

실리카로 코팅된 철 나노분말을 이용한 나노구조 연자석 코어의 제조 연구

김진권¹ · 홍종순¹ · 이기선²

¹공주대학교 자연과학대학 화학과, ²공주대학교 공과대학 신소재공학부

Preparation of Nano-Structure Soft Magnetic Core Using Fe@SiO₂ Nano-Particles

Jinkwon Kim^{1,*}, Jongsoon Hong¹, and Kee Sun Lee²

¹Department of Chemistry, Kongju National University, 182 Shinkwan-dong, Gongju, Chungnam 314-701, Korea

²Division of Advanced Materials Engineering, Kongju National University

Fe@SiO₂ nanoparticles with average size of 30 nm have been prepared and their magnetic properties have been investigated. The SiO₂ coating layer has been formed by hydrolysis and polycondensation of tetraethoxysilane(TEOS). The existence of Fe and Si atoms were characterized by energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) and X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) and the core-shell structure was determined by high resolution transmission electron microscopy (HRTEM). Fe nano-particles are stabilized by SiO₂ thin layer with about 2 nm thickness. Magnetic measurements done by a superconducting quantum interference device (SQUID) magnetometer show the Fe@SiO₂ nano-particles are in ferromagnetic state. Thermal treatment has been done to increase crystallinity of the particles. With the particles, toroidal cores were made using a hydraulic press. The core has a dimension with outer-diameter of 10mm, inner-diameter of 5mm and height of 5mm. The apparent density of the core is measured as about 50% determined by Archimedes-method. The permeability of the core was measured by B-H meter within frequency of 1 MHz.

Keywords: soft magnet, iron, nano-particles, SiO₂ coating, core-shell structure

1. 서 론

최근 무선전송, 정보통신, 마이크로 소자와 같은 자기소자의 소형화, 고성능화 및 작동 주파수 안정성을 증가시키기 위한 많은 연구가 진행되고 있다^[1-4]. 이들 중에서 자기부품으로 특히 고주파 특성이 우수한 연자성체의 요구가 증폭되고 있다. 연자성체는 투자율(μ), 포화자화가 우수해야 하며 전기저항(ρ)이 높고, 보자력(H_c)과 자심손실(W)이 낮을수록 바람직하다^[5]. 고주파에서는 전기저항 증가를 통한 자심손실을 감소시켜야 투자율을 유지할 수 있다. 특히, 고주파 영역에서 높은 투자율을 위해 나노결정립 구조로 이루어진 연자성체를 개발이 시도되고 있다.

Fe, Co계 합금의 비정질 재료^[6]와 이러한 비정질 재료의 결정화 열처리를 통하여 자기적 특성을 향상시킨 나노결정립 합금^[7,8]이 기존의 Fe, Co, Fe-Co와 같은 연자성 분말의 특성을 크

게 증가한다고 보고되고 있다. 나노구조 연자성체가 우수한 연자기특성을 갖고 있지만 아직까지 저항이 낮고, 고주파 손실이 비교적 높으며, 기계적으로 취약하여 가공하기가 어렵다는 단점을 극복해야 하는 문제를 지니고 있다. 지금까지의 연구 개발 추세로 볼 때 약 300 kHz 대역 이하에서는 자기코어 소재로써 Co계 비정질과 나노구조 연자성체 재료가 사용가능하며, 수 MHz~수십MHz 전후에서는 나노구조 분말형 연자성체 코어가 적용될 것으로 예측된다. 종래에는 수백kHz부터 약 10 MHz 대역까지는 (MnO, ZnO)Fe₂O₃ 스핀넬연성페라이트가 사용되었으며, 그 이상에서는 (NiO, ZnO)Fe₂O₃ 스핀넬페라이트가 고주파 자성부품으로 널리 사용되어 왔다.

기존의 페라로이와 페라이트부품은 비정질 및 나노구조 연자성체로 점점 대체되는 추세이다. 특히, 철계 나노구조 연자성체가 관심을 끄는 이유는 코발트계 비정질에 비해 가격이 저렴하며, 투자율이 높고, 포화자화가 약 3-4배 정도로 높아 부피를 적게 차지하는 장점 때문이다. 향후 나노구조 연자성체는 약 수십MHz 대역까지 사용영역이 확장될 수 있을 것으로 예

*Corresponding author: jkim@kongju.ac.kr

측되며, 기존의 페라이트 보다 약 1/4 정도로 크기가 감소된 연자성체 부품이 개발될 것으로 예상된다. 기존의 상용 연자성체 코어는 주파수가 1 MHz만 되어도 투자율 특성이 급격하게 떨어진다. 이는 재료의 전기저항이 낮기 때문에 와전류 손실이 높아서 MHz 영역에서 투자율이 급격히 감소하는 문제점이 있기 때문이다. 또 최근 상용화가 추진되고 있는 나노 연자성체들의 기술적 한계는 비정질을 제조한 후 결정화 처리를 통해서 결정 크기를 나노 규모로 제어하기 때문에 결정 계면의 제어가 어려운 한계가 있다. 이 같은 문제를 극복하기 위해 우리는 비정질로부터 결정화하는 기술 대신에 나노결정립 분말을 직접 제조한 후 성형하는 방법을 채택하였다. 새로운 방법은 나노결정립 분말의 계면을 제어할 수 있는 가능성을 제시하며, 전기저항을 증가시켜 와전류 손실을 감소시킴으로써 고주파 영역에서 높은 투자율을 갖는 연자성 재료의 개발을 가능하게 할 것으로 기대된다.

철기반의 나노구조 연자성 코어를 제조하는 방법으로 약 20 nm 크기 정도의 철 나노입자들이 2 내지 3 nm 두께의 절연층으로 격리된 구조의 벌크재료를 성형하는 기술이 필요하다^[15-33]. 이를 위해 우선 20 nm 정도로 균일한 크기의 철 나노입자를 제조하고 이를 약 2 nm 두께의 세라믹 절연층으로 코팅한 나노입자를 제조하는 기술을 개발하였다. 이렇게 얇은 절연층으로 균일하게 코팅된 나노입자를 가압성형하여 궁극적으로 다음 그림 1과 같은 나노구조를 갖는 고밀도 나노 연자성체를 개발하고자 한 것이다.

그림 1에 도시된 것처럼 매우 균일한 나노구조의 연자성 재료를 얻기 위해서는 균일한 크기의 철나노입자에 균일한 세라믹 코팅을 하여야 한다. 이렇게 균일한 크기와 구조를 얻기 위해서는 액상법이 매우 유용하다. 액상법으로 균일한 철 나노입자를 제조하기 위해 통상 유기 화합물 유화제를 이용한다. 그러나 통상 액상법으로 금속 나노입자를 제조할 경우, 저온 공정의 특성상 금속 나노입자의 결정성이 낮은 문제가 있다. 결

정성을 높이기 위해 열처리 공정이 필요한데, 유화제를 사용할 경우 열처리 공정에서 다량의 가스가 발생하는 문제가 있다. 또 유화제를 사용할 경우 고온에서의 탄소 혼입으로 물성의 저하가 일어날 수 있다. 이러한 이유로 금번 연구에서는 유화제를 사용하지 않고 균일한 크기의 철 나노입자를 제조하고 철의 산화를 최대한 억제하면서 약 2 나노미터 두께의 세라믹 (SiO_2 , ZrO_2 , HfO_2 , Ferrite) 코팅층을 도입하는 기술을 개발하였다. 이 논문에서는 SiO_2 로 코팅된 철 나노분말을 중심으로 제조공정과 물리적 특성을 소개한다.

2. 실험방법

2.1. 제조과정

합성은 표준적인 쉬랭크 기술을 사용하여 질소 분위기하에서 수행하였다. 전형적인 합성 과정은 다음과 같다. 플라스크에 NaBH_4 (4.5 g, 119 mmol)를 넣은 뒤, 질소 분위기하에서 증류수 350 ml를 넣고 30분 동안 NaBH_4 를 모두 녹인다. 용액을 강하게 교반하면서 증류수 350 ml에 녹인 $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (3.5 g, 13 mmol)을 천천히 주입한다. 이후, 15분 동안 계속해서 가스가 강하게 발생하는 가운데 용액의 색은 검게 변한다. 위와 같은 과정으로부터 얻은 Fe 나노분말을 과량의 증류수로 적어도 3번 정도 세척한 뒤 감압 하에서 건조한다. SiO_2 코팅된 Fe 나노분말을 합성하는 과정은 다음과 같다. 비활성적인 질소분위기하에서 672 mg의 Fe 나노분말을 준비한다. 여기에 500 ml의 에탄올을 주입한 후 40분간 초음파세척한다. 이후, $\text{Si}(\text{OEt})_4$ (TEOS, 0.2 ml, 0.9 mmol)을 주입한 뒤 기계적 교반을 통하여 Fe 나노분말과 잘 섞이게 한다. 잠시 후 NH_4OH (25% NH_3) 2 ml를 주입한 후 하루 동안 공기 중에서 교반한다. 그 뒤 에탄올을 코팅된 입자들을 여러 번 세척한 뒤 진공건조한다.

절연성이 큰 세라믹 절연층

연자성 금속 나노입자 코어

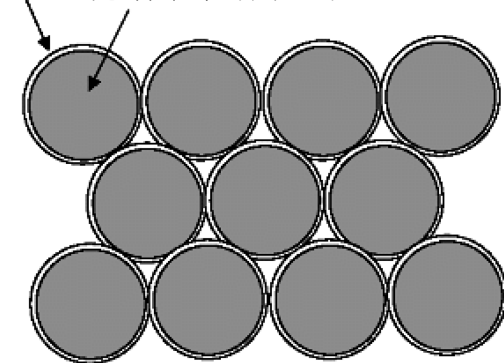


Fig. 1. Schematic illustration of nano-structured soft-magnetic cores.

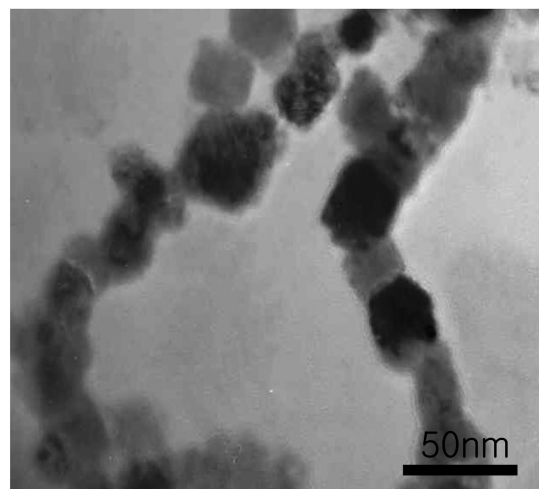


Fig. 2. TEM images of nano-crystalline Fe powder synthesized by reduction method.

3. 분석방법

Rigaku AX-2500 X-선회절기 (Cu K_α radiation = 1.54 Å)를 이용하여 40 kV, 150 mA에서 X-선 회절(XRD) 데이터를 수집하였다. 코팅된 철 나노입자 (Fe@SiO₂)의 구조를 투과전자현미경으로 확인하였다. HRTEM 이미지는 JEOL회사의 JEM-4010 기기를 사용하여 얻었다. 열분석자료는 알곤 분위기에서 SETARAM 92-18 기기를 사용하여 10°C/min의 속도로 가열하면서 측정하였다. 석영관에 시료를 넣고 수소 분위기 하에서 400-600°C의 온도범위의 열처리 실행하였다. 일반적으로, 시료 열처리는 2분 이내에 원하는 온도로 올린 후, 30분 간 유지하며 시료의 열처리를 마친 뒤 실온으로 빠르게 냉각했다. Quantum Design사의 SQUID를 사용하여 자기적 특성을 측정하였다. 연자성의 자기적 특성을 측정하기 위하여 Fe@SiO₂ 분말을 가압성형하였다. 링모양의 코어를 유압프레스를 이용하여 성형하였다. 코어의 크기는 외부 지름이 10 mm 내부 지름이 5 mm 이며 높이는 5 mm 이다. 코어의 밀도는 아르키메데스 방법으로 측정한 결과 약 50 %로 확인되었다. 코어의 투자율을 이와추사의 B-H미터를 이용하여 0.1 Oe의 미세한 자기장 하에서 1 MHz까지 측정하였다.

4. 결과 및 고찰

철 나노입자를 액상에서 제조하는 손쉬운 방법은 염화철 화합물 수용액을 NaBH₄를 이용하여 환원시키는 것이다. 금번 연구에서는 유화제를 사용하지 않고 철 나노입자를 합성하였다. 이유는 유기화합물인 유화제를 사용할 경우 작은 크기의 나노입자를 균일한 크기분포로 합성할 수 있는 장점이 있지만 최종적으로 제조될 철계 자심코어를 제조하는데 자성체가 아닌 유화제가 나쁜 영향을 줄 것으로 판단되기 때문이다. 유기화합물이 철 나노입자의 열처리 과정에서 철 내부로 혼입되어 카바이드 화합물을 형성할 수 있으며 이러한 혼입은 좋은 연자성체의 특성을 크게 저하시킨다. 유화제 없이 균일한 크기의 철 나노입자를 얻기 위해서는 다른 반응 조건을 조절해야만 한다. 균일한 농도 조건을 유지하는 것이 특히 중요한데 순간적으로 과량의 NaBH₄를 첨가하여 철 입자가 신속하고 균일하게 성장하도록 해 주어야 한다.

잘 건조시킨 철 Fe 나노분말을 에탄올에 분산시킨 다음 TEOS를 첨가하고 이를 가수분해시켜 Fe@SiO₂를 제조하였다. TEOS 주입 후 Fe 나노입자에 코팅되는 것 이외에 SiO₂가 서로 과다하게 엉긴다면 구형의 잘 분산된 Fe/SiO₂ 나노입자들을 얻을 수 없으므로 증류한 에탄올을 이용하여 TEOS 주입 전 물의 존재를 최대한 없애야 한다.

실리카로 코팅하기 전의 철 나노입자는 공기와 격렬하게 반응한다. 이는 수십 나노미터 크기의 입자의 경우 벌크 재료와

비교할 수 없을 정도의 표면적을 갖기 때문이다. 즉, 표면에 노출된 철 원자가 공기중의 산소와 수분에 의해 급속도로 산화가 되며 이 때 방출되는 열에 의해 폭발적으로 산화반응이 진행된다. 약간의 철 분말을 종이에 묻혀 공기 중에 노출시키면 바로 불이 붙는 것을 볼 수 있다. 하지만 실리카로 코팅하면 표면이 안정화되어 공기에 의한 산화가 크게 억제된다.

합성한 Fe@SiO₂ 나노 입자의 Fe과 SiO₂의 성분의 존재 여부는 EDX 스펙트럼에서 확인하였다. 조성의 정보를 더 자세히 얻기 위하여 X-선 광전자분광스펙트럼을 측정을 하였다. 그림 3의 XPS 스펙트럼은 합성한 Fe/SiO₂ 나노입자의 Fe 2p 에너지 범위와 Si 2p를 보여준다.

실리카로 코팅된 철 나노입자의 구조를 분석하기 위해 한쪽 면이 탄소로 코팅되어 있는 구리 그리드 위에 Fe@SiO₂ 나노입자를 아세톤에 분산시켜 만든 용액 (1 mg/mL) 몇 방울을 떨어뜨린 시료를 이용하여 투과전자현미경(TEM) 분석을 하였다. 그림 4에 TEM 사진을 도시하였는데, 평균 사이즈 약 30 nm를 가지는 구형의 분산된 나노 입자들을 잘 보여준다. HRTEM 사진(그림 5)를 보면, 안쪽의 Fe 코어를 바깥쪽의 SiO₂ 껍질이 완전히 감싸고 있음을 보여준다. 합성한 Fe/SiO₂ 나노입자의 SiO₂

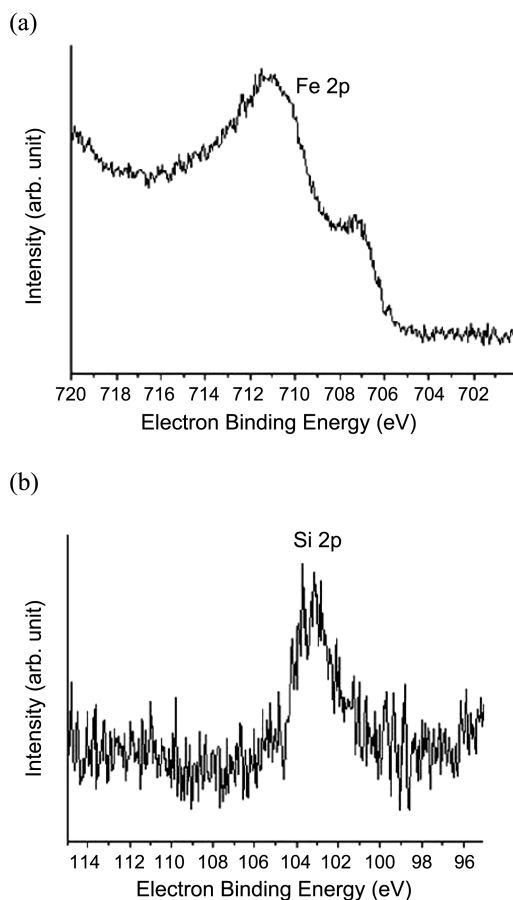
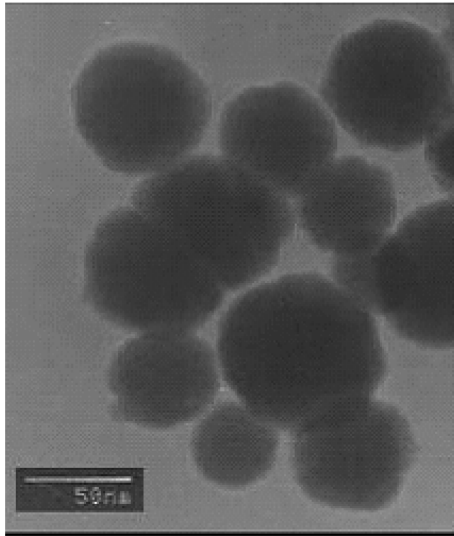
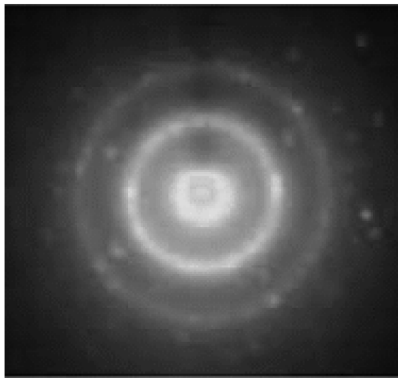


Fig. 3. XPS curve recorded on sample of the as-synthesized Fe@SiO₂ nanoparticles. (a) Fe 2p energy range, (b) Si 2p.



(a)



(b)

Fig. 4. (a) Transmission electron micrograph (TEM) of the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles, (b) Electron diffraction pattern for (a).

껍질의 두께는 약 2 nm 정도이지만 나노입자의 합성 때에 TEOS의 양을 조절함으로써 SiO₂ shell의 두께를 조절할 수 있다. 보통 2 nm 정도의 두께가 되면 내부의 철을 산화로부터 잘 보호할 수 있음을 확인하였다. HRTEM 이미지에서 내부의 철 입자를 자세히 살펴보면 철의 결정성이 높지 않다는 것을 알 수 있다. 완전히 무정형은 아니지만 잘 정렬된 원자의 배열도 나타나지 않는다. 즉, 철 나노입자를 액상에서 NaBH₄로 환원할 경우 생성된 철입자는 완전한 결정성을 갖지 못함을 알 수 있다. 이는 반응 시간 및 온도가 철 원자의 정렬을 이루기에는 여전히 부족하고 낮기 때문으로 보인다. 결정성을 높이는 방법으로 반응시간을 늘이는 것을 시도해 보았는데, 이 경우 입자의 성장은 물론 입자들의 응집현상이 현저하게 진행된다.

HRTEM에서 관찰한 철원자의 배열상태는 전자회절패턴(그림 4 b)에서도 역시 관찰된다. 또 분말의 결정성이 좋지 않음을 Fe@SiO₂ 나노입자의 X-선 회절 데이터에서도 확인할 수 있다.

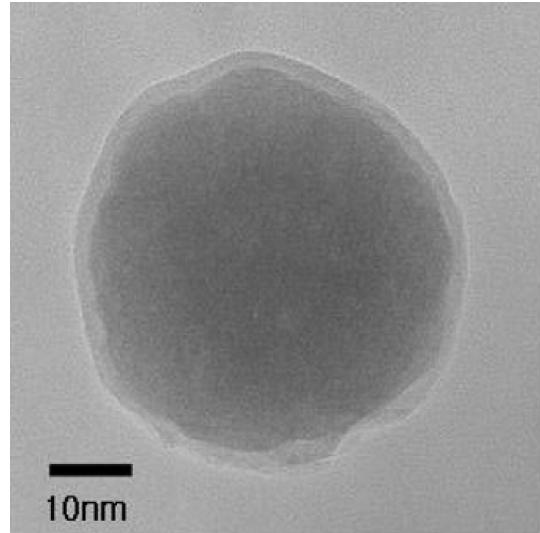


Fig. 5. HRTEM image of the as-synthesized Fe@SiO₂ nanoparticles.

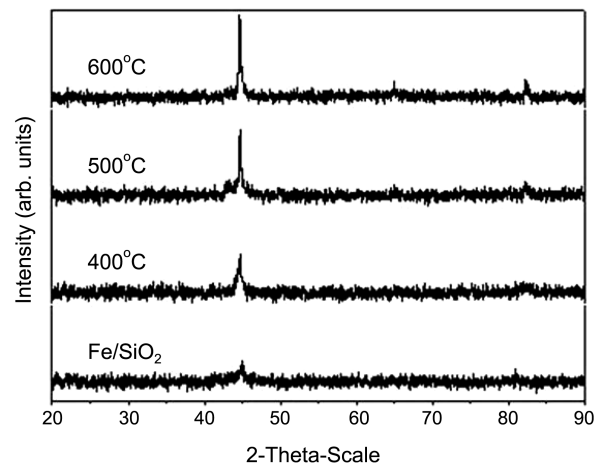


Fig. 6. X-ray diffraction patterns of the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles calcined at 400, 500, and 600 °C, and the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles.

그림 6에 도시된 바와 같이 상온에서 제조된 Fe@SiO₂ 입자의 XRD 패턴을 보면 피크가 매우 약하고 넓은 것을 알 수 있다. 하지만 이 입자를 열처리하면 입자의 결정성이 빠르게 향상되는 것을 확인할 수 있다.

합성한 Fe@SiO₂ 나노입자의 결정성을 향상시키기 위한 열처리에 앞서서, 초기 합성된 입자의 열처리에 따른 변화를 알아보기 위하여 열분석(TGA)을 실시하였다. TGA는 Ar 분위기에서 50-900°C 온도범위 구간을 10°C/min의 속도로 온도를 올려서 측정하는 조건으로 하였다. 그림 7의 TGA spectrum은 전체적으로 아주 적은 무게 감소를 보여준다. 덧붙여서, 가열 초기의 적은 질량 감소는 입자에 흡착되어 있었던 물, 알코올 그리고 분해된 유기물들과 관계되어 있다. 결과적으로 TGA 측정은 Fe/SiO₂ 나노입자의 뛰어난 열역학적 안정성을 보여주고 있다.

수소 분위기에서 세 가지의 다른 온도(400, 500, 600°C)로 실리카 코팅한 철 나노입자를 열처리하였다. 그림 8의 a와 b는 합성한 Fe/SiO₂ 나노입자를 수소 가스의 공급에 의한 환원 분위기 하에서 500°C와 600°C로 각각 30분간 열처리 한 시료의 TEM 이미지를 보여준다. TEM 이미지는 열처리 이후, 잘 분산되어 있던 구의 형상을 잃고 대부분의 나노입자가 서로 엉겨 붙은 모습을 잘 보여주고 있다. 수소 분위기에서의 열처리 온도에 따라서 XRD 패턴은 변화를 보인다(그림 6). 열처리 한 온도가 높을수록 XRD 피크는 높은 강도를 보여준다. 결과적으로 수소 분위기에서 600°C로 열처리한 시료의 XRD 패턴은 체심입방구조의 전형적인 α -Fe의 모습을 가장 잘 보여준다.

그림 9는 합성한 Fe@SiO₂ 나노입자의 영장냉각(ZFC)과 장냉각(FC)의 전형적인 온도의존의 데이터를 보여준다. 나노입자를 실온으로부터 자기장을 가하지 않은 상태에서 2 K으로 얼린다. 그런 후 100 Oe의 자기장을 가하고 2 K에서 300 K까지 온도를 올리면서 자화값을 측정했으며 자기장을 계속 유지하는 상태에서 300 K으로부터 2 K까지 다시 온도를 내리면서 자화값을 측정하였다. ZFC 곡선은 300 K까지 최고값 없이 자

화값이 계속해서 증가하는 것을 보여준다. 이것은 T_b 값이 실온보다 높다는 것을 말해준다. 이는 합성된 Fe@SiO₂ 나노입자가 강자성상태임을 의미한다.

그림 10은 2 K과 300 K에서 각각 측정된, Fe@SiO₂ 나노입자

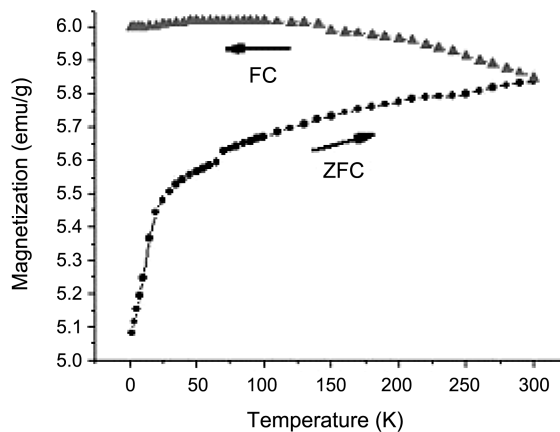


Fig. 9. Temperature dependence of ZFC magnetization and FC magnetization in a field of 100 Oe for as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles. The arrows indicate the direction of the temperature variation.

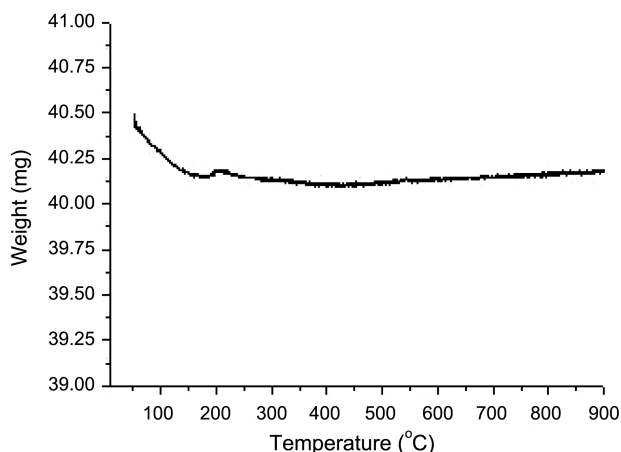


Fig. 7. TGA spectrum of the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles.

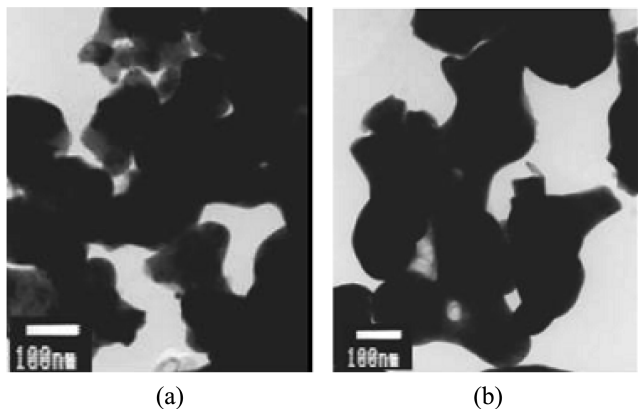


Fig. 8. TEM image of the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles (a) after heating under hydrogen at 500°C, (b) at 600°C.

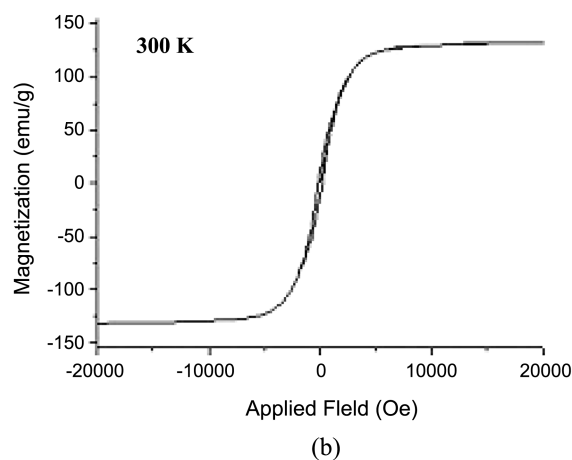
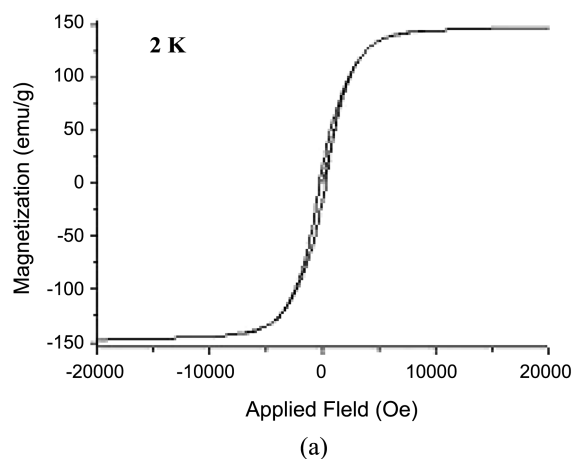


Fig. 10. Hysteresis loop curves of the as-synthesized Fe/SiO₂ nanoparticles (a) at 2 K, (b) at 300 K.

의 자기이력 곡선을 도기한 것이다. 2 K에서 측정된 자기이력 곡선에서 보자력 (H_c)은 285 Oe이고 잔류자화(M_R)는 16.8 emu/g이다. 또한, 300K에서 측정된 자기이력 곡선에서 H_c 는 173 Oe이고 M_R 은 11.9 emu/g이다. 이 두 결과는 합성된 Fe@SiO₂ 나노입자가 강자성체인 것을 다시 한 번 확인하여 준다. 만약 샘플이 초상자기특성을 가진다면 자기이력 곡선의 보자력과 잔류자화의 값은 모두 영일 것이다.

Fe@SiO₂ 분말로 제조된 코어의 투자율의 측정 결과를 그림 11에 도시하였다. 1 MHz 까지의 주파수에서 투자율 값은 대략 40 정도를 유지하고 있다. 100 kHz에서 1,000 kHz로 주파수가 증가함에 따라 투자율은 약간 감소하는데 1,000 kHz의 값은 100 kHz 값의 약 95% 정도이다. 그러나 유압프레스를 이용해 성형된 연자석 코어는 낮은 성형밀도의 문제점을 갖고 있다. 이렇게 낮은 성형밀도 때문에 100 이상의 높은 투자율을 얻을 수 없었다. 성형밀도를 높이기 위해 자기펄스임팩트 방법의 기술을 적용하여 코어 성형을 시도하였다. 그러나 실리카로 코팅된 분말은 예상 밖으로 유동성이 좋지 않았으며 더구나 제조된 철의 결정성이 낮아 소재의 탄성이 크기 때문에 높은 압력이 해소되면서 코어가 부풀어 오르며 균열이 생기는 문제를 발생하였다. 따라서 성형밀도를 높이기 위해서는 높은 압력은 물론 철의 결정성을 높이는 제조공정이 필요하다. Fe@SiO₂의 경우 철의 상전이 온도인 500°C 근처에서 입자들이 뭉치는 현상이 발생한다. 이는 아마도 얇은 SiO₂ 코팅층이 터지면서 발생하는 것으로 판단된다. 이 논문에서는 상세한 기술을 하지 않았지만 코팅층을 HfO₂로 바꾸면 500°C에서도 코팅층이 터져 입자가 뭉치는 현상이 발생하지 않음을 확인하였다. 즉, 세라믹 코팅층을 보다 열에 안정한 소재로 바꾸어 열처리의 문제를 해결할 수 있다. 하지만 이렇게 코팅층을 바꾸어 주어도 성형시의 유동성 문제가 해결되지 않으며 이 문제를 해결하기 위한 노력이 진행중이다.

이상에 기술한 것처럼 우리는 TEOS를 가수분해하여 SiO₂로 코팅된 강자성 Fe 나노분말을 합성하였고 합성한 Fe@SiO₂ 나노분말을 이용하여 연자석 코어를 성형하여 자기적 특성을 측정된 결과 1 MHz까지 안정한 투자율을 갖는 것을 확인하였다. 그러나 성형밀도가 낮아 높은 투자율을 얻지 못했으며 수백 MHz에서 작동하는 나노구조 연자석 코어를 제조하기 위해서는 성형기술은 물론 유동성이 좋은 나노구조 입자제조기술이 개발되어야 한다는 결론을 도출하였다.

연자성 파워코어가 주로 사용되고 있는 수백 kHz의 주파수가 점차 높아지는 추세로 미루어 볼 때 수년 내로 수십 MHz대, 10년 이후에는 수백 MHz대까지 사용 주파수가 올라갈 것으로 추정된다. 스위칭 전원장치, DC-DC 변환기 등은 첨단 정보통신 장치의 필수부품이어서 시장수요가 엄청나게 크며 계속 늘어날 전망이다. 이러한 고주파 파워코어의 개발 방향은 포화자화가 큰 금속계열, 즉 합금분말을 기본으로 해야 하고, 이러한 코

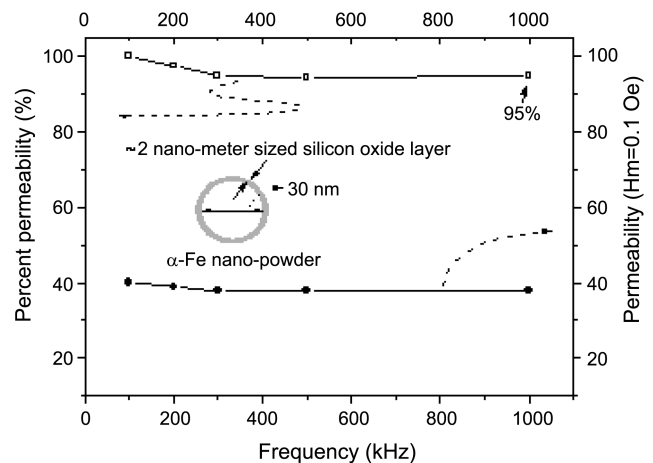


Fig. 11. Permeability of silica coated nano-Fe powder.

어를 고주파에서 사용할 때 문제점으로 대두되어 온 코어손실을 줄이기 위해서는 입자의 크기와 입자 내 결정도메인의 크기를 최대한 줄이는 것이 유일한 대안일 것이다.

절연코팅된 나노분말 재료 활용의 또 다른 가능성은 최근 선진국에서 개발 경쟁이 치열한 극소전자기계(Micro-Electro-Mechanical System, MEMS) 소자 개발에 이용하는 것이다. MEMS 기술은 미래 산업에서 가장 각광을 받을 수 있는 원천 기술이다. 현재의 MEMS 기술에서는 기본적으로 실리콘웨이퍼의 가공한 기계소자를 압전 유전체나 열전체를 등을 써서 구동하는 방식을 채택하고 있다. 그러나 자성체는 에너지 저장물이 강력 모터나 펌프, 극소형 전력 소자 등에서 유전체를 훨씬 능가한다. 그러나 현재는 우수한 연자성체를 MEMS 공정에 삽입할 수 없어 마이크로 인덕터의 경우 공심솔레노이드 등을 만드는 것이 고작이다. 즉 MEMS 공정에서 사용할 수 있는 전기 도금이나 증착방법 등을 통해 우수한 연자성체를 MEMS 기술에 접목하는 것이 그리 성공적이지 못하기 때문이다. 이같은 이유는 연자성 특성이 조성, 제조과정 및 제조 후 열처리 등의 조건에 매우 민감하여 기존의 MEMS 공정과 결합하여 MEMS 소자를 개발하기가 매우 어렵기 때문이다. 그러나 본 논문에 기술한 것처럼 연자성 분말 재료는 그 입자가 매우 작아 MEMS 활용에 매우 유리하다. 즉, 입자의 상태에서 연자성을 극대화시킬 수 있어 MEMS 제조과정에서 연자성을 향상시켜야 하는 부담이 적어진다. MEMS 기술로 제조되는 Micro-Magnetic Devices는 박막 인덕터, 박막 트랜스, 휴대기기용의 마이크로 전원, dc-dc컨버터, LC 필터, 박막고주파형 변조기, MIG헤드용 집적화 코일, 전자형 마이크로 머신 등이 있으며 본 재료를 사용하면 많은 부분에서 공정상의 이점을 확보할 수 있게 된다.

참고문헌

1. F. Mazaleyrat and L. K. Varga, *J. Magn. Magn. Mater.* **215-**

- 216**, 253 (2000).
2. J. Petzold, *Scripta. Mater.* **48**, 895 (2003).
 3. Changsheng Wang, Longtu Li, Ji Zhou, Xiwei Qi, Zhenxing Yue, and Xiaohui Wang, *J. Magn. Magn. Mater.* **257**, 100 (2003).
 4. K. W. E.Cheng, W. S. Lee, C. Y. Tang, and L. C. Chan, *J. Mater. Proc. Technol.* **139**, 578 (2003).
 5. M. E. McHENRY and D. E. LAUGHLIN, *Acta Mater.* **48**, 227 (2000).
 6. F. Alves, F. Simon, and O. Hubert, *Mater. Sci. Eng. A* **375-377**, 1011 (2004).
 7. P. Pawlik, H. A. Davies, and M. R. J. Gibbs, *Mater. Sci. Eng. A* **375-377**, 372 (2004).
 8. L. P. Lefebvre. S. Pelletierm, and C. Gelinass, *J. Magn. Magn. Mater.* **176**, 93 (1997).
 9. Y. R. Uhm, J. H. Park, W. W. Kim, C. H. Cho, and C. K. Rhee, *Mater. Sci. Eng. B* **106**, 224 (2004).
 10. E. Ozawa and Y. Kawakami, *T. Seto, Scripta Mater.* **44**, 2279 (2001).
 11. M. Yoshimura and S. Somiya, *Mater. Chem. Phys.* **61**, 1 (1999).
 12. Y. Hakuta, T. Haganuma, K. Sue, T. Dschiri, and K. Arai, *Mater. Res. Bull.* **38**, 1257 (2003).
 13. J. G. Nam and J. S. Lee, *Nano Struct. Mater.* **12**, 475 (1999).
 14. J. Ding, T. Tsuzuki, P. G. McCormick, and R. Street, *J. Magn. Mater.* **162**, 271 (1996).
 15. J. S. Bradley, *Cluster and Colloids* (ed. G. Schmid), VCH, NY (1994).
 16. C. B. Murray, C. R. Kagan, and M. G. Bawendi, *Science* **287**, 1989 (2000).
 17. (a) A. P. Alivisatos, *Science* **271**, 933 (1996).
(b) F. Caruso, *Adv. Mater.* **13** 11 (2001).
 18. (a) L. M. Liz-Marzan, M. Giersig, and P. Mulvaney, *Chem. Commun.* 731 (1996).
(b) L. M. Liz-Marzan, M. Giersig, and P. Mulvaney, *Langmuir* **12**, 4329 (1996).
 19. Q. Liu, Z. Xu, J. A. Finch, and R. Egerton, *Chem. Mater.* **10**, 3936 (1998).
 20. O. Olsvik, T. Popovic, E. Skjerve, K.S. Cudjoe, and E. Horns, *J. Ugelstad, M. Uhl, Clin. Microbiol. Rev.* **7**, 43 (1994).
 21. Z. Turgut, N. T. Nuhfer, H. R. Piehler, and M. E. McHenry, *J. Appl. Phys.* **85**, 4406 (1999).
 22. M. Wu, Y. D. Yang, S. Hui, T. D. Xiao, S. Ge, W. A. Hines, and J. I. Budnick, *J. Appl. Phys.* **92**, 491 (2002).
 23. C. Pathmamohanar and A. P. Philipse, *J. Colloid Interface Sci.* **205**, 340 (1998).
 24. M. Klotz, A. Ayrat, C. Guizard, C. Menager, and V. Cabuil, *J. Colloid Interface Sci.* **220**, 357 (1999).
 25. D. V. Szabo and D. Vollath, *Adv. Mater.* **11**, 1313 (1999).
 26. E. Ennas, A. Mei, A. Musinu, G. Piccaluga, G. Pinna, and S. Solinas, *J. Non-Cryst. Solids* **232-234**, 587 (1998).
 27. P. Tartaj and C. J. Serna, *J. Am. Chem. Soc.* **125**, 15754 (2003).
 28. G. N. Glavee, K. J. Klabunde, C. M. Sorensen, and G. C. Hadjipanayis, *Inorg. Chem.* **9**, 28 (1995).
 29. B. D. Cullity, *Introduction to Magnetic Materials*, Addison-Wesley, Massachusetts (1972).
 30. K. S. Suslick, M. Fang, and T. Hyeon, *J. Am. Chem. Soc.* **118**, 11960 (1996).
 31. M. Wu, Y. D. Yang, S. Hui, T. D. Xiao, S. Ge, W. A. Hines, J. I. Budnick, and M. J. Yacaman, *J. Appl. Phys.* **92**, 6809 (2002).
 32. S. Banerjee, S. Roy, J. W. Chen, and D. Chakravorty, *J. Magn. Mater.* **219**, 45 (2000).
 33. (a) C. Chen, O. Kitakami, and Y. Shimada, *J. Appl. Phys.* **84**, 2181 (1998).
(b) S. Gangopadhyay, G. C. Hadjipanayi, B. Dale, C. M. Sorensen, K. J. Klabunde, V. Papaefthymiou, and A. Kostika, *Phys. Rev. B* **45**, 9778 (1992).