상 분리 폴리머 혼합액의 전기 방사에 의한 나노 포러스 탄소 파이버 제작

김홍연 · 이대희 · 문주호[†]

연세대학교 신소재공학과

Fabrication of Nanoporous Carbon Fibers by Electrospinning

Hongyeun Kim, Daehee Lee and Jooho Moon[†]

Department of Materials Science and Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749, Korea

(2009년 9월 28일 접수 : 2009년 10월 17일 최종수정 : 2009년 10월 18일 채택)

Abstract Electrospinning is a technique that produces sub-micron sized continuous fibers by electric force from polymer solutions or melts. Due to its versatile manufacturability and the cost effectiveness, this method has been recently adopted for the fabrication of one-dimensional materials. Here, we fabricated polyacrylonitrile (PAN) polymer fibers, from which uniform carbon fibers with diameters of 100-200 nm were obtained after carbonization at 800 °C in N₂. Special emphasis was directed to the influence of the phase separated polymer solution on the morphology and the microstructure of the resulting carbon fiber. The addition of poly(styrene-co-acrylonitrile) (SAN) makes the polymer solution phase separated, which allows for the formation of internal pores by its selective elimination after electrospinning. XPS and Raman Spectroscopy were used to confirm the surface composition and the degree of carbonization. At the PAN:SAN = 50:50 in vol%, the uniform carbon fibers with diameters of 300~500 nm and surface area of 131.6 m²g⁻¹ were obtained.

Key words carbon fiber, electrospinning, phase separation, poly (styrene-co-acrylonitrile).

1. 서 론

화석 연료의 사용에 따른 대기 오염 및 이산화 탄소 방출 증가에 의한 지구 온난화 현상 등의 문제를 해결하기 위한 방안으로 대체 가능한 청정 에너지원에 대한 관심이 고조되고 있다. 최근 연료전지의 약진으로 주 연료인 수소에 대한 관심이 집중되고 있으며, 특히 미국 에너지성 (DOE, Department of Energy)에서는 수소저장 기술이 상업적인 경쟁력을 갖기 위해서는 6.5wt% (63 kgH₂/m³) 이상의 저장능력을 갖는 재료가 개발되어야 한다고 제시하였다.

수소 저장 매체로는 금속 (또는 보론) 수소 화합물, 금속 촉매 나노입자, 전도성 고분자 및 탄소체에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 하지만 금속 수소 화합물의 경우에는, 금속의 높은 단가 및 낮은 수소 저장 능력이 문제점으로 지적되고 있으며, Mg₂Ni와 같은 금속 촉매 나노입자의 경우에는 높은 단가 및 수소 탈착에 고온이 필요한 것으로 알려져 있다. 또한 Polyaniline 등의 전도성 폴리머는 공기 및 열에 불안정하며 수소 흡착 시간이 길어 상용화에 걸림돌이 되고 있다. 반면, 탄소 물질

을 통한 수소 저장은 다른 물질에 비해 안전하며 가벼울 뿐만 아니라 저장 비용이 저렴하고 높은 안정성 등의 장점으로 탄소 저장체에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 탄소 저장체의 경우 수소가 탄소 표면에 흡/탈착하는 메커니즘을 이용하기 때문에 비표면적이 큰 구조가 유리하게 되어 탄소 나노 튜브(carbon Nanotube),¹⁻³⁾ Graphite,⁴⁾ Fullerene (C₆₀),⁵⁾ 탄소 파이버,⁶⁾ 활성 탄소 섬유⁷⁾ 등의 탄소 물질을 중심으로 연구가 진행되고 있다. 탄소 나노튜브와 Fullerene의 경우, 넓은 비표면적을 가지고 있으나 제조 비용이 다른 구조 물질에 비해 비교적 높은 단점이 있다.

활성 탄소 섬유와 탄소 파이버 등은 기존 탄소 나노튜브의 문제점으로 부각되던 높은 제조 단가 및 복잡한 제조 공정 문제를 해결할 수 있는 소재로, 특히 전기 방사를 통해 얻은 탄소 파이버의 경우, 탄소 나노튜브와 같이 sp² 공유 결합을 갖는 Graphite 구조는 아니지만 수소 저장 능력은 비슷한 수준으로 보고된 바 있다. 더욱이 전기 방사방법을 통한 탄소 파이버 제작은 공정이 매우 간단하며 파이버 내에 금속 촉매 물질 도핑, Hollow 파이버 등의 구조 제어가 가능하기 때문에 고품질의 탄소 저장 물질의 대량 생산에 적합하다고 할 수 있다.

전기방사로 제조되는 탄소 파이버의 비표면적을 증가시키는 것은 수소 저장 측면에서 핵심 이슈라고 할 수

[†]Corresponding author

E-Mail : jmoon@yonsei.ac.kr (J. Moon)

있다. 비표면적을 증가시키는 방법으로는 크게 두 가지로 분류할 수 있다. 첫째, 파이버 표면을 조대화 하거나 기공을 형성시켜 비표면적을 늘리는 방법과 둘째, 파이버의 직경을 줄여 비표면적을 증가시키는 방법이다. 전자의 경우, 기공형성 물질이 포함된 혼합용액의 전기방사를 통해 파이버를 제조한 후 선택적으로 제거하는 방법과 탄화 시에 수증기나 이산화 탄소 등으로 활성화시켜 기공을 형성하는 방법이 있다. 후자의 경우에는 전기방사 공정 변수 (즉, 점도, 전기장의 세기 등)를 조절하여 파이버 직경을 제어하는 것으로 비표면적 증대를 위해서는 매우 작은 직경을 갖아야 하지만 비드 (bead)가 없이 연속 파이버를 제작하기가 용이하지 않다.⁸⁾ 또한, 두 가지 이상의 혼합 폴리머의 상분리 현상을 이용하여 전기방사를 하여 열처리 과정 시에 특정 폴리머 물질의 선택적인 제거를 통해 비표면적을 증가시키는 방법이 있다. Alexander et al. 은 DMF 용매 내에서 Polyacrylonitrile (PAN)과 Poly (methyl methacrylate) (PMMA)의 상분리 현상을 이용하여 단일 노즐로 튜브 형상의 파이버를 제작하였다.⁹⁾ 이는 PAN과 PMMA 부분의 상분리 영역이 비교적 크기 때문에 튜브 형상 제작이 가능하였다. Moon et al. 은 PAN과 Polystyrene (PS) 간의 상 분리 현상을 이용하여 PMMA 계보다 보다 작은 크기 영역에서 상분리가 일어나 튜브 형상보다는 mesoporous에 가까운 형상의 파이버를 제작하였다.¹⁰⁾ 또한, Zhou et al. 은 PAN과 Poly (styrene-co-acrylonitrile) (SAN)의 상 분리를 이용하여 단일 노즐로 mesoporous 파이버를 제작하여 캐패시턴스의 증가를 꾀하였다.¹¹⁾ 위 실험에서는 SAN의 양을 0~50wt%까지 점진적으로 실험하여 SAN의 증가에 따라 비표면적의 증가 및 정전용량의 증가를 보여 주었다.

본 연구의 목적은 상 분리 되는 폴리머 블렌딩 용액 (PAN-SAN blending solution)의 전기방사를 통하여 폴리머 파이버 제작 후 열처리를 통해 파이버 내의 하나의 폴리머 (SAN) 성분을 선택적으로 제거함으로 탄소파이버의 형상 및 구조 제어를 시도하였다. 특히 상 분리 폴리머의 혼합 부피 비율을 50 vol% 에서 90 vol% 까지 변화시킴에 따라 탄소 파이버의 직경 및 비표면적 변화를 관찰하였다.

2. 실험 방법

전기방사용 용액을 제조하기 위해 Dimethylformamide (DMF, anhydrous, 99.8% Aldrich) 용매에 Polyacrylonitrile ($M_w = 150,000$, Aldrich) 및 Poly (styrene-co-acrylonitrile, $M_w = 125,000$, Aldrich)을 혼합하여 70 °C에서 24시간 교반하여 용액을 제조하였다. DMF 는 PAN 등의 고분자에 대한 용해도가 우수하여 전기 방사가 용이한 고분자

용액을 제조할 수 있는 용매이다. 고분자 용액은 PAN:SAN의 혼합 비율을 부피 비로 100:0, 50:50, 40:60, 30:70, 그리고 10:90 로 변화를 시킨 용액을 제조하였으며, 점도계 (Rheometer AR-2000EX, TA Instruments)를 이용하여 점도를 측정한 결과 고분자 용액 모두 1600~2000 mPa·s 범위에 있는 것을 확인하였다.

혼합된 고분자 용액을 직류 전원 고전압 장치 (Nanotech)를 이용하여 노즐과 collector 사이의 전압을 15 kV를 인가하고, 노즐과 drum collector 사이의 거리를 15 cm로 하여 전기장이 1 kV/cm를 상태에서 미세 주사기 펌프 (KD100, KD Scientific)를 이용하여 다섯 종류의 고분자 용액을 유속 1.0 ml/h로 stainless steel 노즐 (내경 : 0.51 mm)을 사용하여 전기 방사하였다. collector는 drum의 폭이 200 mm, 직경이 100 mm인 스테인리스 스틸 재질로 분당 회전수 50 rpm의 저속에서 실험을 진행하였다. 실험 장비 모식도는 Fig. 1에 나타나 있다. 전기 방사법으로 얻은 폴리머 파이버를 80 °C에서 24시간의 건조, 250 °C 4시간 안정화 과정을 거쳐 최종적으로 800 °C 1시간의 탄화과정을 통해 탄소 파이버를 제조하였다.

점성이 있는 PAN-SAN 용액을 슬라이드 유리 위에 떨어뜨려 광학 현미경 (optical microscope, Leica DMLM)으로 관찰하였고, 전기방사 된 폴리머 파이버의 열분해 거동은 열중량-시차열분석 (thermal gravimetric/differential thermal analysis TG/DTA, Exstar 6000, Seiko)을 사용하여 승온 속도 분당 5 °C로 질소 분위기에서 측정하였다. 안정화 및 탄화된 탄소 파이버의 미세구조는 주사전자현미경 (scanning electron microscope, SEM, S-4300, Hitachi)과 투과전자현미경 (transmission electron microscope, TEM,

Fig. 1. Schematic diagram of electrospinning process.

Fig. 2. TG/DTA results of (a) PAN-based fiber and (b) PAN-SAN-based fiber.

JEM-2000EX, Jeol)을 통하여 분석하였다. 탄소 파이버의 표면화학구조는 X선 광전자분광법 (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS, ESCALAB 22i-XL, VG Scientific Instrument)을 통해 분석하였고, 라만 분석은 (Raman spectroscopy, LabRam HR High Resolution, Jobin-Yvon) Ar-ion laser 514 nm 이용하여 실시하였다. 탄소 파이버의 비표면적은 Brunauer-Emmett-Teller (B.E.T.) 질소 흡착법을 통하여 분석하였다 (Omnisorp 360, Coulter).

3. 결과 및 고찰

전기방사를 통하여 제조된 폴리머 파이버의 열적 특성을 파악하기 위하여 TG/DTA 분석을 수행하였다. Fig. 2a에서 보듯이 순수 PAN 폴리머 파이버의 경우, 310~350 °C 부근에서 발열 반응과 더불어 급격한 질량감소 (36wt%)가 관찰되었고, 다시 560 °C에서 690 °C사이의 발열 반응이 발생하면서 점진적인 질량감소를 수반하였다. 310~350 °C에서의 발열 반응은 Nitrile 그룹의 고리화 반응이 진행됨에 따른 질량 감소로 판단된다.¹²⁻¹⁴⁾ TG/DTA 결과를 바탕으로 전기방사 된 PAN 폴리머 파이버의 안정화 과정은 고리화 반응 온도보다 50~100 °C 낮은 온도에서 수행하였으며, 그 이후 800 °C에서 1시간 탄화과정을 수행하였다. 비표면적이 탄화 온도 800 °C에서 최대가 되고, 이 온도 전 후에서 다시 감소하는 경향을 보인다는 보고를 참고하여 결정하였다.^{15,16)}

PAN 고분자 용액의 전기 방사 조건으로는 전기장의 세기가 0.6 kV/cm 이하 혹은 1.6 kV/cm 이상일 경우에는 nozzle에서 나오는 젯(jet)이 불안정해져, 비드 (bead)를 생성시키거나 파이버의 직경을 증가시킨다고 알려져 있다.¹⁷⁻¹⁹⁾ 본 실험에서는 PAN 고분자 용액으로부터 연속적인 파이버를 적절히 얻어낼 수 있는 전기장 조건 (1.0 kV/cm)에서 전기 방사를 수행하였다. 얻어진 폴리머 파이버를 안정화 시킨 후에 SEM으로 관찰한 결과 300~400 nm 수준의 직경을 균일한 파이버를 합성할 수 있었다. 이를 다시 800 °C에서 탄화과정을 거치게 되면 질량 감소가 발생하면서 직경 또한 100~200 nm 수준으로 수축된 파이버가 형성되었고, 비드 형성 또는 절단 등 파이버 형상 변화는 관찰되지 않았다. (Fig. 3)

DMF에 PAN을 용해시킨 용액에 SAN을 첨가하게 되면 서로 섞이지 않고, SAN-DMF 영역으로 Fig. 4와 같이 상 분리가 일어나게 된다. SAN는 수십에서 수백 마이크로 정도 상 분리가 일어나며, 이렇게 상 분리가 된 용액을 전기방사 하면 상 분리 영역이 전기방사 방향과 평행하게 배열된 상태로 PAN 영역과 SAN 영역으로 분

Fig. 3. (a) SEM images of PAN-derived carbon fiber and (b) TEM image of PAN-derived carbon fiber.

Fig. 4. Microscopic image of PAN and SAN in DMF solution (PAN : SAN = 50 : 50) showing a phase separation.

리된 고분자 파이버가 형성이 되고, 이를 열처리하여 SAN 부분을 선택적으로 제거하면, PAN 성분의 다공성 파이버가 제조될 수 있다. SAN의 선택적 제거 온도 조건을 확인하기 위하여 TG/DTA를 분석하였다. Fig. 2b에서 보듯이 PAN-SAN 파이버의 경우는 주요 질량 감소가 300 °C와 400 °C 두 번 발생하게 되는데 이는 저온에서는 SAN의 분해가 고온에서는 PAN의 분해가 발생하는 것으로 예측할 수 있다. 총 질량감소는 500 °C까지 약 70%, 800 °C까지 약 75% 감소를 보인다. SAN는 연화점이 100~113 °C로 알려져 있지만 나노 사이즈의 파이버에서는 그보다 낮은 온도에서 연화가 일어나므로 80 °C에서 24시간 건조함으로써 액상상태로 변화된 SAN

의 대부분이 중력에 의하여 분리되었고, 250 °C에서 4 시간 유지시킴으로써 잔류 성분을 제거하였다.

Fig. 5는 SAN의 혼합 비율이 증가함에 따라 제조되는 탄소 파이버의 형상 변화를 보여주는 SEM 이미지이다. 50 vol% 첨가 조건까지는 순수한 PAN 기반의 파이버에 비하여 직경은 300~500 nm 수준을 유지하며 비교적 균일한 파이버 형상을 보인다. 하지만 SAN의 함량이 점차 늘어나면서 독립적인 분리되어 있지 않고 수축된 파이버 간 응집되는 형상이 관찰되고, 90 vol% 경우엔 얇은 파이버가 응집되어 직경이 큰 다발 형태로 보여진다. 이는 SAN의 선택적인 제거 과정 중 액상으로 변화되어 모세관 응력으로 인하여 잔류하는 PAN 폴리머 파이버가 응집되기 때문으로 추측된다. Fig. 6은 파이버의 표면 구조를 보다 명확히 관찰하기 위한 고배율 SEM 이미지이다. 50 vol% 첨가의 경우엔 파이버 표면이 주름이 잡힌 듯한 형상을 나타내고 있으며, 60 vol% 경우엔 (Fig. 6b) 파이버 직경이 ~250 nm으로 수축되었고, 그 내부엔 직경이 ~60 nm 수준의 얇은 파이버 수 - 수십 개가 응집되어 존재하고 있다. PAN 성분이 더욱 감소됨에 따라 하나의 파이버를 구성하는 서브 파이버의 갯수가 감소되어 전체 직경은 ~300 nm 수준이 되었으며 표면에 입자 형상의 물질 또한 관찰되었다. SAN이 90 vol% 경우엔 연속적인 파이버 형상 대신 입자들이 응집되어 직경이 큰 다공성의 파이버가 이루어짐을 관찰하였다.

PAN-SAN 기반 탄소 파이버의 내부 구조를 관찰하기 위하여 TEM 분석을 시도하였다 (Fig. 7). Fig. 3b에서 나타난 PAN 기반의 탄소 파이버는 내부 기공 없이 치밀한

Fig. 5. Low magnification SEM images of carbon fibers from PAN : SAN solution: a) 50 : 50, b) 40 : 60, c) 30 : 70, and d) 10 : 90.

Fig. 6. High magnification SEM images of carbon fibers from PAN : SAN solution: a) 50 : 50, b) 40 : 60, c) 30 : 70, and d) 10 : 90.

Fig. 7. TEM images of carbon fibers from PAN : SAN solution: a) 50 : 50, b) 40 : 60, c) 30 : 70, and d) 10 : 90.

형상인 반면, SAN가 첨가된 조건에서 얻어진 탄소 파이버는 SAN가 열처리 과정 중 제거되어 내부 기공이 형성됨을 확인할 수 있었다. 또한, SAN 함량이 50 vol%에서 90 vol%로 증가할수록 파이버 다발의 직경은 조금씩 줄

어들이며 내부 기공 공간이 증가하는 경향을 보였다. 직경 및 기공 변화 이외에 SAN 함량이 증가될수록 표면에 입자 구조체 밀도가 증가되는 것을 확인할 수 있었으며, 입자형성은 탄소 파이버의 비표면적 증가에 영향을 미칠 것

Fig. 8. XPS data of PAN based carbon fiber derived from PAN : SAN = 50 : 50 solution.

으로 예상할 수 있다. 파이버 다발 내에 존재하는 개별 파이버의 직경이 70~80 nm 이하 수준으로 관찰되었으며, 특히 90 vol% 첨가의 경우 (Fig. 7d) 50 nm 정도로 확인되었다. 입자 구조체가 형성되는 원인은 잔류되는 고분자인 PAN의 함량이 30 vol% 이하로 줄어들게 되면 전기방사로 제조되는 고분자 파이버에서 연속적인 상으로 존재할 수 없고 분리된 상으로 존재하게 되고 이들이 탄화과정 중 응집되어 직경이 큰 파이버 다발 형태로 변화되는 것으로 추측된다. 따라서 SAN을 포함시켜 균일한 파이버를 제조하면서 내구 기공을 형성시켜 비표면적을 증가시키기 위해서는 SAN 첨가량은 50 vol% 수준이 적절하다고 판단된다. 이들 파이버의 비표면적 분석을 시도한 결과, PAN 기반의 탄소 파이버의 경우 $6.1 \text{ m}^2/\text{g}$ 이었으나, SAN의 함량이 50 vol%에서는 $131.6 \text{ m}^2/\text{g}$, 60 vol%에서는 $37.9 \text{ m}^2/\text{g}$, 70 vol%에서는 $28.9 \text{ m}^2/\text{g}$, 90 vol%의 경우에는 $48.3 \text{ m}^2/\text{g}$ 로 나타났다. SAN 50 vol%가 혼합된 경우는 전기방사된 파이버간 응집 현상이 거의 발생하지 않은 상태에서 SAN 제거로 적절히 내부기공을 형성하여 비표면적 증가로 나타났지만, 60 vol% 이상에서 파이버 간의 응집으로 비표면적이 감소되었으며, 90 vol%에서는 응집현상이 발생하지만 입자 구조로 변화됨으로 비표면적이 소폭 증가한 것으로 판단된다.

열처리 과정을 통해 SAN을 제거한 후 800°C 에서 탄화시킨 탄소 파이버에 대해 XPS 분석을 실시하였다. Fig. 8은 탄소 파이버의 C 1s 스펙트럼을 나타내며, 이 peak는 세 개의 Gaussian 분포를 갖는 sub peak로 분리할 수 있고, 가장 높은 강도는 갖는 Peak의 중심 결합에너지는 285 eV에서 관찰되었고, 이는 탄소 단일 결합에 (C-C)에서 기인하는 것으로 판단된다.^{20,21)} 또한 2nd peak은 287 eV에서, 3rd peak은 289.5 eV에서 관찰되었으며, 각각 C-O 결합, C=O 또는 O=C-O 결합에서 기인한다. 이는 파이버의 안정화 과정 중 공기 중의 산소가 탄소 파

Fig. 9. Raman spectroscopy results of PAN based carbon fiber and PAN-SAN based carbon fiber.

이버에 흡착되어 탄화 과정 후에도 잔존하는 것으로 예상된다. C 1s sub peak의 면적을 바탕으로 탄소파이버의 구성 비율을 분석하면 C-C 결합 물질이 약 85%, 2nd과 3rd peak을 합친 탄소와 산소 결합 비율은 상용 활성 탄소 파이버와 비슷한 수준인 약 15%임을 확인할 수 있었다.²²⁾ 탄소 표면 위의 산소 분자의 결합은 탄소 파이버의 수소 흡착 능력의 저하를 초래하지만²³⁾ C-C 결합 비중의 증가를 위해 더 높은 온도에서 탄화를 진행하면, 반대로 탄소 파이버의 비표면적이 크게 감소될 수 있다.^{15,16)}

Raman 분석을 통해 탄소 파이버의 Graphitization된 정도를 분석하였다. Fig. 9에 보듯이 PAN 기반 탄소 파이버와 PAN-SAN 기반 탄소 파이버 모두 동일한 형상의 Raman 스펙트럼이 관찰되었다. PAN 기반 탄소 파이버의 스펙트럼의 경우 1579.6 cm^{-1} Peak은 Graphite 구조인 sp^2 결합에서 기인하는 것으로 G band로 불리며, 이 Peak의 강도가 크고, 반치폭(FWHM)이 좁을수록 Graphitization 정도가 큼을 의미한다. 반면 1361.7 cm^{-1} Peak은 sp^3 , sp 또는 broken bond가 혼재해 있는 disordered carbon에서 기인되는 것으로 D band로 불린다.²⁴⁻²⁷⁾ 고분자로 출발하여 제조된 탄소파이버의 경우 탄화 온도 및 시간 등에 의해 탄화 정도가 달라지게 되는데, 본 실험의 경우 동일한 탄화 공정 과정을 거친 두 종류의 탄소 파이버에 대한 Raman 스펙트럼이 거의 일치하는 결과를 얻었으며, 이는 SAN 첨가는 Graphitization 정도에 영향을 미치지 않는다는 결과로 판단된다. PAN 기반 탄소파이버의 D band와 G band 상대강도(I)는 각각 2226, 2390으로 나타났으며, PAN-SAN 기반 파이버 경우는 각각 1712, 1741로 관찰되었다. 이들 피크의 강도 비율(R)을 통해 물질의 결정립 크기(L) 예측이 가능한 것으로 보고되어 있다²⁴⁻²⁷⁾. 800°C 에서 탄화한 PAN 기반의 탄소 파이버의 경우 $R = I_D/I_G = 0.93$ 이며, 이 때 결정립의

크기는 $L = 44R^{-1}\text{\AA}$ 로 표현될 수 있어, $L = 4.73\text{ nm}$ 로 예상할 수 있으며, PAN-SAN 기반의 탄소 파이버의 경우 결정립 크기는 4.48 nm 로 예측할 수 있다.

4. 결 론

전기 방사법을 통해 PAN을 기반으로 폴리머 파이버를 제조한 후 이를 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 에서 탄화시켜 직경 $100\sim 200\text{ nm}$ 의 균일한 치밀성 탄소 파이버를 합성하였다. 또한 상 분리되는 PAN-SAN 용액을 전기 방사함으로써 다공성 탄소 파이버를 제조하였다. PAN-SAN 기반 폴리머 내에 균일하게 분포되어 있는 SAN는 열처리 과정 중 선택적으로 제거되면서 내부 기공이 형성됨을 열분석 및 미세구조 분석을 통해 확인하였다. SAN의 혼합 비율은 최종적으로 얻게 되는 탄소 파이버의 형상 및 비표면적에 직접적인 영향을 미치게 되어, SAN를 포함하지 않는 경우의 파이버는 $6.1\text{ m}^2/\text{g}$ 인 반면, SAN 함량이 $50\text{ vol}\%$ 일 때는 비표면적이 $131.6\text{ m}^2/\text{g}$ 로 최대가 되었다. 함량을 더 증가시키면 파이버 다발 내의 기공은 증가하지만, 파이버 간 응집으로 비표면적이 감소되었다. 또한, SAN의 함량이 $70\text{ vol}\%$ 이상의 용액을 사용할 경우엔 연속적인 파이버를 얻지 못하고 표면에 입자 구조체가 형성됨을 확인하였다. 제조된 탄소 파이버의 XPS 분석을 통해 탄화가 85% 이상 진행된 것을 확인하였으며, Raman 분석을 통해 그 구조가 sp^2 결합과 disordered 결합 부분이 혼재해 있는 것으로 예측된다.

감사의 글

본 연구는 방위사업청과 국방과학연구소와 2009년도 두뇌한국21사업의 지원에 의해 수행되었습니다.

참 고 문 헌

1. C. Liu, Y. Y. Fan, M. Liu, H. T. Cong, H. M. Cheng and M. S. Dresselhaus, *Science*, **286**(5442), 1127 (1999).
2. S. M. Lee and Y. H. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **76**(20), 2877 (2000).
3. Y. Chen, D. T. Shaw, X. D. Bai, E. G. Wang and C. Lund, *Appl. Phys. Lett.*, **78**(15), 2128 (2001).
4. T. Heine, L. Zhechkov and G. Seifert, *Phys. Chem. Chem. Phys.*, **6**(5), 980 (2004).
5. Y. Zhao, Y. H. Kim, A. C. Dillon, M. J. Heben, and S. B. Zhang, *Phys. Rev. Lett.*, **94**(15), 155504 (2005).
6. A. Zuttel, P. Sudan, Ph. Mauron, T. Kiyobayashi, Ch. Emmenegger and L. Schlapbach, *Int. J. Hydrogen Energy*, **27**(2), 203 (2002).
7. M. A. de la Casa-Lillo, F. Lamari-Darkrim, D. Cazorla-Amorós, and A. Linares-Solano, *J. Phys. Chem. B*, **106**(42), 10930 (2002).
8. H. Fong, I. Chun, and D. H. Reneker, *Polymer*, **40**(16), 4585 (1999).
9. A. V. Bazilevsky, A. L. Yarin, and C. M. Megaridis, *Langmuir*, **23**(5), 2311 (2007).
10. S. Moon, J. Choi and R. J. Farris, *Fiber Polym.*, **9**(3), 276 (2008).
11. C. Zhou, T. Liu, T. Wang and S. Kumar, *Polymer*, **47**(16), 5831 (2006).
12. H. S. Kim, *J. Polym. Sci. Part B: Polym. Phys.*, **34**(7), 1181 (1996).
13. S. Y. Gu, J. Ren and Q. L. Wu, *Synth. Met.*, **155**(1), 157 (2005).
14. W. Zhang, Y. Wang and C. Sun, *J. Polym. Res.*, **14**(6), 467 (2007).
15. J. C. Lee, B. H. Lee, B. G. Kim, M. J. Park, D. Y. Lee, I. H. Kuk, H. Chung, H. S. Kang, H. S. Lee and D. H. Ahn, *Carbon*, **35**(10-11), 1479 (1997).
16. C. Kim, *J. Power Sources*, **142**(1-2), 382 (2005).
17. D. Li and Y. Xia, *Nano Lett.*, **3**(2), 143 (2003).
18. M. M. Hohman, M. Shin, G. Rutledge, and M. P. Brenner, *Phys. Fluids*, **13**(8), 2221 (2001).
19. S. Park, D. Y. Lee, M. H. Lee, S. J. Lee, and B. Y. Kim, *J. Kor. Ceram. Soc. (in Korean)*, **42**(8), 548 (2005).
20. J. M. Deitzel, W. Kosik, S. H. McKnight, N. C. Beck Tan, J. M. DeSimone and S. Crette, *Polymer*, **43**(3), 1025 (2002).
21. Y. Zhu, J. C. Zhang, J. Zhai, Y. M. Zheng, L. Feng and L. Jiang, *ChemPhysChem*, **7**(2), 336 (2006).
22. W. H. Lee, J. G. Lee and P. J. Reucroft, *Appl. Surf. Sci.*, **171**(1), 136 (2001).
23. F. Lamari Darkrim, P. Malbrunot and G. P. Tartaglia, *Int. J. Hydrogen Energy*, **27**(2), 193 (2002).
24. Y. Wang, S. Serrano and J. J. Santiago-Aviles, *Synth. Met.*, **138**(3), 423 (2003).
25. C. Kim, S. H. Park, J. I. Cho, D. Y. Lee, T. J. Park, W. J. Lee and K. S. Yang, *J. Raman Spectrosc.*, **35**(11), 928 (2004).
26. Y. Raitses, C. H. Skinner, F. Jiang and T. S. Duffy, *J. Nucl. Mater.*, **375**(3), 365 (2008).
27. A. C. Ferrari and J. Robertson, *Phys. Rev. B*, **64**(7), 075414 (2001).