한국정밀공학회지 제 24 권 제 8 호 (2007 년 8 월)
Journal of the Korean Society for Precision Engineering, Vol. 24, No.8, August 2007

◆특집◆ 나노복합재의 제작과 응용

탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 제조 공정 및 특성

모찬빈*, 임병규*, 정용진*, 홍순형*

Fabrication Processes and Properties of Carbon Nanotube/Metal Nanocomposites

Chan Bin Mo*, Byung Kyu Lim*, Yong Jin Jeong* and Soon Hyung Hong*

Key Words : Carbon nanotube (탄소나노튜브), Nanocomposite (나노복합재료), Fabrication Processes (제조공정)

1. 서론

1991 년 탄소나노튜브가 최초로 발견된 이래, 탄소나노튜브의 우수한 특성을 이용한 다양한 새로운 기술 분야들이 형성되었고, 기존 기술의 한계들을 극복할 수 있는 방법들이 제시되고 있다. 그 중 기존 소재의 한계를 뛰어넘을 수 있는 복합재료의 새로운 강화재로서 탄소나노튜브가 큰 주목을 받고 있다. 본 논문에서는 탄소나노튜브의 특성, 탄소나노튜브 나노복합재료의 제조 공정에 대해 리뷰하고, 특히, 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 제조 공정과 특성에 대해 논의하고자 한다.

탄소나노튜브는 흑연면(graphene layer)이 원기둥 형태로 말려있는 튜브 구조로서 직경은 1~50 나노미터(1 나노미터=10 억분의 1 미터), 길이는 수십 cm 에 이르는 장대비가 매우 큰 특징을 가지고 있다. 탄소나노튜브가 복합재료의 강화재로서 주목을 받는 가장 큰 이유는 기계적 특성이 우수하고 장대비가 커서 기지재료로부터의 응력전달이 효과적으로 이루어질 것으로 기대되기 때문이다.

탄소나노튜브의 우수한 기계적 특성 [1-5], 열전도도 [6,7], 전기전도도 [8] 는 여러 가지 방법으로 확인된 바 있다. Wong 등은 탄소나노튜브의 탄성계수를 측정하기 위해 다중벽탄소나노튜브 외팔보(cantilever)를 제조하고 이를 원자력현미경으로 압입(indentation)하였다.[1] 그 결과 다중벽탄소나노튜브의 직경에 상관없이 탄성계수가 평균 1.28TPa 에 이르는 것으로 나타났으며 같은 실험으로 측정된 SiC 나노로드(Nanorod)의 660GPa 보다 훨씬 높은 것으로 나타났다. 또한, SiC 나노로드를 계속 굽힐 경우 결국 파괴가 일어났지만 다중벽탄소나노튜브는 buckling 이 발생하면서 파괴가 일어나지 않았다. 더욱이 Falvo 등은 다중벽탄소나노튜브가 파괴를 일으키지 않고 굽힘을 반복할 수 있으며 변형률이 매우 크다는 것을 확인하였다.[2] Yu 등은 Nanostressing Stage 를 이용하여 다중벽탄소나노튜브의 인장시험을 실시하였고, 그 결과 인장강도가 11~63GPa 에 이르고, 탄성계수는 270~950GPa 에 이르는 것으로 나타났다.[4] Salvetat 등은 탄소나노튜브의 결함이 탄성계수에 미치는 영향을 조사하기 위하여 결함이 적은 아크방전법으로 제조된 다중벽탄소나노튜브와 결함이 많은 화학기상증착법으로 제조된 다중벽탄소나노튜브의 탄성계수를 원자력현미경으로 비교 측정하였다. 그 결과 아크방전법으로 제조된 다중벽탄소나노튜브의 탄성계수는 평균 810GPa 인 반면, 화학기상증착법으로 제조된 다중벽탄소나노튜브의 탄성계수는 평균 27GPa 로 매우 낮은 값을 보였다. 이는 화학기상증착법으로 제조된 다중벽탄소나노튜브 내에 존재하는 많은 결함이 탄성계수에 상당한 영향을 미친다는 중요

* 한국과학기술원 신소재공학과
Tel. 042-869-3367, Fax. 042-869-5327
E-mail shhong@kaist.ac.kr

한 의미를 나타낸다.[5]

탄소나노튜브는 기계적 특성 뿐만 아니라 열전도도, 전기전도도 또한 우수하다.[6-8] 탄소나노튜브의 열전도도는 Berber 등이 이론적으로 계산한 결과 상온에서 6600 W/mK 에 이르는 것으로 나타났으며,[6] Kim 등에 의하여 실험적으로 3000 W/mK 에 이르는 것으로 밝혀졌다.[7] 이는 은(429W/mK), 다이아몬드(900-2320W/mK)보다 높은 값이다. Anazawa 등은 아크방전법으로 제조된 결함이 매우 적은 다중벽탄소나노튜브의 전기적 특성을 측정한 결과 전자의 이동이 Ballistic Transport 원리에 의해 이루어짐을 확인하였고, 10^{11} A/m^2 의 높은 전류밀도를 견딜 수 있는 것으로 나타났다.[8] 반면, 결함이 많은 다중벽탄소나노튜브는 8X10^9 A/m^2 정도의 상대적으로 낮은 전류밀도에서 파괴됨으로써 탄소나노튜브의 결함이 기계적 특성뿐만 아니라 전기적 특성에도 큰 영향을 미친다는 것을 확인하였다.

이처럼 탄소나노튜브는 우수한 기계적, 열적, 전기적 특성을 가지고 있어서 복합재료의 기계적 특성을 향상시킬 수 있는 강화재로서 사용될 수 있을 뿐만 아니라 복합재료의 열적, 전기적, 광학적 특성 등 다양한 기능성을 부여할 수 있는 첨가재로서의 사용될 수 있다.

2. 탄소나노튜브 나노복합재료 제조 공정의 주요 이슈

탄소나노튜브가 강화재로서 최초로 사용된 것은 고분자 기지이며 탄소나노튜브/고분자 나노복합재료의 제조 및 특성에 대한 여러 연구 그룹들의 우수한 연구 결과는 탄소나노튜브가 금속 및 세라믹 기지에서도 동일하게 강화재로서 사용될 수 있는 가능성을 보여주었다. 그러나 고분자 기지와는 달리 금속 및 세라믹 기지에서는 기존의 금속 및 세라믹 복합재료 제조 공정만으로는 기지 내에 탄소나노튜브를 균일하게 분산시키기 어려워서 탄소나노튜브가 금속 및 세라믹 기지에 강화재로서 사용될 수 있는지 의구심을 갖게 했다. 금속 및 세라믹 기지 내에서 응집된 탄소나노튜브는 기공을 형성하여 소재의 밀도를 감소시키고, 기계적 특성을 감소시키는 원인이 된다. 따라서 탄소나노튜브 나노복합재료를 성공적으로 제조하기 위해서는 탄소나노튜브를 기지 내에 균일하게 분산시키는 것이 가장 중요하다. 둘째로 중요한 이슈는 탄소나노튜브와 금속 및 세라믹 기지와의 강한 계면 결합 형성이다. 탄소나노튜브/고분자 나노복합재료의 경우는 탄소나노튜브의 표면 기능기와 고분자의 기능기 사이의 결합으로 계면 결합을 유도할 수 있지만 금속 및 세라믹 기지에서는 더욱 강한 계면 결합이 요구된다. 셋째로 탄소나노튜브 자체의 특성이 중요하다. 전술한 바와 같이 탄소나노튜브의 자체의 결함은 탄성계수 및 전기전도도를 감소시키는 원인이 된다.[5,8] 탄소나노튜브의 결함은 탄소나노튜브를 분산시키기 위해 초음파 처리, 볼밀링(Ball-milling), 산처리 등을 지나치게 실시할 때 발생할 수 있으며 결함의 발생을 최소화하면서 분산을 극대화하는 것이 중요한 이슈이다. 마지막으로 탄소나노튜브의 부피분율 및 배열을 정확하게 제어하여 원하는 특성의 탄소나노튜브 나노복합재료를 제조하는 것이 필요하다.

3. 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 기존 제조 공정 및 특성

3.1 분말야금법(Powder Metallurgy)을 이용한 제조 공정 및 특성

분말야금법을 이용한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료 제조 공정은 일반적으로 탄소나노튜브와 금속 분말을 볼밀링(Ball-Milling), 기계적 합금화(Mechanical Alloying) 등의 방법으로 탄소나노튜브와 금속 분말을 혼합하는 방법으로서 간단한 공정으로 대량의 복합재료를 제조할 수 있는 장점이 있지만 대부분의 탄소나노튜브가 분말의 표면에서 응집되어 분말의 소결성이 감소되고, 소결체의 밀도가 감소되어 결과적으로 기계적 특성이 감소되는 단점이 있다.

Kuzumaki 등은 탄소나노튜브와 알루미늄 분말을 볼밀링으로 혼합한 후 hot-pressing 및 hot-extrusion 을 통해 탄소나노튜브/알루미늄 나노복합재료를 제조하였다. 그 결과 탄소나노튜브가 알루미늄 기지 내에 어느 정도 배열하였지만 Fig. 1(a)에서 보는 바와 같이 탄소나노튜브 응집체들이 기공을 형성하고 있어서 기계적 특성이 크게 향상되지 않았다.[9] 이 연구 그룹은 탄소나노튜브/타이타늄 나노복합재료를 동일한 방법으로 제조하였으나 역시 탄소나노튜브가 응집된 미세조직을 나타내었다.[10]

George 등은 탄소나노튜브와 알루미늄 사이의

계면 접합을 향상시키기 위해 wetting agent 로서 탄소섬유에 널리 적용되는 K_2ZrF_6를 탄소나노튜브 표면에 코팅한 후 탄소나노튜브와 알루니늄 분말을 볼밀링 혼합 및 소결하였다. 그 결과 K_2ZrF_6를 사용한 경우 탄성계수와 인장강도가 크게 증가하는 결과를 얻었다. Deng 등은 탄소나노튜브의 분산성을 향상시키기 위해 탄소나노튜브를 산처리하고 이를 에탄올에 분산시킨 후 알루미늄 분말과 혼합하여 볼밀링하는 방법을 사용하였으며 Cold Isostatic Pressing 및 Hot-extrusion 을 통해 탄소나노튜브/알루미늄(2024) 나노복합재료를 제조하였다. 그 결과 탄소나노튜브 첨가량이 1wt.%일 때까지는 탄성계수 및 인장강도가 약 1.4 배 증가하였으나 2wt.% 에서는 탄소나노튜브가 응집되면서 특성이 크게 감소되었다.[14, 15]

Dong 등은 탄소나노튜/구리 나노복합재료를 제조하기 위하여 탄소나노튜브와 구리 분말(<9 μm)을 혼합한 후 볼밀링 및 진공소결하였다. 이와 같이 제조된 탄소나노튜브/구리 나노복합재료의 미세조직은 Fig. 1(b)에서 보이는 바와 같이 수 마이크로미터에 이르는 탄소나노튜브가 응집체가 존재하였으며 Wear Loss가 탄소나노튜브 부피분율이 0.125vol.% 일 때 까지는 감소하다가 그 이상일 때는 오히려 약간 증가하였다.[11]

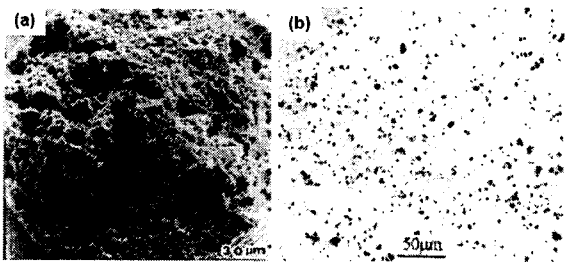

Fig. 1 Microstructures of carbon nanotube/metal nanocomposites by powder metallurgy process (a) carbon nanotube/aluminum nanocomposite[9], (b) carbon nanotube/copper nanocomposite[11]

Goh 등은 탄소나노튜브/마그네슘 나노복합재료를 분말야금법으로 제조하였으며 탄소나노튜브의 함량이 증가함에 따라 항복강도가 약간 증가하지만 탄소나노튜브 응집체 사이로 마그네슘이 침투하지 못하여 기공을 형성하고 있는 미세조직을 보이는 것으로 나타났다.[13]

이상의 여러 연구 결과들을 살펴볼 때 단순 분말야금법을 이용한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료 제조 공정은 탄소나노튜브의 응집 문제를 해결할 수 없음을 알 수 있다.

3.2 무전해(전해) 도금 공정을 이용한 제조 공정 및 특성

Li 등은 길이가 1μm 미만으로 매우 짧은 탄소나노튜브를 산처리하여 니켈 도금 용액 안에서 탄소나노튜브가 균일하게 분산되도록 한 후 CNT/Ni-P 나노복합재료 코팅을 제조하였다. 제조된 CNT/Ni-P 나노복합재료 코팅은 Ni-P 코팅보다 내마모 특성이 약 4 배 증가하는 것으로 나타났다.[16]

Kang 등은 계면활성제로 분산된 탄소나노튜브를 Dip Coating 한 후 구리를 전해도금하는 반복적인 과정을 통해 탄소나노튜브/구리 나노복합재료 다층박막을 제조하였다. 제조된 탄소나노튜브/구리 나노복합재료 다층박막은 같은 두께의 구리 보다 탄성계수가 약 1.4 배, 항복강도가 약 1.5 배 증가하였다.[17]

무전해(전해) 도금을 이용한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료 제조 공정은 탄소나노튜브가 균일하게 분산된 미세조직을 얻는 데에 유리하다. 하지만 나노복합재료 내에 탄소나노튜브의 함량을 제어하기가 어렵고, 함량을 증가시키기 어려운 단점을 가지고 있다.

3.3 In-situ 공정을 이용한 제조 공정 및 특성

In-situ 공정은 촉매가 담지된 금속 분말에 탄소나노튜브를 성장시킴과 동시에 탄소나노튜브와 금속을 균질하게 혼합하는 공정이다. He 등은 알루니늄 분말 표면에 니켈 나노입자를 코팅한 후 탄소나노튜브를 성장시켜 탄소나노튜브(니켈)/알루미늄 나노복합분말을 제조하고, 이를 진공소결 및 고압압축하여 탄소나노튜브/알루미늄 나노복합재료를 제조하였다. 그 결과 5wt.% 탄소나노튜브-1wt.Ni/알루미늄의 인장강도가 순수 알루미늄의 인장강도보다 약 2.8 배 증가하였고, 경도는 4.3 배 증가하였으나 상대밀도가 96.2%로 매우 낮다.[18]

In-situ 공정은 탄소나노튜브와 금속 분말을 균일하게 혼합할 수 있고, 탄소나노튜브의 분산을 위해 산처리하거나 볼밀링을 실시하지 않으므로 탄소나노튜브의 손상을 최소화할 수 있는 장점을 가지고 있다. 그러나 탄소나노튜브의 대부분 분말

의 표면에 존재하게 되므로 탄소나노튜브에 의해 분말의 소결이 일어나기 어려운 단점을 가지고 있다.

본 연구팀은 이러한 공정상의 문제점들을 해결하기 위해 탄소나노튜브와 금속을 분자수준에서 혼합하여 탄소나노튜브를 금속 기지 내에 균일하게 분산시킬 수 있는 분자수준혼합공정(Molecular Level Mixing Process)을 세계 최초로 개발하였으며 탄소나노튜브/금속 나노복합분말의 효율적인 소결을 위해 스파크플라즈마소결(Spark Plasma Sintering)에 대한 연구를 수행하였다.[19-21]

4. 분자수준 혼합공정(Molecular Level Mixing Process)을 이용한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 제조 및 특성

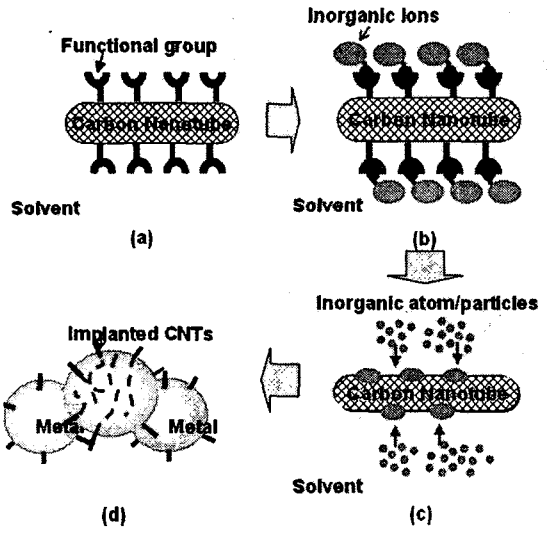

Fig. 2 Schematics depicting strategies and procedures for the molecular level mixing process, (a)functionalization of carbon nanotube, (b)reaction between the ions and the functional group on the carbon nanotube surface, (c)nucleation and growth of inorganic particles by reduction or solvent evaporation, (d)carbon nanotube/metal nanocomposite powders in which carbon nanotubes are implanted

4.1 분자수준 혼합공정

본 연구팀은 탄소나노튜브가 균일하게 분산되고, 금속 기지와 강한 계면을 형성하고 있는 탄소나노튜브/금속 나노복합재료를 제조하기 위해 분자수준 혼합공정을 개발하였다. 분자수준 혼합공정은 Fig. 2 에서 나타낸 바와 같이 4 단계의 공정으로 이루어져 있으며 금속뿐만 아니라 세라믹, 고분자 등 다양한 기지에 적용이 가능하다. 첫번째로 탄소나노튜브 표면을 기능기화시킴으로써 탄소나노튜브 사이의 반데르 발스 힘에 의한 응집을 억제시켜 다양한 용매에서 분산되도록하였다. 탄소나노튜브 표면에 형성된 기능기는 카르복실기(Carboxyl)는 물 또는 에탄올에서 이온화 되어 탄소나노튜브 사이에 정전기적 반발력을 형성하기 때문에 탄소나노튜브가 균일하게 분산된다.

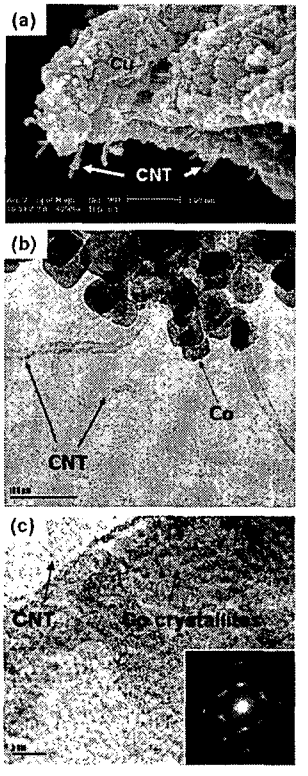

Fig. 3 TEM microstructures of carbon nanotube/metal nanocomposite powders, (a)carbon nanotube/Cu nanocomposite powders[19], (b)carbon nanotube/Co nanocomposite powders, (c)HRTEM Image of carbon nanotube/Co nanocomposite powders

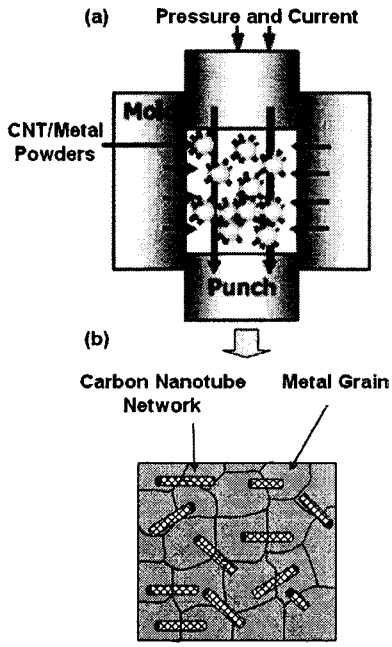

Fig. 4 (a) Schematic of the spark plasma sintering process and (b) the resulting microstructure of carbon nanotube/metal nanocomposites

두 번째로 탄소나노튜브가 분산된 용액에 금속염을 용해시키고, 초음파처리함으로써 탄소나노튜브와 금속이온을 혼합시켰다. 이때 탄소나노튜브 표면의 카르복실기가 금속 이온과 이온결합하여 화학결합을 이룸으로써 탄소나노튜브와 금속기지 사이의 계면이 분자수준에서 결합된 탄소나노튜브/금속 전구체가 형성된다. 세 번째로 분자수준에서 결합된 상태의 탄소나노튜브/금속 전구체 표면에 금속입자를 핵생성 및 성장시킴으로써 탄소나노튜브/금속 나노복합분말을 제조하였다.

Fig. 3 은 분자수준 혼합공정에 의하여 제조된 탄소나노튜브/구리 나노복합분말 및 탄소나노튜브/코발트 나노복합분말의 투과전자현미경 미세조직을 보여주고 있다. 탄소나노튜브와 금속이 균일하게 혼합되고, 탄소나노튜브가 금속 입자 내에 박혀있는 implanted type 의 나노복합분말 형태를 나타내고 있다. 이러한 구조의 탄소나노튜브/금속 나노복합분말은 탄소나노튜브가 분말의 표면에 존재하기 보다 대부분 금속 분말의 내부에 존재하므로 금속의 소결이 용이하게 일어날 수 있다. 탄소나노튜브와 금속 사이의 계면을 고분해능투과전자현미경으로 관찰한 결과 Fig. 3(c)에서 보이는 바와 같이 탄소나노튜브와 금속 사이에 기공이나 큰 결함 없이 완벽한 계면을 형성하고 있다.

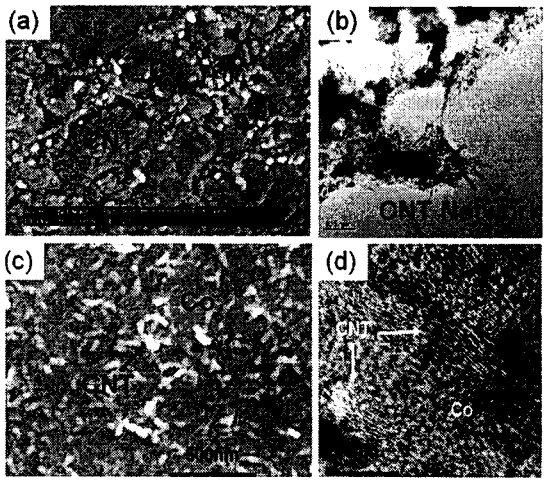

Fig. 5 Microstructures of carbon nanotube/metal nanocomposites consolidated by spark plasma sintering process, (a) SEM cross-section image of 10 vol.% carbon nanotube/Cu nanocomposite after chemical etching, (b) TEM image showing carbon nanotube network within the Cu matrix[19], (c) SEM cross-section image of 7 vol.% carbon nanotube/Co nanocomposite, and (d) HRTEM image of carbon nanotube/Co nanocomposite[20]

4.2 분자수준 혼합공정 및 스파크플라즈마 소결에 의한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 미세조직

제조된 탄소나노튜브/금속 나노복합분말을 벌크 형태의 탄소나노튜브/금속 나노복합재료로 제조하기 위하여 본 연구팀에서는 스파크플라즈마 소결 공정을 도입하였다(Fig. 4(a)). 스파크플라즈마 소결 공정은 분당 섭씨 100 도의 높은 가열 속도와 높은 전류에 의한 줄열(Joul Heat) 발생 및 분말 사이에 발생하는 스파크에 의해 소결이 신속하게 이루어지고, 입자 성장을 최소화할 수 있는 신소결 공정이다. Fig. 5 는 스파크플라즈마 소결 공정을 통해 벌크화된 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 미세조직을 나타내고 있다. 탄소나노튜브가 금속 기지 내에 균일하게 분산되어 있으며 여러

결정립에 걸쳐 네트웍을 형성하고 있다.

4.3 분자수준 혼합공정에 의한 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 기계적 특성

탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 기계적 특성은 압축테스트를 통하여 평가하였다. Fig. 6 에서 나타낸 바와 같이 탄소나노튜브/구리 나노복합재료의 압축 항복강도는 탄소나노튜브의 부피분율이 5vol.%일 때 360MPa 로 순수 구리에 비해 2.3 배 향상되었고, 10vol.%일 때 455MPa 로 3 배 향상되었다. 탄소나노튜브/코발트의 경우 탄소나노튜브가 7vol.% 첨가되었을 때 압축 항복강도가 1500MPa 로 순수 코발트(970MPa)에 비해 1.5 배 향상되었다.

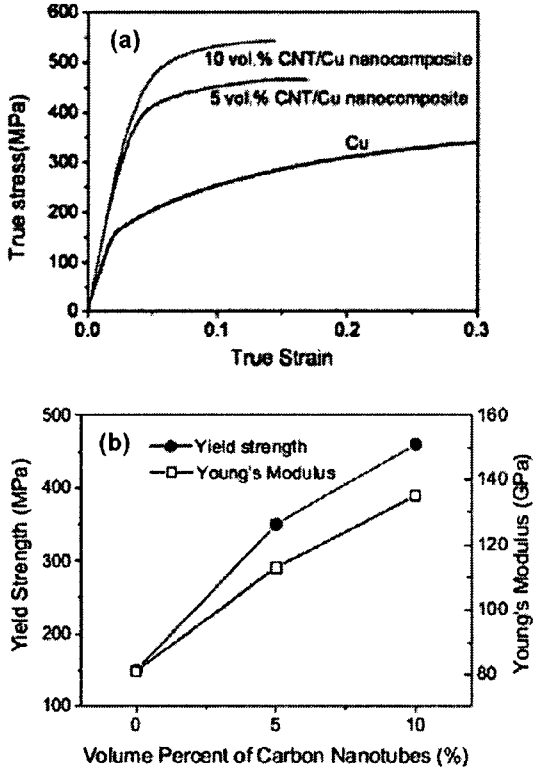

Fig. 6 Mechanical properties of carbon nanotube/Cu nanocomposites, (a) stress-strain curves of carbon nanotube/Cu nanocomposites obtained by compressive testing, and (b) yield strength and Young's modulus of carbon nanotube/Cu nanocomposites with increasing volume percentage of carbon nanotubes[19]

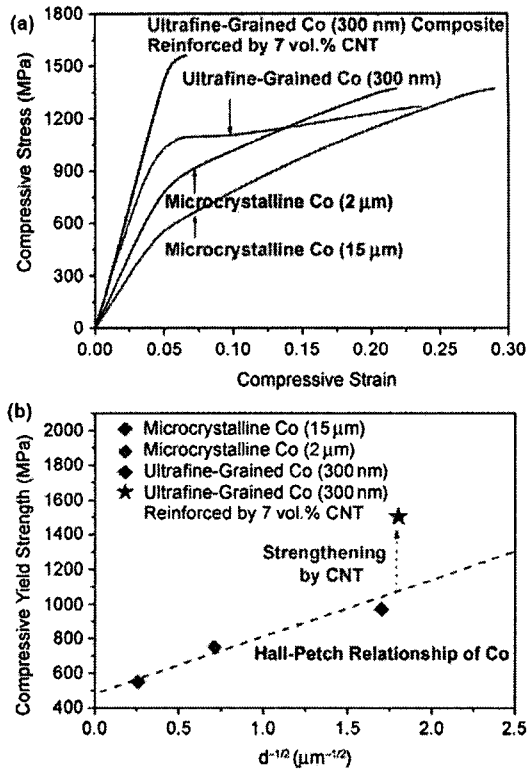

Fig. 7 Mechanical properties of carbon nanotube/Co nanocomposites, (a) stress-strain curves of Co with various grain sizes and carbon nanotube/Co nanocomposites obtained by compressive testing and (b) the resulting Hall-Petch relationship[20]

이와 같은 주목할만한 강도 향상은 금속 기지에서 탄소나노튜브의 높은 응력전달 효율때문인 것으로 판단된다. 분자수준 혼합공정에 의해 제조된 탄소나노튜브/금속 나노복합재료는 탄소나노튜브와 금속의 화학결합으로부터 기인하는 강한 계면 결합으로 인해 매우 높은 효율의 응력전달이 이루어질 수 있는 것이다. 강화재의 강화효율, R 은 다음과 같이 주어진다.

$$R = (\sigma_c - \sigma_m)/V_f\sigma_m$$

σ_c : yield strength of composite

σ_m: yield strength of matrix

V_f: volume percent of reinforcement

탄소나노튜브/구리 나노복합재료에 있어서 탄소나노튜브에 의한 강화 효율(Strengthening

Efficiency of Reinforcement)은 약 20.3 으로서 기존 금속 기지 복합재료에서 강화재료 사용되는 알루미나 입자(2.3), 알루미나 섬유(1.7), 탄화규소 입자(2.5), 탄화규소 휘스커(7.6), 탄소섬유(3.9)에 비해 매우 높은 값을 나타내었다.[19] 뿐만 아니라 탄소나노튜브/구리 나노복합재료는 내마모 특성을 평가한 결과 탄소나노튜브의 부피분율이 10Vol.%일 때 내마모 특성이 순수 구리에 비해 6 배 이상 향상되는 것으로 나타났다.[21]

5. 탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 응용

벌크 형태의 탄소나노튜브/금속 나노복합재료는 고강도 고탄성 내마모 구조용 소재, 고전기전도도 전자부품 소재, 고열전도도 열관리 소재에 응용될 수 있으며, 박막 형태의 탄소나노튜브/금속 나노복합재료는 전자파차폐흡수소재, 정전기대전방지소재, 전계방출에미터소재, 차세대전지 전극소재, 디스플레이 전극소재에 응용될 수 있고, 분말 또는 섬유 형태의 탄소나노튜브/금속 나노복합재료는 수소저장 소재, 촉매, 고분자 및 금속의 강화재로 사용될 수 있다.

6. 결론

탄소나노튜브/금속 나노복합재료의 제조 공정에서 가장 중요한 이슈는 탄소나노튜브의 균질 분산, 탄소나노튜브와 금속 사이의 강한 계면 결합 형성, 탄소나노튜브의 결함을 최소화, 그리고 탄소나노튜브의 부피분율 제어 및 배열 제어이다. 본 연구팀이 세계최초로 개발한 분자수준 혼합공정은 이러한 제조 공정상의 이슈들을 해결하고 우수한 특성의 탄소나노튜브/금속 나노복합재료를 제조할 수 있는 신개념 제조 공정이다. 분자수준 혼합공정으로 제조된 탄소나노튜브/금속 나노복합재료에서는 탄소나노튜브와 금속이 균질분산과 강한 계면을 형성함에 따라, 탄소나노튜브가 외부응력을 효과적으로 분담할 수 있었고, 탄소나노튜브의 우수한 강화효율은 응력전달효과를 통해 이루어짐을 확인하였다. 향후, 본 연구를 통해 개발된 분자수준 혼합공정과 기계적 특성평가 결과는 나노복합재료 개발에 관한 학문적 기반기술을 확보하는 것과 동시에, 신소재가 요구되는 기존의 고강도 부품소재와 기능성 부품소재의 기술향상에도 크게 기여할 것으로 기대된다.

후 기

본 연구는 과기부의 나노소재사업단 21 세기 프런티어 사업(07K1501-00510)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. Wong, E. W., Sheehan, P. E. and Lieber, C. M., "Nanobeam Mechanics: Elasticity, Strength, and Toughness of Nanorods and Nanotubes," Science, Vol. 277, pp. 1971-1975, 1997.
2. Falvo, M. R., Clary, G. J., Taylor II, R. M., Chi, V., Brooks, Jr. F. P., Washburn, S. and Superfine, R., "Bending and Buckling of Carbon Nanotubes under Large Strain," Nature, Vol. 389, pp. 582-584, 1997.
3. Yu, M. F., Files, B. S., Arepalli, S. and Ruoff, R. S., "Tensile Loading of Ropes of Single Wall Carbon Nanotubes and their Mechanical Properties," Physical Review Letters, Vol. 84, No. 24, pp. 5552-5555, 2000.
4. Yu, M. F., Lourie, O., Dyer, M. J., Moloni, K., Kelly, T. F. and Ruoff, R. S., "Strength and Breaking Mechanism of Multiwalled Carbon Nanotubes under Tensile Load," Science, Vol. 287, pp. 637-640, 2000.
5. Salvetat, J. P., Kulik, A. J., Bonard, J. M., Briggs, G. A. D., Stockli, T., Metenier, K., Bonnamy, S., Beguin, F., Burnham, N. A. and Forro, L., "Elastic Modulus of Ordered and Disorderd Multiwalled Carbon Nanotubes," Advanced Materials, Vol. 11, No. 2, pp. 161-165, 1999.
6. Berber, S., Kwon, Y. K. and Tomanek, D., "Unusually High Thermal Conductivity of Carbon Nanotubes," Physical Review Letters, Vol. 84, No. 20, pp. 4613-4616, 2000.
7. Kim, P., Shi, L., Majumdar, A. and McEuen, P. L., "Thermal Transport Measurements of Individual Multiwalled Nanotubes," Physical Review Letters, Vol. 87, No. 21, pp. 215502-1-215502-4, 2001.
8. Anazawa, K., Shimotani, K., Manabe, C., Watanabe, H. and Shimizu, M., "High-purity Carbon Nanotubes Synthesis Method by an Arc Discharging in

Magnetic Field," Applied Physics Letters, Vol. 81, No. 4, pp. 739-741, 2002.
9. Kuzumaki, T., Miyazawa, K., Ichinose, H. and Ito, K., "Processing of Carbon Nanotube Reinforced Aluminum Composite," Journal of Materials Research, Vol. 13, No. 9, pp. 2445-2449, 1998.
10. Kuzumaki, T., Ujiie, O., Ichinose, H. and Ito, K., "Mechanical Characteristics and Preparation of Carbon Nanotube Fiber-Reinforced Ti Composite," Advanced Engineering Materials, Vol. 2, No. 7, pp. 416-418, 2000.
11. Dong, S. R., Tu, J. P. and Zhang, X. B., "An Investigation of the Sliding Wear Behavior of Cu-matrix Composite Reinforced by Carbon Nanotubes," Material Science and Engneering A, Vol. 313, pp. 83-87, 2001.
12. George, R., Kashyap, K. T., Rahul, R. and Yamdagni, S., "Strengthening in Carbon Nanotube/Aluminum (CNT/Al) Composites," Scripta Materiallia, Vol. 53, pp. 1159-1163, 2005.
13. Goh, C. S., Wei, J., Lee, L. C. and Gupta, M., "Development of Novel Carbon Nanotube Reinforced Magnesium Nanocomposites using the Powder Metallurgy Technique," Nanotechnology, Vol. 17, pp. 7-12, 2006.
14. Deng, C. F., Wang, D. Z., Zhang, X. X. and Li, A. B., "Processing and Properties of Carbon Nanotubes Reinforced Aluminum Composites," Materials Science and Engineering A, Vol. 444, pp. 138-145, 2007.
15. Deng, C. F., Zhang, X. X., Wang, D., Lin, Q. and Li, A. B., "Preparation and Characterization of Carbon Nanotubes/Aluminum Matrix Composites," Materials Letters, Vol. 61, pp. 1725-1728, 2007.
16. Li, Z. H., Wang, X. Q., Wang, M., Wang, F. F. and Ge, H. L., "Preparation and Tribological Properties of the Carbon Nanotube-Ni-P Composite Coating," Tribology International, Vol. 39, pp. 953-957, 2006.
17. Kang, T. J., Yoon, J. W., Kim, D. I., Kum, S. S., Huh, Y. H., Hahn, J. H., Moon, S. H., Lee, H. Y. and Kim, Y. H., "Sandwich-Type Laminated Nanocomposites Developed by Selective Dip-Coating Carbon Nanotube," Advanced Materials, Vol. 19, pp. 427-432, 2007.
18. He, C. N., Zhao, N. Q., Shi, C. S., Du, X., Li, J. J., Li, H. P. and Cui, Q. R., "An Approach to Obtaining Homogeneously Dispersed Carbon Nanotubes in Al Powders for Preparing Reinforced Al-Matrix Composites," Advanced Materials, Vol. 19, pp. 1128-1132, 2007.
19. Cha, S. I., Kim, K. T., Arshad, S. N., Mo, C. B. and Hong, S. H., "Extraordinary Strengthening Effect of Carbon Nanotubes in Metal-Matrix Nanocomposites Processed by Molecular-level Mixing," Advanced Materials, Vol. 17, pp. 1377-1381, 2005.
20. Jeong, Y. J., Cha, S. I., Kim, K. T., Lee, K. H., Mo, C. B. and Hong, S. H., "Synergistic Strengthening Effect of Ultrafine Grained Metals Reinforced with Carbon Nanotubes," Small, Vol. 3, No. 5, pp. 840-844, 2007.
21. Kim, K. T., Cha, S. I. and Hong, S. H., "Hardness and Wear Resistance of Carbon Nanotube Reinforced Cu Matrix Nanocomposites," Materials Science and Engineering A, Vol. 449-451, pp. 46-50, 2007.
22. Ryu, H. J., Cha, S. I. and Hong, S. H., "Generalized shear-lag model for load transfer in SiC/Al Metal-matrix composites," Journal of Materials Research, Vol. 18, No. 12, pp. 2851-2858, 2003.