

## 다중벽 카본나노튜브가 보강된 고분자 나노복합체의 기계적, 열적, 전기적 특성

국정호 · 허몽영 · 양 훈\* · 신동훈\* · 박대희\* · 나창운†

전북대학교 고분자 BK-21 BIN 융합기술 연구팀, \*원광대학교 전자재료공학과  
(2007년 5월 10일 접수, 2007년 8월 30일 채택)

### Mechanical, Thermal and Electrical Properties of Polymer Nanocomposites Reinforced with Multiwalled Carbon Nanotubes

Jeong Ho Kook, Mong-Young Huh, Hoon Yang\*,

Dong-Hoon Shin\*, Dae-Hee Park\*, and Changwoon Nah†

BK-21 Polymer BIN Fusion Reserch Team, Chonbuk National University,  
664-14, Duckjin-dong, Duckjin-gu, Jeonju 561-756, Korea

\*Department of Electronic Materials Engineering, Wonkwang University,  
344-2, Sinyong-dong, Iksan 570-749, Korea

(Received May 10, 2007; Accepted August 30, 2007)

**초록 :** 반도체층은 전력케이블의 도선과 고분자 절연층 사이에 위치하고 전기저항이 약  $\sim 10^2 \Omega\text{cm}$ 인 얇은 고분자 층이다. 현재 일반적으로 사용되는 반도체층 소재는 카본블랙이 30 wt% 이상 보강된 고분자 복합체이다. 본 연구에서는 카본나노튜브(CNT)가 보강된 새로운 반도체층 재료를 제시하였다. 여러 가지 고분자 형태와 이중충전제 시스템을 적용하여 용액혼합 및 침전법으로 CNT가 보강된 고분자 나노복합체를 제조하였다. 기계적, 열적, 전기적 특성을 고분자 형태와 CNT와 카본블랙의 첨가비를 달리한 이중충전제 시스템의 함수로 조사하였다. 복합체의 전기 저항특성은 고분자 매트릭스의 결정화도와 밀접한 관련이 있었다. 즉, 결정화도가 감소함에 따라 일정한 수준의 결정화도까지 전기저항이 선형적으로 감소하였고, 그 이하에서는 일정한 값을 나타내었다. 이중충전제 시스템 역시 전기적 저항에 영향을 미쳤다. CNT만으로 보강된 나노복합체가 가장 낮은 전기적 저항특성을 보였다. 소량의 카본블랙이 첨가되면 결정화도가 급격히 증가하고 결국 전기저항의 증가를 초래하였다.

**Abstract :** Semiconducting layers are thin rubber film between electrical cable wire and insulating polymer layers having a volume resistivity of  $\sim 10^2 \Omega\text{cm}$ . Commercial semiconducting layers are composed of polymer composites reinforced with more than 30 wt% of carbon blacks. A new semiconducting material was suggested in this study based on the carbon nanotube(CNT)-reinforced polymer nanocomposites. CNT-reinforced polymer nanocomposites were prepared by solution mixing and precipitation with various polymer type and dual filler system. The mechanical, thermal and electrical properties were investigated as a function of polymer type and dual filler system based on CNT and carbon black. The volume resistivity of composites was strongly related with the crystallinity of polymer matrix. With the decreased crystallinity, the volume resistivity decreased linearly until a critical point, and it remained constant with further decreasing the crystallinity. Dual filler system also affected the volume resistivity. The CNT-reinforced nanocomposite showed the lowest volume resistivity. When a small amount of carbon black(CB) was replaced the CNT, the crystallinity increased considerably leading to a higher volume resistivity.

**Keywords :** carbon nanotubes, nanocomposites, solution mixing, crystallinity, dual filler system.

## 서 론

카본나노튜브(CNT)는 1991년에 일본 S. Iijima 박사가 전기방 전법을 사용하여 흑연 음극상에 형성시킨 탄소생성물을 투과전자현 미경(TEM)으로 분석하는 과정에서 발견하였다.<sup>1</sup> CNT는 트랜지스

터, 에너지 저장체 등에 뛰어난 소자특성을 보일뿐만 아니라 나노크 기의 각종 전자소자로의 응용성이 뛰어나기 때문에 첨단 신소재로서 세계적인 관심을 받고 있다. CNT는 우수한 전기적, 물리적, 기계적, 화학적 물성을 가지고 있으며<sup>2-5</sup> 각종 장치의 전자 방출원, 백색광원, 연료전지용 수소저장, 나노와이어, 가스센서, 의공학용 미세부품, 고 기능 복합체 등에서 응용 가능성을 보이고 있다.<sup>6-10</sup> CNT는 그 자체 로도 디스플레이 분야, 연료전지 분야 등 에너지 분야 소재로 연구가

†To whom correspondence should be addressed.  
E-mail: cnah@chonbuk.ac.kr

진행되고 있지만, 지지재로나 기판 등 다른 소재와 함께 복합체 형태 로도 사용이 필요하다.<sup>11</sup>

전술한 바와 같이 여러 산업분야에서 CNT의 응용연구가 활발히 진행되고 있지만, 전력케이블용 반도체층 재료를 비롯한 전기재료 분야에서는 상대적으로 응용연구가 저조한 상황이다. 일반적인 전력케이블의 구조는 중심에 금속도체를 중심으로 도체차폐층, 절연층, 절연차폐층, 중성선 및 외피로 이루어져 있다. 각 층은 각각 고유의 기능을 발휘하고 있는데, 특정 층에서 그 역할을 다하지 못할 경우 절연파괴를 유발하고 더 나아가 전력케이블의 고장으로 이어진다.<sup>12</sup> 최근까지 지중송배전용 전력케이블의 품질개선 및 수명연장을 위한 많은 연구가 진행되고 있고, 대부분 가교폴리에틸렌(XLPE)을 중심으로 이루어지고 있다.

한편, 지중송배전용 케이블에 사용되는 반도체층은 전력케이블의 도선과 고분자 절연층 사이에 위치하고 전기저항이 약  $\sim 10^2 \Omega\text{cm}$  인 얇은 고분자 층이다. 현재 반도체층 재료는 전도성 카본블랙이 약 30 wt% 이상 다량 함유되어 있다. 다량의 카본블랙을 함유하고 있는 반도체층은 도선에서 방출되는 열을 효과적으로 차단하지 못하기 때문에 인접 고분자 절연층으로의 열전달이 진행되어 결국 절연층이 열노화에 노출되어서 수명단축을 야기할 수 있다. 또한 케이블 가공 시 높은 점도로 인해 가공성이 떨어지는 문제점이 있을 수 있다. 이러한 문제점을 해결하기 위해 본 연구에서는 직경이 나노수준인 CNT를 카본블랙 대신 첨가하여 전기저항 특성을 유지하면서 기계적, 열적 성능을 향상시킬 수 있도록 하고자 한다. 이 경우 카본블랙보다 낮은 함량의 CNT가 필요할 것으로 예측되기 때문에 반도체층의 열전도도를 낮추면서 전기적, 기계적, 열적 특성을 유지 내지 향상시킬 수 있을 것으로 판단된다.

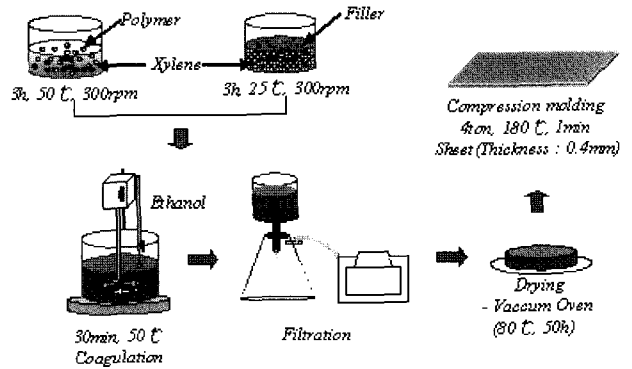
본 연구에서는 고분자 나노복합체로서 용액혼합 및 침전법을 이용하여 고분자 매트릭스의 종류에 따라 다중벽 카본나노튜브(MWCNT)가 보강된 나노복합체를 제조하였다. 고분자 매트릭스의 종류 및 충전제의 종류에 따라 제조된 고분자 나노복합체의 기계적, 열적, 전기적 특성을 조사하였다.

### 실 험

**재료.** 본 실험에서 사용된 고분자 매트릭스로는 ethylene propylene diene monomer (EPDM, 강신산업), poly(ethylene-co-ethyl acrylate) (EEA, Dupont-Mitsui Polychemicals Co. Ltd.), poly(ethylene-co-vinyl acetate) (EVA, 현대석유화학), poly(ethylene-co-butyl acrylate) (EBA, ARKEMA Co. Ltd.), low density polyethylene (LDPE, LG 석유화학), linear low density polyethylene (LLDPE, 현대석유화학), high density polyethylene (HDPE, 호남석유화학)를 선택하였다. 전도성을 부여하기 위한 충전제로는 아세틸렌 카본블랙(acetylene carbon black, LG 화학)과 다중벽 카본나노튜브(MWCNT), Iljin Nanotech Co. Ltd (CM-95, diameter 10~15 nm, length 10~20 um, purity > 95%) 제품을 사용하였다. 아울러 용액 혼합 시 사용된 용매는 xylene (purity : 99%, Samchun Pure Chemical Co., Ltd)을 사용하였다. 고분자 나노복합체의 조성은 Table 1에 나타내었다. 먼저 고분자 종류의 영향을 파악하기 위해 8종의 고분자 매트릭스를 선택하였

**Table 1. Compound Formulation**

Compound	Polymer (wt%)	CNT (wt%)	CB (wt%)
EPDM			
EEA			
EVA			
EBA	90	10	-
LDPE			
LLDPE			
HDPE			
CNT100-CB0		10	-
CNT80-CB20	90	8	2
CNT50-CB50	(EEA)	5	5
CNT20-CB80		2	8
CNT0-CB100		-	10



**Figure 1.** Schematic of solution mixing procedure.

다.<sup>14-17</sup> 또한 충전제의 종류에 대한 영향검토를 위해 EEA 고분자 매트릭스에 대해 충전제 총 함량을 10 wt%로 고정하고, CNT와 CB의 비율을 변화시키면서 영향을 검토하였다.

**시편 제조방법.** 고분자 나노복합체의 제조는 Figure 1에 나타난 바와 같이 용액혼합 및 침전법을 이용하였다. 18 g의 각 고분자를 400 mL xylene에<sup>13</sup> 넣고 50 °C, 300 rpm 조건으로 3시간 동안 교반하여 4.4 wt%의 고분자 용액을 준비하였다. 10 wt%의 CNT를 100 mL xylene에 분산시켜 25 °C, 300 rpm 조건으로 3시간 동안 교반하여 CNT 용액을 준비하였다. 준비된 두 용액을 혼합한 후 50 °C, 300 rpm 조건하에서 30분 동안 교반시켜 균질한 혼합용액을 제조한 후, 이를 상온에서 교반기 회전속도가 600 rpm 이상인 조건에서 에탄올 500 mL를 서서히 떨어뜨려 응고를 시켰고, 바닥에 형성된 침전물을 여과하였는데, 이 과정에서 xylene이 완전히 제거될 수 있도록 에탄올을 이용하여 20회 이상 세척하였다. 얻어진 고형물을 80 °C 진공오븐에서 50시간 건조를 한 후, 180 °C, 0.2 MPa의 압력으로 1분간 압축 성형을 실시하여 두께 0.4 mm의 시트형태로 제조하였다.<sup>18</sup>

**기계적 물성.** 고분자 나노복합체의 기계적 물성은 아령형 시편(3호)에 대해 인장시험기(LRX plus, Lloyd Instrument, UK)를 이용하여 상온 및 50 mm/min의 cross-head speed 조건에서 ASTM D412의 방법에 따라 실시하여, 인장강도, 파단신장률을 측정하였고, 응력-변형곡선의 초기 기울기로부터 Young's modulus를 측정하였다. 인장시험은 각 조성별로 5개의 시편을 측정하여 평균값

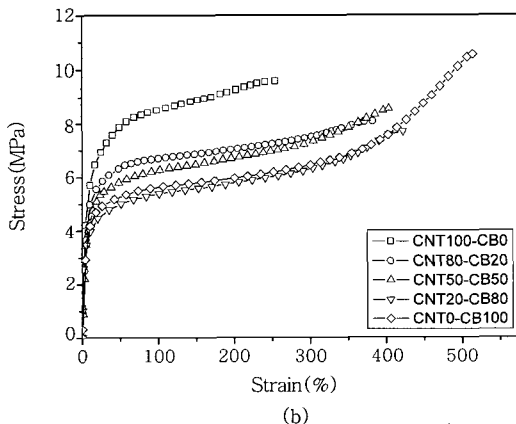
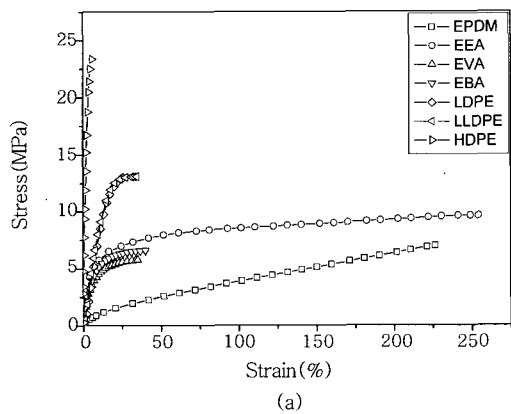
을 취해 사용하였다.

**열적 특성.** 열적 특성은 TGA(Perkin-Elmer Thermal Analysis)를 사용하여, 질소 분위기에 상온부터 700 °C까지 10 °C/min 승온속도로 측정하였으며, 동일한 분위기와 승온속도로 -50~200 °C의 온도범위에서 시차열분석기(DSC2010, TA Instruments)를 사용하여 1차 가열 곡선으로부터 용융온도( $T_m$ )와 용융열용량( $\Delta H_m$ )을 확인하였다. 또한 200 °C 이후에 시편을 급랭시켜 얻은 냉각곡선으로부터 결정화온도( $T_c$ )와 결정화 열용량( $\Delta H_c$ )를 확인하였다.<sup>17,19-21</sup>

**전기적 특성.** EEA/CNT 나노복합체의 전기적 특성을 확인하기 위해 시편은 압축성형을 통해 두께 0.4 mm의 시트형태로 제작하였으며, Loresta-GP MCPD-3000과 Hiresta-UP MCP-450(Mitsubishi Chemical, Japan)을 이용하여 체적저항을 측정하였다.

### 결과 및 토론

**기계적 물성.** Figure 2에는 고분자 매트릭스의 종류와 이중 충전제 시스템을 적용한 시편들의 응력-변형곡선을 나타내었다. 고분자 매트릭스의 종류에 따라 상당히 다른 인장거동을 보였다. 초기 인장 탄성률을 기준으로 살펴보면 EPDM이 가장 낮은 값을 HDPE가 가장 높은 값을 나타내고 있다. 나머지 고분자들은 중간 값을 보였다. 이는 EPDM의 경우 전형적인 고무의 성질을 가지고 있기 때문

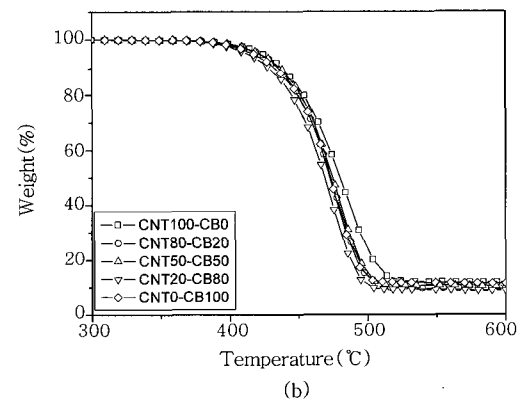
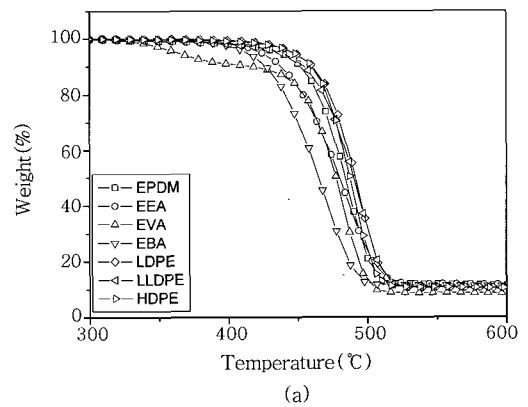


**Figure 2.** Stress-strain curves for polymer nanocomposites: (a) polymer type and (b) dual filler system.

에 낮은 인장 탄성률과 높은 파단신장률을 보이고 있고, HDPE의 경우 대표적인 플라스틱 성질을 보이고 있기 때문이다. 한편 EEA의 경우 EVA및 EBA에 비해 초기 탄성률도 높을 뿐 아니라 파단신장률이 월등히 큰 특징을 보이고 있다. 따라서 현재 상업적으로 많이 사용되는 EVA와 EBA를 대체할 경우 많은 장점이 있을 것으로 예상된다. PE계열의 고분자 매트릭스인 LDPE, LLDPE, HDPE의 경우 예상할 수 있는 바와 같이 밀도가 높을수록 인장 탄성률이 높고 파단신장률은 감소하는 전형적인 경향을 보였다. 초기 탄성률로부터 얻은 Young's 탄성률은 EPDM가 12 MPa로 가장 낮았고, EEA, EVA, EBA, LDPE, LLDPE 그룹이 65~100 MPa 범위를 보였고, HDPE가 가장 높은 460 MPa를 나타내었다.

한편, EEA 매트릭스에 CNT/CB 함량비를 달리하여 제조된 시편의 인장특성 결과 CNT 100 wt%가 가장 높은 탄성률을 CB 100 wt%가 가장 낮은 탄성률을 나타내었고, CB 함량이 증가할수록 탄성률이 감소하고 파단신장률은 증가하는 경향을 보였다. 이는 CNT가 CB에 비해 aspect ratio가 높고 직경이 작은 나노 충전제의 형태를 하고 있기 때문에 보강효과가 크기 때문으로 설명할 수 있다.

**열적 특성.** 이중충전 전력케이블에서 도선에 높은 전압이 인가되면 높은 열이 발생하게 된다. 도선과 절연층 사이에 반도전층이 없는 경우 도선에서 발생한 열이 절연체에 직접 전달됨으로써 열노화 및 전기트리와 같은 절연과피를 유발시키게 된다. 고분자 매트릭스 종류 및 이중 충전제 시스템에 따른 열적 특성의 변화를 관찰하기 위해 열중량분석(TGA)을 실시하였고, 결과를 Figure 3에 나타내었



**Figure 3.** Thermogravimetric curves of polymer nanocomposites: (a) polymer type and (b) dual filler system.

**Table 2. Degradation Temperature and Residual for Various Polymer Types**

	Degradation temperature(°C)		Residual (wt%)
	$T_i$	$T_{max}$	
EPDM	437.0	477.1	10.2
EEA	425.2	486.0	10.9
EVA	363.4	478.6	7.7
EBA	413.3	466.9	10.3
LDPE	447.1	493.4	9.6
LLDPE	438.3	494.9	9.3
HDPE	447.0	487.6	9.1

**Table 3. Degradation Temperature and Residual for Dual Filler System**

	Degradation Temperature(°C)		Residual (wt%)
	$T_i$	$T_{max}$	
CNT100-CB0	425.2	486.0	10.9
CNT80-CB20	422.7	478.6	8.6
CNT50-CB50	422.3	477.1	9.7
CNT20-CB80	413.3	471.3	8.1
CNT0-CB100	417.4	475.6	10.6

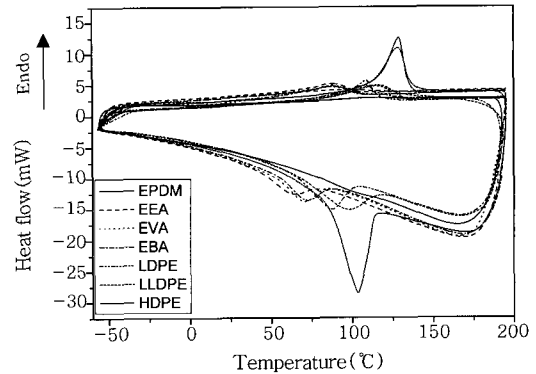
고, 주요특성을 Tables 2, 3에 각각 정리하였다.

Figure 3(a)에서 확인할 수 있는 바와 같이 EVA를 제외한 모든 고분자 매트릭스의 분해는 단일분해곡선을 나타내었고, 분해 개시온도는 고분자 매트릭스에 따라 363~447 °C의 범위를 보였다. 최대분해 온도인  $T_{max}$ 를 기준으로 고분자에 따라 약 18 °C의 열분해온도 차이를 보였다(Table 2). 대체로 PE 계열 고분자가 공중합체 계열에 비해 높은 내열특성을 나타내었다. 한편, EVA의 경우 2단계 분해곡선을 나타내었는데 310 °C에서 나타나는 분해곡선은 고분자 구조내 비닐기의 열분해에 기인된 것으로 판단된다. 또한 열분해 후 잔존량은 처음 첨가한 CNT의 함량과 실험오차 범위 내에서 일치하는 결과로 미루어 본 연구에서 제조된 시편은 균일하게 제조된 것으로 알 수 있다.

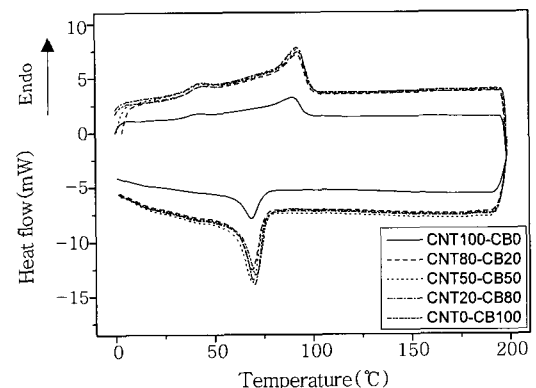
Figure 3(b)와 Table 3은 이중충전제 시스템에 관한 결과를 보여주고 있는데, CNT 함량이 100%인 경우 가장 높은 열분해 온도를 보였고, CB 함량 증가에 따라 열분해온도가 낮아지는 경향을 보였다. 여기서 특기할 사항은 소량의 CB(20% 이상)가 CNT대신 첨가되더라도 열분해온도는 낮아졌고, 더 이상의 CB 함량증가에 따라서는 크게 영향을 받지 않고 있다. 이는 CB가 CNT의 분산에 어느 정도 영향을 미쳐서 나노복합체 구조형성이 방해받기 때문인 것으로 생각된다. 따라서 내열성 측면에서 가장 바람직한 것은 CNT 100% 사용한 컴파운드인 것으로 나타났다.

고분자 매트릭스 종류 및 이중충전제 시스템에 따른 결정의 용융 및 재결정 거동을 DSC를 통해 조사하여 Figure 4에 나타내었고, 결정에 대한 용융열용량( $\Delta H_m$ ) 및 용융온도( $T_m$ )는 1차 가열곡선의 흡열 피크로부터, 결정화 열용량( $\Delta H_c$ ) 및 결정화 온도( $T_c$ )는 1차 냉각곡선의 발열 피크로부터 계산하여 Tables 4, 5에 정리하였다.

고분자 종류에 따라 매우 다양한 결정화 온도 및 열용량 차이를



(a)



(b)

**Figure 4.** DSC thermograms of polymer nanocomposites: (a) polymer type and (b) dual filler system.

**Table 4. Enthalpy( $\Delta H_m$ ,  $\Delta H_c$ ) and Temperature( $T_m$ ,  $T_c$ ) for Crystal Melting and Crystallization for Various Polymer Types**

Polymer matrix	$T_m$ (°C)	$\Delta H_m$ (J/g)	$T_c$ (°C)	$\Delta H_c$ (J/g)	Enthalpy ratio <sup>a</sup>
EPDM	108.7	3.9	102.3	2.3	1
EEA	90.3	35.9	67.5	23.8	10
EVA	92.0	34.1	70.5	28.6	12
EBA	92.2	23.1	71.5	28.1	11.8
LDPE	108.7	55.5	87.7	52.8	22.9
LLDPE	121.0	57.2	99.4	64.9	28.2
HDPE	129.2	100.6	103.1	117.5	49.4

<sup>a</sup>Ratio of an enthalpy of crystallization of specific composite to that of EPDM.

**Table 5. Enthalpy( $\Delta H_m$ ,  $\Delta H_c$ ) and Temperature( $T_m$ ,  $T_c$ ) for Crystal Melting and Crystallization for Dual Filler System**

Dual filler system	$T_m$ (°C)	$\Delta H_m$ (J/g)	$T_c$ (°C)	$\Delta H_c$ (J/g)	Enthalpy ratio <sup>a</sup>
CNT100-CB0	90.3	35.9	67.5	23.8	1
CNT80-CB20	92.3	39.9	69.2	35.2	1.48
CNT50-CB50	92.1	40.6	69.0	36.1	1.52
CNT20-CB80	92.3	39.9	70.3	36.3	1.53
CNT0-CB100	92.8	39.1	71.1	35.0	1.47

<sup>a</sup>Ratio of an enthalpy of crystallization of specific composite to that of CNT100-CB0.

나타내었다. 전형적인 고무재료인 EPDM이 가장 낮은 결정화 정도를 보였으며, 공중합체 계열인 EEA, EVA, EBA가 유사한 값을 보였고, LDPE, LLDPE, HDPE의 순으로 결정화도가 높게 나타났다. 결정화 정도를 나타내기 위해 가장 낮은 EPDM의 결정화 열용량의 기준비율인 열용량비를 계산하여 함께 나타내었다.<sup>22,23</sup>

**전기적 특성.** 고분자 매트릭스 종류에 따른 전기적 특성을 조사하였고, 그 결과를 Figure 5에 나타내었다. 고분자 매트릭스에 따라 체적저항의 변화폭이 매우 큰 것을 알 수 있었다. 이러한 차이의 원인을 조사하기 위해 Figure 5의 체적저항 값과 Table 4의 열용량비를 Figure 6에 도시하였다. 열용량비가 낮은 범위(약 10 이내)에서는 체적저항이 거의 일정한 수준을 보인 반면 그 이상의 열용량비 영역에서는 열용량에 1차 비례하여 체적저항이 증가하는 경향을 나타내었다. 즉, 고무종류인 EPDM의 결정화 열용량의 약 10배 이내의 결정화도를 지닌 고분자의 경우 결정화도에 의한 체적저항의 영향은 없지만 그 이상의 결정화도를 가진 고분자를 적용할 경우 체적저항의 증가를 고려하여야 할 것으로 판단된다. 전력케이블용 반도체층 재료가 가능하면 낮은 전기저항을 가져야 한다는 점을 감안한다면 일정한 전도성 충전제 함량일 경우 PE계열보다는 공중합체 및 고무계열이 유리할 것으로 판단된다.

한편 이중충전제 시스템의 경우 Figure 7에 도시한 바와 같이 카본블랙이 소량(20%) 첨가되어도 체적저항은 급격히 증가되었으며 더 많은 CB 증가에 따라서는 증가폭이 작았다. 또한 90 °C에서 50 시간 열노화시키면 전체적으로 체적저항이 증가하는 경향을 나타

내고 있다.

Figure 8에는 체적저항과 열용량비에 대해 도시하였는데, 소량의 CB 첨가만으로도 결정화도가 약 1.5배 증가하였고, 더 많은 CB 함량 첨가에 대해서는 거의 영향이 없는 것으로 나타났다. 이러한 경향에 대한 원인으로서는 CNT 100%의 경우 나노크기의 CNT 사슬이 고분자 매트릭스에 효과적으로 분산되어 고분자/CNT 나노복합체를 형성하고 있기 때문에 고분자 사슬의 유동성을 어느 정도 억제하여 결정화를 방해하기 때문에 결정화도가 낮게 나타난다고 판단된다. 그러나 소량의 CB 첨가는 CNT의 나노복합화에 영향을 미쳐서 더 이상의 고분자 사슬유동성 억제효과가 나타나지 않기 때문에 기인된 현상으로 판단된다.

전력케이블은 계절에 따라 도선과 절연체간의 열팽창 계수의 차이로 인해 5% 이내의 변형이 발생한다. 이러한 변형에 따른 체적저항의 변화거동을 살펴보기 위해 EEA/CNT 나노복합체 시편에 인장변형을 가하면서 체적저항을 측정하였다. Figure 9에 나타난 바와 같이 약 30% 이내의 인장변형 조건에서는 인장변형이 증가함에 따라 체적저항이 감소하였고, 더 높은 인장변형 조건에서는 오히려 증가하는 경향을 보였다. 인장변형이 30% 이내의 작은 범위에서는 Figure 2의 인장거동에서 볼 수 있는 바와 같이 거의 선형적인 탄성거동을 나타내고 있다. 이러한 경우 고무와 같이 인장변형을 가하면 두께 방향의 수축이 일어나 Figure 9에 도식적으로 나타난 바와 같이 CNT간 간격이 좁아져 전도성 경로의 증가 때문에 기인된 현상으로 설명할 수 있다. 반면, 더 큰 인장변형의 경우 탄

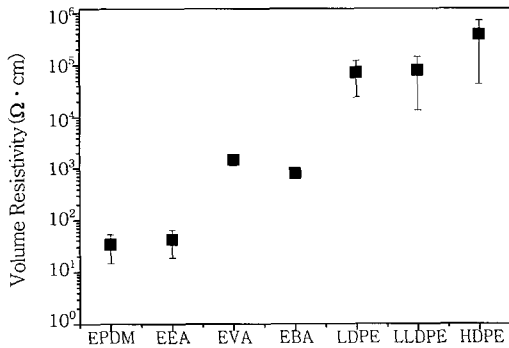


Figure 5. Volume resistivity of various polymer nanocomposites.

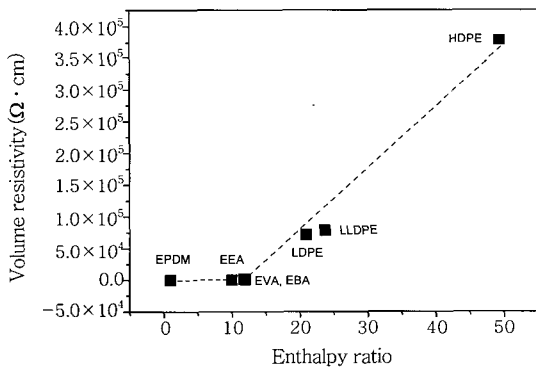


Figure 6. Volume resistivity versus enthalpy ratio of various polymer nanocomposites.

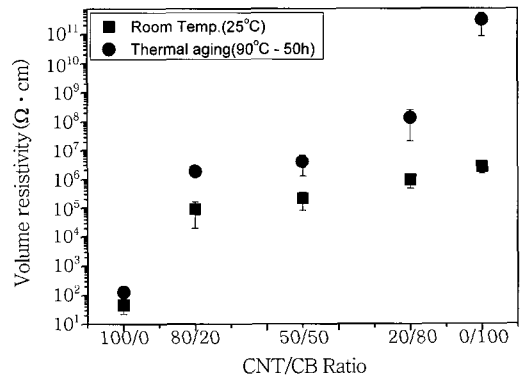


Figure 7. Volume resistivity versus CNT/CB ratio.

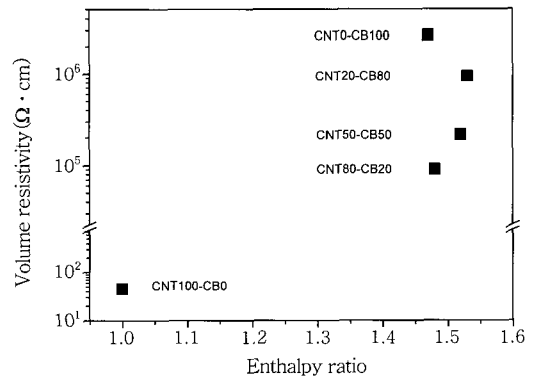


Figure 8. Volume resistivity versus enthalpy ratio for dual filler system.

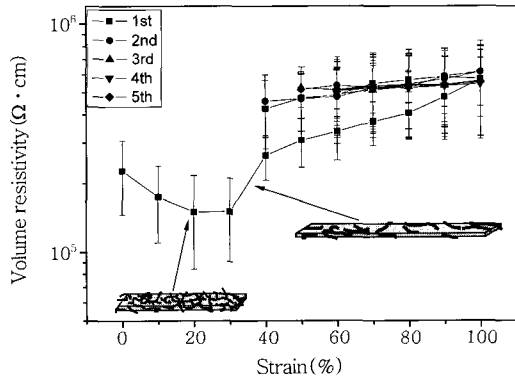


Figure 9. Dependence of strain on volume resistivity.

성 영역에서 벗어나기 때문에 인장방향으로 고분자 사슬의 흐름에 기인하여 CNT도 인장방향으로 배향되면서 일부 CNT는 간격이 멀어져서 더 이상의 전도성 경로의 가능성을 잃게 되기 때문에 오히려 체적저항이 증가하는 경향을 보인 것으로 판단된다.<sup>24</sup>

한편, 100%까지 인장시킨 후 다시 약 40%로 회복시킬 경우 인장변형을 가할 때의 체적저항곡선 보다 더 높은 체적저항 값을 보였다. 이는 전도성 경로가 회복되지 않는 영구변형을 일으켰다는 사실을 암시하여 준다. 계속해서 반복 변형을 가할 경우에도 체적저항은 더 이상 변하지 않았다.

### 결 론

탄소나노튜브가 보강된 고분자 나노복합체를 용액혼합 및 침전법으로 제조하고, 기계적, 열적, 전기적 특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

결정화도가 높은 고분자 매트릭스가 인장 탄성률은 높았지만 파단신장률은 낮았고, CB에 비해 CNT 함량이 높을수록 기계적 강도는 증가하였다.

고분자의 종류에 따라 열분해거동이 다르게 나타났으며, PE 계열 고분자가 공중합체 고분자나 고무계열 고분자에 비해 우수한 내열특성을 보였다. EVA의 경우 사슬내 비닐기의 분해에 기인하여 2단계 분해거동을 나타내었다.

결정화도 측면에서는 고무인 EPDM이 가장 낮았고, PE계열 수지가 높게 나타났으며, EEA, EVA, EBA 등은 중간 정도의 값을 나타냈다.

전기적 특성은 결정화도와 밀접한 관련이 있었는데, 고무의 결정화도의 10배 이하인 비교적 낮은 결정화도 영역에서는 일정한 체적저항을 나타내었지만, 그 이상에서는 결정화도에 1차 비례관계를 보였다.

인장변형에 따른 체적저항은 변형이 비교적 낮은 30% 이내에서는 감소하지만, 30% 이상의 변형에서는 변형이 증가함에 따라 증가하였다.

감사의 글 : 본 연구는 산업자원부의 지원에 의하여 기초전력연구원(R-2005-7-100) 주관으로 수행된 과제임.

### 참 고 문 헌

1. S. Ijima, *Nature*, **354**, 56 (1991).
2. S. J. Tans, M. H. Devoret, H. Dai, A. Thess, R. E. Smalley, L. J. Geerligs, and C. Dekker, *Nature*, **386**, 474 (1997).
3. G. Che, B. B. Lakshimi, E. R. Fischer, and R. Martin, *Nature*, **393**, 346 (1998).
4. Y. H. Lee, *KIEEME*, **13**, 1 (2000).
5. P. Delaney, H. J. Choi, J. Ihm, S. G. Louie, and M. L. Cohen, *Nature*, **391**, 466 (1998).
6. J. S. Ihm, *Fiber Technol. Ind.*, **2**, 326 (1998).
7. S. J. Tans, A. R. M. Verschueren, and C. Dekker, *Nature*, **393**, 49 (1998).
8. C. Liu, Y. Y. Fan, M. Liu, H. T. Cong, H. M. Cheng, and M. S. Dresselhaus, *Science*, **286**, 1127 (1999).
9. J. Kong, N. R. Franklin, C. Zhou, M. G. Chapline, S. Peng, K. Cho, and H. Dai, *Science*, **287**, 622 (2000).
10. R. H. Baughman, A. A. Zakhidov, and W. A. de Heer, *Science*, **297**, 787 (2002).
11. B. G. Min, *Polym. Sci. Technol.*, **16**, 176 (2005).
12. J. H. Han, S. J. Kim, O. H. Kwon, H. T. Kang, and K. S. Seo, *J. KIEEME*, **46**, 19 (1997).
13. J. F. Feller and Y. Grohens, *Sensor Actuat. B-Chem.*, **97**, 231 (2004).
14. T. J. Yoo, *Polym. Sci. Technol.*, **9**, 381 (1998).
15. Y. A. Kim, T. Hayashi, M. Endo, Y. Gotoh, N. Wada, and J. Seiyama, *Scrip. Mater.*, **54**, 31 (2006).
16. S. -N. Li, B. Li, Z. -M. Li, Q. Fu, and K. -Z. Shen, *Polymer*, **47**, 4497, (2006).
17. M. Ferrara, H. C. Neitzert, M. Sarno, G. Gorrasi, D. Sannino, V. Vittoria, and P. Ciambelli, *Physica E*, **37**, 66 (2007).
18. H. Tang, X. Chen, and Y. Luo, *Eur. Polym. J.*, **32**, 963 (1996).
19. S. Yang, J. T. Tijerina, V. S. Diaz, K. Hernandez, and K. Lozano, *Compos. Part B-Eng.*, **38**, 228 (2007).
20. S. C. Moon, H. S. Jung, J. C. Lee, J. W. Hong, J. K. Choi, and B. W. Jo, *J. Kor. Ind. Eng. Chem.*, **16**, 52 (2005).
21. W. E. Dondero and R. E. Gorga, *J. Polym. Sci.; Part B: Polym. Phys.*, **44**, 864 (2006).
22. H. S. Park, J. Y. Kim, and S. H. Kim, *Tex. Sci. Eng.*, **44**, 28 (2007).
23. M. R. Nobile, G. P. Simon, O. Valentino, and M. Macromol, *Macromol. Symp.*, **247**, 78 (2007).
24. B. I. Yakobson, M. P. Campbell, C. J. Brabec, and J. Bernholc, *Compu. Mater. Sci.*, **8**, 341 (1997).