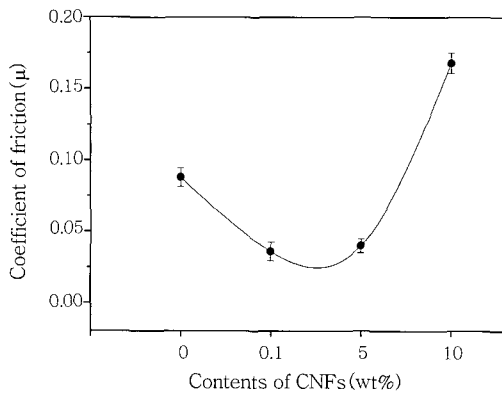


Figure 6. Coefficient of friction of CNF/PMMA composites as a function of CNF content.

Figure 8은 마찰·마모 실험한 시편의 SEM 사진과 TEM 사진을 나타낸 것으로서, SEM 사진을 통해 0.1 wt%에서는 표면마찰이 가장 작아 표면 박리마모 현상이 가장 작게 나타나는 것을 확인할 수 있었으며 CNF의 함량이 10 wt% 첨가된 경우에는 표면마찰이 증가하여 표면 박리마모 현상이 증가하는 것을 알 수 있는데, 이는 TEM 사진을 통해 PMMA 수지 내에 CNF의 응집현상으로 인해 분산성 저하에 따른 복합재료의 물성이 저하되었기 때문이라 생각된다.²⁷

결론

본 연구에서는 CNF의 함량 변화에 따른 CNF/PMMA 나노복합

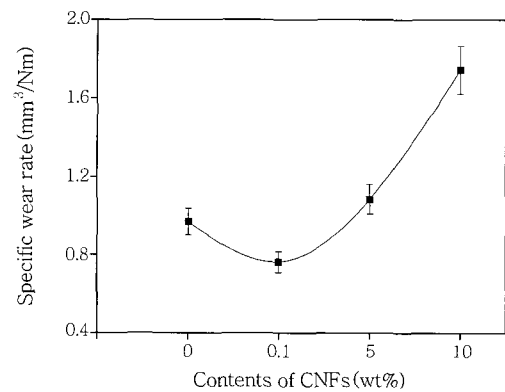


Figure 7. Specific wear rate of CNF/PMMA composites as a function of CNF content.

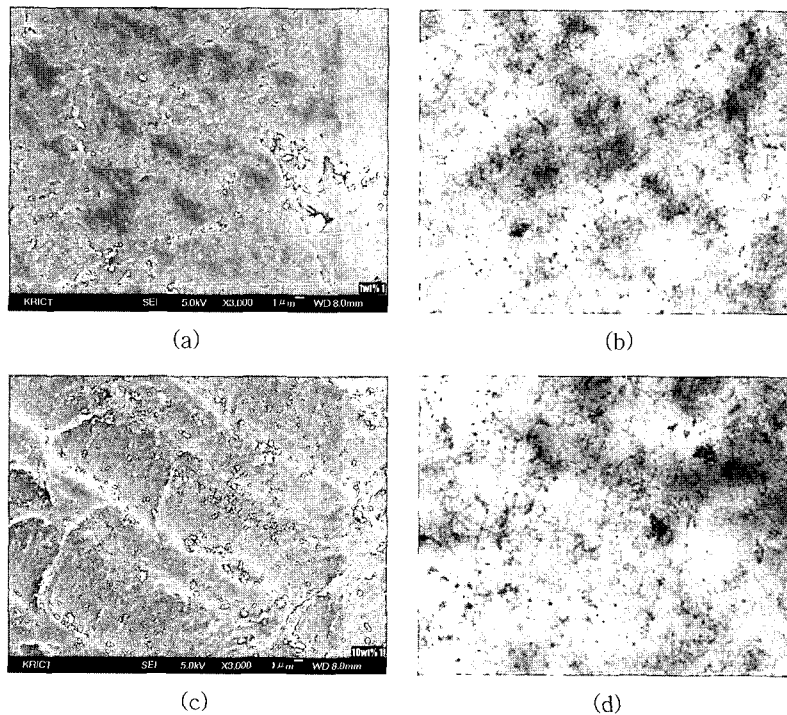


Figure 8. SEM and TEM images of CNF/PMMA composites: (a) 0.1 wt% (SEM), (b) 0.1 wt% (TEM), (c) 10 wt% (SEM), and (d) 10 wt% (TEM).

재료의 열적 및 마찰·마모 거동을 고찰하였다. 그 결과, CNF의 함량 10 wt%에서 열안정성이 가장 우수함을 확인하였으며, 이는 순수한 PMMA 속에 나노 크기로 분산되어 있는 CNF가 핵제로서 작용하여 CNF의 함량이 증가하면 고분자 매트릭스와의 상호작용을 통해 고분자 사슬의 열에 대한 변형을 저하시켜 CNF/PMMA 복합재료의 내열성을 증가시켜서 열안정성 인자 값들이 높게 나타난 것으로 판단된다. 동일한 시편의 마찰·마모 거동은 CNF의 함량을 0.1 wt% 첨가할 경우 순수 PMMA 보다 향상되었으며, CNF의 함량을 5~10 wt%까지 증가시키면 마찰·마모 거동이 저하된다. 이는 매트릭스내에 충전된 CNF가 일정 함량에서는 CNF 자체의 윤택성과 이에 따른 보호막이 상대 볼과의 마찰면에 형성되어서 마찰계수가 감소하였기 때문이라 판단되어지며 CNF의 함량 5~10 wt% 경우에는 CNF가 PMMA 내에서 서로 응집되어 분산성과 CNF 자체 윤택성 저하에 의하여 CNF 자체 성질인 자기 윤택성 및 내마모 효과가 제대로 발현되지 않았기 때문이라 관찰된다.

참 고 문 헌

1. J. B. Donnet and R. C. Bansal, *Carbon Fibers*, 2nd ed, Marcel Dekker, New York, 1990.
2. D. R. Paul and S. Newman, *Polymer Blends*, Academic Press, New York, 1978.
3. P. K. Mallick, *Fiber-reinforced Composites*, Marcel Dekker, New York, 1988.
4. D. R. Lee, H. Y. Kim, T. M. MA, S. Y. Park, and M. K. Seo, *J. Korean Fiber Soc.*, **40**, 2 (2003).
5. R. D. Patton, C. U. Pittman, L. Wang, and J. R. Hill, *Composites A*, **30**, 1081 (1999).
6. Z. Jin, K. P. Pramoda, G. Xu, and S. H. Goh, *Chem. Phys. Lett.*, **337**, 43 (2001).
7. S. J. Park, K. S. Cho, and C. G. Choi, *J. Colloid Interf. Sci.*, **258**, 424 (2003).
8. M. J. Galante, P. A. Oyanguren, K. Andromaque, P. M. Frontini, and R. J. J. Williams, *Polym. Int.*, **48**, 642 (1999).
9. T. C. Chang, C. L. Liao, K. H. Wu, H. B. Chen, and J. C. Yang, *Polym. Degrad. Stab.*, **66**, 127 (1999).
10. A. Oberlin and M. Endo, *J. Cryst. Growth*, **32**, 335 (1976).
11. O. S. Carneiro, J. A. Covas, C. A. Bernardo, G. Caldiera, F. W. J. van Hattum, J. M. Ting, R. L. Alig, and M. L. Lake, *Compo. Sci. Technol.*, **58**, 401 (1998).
12. K. Lozano, J. Bonilla-Rios, and E. V. Barrera, *J. Appl. Polym. Sci.*, **80**, 1162 (2001).
13. X. Wu, Z. Wang, L. Chen, and X. Huang, *Carbon*, **42**, 1965 (2004).
14. T. Muhl, J. Kretz, I. Monch, C. M. Schneider, H. Bruckl, and G. Reiss, *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 786 (2000).
15. M. Endo, Y. A. Kim, T. Hayashi, K. Nishimura, T. Matusita, K. Miyashita, and M. S. Dresselhaus, *Carbon*, **39**, 1287 (2001).
16. G. M. Wu, *Master. Chem. Phys.*, **85**, 81 (2004).
17. M. K. Seo, S. J. Park, and S. K. Lee, *J. Colloid Interf. Sci.*, **285**, 306 (2005).
18. K. Lozano and E. V. Barrera, *J. Appl. Polym. Sci.*, **80**, 125 (2001).
19. D. D. L. Chung, *Carbon*, **39**, 279 (2001).
20. X. Shui and D. D. L. Chung, *J. Mater. Sci.*, **35**, 1773 (2000).
21. J. Zeng, B. Saltysiak, W. S. Johnson, D. A. Schiraldi, and S. Kumar, *Composites B*, **35**, 245 (2004).
22. K. L. Lau and D. Hui, *Composites B*, **33**, 263 (2002).
23. C. Gauthier, L. Chazeau, T. Prasse, and J. Y. Cavaille, *Compo. Sci. Technol.*, **65**, 335 (2005).
24. W. Brandl, G. Marginean, V. Chirila, and W. Warchewski, *Carbon*, **42**, 5 (2004).
25. J. Xu, J. P. Donohoe, and C. U. Pittman, *Composites A*, **35**, 693 (2004).
26. G. G. Tibbetts, *NATO Sci. Ser., Ser. E: Appl. Sci.*, **372**, 1 (2001).
27. S. J. Park, E. J. Lee, and J. R. Lee, *Polymer(Korea)*, **29**, 481 (2005).
28. K. Friedrich, *Friction and Wear of Polymer Composites*, Elsevier, New York, 1986.
29. H. C. Sin, N. Saka, and N. P. Suh, *Wear*, **55**, 163 (1979).
30. L. Gmble, *Friction and Lubrication in Mechanical Engineering*, Krayn, Berlin, 1925.
31. H. E. Hintermann, *Wear*, **100**, 381 (1984).
32. J. K. Lancaster, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **1**, 549 (1968).
33. S. J. Park and B. R. Jun, *J. Colloid Interf. Sci.*, **284**, 204 (2005).
34. S. J. Park, B. R. Jun, and D. H. Suh, *J. Korean Ind. Eng. Chem.*, **13**, 119 (2002).
35. H. H. Horowitz and G. Metzger, *Anal. Chem.*, **35**, 1464 (1963).
36. S. J. Park, M. K. Seo, and J. R. Lee, *Carbon*, **40**, 835 (2002).