

복합 전기방사법을 이용한 Fe-doped $\text{TiO}_2/\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 이중구조 나노와이어의 합성 및 자성 특성

구본율 · 안효진[†]

서울과학기술대학교 신소재공학과

Synthesis of Fe-Doped $\text{TiO}_2/\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ Core-Shell Nanowires Using Co-Electrospinning and Their Magnetic Property

Bon-Ryul Koo and Hyo-Jin Ahn[†]

Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and
Technology, Seoul 139-743, Korea

(2014년 7월 17일 접수: 2014년 7월 23일 최종수정: 2014년 7월 24일 채택)

Abstract We synthesized Fe-doped $\text{TiO}_2/\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ core-shell nanowires(NWs) by means of a co-electrospinning method and demonstrated their magnetic properties. To investigate the structural, morphological, chemical, and magnetic properties of the samples, X-ray diffraction, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, and X-ray photoelectron spectroscopy were used, as was a vibrating sample magnetometer. The morphology of the nanostructures obtained after calcination at 500 °C exhibited core/shell NWs consisting of TiO_2 in the core region and $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ in the shell region. In addition, the XPS results confirmed the formation of Fe-doped TiO_2 by the doping effect of Fe^{3+} ions into the TiO_2 lattice, which can affect the ferromagnetic properties in the core region. For comparison, pure $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ NWs were also fabricated using an electrospinning method. With regard to the magnetic properties, the Fe-doped $\text{TiO}_2/\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ core-shell NWs exhibited improved saturation magnetization(M_s) of approximately ~2.96 emu/g, which is approximately 6.1 times larger than that of pure $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ NWs. The performance enhancement can be explained by three main mechanisms: the doping effect of Fe ions into the TiO_2 lattice, the size effect of the Fe_2O_3 nanoparticles, and the structural effect of the core-shell nanostructures.

Key words Fe-doped TiO_2 , $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ nanoparticles, core/shell nanowires, co-electrospinning, magnetic property.

1. 서 론

최근에 자성 나노재료는 drug delivery, recording media, spintronics, magnetic resonance imaging 및 catalyst 등과 같은 다양한 응용분야에 사용됨에 따라 기술적 가치와 중요성이 점점 더 증가되고 있다.¹⁻⁵⁾ 더욱이, 자성 나노재료에 대한 연구는 이러한 응용분야의 효율과 아주 밀접한 상관 관계가 있으며, 그들의 특성 향상을 위해 자성 나노재료의 크기 및 구조 제어에 대한 활발한 보고가 이루어지고 있다.⁶⁻⁸⁾ 이들 중에 대표적인 자성재료인 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 는 n-형 반도체 및 antiferromagnetism 특성

을 가지며 magnetic device 뿐만 아니라 pigment 및 lithium-ion batteries 분야에서도 널리 사용되고 있다.^{9,10)} 따라서, high-quality $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 자성 나노재료를 제조하기 위해서 많은 연구자들이 노력하고 있으며, 제조공정 방법으로는 수열합성법 및 가수분해법 등을 이용하여 나노 사이즈 크기뿐 아니라 nanoparticles, nanorods, nanobelts 및 nanoflakes와 같은 다양한 형태제어를 시도하고 있다.^{11,12)} 하지만, 이러한 방법으로 제조된 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 은 포화자화 및 보자력에 해당하는 자성특성이 현저히 낮아 응용분야에 적용하기에는 어려움이 존재한다. 특히, 나노형태의 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 를 제조할 경우에는 입자표면에서의 degradation과

[†]Corresponding author

E-Mail : hjahn@seoultech.ac.kr (H.-J. Ahn, Seoul Nat'l Univ.)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

agglomeration이 쉽게 발생하기 때문에 α -Fe₂O₃ 나노 자성재료에 exchange-bias effect에 의해 자성특성이 현저히 감소하게 된다.⁹⁻¹²⁾ 그러므로, α -Fe₂O₃ 나노 자성재료를 실질적인 응용분야에 적용하기 위하여 우수한 자성특성이 확보되어야 하며, 추가적으로 이를 제조할 수 있는 간단하면서도 생산적인 제조방법이 개발되어야 한다. 전기방사법은 대면적 생산성, 간단함 및 저가격화 등의 특성을 가지는 합성방법으로 metal oxide, polymer 및 다양한 composite 등의 1차원 나노구조를 제조하는데 있어 매력적인 방법으로 알려져 있다.^{13,14)} 최근에는 1차원 나노구조가 자성특성 향상에 중요한 인자로 작용하면서 전기방사법을 이용한 자성 나노재료의 제조가 보고되고 있다. 예를 들어, Lee 등은 LaFe₂O₄ 나노섬유를 전기방사법으로 제조하였고 28,078 Oe의 보자력과 0.23 emu/g의 잔류자화에 해당하는 ferromagnetic 특성을 보고했다.¹⁵⁾ 또한, Ponhan 등은 전기방사법을 이용하여 CuFe₂O₄ 나노섬유를 제조하여 700 °C 열처리 후에 23.9 emu/g의 우수한 포화자화 특성을 보고했다.¹⁶⁾ 그러나, α -Fe₂O₃의 자성특성 향상을 위하여 복합 전기방사법을 이용한 core-shell 구조로의 접근은 거의 보고 되고 있지 않다. 따라서, 본 연구에서는 변형된 복합 전기방사법을 이용한 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조를 합성하였고 그들의 자기적 특성을 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 비교하였다.

2. 실험 방법

Core-shell 나노와이어 구조와의 특성 비교를 위해 일반적인 전기방사법을 이용하여 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어를 제조하였다. 먼저, 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어를 제조하기 위하여, 전기방사에 사용될 용액은 *N,N*-Dimethylformamide(DMF, Aldrich) 안에 전구체인 iron(III) nitrate nonahydrate(Fe(NO₃)₃·9H₂O, Aldrich) 및 고분자인 poly(vinylpyrrolidone)(PVP, M_w = 1,300,000 g/mol, Aldrich)를 용해하여 제조하였다. 다음으로, 균일하게 혼합된 투명한 용액을 23 gauge needle이 장착된 syringe로 옮긴 후 이것을 syringe pump에 고정시켰다. 이 때, syringe pump의 feeding rate는 0.01 mL/h로써 needle의 끝과 collector 사이의 거리는 ~17 cm로 고정하였고 여기에 power supply를 이용하여 ~21 kV의 고전압을 인가하여 as-spun α-Fe₂O₃ 나노와이어를 제조하였다. 그리고 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어를 얻기 위해 500 °C 열처리를 수행하였다. 또한 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조가 변형된 복합 전기방사법을 이용하여 합성하였다. Fig. 1(a)에서 보여지는 것처럼, 복합 전기방사법은 collector, power supply, syringe pump, syringe 및 needle로 구성된다. 특

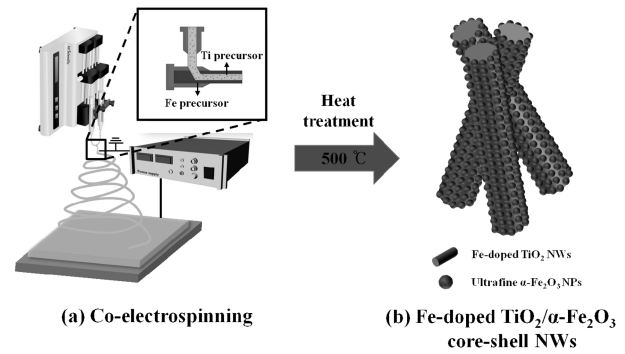


Fig. 1. Schematic illustration for Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell NWs fabricated using co-electrospinning.

히, 복합 전기방사법에 사용되는 needle은 core와 shell 부분으로 구분되며, 이러한 구조는 다른 종류의 용액을 사용하여 core-shell구조를 갖는 나노와이어를 제조할 수 있다.¹⁷⁾ 본 연구에서는 core 부분에 Ti precursor 용액을 사용하며 이는 DMF에 acetic acid(CH₃CO₂H, Aldrich)와 titanium(IV) isopropoxide(Ti[OCH(CH₃)₂]₄, Aldrich)가 용해된 용액을 DMF와 PVP(M_w = 360,000 g/mol, Aldrich)의 혼합물에 첨가하여 제조하였다. 또한, shell 부분에는 Fe precursor 용액이 사용되며 이는 DMF에 iron(III) nitrate nonahydrate와 PVP(M_w = 1,300,000 g/mol, Aldrich)를 혼합하여 제조하였다. 이 때 용액 안에 각각 포함된 Ti precursor와 Fe precursor의 상대적인 혼합비는 1:2 (molar ratio)로 고정하였다. 1시간 교반 후, 균일하게 혼합된 용액을 core 부분에는 26 gauge needle을 shell 부분에는 18 gauge needle이 장착된 syringe에 각각 장착한 후 위에서 언급한 절차와 동일하게 전기방사를 실시하여 as-spun core-shell 나노와이어 구조를 합성하였다. 이렇게 제조된 as-spun구조는 core 부분에는 Ti metal precursor와 PVP로, shell 부분에는 Fe metal precursor와 PVP로 이루어져 있다. 따라서 잔여 고분자를 제거하고 산화물 기반에 나노와이어를 제조하기 위해서 as-spun 나노와이어를 500 °C에서 열처리 하였다. 따라서 결과적으로, 복합 전기방사법을 이용하여 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조를 얻을 수 있었으며, 그에 따른 제조방법은 Fig. 1에서 간략하게 나타내었다.

제조된 샘플들의 결정구조 및 화학적 상태 분석은 X-선 회절분석(XRD, Rigaku RINT 2500)과 X-선 광전자 주사법(XPS, ESCALAB 250 equipped with an Al Kα X-ray source)으로 수행하였다. 나노와이어의 형태 특성은 주사 전자 현미경(FESEM, Hitachi S-4700)과 다기능 투과 전자 현미경(MULTI/TEM, Tecnai G², KBSI Gwangju Center)을 이용하여 분석하였다. 나노와이어 샘플들의 자기적 특성은 300K에서 진동 시료형 자력계(VSM, Micro-Sense, EV9)를 이용하여 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2는 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 열처리 전(a-b) 및 열처리 후(c-d)에 대한 FESEM 이미지를 보여준다. 열처리 전의 모든 샘플들은 매끈한 표면을 갖는 1차원 나노구조 형태를 보인다. 순수한 as-spun α-Fe₂O₃ 나노와이어의 직경은 약 83.7 nm로 측정되었으며, as-spun Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 직경은 약 78.5 nm로 측정되었다. PVP를 제거하기 위해서 500 °C에서 열처리를 실시한 후에 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어의 직경은 약 50.8 nm로 관찰되었으며, Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 직경은 약 41.2 nm로 나타났다. 따라서 이러한 직경의 감소는 as-spun 나노와이어를 구성하고 있던 PVP polymer가 열처리 과정을 통하여 제거되었음을 나타낸다. 또한 두 샘플의 형태, 구조 및 화학적 조성 등의 분석은 투과전자 현미경 및 에너지분산형분석기(EDS)를 이용해 수행하였다.

Fig. 3은 열처리 후에 얻어진 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 투과전자현미경 결과를 보여준다. 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어는 전체적으로 균일한 contrast를 보여주며 이는 단일 phase로 구성된 순수한 나노와이어 형태를 나타낸다. 다시 말하면, Fe precursor로만 구성된 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어는 상대적으로 큰 domain들에 의해 연속적인 연결을 통하여 나노와이어를 구성하고 있다. 그러나 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조

의 경우, 나노와이어의 core 부분과 비교해서 shell 부분에 상대적으로 어두운 contrast가 확인된다. Fig. 2(b)에서 보여지는 것처럼, 이는 약 6.4 nm의 미세한 나노 입자가 core 부분에 위치한 나노와이어의 표면 위에 촘촘히 형성되어 있음을 나타낸다. 따라서 이러한 미세한 α-Fe₂O₃ 나노입자는 자성특성에 큰 영향을 미칠 것이며 더 자세한 자기적 특성은 Fig. 6에서 자세히 토론할 것이다. 게다가, Fig. 3(a) 와 (b)의 왼쪽 아래에 삽입된 이미지는 샘플들의 제한 시야 전자 회절(selected area electron diffraction, SAED) 패턴을 나타낸다. 이 결과, 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어에서는 뚜렷한 dot 패턴이 나타나며, 반면에 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 구조 나노와이어에서는 뚜렷한 dot과 diffuse한 ring 패턴이 동시에 나타난다. 여기서 뚜렷한 dot 패턴은 α-Fe₂O₃가 우수한 결정성을 갖는다는 것을 의미하며, diffuse한 ring 패턴은 낮은 결정성을 갖는 anatase TiO₂를 의미한다. 더욱이 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조 및 구성하는 원소들의 분포를 자세히 분석하기 위해서 TEM에 부착된 EDS로 mapping한 측정결과가 Fig. 3(c)에서 보여진다. 그 결과 core-shell 구조의 core 부분에는 Ti 원소가 분포하며, shell 부분에는 Fe 원소가 넓게 분포하고 있음을 확인 하였다. 따라서, 이것은 복합 전기방사법을 이용하여 TiO₂/Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조가 성공적으로 제조되었음을 나타낸다.

Fig. 4는 500 °C에서 열처리 후에 얻어진 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 XRD 회절결과를 보여준다. 샘플들의 주

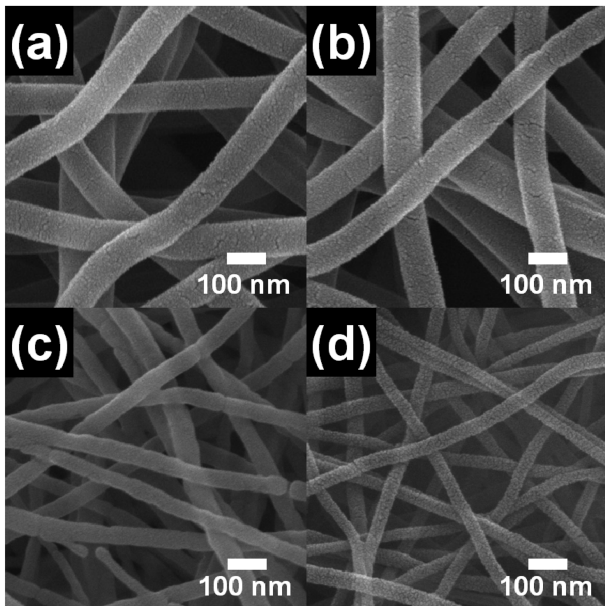


Fig. 2. FESEM image of the samples before (a-b) and after (c-d) calcination at 500 °C.

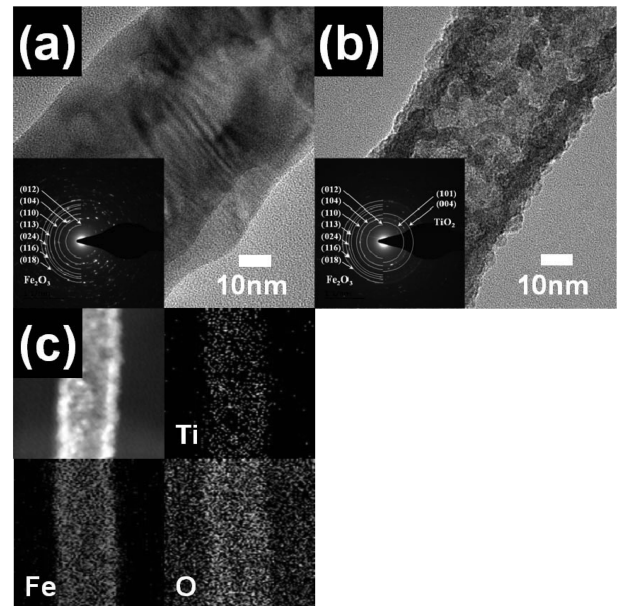


Fig. 3. TEM image and SAED pattern obtained from pure α-Fe₂O₃ NWs (a) and Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell NWs (b) and TEM-EDS mapping data obtained from sample B (c).

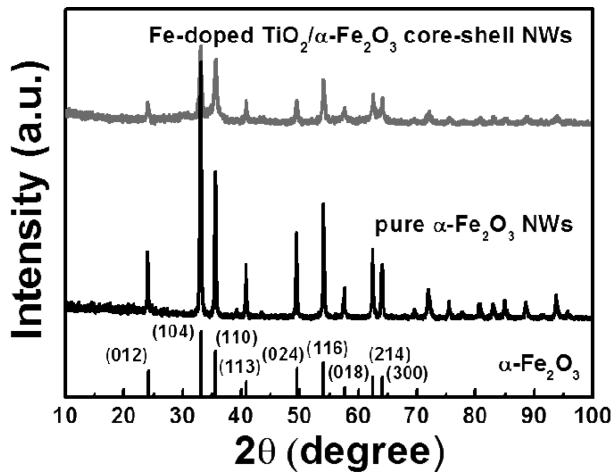


Fig. 4. XRD plots of pure α -Fe₂O₃ NWs and Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell NWs obtained after calcination.

된 회절 피크들이 24.12°, 33.14°, 35.64°, 40.84°, 49.46°, 54.08°, 57.56°, 62.54° 및 64.06°에서 관찰된다. 이는 hematite(α -Fe₂O₃)의 (012), (104), (110), (113), (024), (116), (018), (214) 및 (300)면에 해당하며 rhombohedral corundum 구조(space group R3c [167], JCPDS card No. 330664)를 나타낸다. 게다가 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어에서 확인되는 α -Fe₂O₃의 회절 peak들은 sharp한 형태와 높은 intensity를 나타내는 것으로 보아 우수한 결정성 및 큰 입자크기를 나타낸다. 반면에, Fe-doped TiO₂/

α -Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조는 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어 보다 상대적으로 넓고 낮은 회절 peak들이 관찰된다. 이것은 α -Fe₂O₃ 상이 미세한 나노입자로 구성되었음을 판단할 수 있다.¹⁸⁾ 게다가 Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell 구조 나노와이어의 core에 위치한 TiO₂에 관련된 peak들은 XRD 결과에서 확인되지 않는다. 이는 열처리 후 형성된 TiO₂가 매우 낮은 결정성을 나타내기 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 5는 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어와 Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 XPS측정을 나타낸다. XPS 결과에서 보여지는 모든 결합에너지는 ~284.5 eV의 C 1s line을 기준으로 보정하였다. Fig. 5(a)에서 보여지는 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어의 Fe2p_{3/2}와 Fe2p_{1/2} core level spectra는 각각 3개의 peak position들로 분리되어진다. 먼저 ~711.8 eV와 ~725.7 eV에서 확인되는 peak는 Fe³⁺이온이며, ~709.8 eV와 ~723.4 eV에서 확인되는 peak들은 Fe²⁺이온을 의미한다.¹⁹⁾ 또한, 추가적으로 보여지는 ~717.3 eV와 ~731.4 eV의 peak들은 Fe³⁺이온의 satellite peak들로 Fe₂O₃을 확인할 수 있는 fingerprint로써 작용하기 때문에 이러한 결과를 토대로 α -Fe₂O₃의 성공적인 형성을 확인할 수 있다.¹⁸⁾ 따라서, 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어는 대부분 α -Fe₂O₃로 구성되어 있으며 부분적으로 나노와이어 표면에는 rock-salt 구조를 갖는 FeO가 형성되었다.¹⁸⁾ 또한 Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell

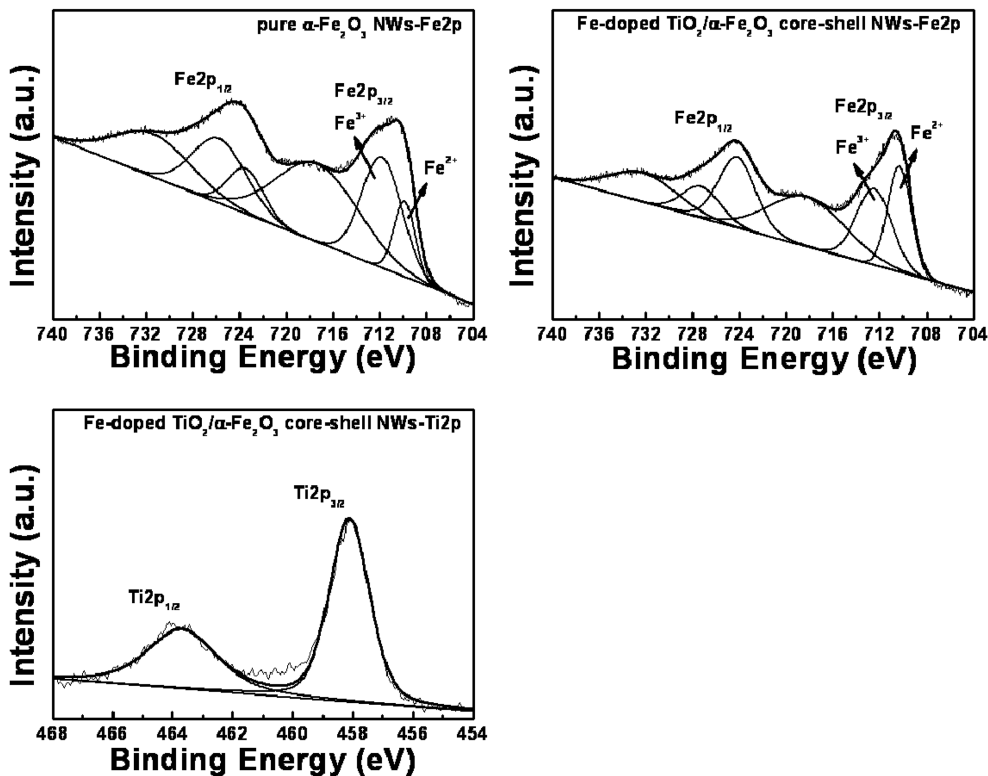


Fig. 5. XPS core level spectra of Fe2p and Ti2p obtained from pure α -Fe₂O₃ NWs (a) and Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell NWs (b-c).

나노와이어 구조의 Fe2*p* core level spectra 경우, 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어의 XPS 결과와 비교해서 Fe³⁺ peak이 상대적으로 감소하였는데 이것은 Fe³⁺가 TiO₂ matrix로 도핑되었기 때문으로 판단된다. 또한 모든 XPS peak이 high binding energy 쪽으로 약간의 peak shift (약 0.66 eV)가 발생하였는데 이러한 특징 또한 Fe 이온이 TiO₂ matrix에 도핑효과에 기인한다. 또한 이러한 결과는 Fig. 5(c)에서 보여지는 Ti2*p* core level spectra에서도 확인할 수 있다. 일반적으로 pure TiO₂를 구성하는 Ti⁴⁺는 ~458.8 eV와 ~464.4 eV에서 Ti2*p*_{3/2}와 Ti2*p*_{1/2} peak들이 각각 나타나는데, 반면에 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조에서는 이보다 약 0.7 eV 작은 binding energy인 ~458.1 eV와 ~463.6 eV에서 peak들이 관측되었다.²⁰⁾ 결론적으로 Fe2*p*와 Ti2*p* peak들의 XPS peak shift는 Fe³⁺이온이 TiO₂ lattice안으로 확산되어 발생한 도핑효과로 인해 Fe-doped TiO₂가 형성됨을 보여준다.²¹⁾ 이러한 결과를 근거로 일반적으로 Fe³⁺의 이온반경은 0.064 nm, Ti⁴⁺의 이온반경은 0.068 nm로 유사하기 때문에 Ti⁴⁺가 Fe³⁺로 치환되어 안정한 상태의 Fe-doped TiO₂를 형성할 수 있다.²²⁾ 따라서 SEM, TEM, XRD 및 XPS 결과를 토대로 복합 전기방사법을 이용하여 core 부분에는 Fe-doped TiO₂가 형성되었으며 shell 부분에는 α-Fe₂O₃로 구성되어 있는 core-shell 나노와이어 구조가 성공적으로 제조되었음을 확인하였다.

두 나노와이어 샘플들의 자기적 특성은 VSM을 이용하여 300K에서 측정되었다. Fig. 6은 두 샘플들의 측정된 자기력곡선을 보여준다. 그 결과, 포화자화(saturation magnetization, M_s) 특성이 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어의 경우 약 0.48 emu/g를 나타내었고, Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 경우 약 2.96 emu/g로 나타내었다. 즉 다시 말하면, Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-

shell 나노와이어 구조의 경우 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 비교하여 약 6.1배정도 높은 포화자화값이 관측되었다. 일반적으로 α-Fe₂O₃는 260K 이하에서 antiferromagnetic 특성을 나타내며, 260K에서 950K(Néel temperature) 사이에서는 약한 ferromagnetism 특성을 갖는다. 그러므로 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어는 무시할 정도에 약한 포화자화 특성을 보여준다. 그러나 Fe-doped TiO₂와 α-Fe₂O₃가 core-shell구조를 이루는 나노와이어 구조의 경우는 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어 보다 훨씬 향상된 포화자화 특성이 나타난다. 이러한 성능 향상 특성은 총 3가지로 설명할 수 있다: I) core 구조에서 확인된 TiO₂ lattice안으로 Fe이온의 도핑 효과는 자성특성을 향상시킬 수 있다. 일반적인 TiO₂는 자성특성을 띄지 않지만 Fe이온이 도핑 되면 ferromagnetic 특성을 갖게 되어 자성특성 증가를 일으킬 수 있다.²³⁾ II) core-shell구조 나노와이어의 shell 부분에 위치한 α-Fe₂O₃ 입자크기는 자성특성을 향상시키는 중요한 인자로 작용한다. 일반적인 bulk α-Fe₂O₃ 경우, lattice안에서 에너지의 상호작용에 의해 magnetic moment가 서로 상쇄되어 antiferromagnetism 특성을 나타낸다.²⁴⁾ 그에 반해, 1 μm 이하의 입자크기를 갖는 α-Fe₂O₃ 나노 구조는 이를 구성하고 있는 입자의 크기, 차원 및 형태에 따라 자성특성이 매우 민감하게 변화하는 것으로 알려져 있다. 특히, α-Fe₂O₃ 나노입자는 그 크기가 작아질수록 향상된 포화자화 특성을 일으킨다.^{8,24)} 따라서, TEM 결과에서 보여지는 것처럼, Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조의 표면에서 매우 미세한 α-Fe₂O₃ 나노입자가 확인되었고 그에 따른 우수한 포화자화 특성을 보여준다. III) 마지막으로 core-shell 구조가 갖는 구조적인 특징으로 설명할 수 있다. 본 연구에서는 Fig. 3(b)에서 보여지듯이 Fe-doped TiO₂ 나노와이어가 core 부분에 존재하고 그 표면에 α-Fe₂O₃가 위치한 이중구조를 갖는 나노와이어 형태를 제조하였다. 이러한 core-shell 구조를 구성하는 core 부분은 지지체 역할을 수행하여 표면에 존재하는 α-Fe₂O₃ 입자간에 agglomeration을 억제함으로써 α-Fe₂O₃ 나노입자의 균일한 분산을 일으킬 수 있다. 결론적으로 말하면 복합 전기방사법으로 제조된 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조는 그 제조접근방식이 간단할 뿐만 아니라 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어와 비교해 우수한 자성특성을 일으킨다.

4. 결 론

복합 전기방사법을 이용하여 core-shell 구조를 갖는 Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ 나노와이어를 성공적으로 제조하였다. 또한 비교하기 위하여 순수한 α-Fe₂O₃ 나노와이어

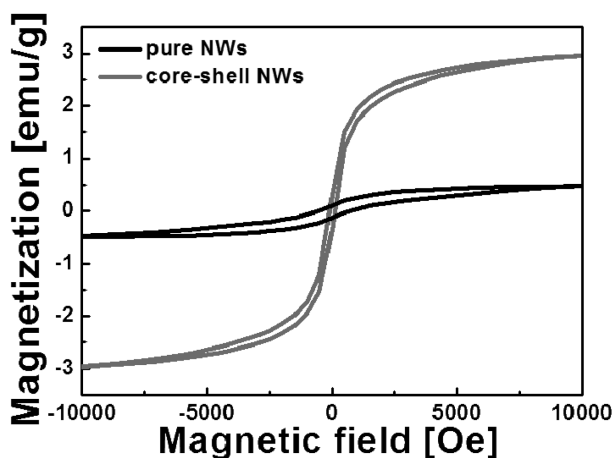


Fig. 6. Hysteresis loop of pure α-Fe₂O₃ NWs and Fe-doped TiO₂/α-Fe₂O₃ core-shell NWs obtained from VSM measurement.

를 제조하였다. 제조된 샘플들의 형태적, 구조적 및 화학적 분석은 FESEM, TEM, XRD 및 XPS를 통해 실시하였으며 그 결과 나노와이어의 core부분은 Fe-doped TiO₂ 나노와이어와 shell 부분은 α -Fe₂O₃으로 구성되어 있다. 추가적으로 Fe-doped TiO₂ 나노와이어 표면에 매우 미세한 α -Fe₂O₃가 균일하게 분포함을 확인하였다. XPS 결과에서는 Fe³⁺이온이 TiO₂ lattice안으로 도핑되는 효과를 확인하였다. 이러한 결과, Fe-doped TiO₂/ α -Fe₂O₃ core-shell 나노와이어 구조는 순수한 α -Fe₂O₃ 나노와이어보다 우수한 포화자화 특성을 나타내었다. 이러한 자성 특성 향상은 core구조에서 TiO₂ lattice속으로 Fe이온의 도핑 효과, α -Fe₂O₃ 나노 입자의 균일성 효과, core-shell 구조를 갖는 구조적 효과로 설명할 수 있다.

감사의 글

This study was supported by the Research Program funded by the Seoul National University of Science and Technology.

References

1. J. Dobson, *Drug Dev. Res.*, **67**, 55 (2006).
2. R. Dronskowski, *Adv. Funct. Mater.*, **11**, 27 (2001).
3. J. A. Wiemann, E. E. Carpenter, J. Wiggins, W. Zhou, J. Tang, S. Li, V. T. John, G. J. Long and A. Mohan, *J. Appl. Phys.*, **87**, 7001 (2000).
4. E. Taboada, R. Solanas, E. Rodríguez, R. Weissleder and A. Roig, *Adv. Funct. Mater.*, **19**, 2319 (2009).
5. S. K. Apte, S. D. Naik, R. S. Sonawane, B. B. Kale and J. O. Baeg, *J. Am. Ceram. Soc.*, **90**, 412 (2007).
6. S. Sun and H. Zeng, *J. Am. Chem. Soc.*, **124**, 8204 (2002).
7. Q. Song and Z. J. Zhang, *J. Am. Chem. Soc.*, **126**, 6164 (2004).
8. A. Demortière, P. Panissod, B. P. Pichon, G. Pourroy, D. Guillon, B. Donnio and S. Bégin-Colin, *Nanoscale*, **3**, 225 (2011).
9. I. Cesar, A. Kay, J. A. G. Martinez and M. Grätzel, *J. Am. Chem. Soc.*, **128**, 4582 (2006).
10. J. Chen, L. Xu, W. Li and X. Gou, *Adv. Mater.*, **17**, 582 (2005).
11. B. Jia and L. Gao, *Cryst. Growth Des.*, **8**, 1372 (2008).
12. J. Zhang, A. Thurber, C. Hanna and A. Punnoose, *Langmuir*, **26**, 5273 (2010).
13. H. T. Kim, C. Y. Hwang, H. B. Song, K. J. Lee, Y. J. Joo, S. J. Hong, N. K. Kang, S. D. Park, K. D. Kim and Y. H. Choa, *J. Kor. Powd. Met. Inst.*, **15**, 114 (2008).
14. S. Megelski, J. S. Stephens, D. B. Chase and J. F. Rabolt, *Macromolecules*, **35**, 8456 (2002).
15. W. Y. Lee, H. J. Yun and J. W. Yoon, *J. Alloys Comp.*, **583**, 320 (2014).
16. W. Ponhan and S. Maensiri, *Solid State Sci.*, **11**, 479 (2009).
17. A. L. Medina-Castillo and J. F. Fernández-Sánchez, *Adv. Funct. Mater.*, **21**, 3488 (2011).
18. M. Saleem, M. F. Al-Kuhaili, S. M. A. Durrani and I. A. Bakhtiari, *Phys. Scr.*, **85**, 055802 (2012).
19. T. Yamashita and P. Hayes, *Appl. Surf. Sci.*, **254**, 2441 (2008).
20. H. L. An and H. J. Ahn, *Mater. Lett.*, **81**, 41 (2012).
21. J. Li, J. Xu, W. L. Dai, H. Li and K. Fan, *Appl. Catal. B*, **85**, 162 (2009).
22. Z. Li, W. Shen, W. He and X. Zu, *J. Hazard. Mater.*, **155**, 590 (2008).
23. P. Xiaoyan, J. Dongmei, L. Yan and M. Xueming, *J. Magn. Magn. Mater.*, **305**, 388 (2006).
24. B. R. Koo, I. K. Park and H. J. Ahn, *J. Alloys Comp.*, **603**, 52 (2014).