

Pulsed Laser Deposition을 이용한 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4$ 박막의 합성과 그 결정성 및 자기적 특성의 연구

장안나 · 송종현 *

충남대학교 물리학과, 대전시 유성구 공동 220, 305-764

박창엽

카이스트 물리학과, 대전시 유성구 구성동 373-1, 305-701

(2011년 6월 6일 받음, 2011년 6월 19일 최종수정본 받음, 2011년 6월 20일 게재확정)

Pulsed Laser Deposition 방법을 사용하여 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4$ 박막을 증착하였으며 이의 결정성 및 자기적 특성을 증착온도의 함수로 조사하였다. 증착온도가 300 °C이었을 경우 박막은 코린덤(corundom) α - Fe_2O_3 또는 워자이트(wurzite) ZnO 구조를 지니고 있었으나 증착온도가 500 °C로 증가되었을 경우에는 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4(111)/Al_2O_3(0001)$ 의 결정 방향을 지닌 매우 안정된 역스피넬(inverse spinel) 성장이 이루어졌으며 또한 표면의 거칠기도 증착온도가 300 °C 일 때 보다 더 평평하여졌다. 이러한 역스피넬 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4$ 박막에서는 X-선 산란 분석 결과 α - Fe_2O_3 , ZnO에 해당하는 피크들은 전혀 관측되지 않았으며 이러한 사실들은 Zn가 증착온도를 높여줌에 따라 역스피넬의 사면체 자리에 치환되었음을 의미한다. *M-H* 곡선의 측정 결과 증착온도 300 °C 박막은 자성 특성이 거의 관측되지 않은 반면 500 °C 박막의 경우에는 매우 뚜렷한 강자성 특성을 확인할 수 있었으며 벌크보다 작은 포화자화 값은 팔면체 자리의 Fe 스핀들의 삐뚤림(canting)에 의한 것으로 이해된다.

주제어 : 강자성반도체, 자철광, 스핀주입, $Zn_xFe_{3-x}O_4$

I. 서 론

현재 널리 쓰이고 있는 반도체 소자가 집적도와 기능성의 한계에 도달한 것으로 알려지면서 이를 뛰어넘는 새로운 기능성과 집적도를 목표로, 최근 들어 새로운 차세대 소자의 개발에 대한 매우 활발한 연구가 이루어지고 있다. 이러한 차세대 소자의 예로 전자의 스핀자유도를 활용한 이른바 ‘스핀 소자’를 들 수 있는데 이는 전하 흐름만을 이용하였던 기존 소자들과는 달리 전자의 수송 특성에 스핀의 자유도를 추가시켜줌으로써 새로운 구동방식에 의한 신개념 소자를 구현하기 위한 것으로 현재 널리 사용되고 있는 GMR 헤드 등이 그 대표적인 예에 해당한다[1-3]. 이 GMR hard disk의 보급으로 인한 매우 드라마틱한 정보저장용량의 향상을 상기하여 보았을 때, 이러한 스핀트로닉스(spintronics) 소자들은 기존에는 존재하지 않았던 새로운 가능성을 가져다 줄 것으로 기대된다. 따라서 최근 들어 이들 소자 제작에 필요한 새로운 소재의 개발과 소자제작 및 성능시험의 형태로 이들의 가능성에 대한 많은 제반 연구가 이루어지고 있는 상황이다.

이와 같은 스핀소자들은 기본적으로 전하를 수송하는 전자의 스핀이 페르미 에너지 근처에서 한쪽 방향으로만 편극되어 있는 이른바 ‘스핀편극’을 기본 전제로 하게 되며 GMR

및 TMR 소자들은 전자들이 비자성 및 절연체 장벽을 사이에 두고 있을 경우 같은 스핀방향을 지니고 있을 때 비자성 및 장벽을 투과, 서로 이동하는 확률이 높은 원리를 이용하는 것이다[4, 5]. 이처럼 스핀편극의 정도를 말하는 ‘스핀편극율’은 스핀소자의 성능을 좌우하는 가장 요소이며 이러한 스핀편극율이 100 %인 절반금속(half metal) 탐구에 대한 연구도 중요한 이슈가 되고 있다[6]. 이와 더불어 기존의 반도체에 자성을 띠는 전이금속을 치환하고 이들의 스핀이 같은 방향으로 정렬하게 하여 수송 전하의 높은 스핀편극율을 유도함으로써 기존 반도체를 스핀소자의 소재로 활용할 수 있게 하는 희석 자성반도체(Dilute Magnetic Semiconductor)는 최근까지 활발히 연구되고 있으나 큐리온도가 실온보다 매우 낮다는 결정적인 단점이 있는 것이 사실이다[7].

반도체 물질의 전하를 효과적으로 스핀편극 시키는 또 다른 방법으로는 강한 강자성체 층을 반도체 물질에 매우 인접하게 접합시켜 강자성체로 인하여 매우 높게 편극된 전하를 반도체에 주입시키는 이른바 ‘스핀주입(spin injection)’ 방법이 있다. 이는 전이금속의 치환 한계로 인해 매우 낮은 큐리온도를 지닌 희석 자성반도체와는 달리 상온에서도 쉽게 전하를 스핀편극시킬 수 있는 장점을 지니고 있어 Fe 층과 반도체의 접합 또는 MnAs 층과 반도체의 접합에서 연구된 바 있으나 스핀분극의 효율이 매우 낮은 것으로 밝혀져 크게 집중을 받지 못하였었다[8-10]. 그러나 최근 들어 강자성 반

*Tel: (042) 821-5455, E-mail: songjonghyun@cnu.ac.kr

도체-절연체-반도체의 접합구조에서 스핀편극의 효율이 매우 높아질 수 있는 것으로 알려지면서 강자성 반도체를 이용한 스핀주입이 새로운 관심을 불러일으키고 있다[11].

본 연구에서는 스핀편극의 소스(source)인 강자성 물질로, 일명 자철광(magnetite)로 알려져 있는 역스피넬(inverse spinel) Fe_3O_4 에 Zn를 치환한 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4$ (ZFO) 박막의 합성과 이의 자성적인 특성 분석에 대하여 조사하였다. 일반적으로 사면체(tetrahedron) 자리인 A-자리에 2개의 A^{2+} 이온이, 그리고 팔면체(octahedron) 자리인 B-자리에 3개의 B^{3+} 이온이 들어가는 AB_2O_4 스피넬과는 달리 역스피넬 구조의 Fe_3O_4 는 A-자리에 Fe^{3+} 이온이, 그리고 B-자리에 Fe^{2+} 와 Fe^{3+} 이 1:1의 비율로 들어가게 되며(Fig. 1) 전자구조는 특이한 절반금속인 특성을 지니게 되는 것으로 알려져 있다[12]. 특히 큐리온도가 상온보다 훨씬 높은 온도이어서 Fe_3O_4 에 Zn를 치환한 ZFO의 경우, Zn의 치환 효과로 밴드갭이 생성되어 전자구조가 반도체로 전이될 가능성이 있으며 이러한 경우 스핀주입의 효율이 매우 클 것으로 예상되어 스핀주입의 소스로서 매우 유용하게 쓰일 가능성이 있는 것으로 기대된다.

II. 실험방법

본 실험에서의 $Zn_{0.4}Fe_{1.6}O_3$ 박막은 Pulsed Laser Deposition (PLD) 방법으로 성장되었으며 레이저 광원은 KrF 펄스 엑시머($\lambda = 248 \text{ nm}$)를 사용하였다. 소스(source) 세라믹 타겟(target)의 제작 과정은 다음과 같다. 우선 순도 99.9%의 ZnO, Fe_2O_3 분말들을 Zn:Fe=0.4:2.6의 비율로 중량을 측정하여 혼합하고 이후 막자사발을 사용하여 1시간 정도 milling을 실시하였으며 이를 전기로에 넣고 1000 °C에서 12시간 하소하였다. 이렇게 하소가 끝난 분말을 PLD용 세라믹 타겟으로 성형하기 위하여 직경 1인치의 금형 틀에 채우고 성형한 후 1050 °C의 온도에서 10시간 소결하였으며 이는 이후 대략 직경 20 mm, 높이 7 mm의 형태로 연마되었다. 기판과 타겟 사이의 거리는 50 mm로 유지되었으며 증착에 사용된 레이저의 세기는 펄스 당 300 mJ, 주기는 2 Hz로 고정되었다. 챔버의 기저압력(base pressure)은 5×10^{-6} Torr이었으며 박막의 증착은 따로 산소가스를 주입시키지 않은 기저압력 분위기에서 30분간 이루어졌다. 기판은 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(0001)$ 단결정이 사용되었으며 기판온도는 증착의 시작에서부터 끝까지 일정한 온도로 유지되었다. 이렇게 증착되어진 $Zn_{0.4}Fe_{1.6}O_4$ 박막의 구조와 결정성을 조사하기 위하여 X-선 회절(XRD) 측정을 시행하였으며 표면 상태는 AFM(atomic force microscopy)을 사용하여 측정되었다. 자기적 특성을 분석하기 위하여 Alternating Gradient Magnetometer(AGM)을 사용하였으며 증착된 박막의 정확한 두께는 Field Emission

Scanning Electron Microscope(FE-SEM)로 측정되었다.

III. 실험결과 및 토의

기판으로 사용된 사파이어 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 와 Fe_3O_4 의 결정구조는 Fig. 1에서 보는 바와 같으며 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(0001)$ 평면과 $Fe_3O_4(111)$ 평면의 격자 상수를 비교하여 보았을 때 격자 상수(lattice mismatch)는 대략 8.4%로서 다소 격자 상수의 차이는 있지만 증착조건이 적합할 경우 박막의 성장이 커쌓기(epitaxial growth)의 형태로 성공적으로 이루어진다고 알려져 있다[13]. 본 연구에서는 ZFO 박막의 증착온도(T_g)와 자성 특성의 상관관계를 조사하기 위하여 다른 증착조건은 동일하게 유지한 채 기판의 온도를 각각 300 °C와 500 °C로 유지하여 증착하였으며 이렇게 합성된 ZFO 박막의 X-선 산란 측정 결과는 Fig. 2에서 보는 바와 같다. 여기에서 알 수 있듯이 증착온도가 300 °C이었을 경우 대략 $2\theta = 35^\circ$ 근처에서

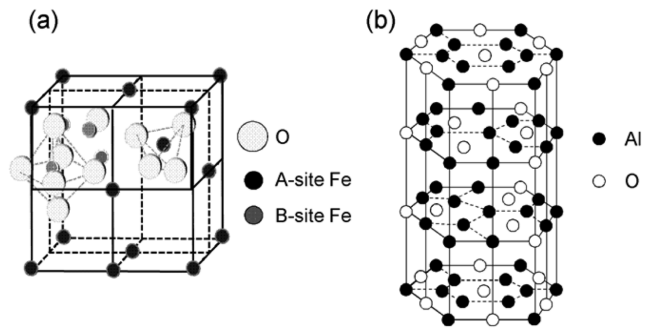


Fig. 1. Crystal structures of (a) magnetite Fe_3O_4 and (b) sapphire Al_2O_3 .

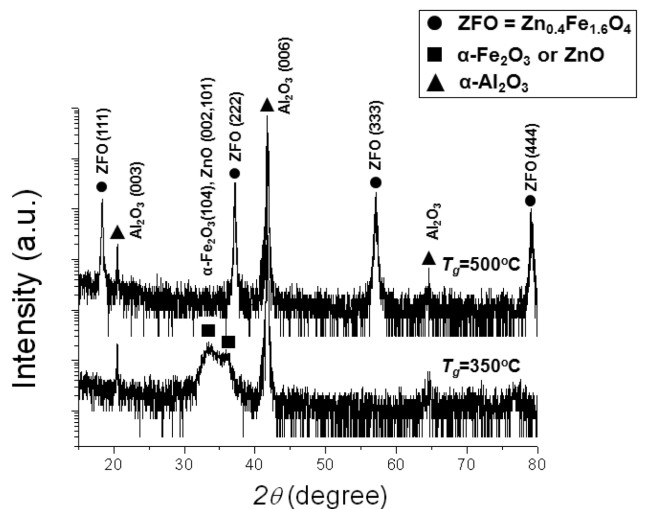


Fig. 2. XRD θ - 2θ scans for ZFO thin films with $T_g = 300^\circ\text{C}$ and $T_g = 500^\circ\text{C}$. The solid circles and squares denote the reflections from $Zn_{0.4}Fe_{0.6}O_4$ and $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ or ZnO, respectively.

다른 픽들과 비교하여 픽이 상당히 넓은 픽이 관측되고 있다. 이 픽의 자세한 모양은 $2\theta = 34^\circ$ 와 $2\theta = 35.5^\circ$ 위치에서 나타나는 두개의 픽이 겹쳐진 형태로 보여 지고 있고 있으며 이 중 $2\theta = 34^\circ$ 의 픽은 코런덤 구조를 지닌 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3(104)$ 에 의한 픽과 동시에 위자이트 구조를 지닌 $\text{ZnO}(002)$ 에 의한 픽으로, 그리고 $2\theta = 35.5^\circ$ 의 픽은 $\text{ZnO}(101)$ 에 의한 것으로 해석될 수 있다. 또한 눈여겨보아야 할 점은 두 픽이 겹쳐 있다는 사실을 감안하더라도 두 개의 픽 폭들이 Al_2O_3 기판 및 $T_g = 500^\circ\text{C}$ 시료에서 나타나는 다른 픽들과 비교하여 매우 넓다는 것이다. 이와 같은 넓은 픽들의 원인으로는 첫 번째로 박막 내부, $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, ZnO 로 해석되는 상의 격자 상수 값이 벌크의 경우와 같이 일정하게 정하여진 특정한 값을 지니는 것이 아니라 각각의 도메인에 따라 변화가 크다는 것과, 두 번째로 단결정 도메인의 평균적인 크기가 수 나노에서 수십 나노 미터로 작아서 Lorentzian broadening 이 커진 것을 들 수 있다.

그러나 증착온도를 500°C 로 높여 주었을 경우 그림에서 보는 바와 같이 $T_g = 300^\circ\text{C}$ 에서 관측되었던 ZnO 상에 기인하는 픽들은 완전히 사라지고 역스피넬 구조의 $\text{ZFO}(III)$ 에 해당하는 픽들만 관측되었으며 특히 $T_g = 300^\circ\text{C}$ 인 경우와 비교하여 픽들의 넓이가 대폭 감소하였음을 알 수 있다. 이렇듯 크게 줄어든 픽 넓이는 ZFO 역스피넬 박막의 상 형성이 $T_g = 500^\circ\text{C}$ 에서 매우 안정되어 있음을 나타내고 따라서 ZFO 역스피넬 박막의 적정 증착온도는 대략 500°C 임을 확인시켜 준다. 사실 이전에 보고된 스피넬 및 역스피넬 물질들의 연구결과에 의하면 팔면체인 B-자리에는 항상 +3가의 이온이 들어가는 것으로 확인되었고 따라서 +2가가 훨씬 안정적인

Zn^{2+} 이온을 자철광인 Fe_3O_4 에 치환하였을 경우 A-자리에 치환되는 경우가 B-자리에 치환되는 경우와 비교하여 에너지적으로 안정될 것으로 미루어 짐작할 수 있다. 이러한 일련의 사실로 미루어보았을 때 본 연구에서 합성된 ZFO 박막에서도 자성을 띠지 않는 Zn 가 Fe_3O_4 역스피넬의 A-자리에 치환되었다고 판단된다.

Fig. 3은 각각의 온도에서 증착된 ZFO 박막의 표면 AFM 사진과 수직단면 특성이다. $T_g = 300^\circ\text{C}$ 에서 합성된 박막의 경우 측정된 표면 거칠기는 0.443 nm 인 반면 $T_g = 500^\circ\text{C}$ 박막은 0.376 nm 로서 상대적으로 작은 값을 보였으며 따라서 증착온도를 높여줌에 따라 전체적인 표면 상태는 평평하여짐을 알 수 있다. 그러나 Fig. 3(a), (c)에서 보는 바와 같이 $T_g = 500^\circ\text{C}$ 의 박막의 표면은 $T_g = 300^\circ\text{C}$ 의 박막과는 달리 작은 알갱이(grain)들이 모여서 이루어진 형태를 보이며 이는 Fig. 2에서 보여준 X-선 산란 결과를 고려하여 판단하면 증착온도를 증가시키면서 생성되는 ZFO 역스피넬 알갱이로 볼 수 있고 이들 알갱이의 평균적인 크기는 대략 100 nm 정도이다. 이와 같이 역스피넬 ZFO 박막은 작은 알갱이의 모임 형태가 나타나게 되지만 여기에서 주목할 만한 사항은 위에서 언급하였듯이 박막 전체의 평균 거칠기는 0.376 nm 로서 이는 역스피넬 ZFO 의 한 단위격자에 해당하는 $\sim 0.84\text{ nm}$ 보다도 훨씬 작은 값이라는 것이다. 이렇듯 비록 하나의 결정면으로 이루어진 완벽한 원자 면은 아니지만 한 단위격자의 격자 상수보다도 훨씬 작은 평평한 표면은 차후에 이 ZFO 박막을 소재로 제작되어질 스핀주입 소자의 스핀주입 효율 관점에서 보았을 때 매우 유리하다고 볼 수 있다.

Fig. 4는 실온인 300 K 에서 측정된 ZFO 박막들의 $M-H$ 곡선을 보여주고 있다. 보이는 바와 같이 $T_g = 300^\circ\text{C}$ 박막의 경우 자화의 값이 매우 작아 거의 자성 특성이 보이지 않으므로 관측되었다. 이는 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 의 상이 반강자성 물질로 분

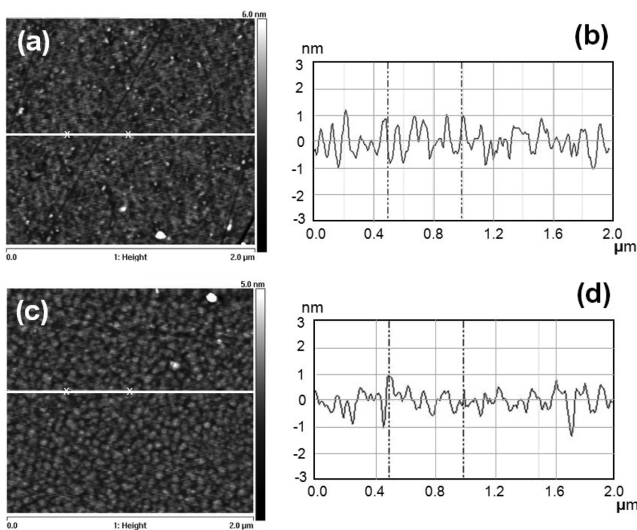


Fig. 3. AFM images and vertical profile of ZFO thin films with (a), (b) $T_g = 300^\circ\text{C}$ and (c), (d) $T_g = 500^\circ\text{C}$. The vertical profile was taken along the line indicated in the image.

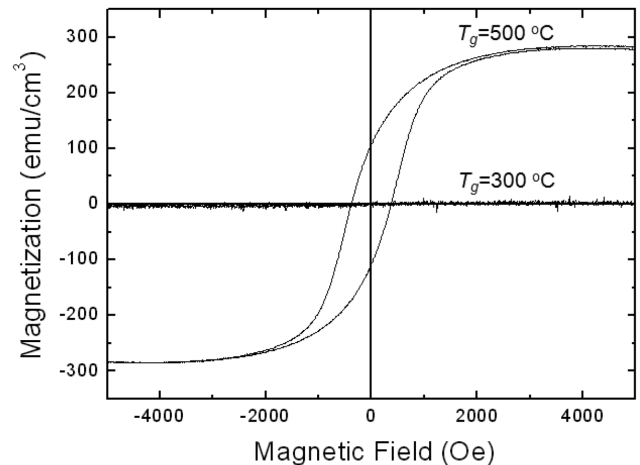


Fig. 4. $M-H$ curves of ZFO thin films measured at 300 K .

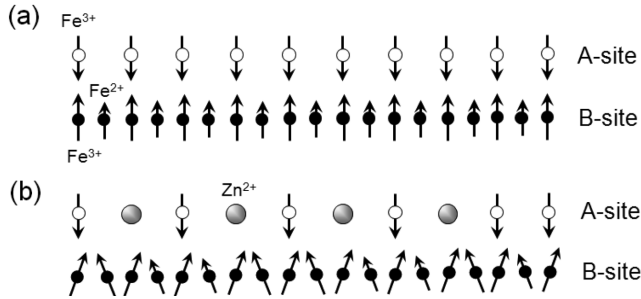


Fig. 5. Sublattice spin configurations of (a) magnetite Fe_3O_4 and $Zn_{0.4}Fe_{0.6}O_4$.

류되기에 이에 기인하는 자성은 매우 작을 것이며 또한 ZnO는 비자성 물질이기 때문인 것으로 이해할 수 있다. 그러나 증착온도를 500 °C로 증가시켜주었을 경우 포화자화(saturation magnetization) 값이 대략 280 emu/cm³로 매우 크게 증가하며 이때의 보자력은 ~380 Oe로 관측되었다. 이와 같은 $T_g = 500$ °C 박막의 강자성 특성은 그림 2에서 살펴본 바와 같이 증착온도를 500 °C로 증가시켜주었을 때 나타나는 역스피넬 구조 ZFO 상의 안정적인 합성과 이로 인한 강자성 도메인들의 형성 결과로 볼 수 있다.

일반적으로 알려진 역스피넬 Fe_3O_4 의 자성구조는 Fig. 5(a)에서 보는 바와 같이 사면체 A-자리의 e_g , t_{2g} 전자궤도에 서로 같은 스핀 방향으로 정렬된 전자가 5개 차지하면서 생기는 Fe^{3+} 의 이온과 그리고 팔면체 B-자리의 t_{2g} , e_g 전자궤도에 전자가 각각 5개, 6개 차게 되면서 생기는 Fe^{3+} , Fe^{2+} 이온들이 서로 반대방향으로 정렬됨에 따라 준강자성(ferrimagnetism) 특성을 띠게 된다. 이러한 스핀구조들로 인하여 생겨나는 공식 단위(formula unit) 당의 자성은 $4\mu_B$ 이며 벌크 Fe_3O_4 에서는 대략 471 emu/cm³의 값이 관측된다 [14]. 이러한 Fe_3O_4 에 비자성체인 Zn^{2+} 를 치환하는 경우 위에서 언급된 바와 같이 A-자리의 Fe^{3+} 가 치환되어 서로 반대로 정렬된 스핀 쌍이 없어짐으로 인하여 준강자성 특성이 약해지면서 동시에 강자성 특성이 강화되고 이의 결과로 포화자화 값이 더 커질 것으로 예상된다. 그러나 Fig. 5(b)에서 보는 바와 같이 Yafet-Kittel 모델에 의하여 팔면체 B-자리의 스핀들이 방향이 뺄어질 수 있으며 이의 결과로 포화자화 값이 오히려 낮아질 가능성도 동시에 존재한다[15]. 이러한 점과 Fig. 2에서 설명한 $T_g = 500$ °C 박막에서의 ZnO 관련 픽들의 부재를 고려하여 판단하였을 때, $M-H$ 곡선(Fig. 4)에서 관측되는 벌크 경우보다 작은 $T_g = 500$ °C, ZFO 박막의 포화자화 값(280 emu/cm³)값의 물리적인 원인으로는 첫 번째로 B-자리 스핀들의 평행에서 어긋난 뺄어짐 정렬(canting)이라고 판단된다. 또 다른 원인으로는 A-자리를 Zn가 치환함으로써 A-자리의 이온과 B-자리 이온의 superexchange 상호작용이 줄어들고 이

에 의해 서로 다른 두 B-자리 이온들이 강자성 정렬을 하지 않음을 들 수 있다. 그 외의 원인으로는 역스피넬 ZFO 상의 도메인이 제대로 형성되지 않은 결과로 결정을 이루지 못한 Zn, Fe, O의 원자들이 박막 내부에 분포되어 있기 때문인 것으로 추측되나 이에 대한 자세한 연구는 투과전자현미경(TEM)과 같은 추가 실험이 추후에 이루어져야 할 것으로 보인다.

IV. 결 론

역스피넬 구조의 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4$ 박막을 $\alpha-Al_2O_3(0001)$ 사파이어 기판위에 증착하였으며 이때 증착온도와 박막의 결정학적 구조, 그리고 자성적 특성의 상관관계를 조사하였다. X-산란 실험 결과로부터 증착온도가 300°C이였을 경우 주로 $\alpha-Fe_2O_3$ 또는 ZnO 상이 형성되었으나 증착온도가 500 °C로 증가되었을 경우에는 $Zn_{0.4}Fe_{2.6}O_4(111)/Al_2O_3(0001)$ 의 성장방향으로 역스피넬 ZFO 박막이 안정적으로 합성되었음을 확인하였다. AFM으로 측정된 박막의 표면분석에 의하면 $T_g = 500$ °C 박막의 표면이 $T_g = 300$ °C 박막의 표면보다 매끈하였으며 거칠기 정도가 0.376 nm로서 단위격자의 격자 상수보다도 작았다. 특히 $T_g = 300$ °C 박막의 경우에는 실온에서 강자성 특성이 나타나지 않은 반면 $T_g = 500$ °C 박막의 경우에는 뚜렷한 강자성 특성이 관측되었으며 포화자화 값은 벌크 Fe_3O_4 의 경우와 비교하여 작은 것으로 나타났다. 이는 B-자리 Fe 스핀들의 뺄어짐에 그 원인이 있는 것으로 판단된다. 이처럼 안정된 사파이어 기판위의 안정된 박막의 성장과 실온에서의 강자성 특성은 ZFO 박막이 스핀주입의 소자로 응용하기에 매우 적합한 특성을 지니고 있음을 나타낸다고 할 수 있다.

감사의 글

이 논문은 2009년도 정부(교육과학기술부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(No. 2009-0071272).

참고문헌

- [1] Igor Žutić, Jaroslav Fabian, and S. D. Sarma, Rev. Mod. Phys. **76**, 323 (2004).
- [2] S. A. Wolf, D. D. Awschalom, R. A. Buhrman, J. M. Daughton, S. con Molnár, M. L. Roukes, A. Y. Chtchelkanova, and D. M. Treger, Science **294**, 1488 (2001).
- [3] M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, and F. Petroff, Phys. Rev. Lett. **61**, 2472 (1988).
- [4] Gary A. Prinz, Science **282**, 1660 (1998)
- [5] J. S. Moodera, L. R. Kinder, T. M. Wong, and R. Meservey,

- Phys. Rev. Lett. **74**, 3273 (1995)
- [6] J.-H. Park, E. Vescovo, H.-J. Kim, C. Kwon, R. Ramesh, and T. Venkatesan, *Nature* **392**, 794 (1998).
- [7] H. Ohno, A. Shen, F. Matsukura, A. Oiwa, A. Endo, S. Katsumoto, and Y. Iye, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 363 (1996).
- [8] H. J. Zhu, M. Ramsteiner, H. Kostial, M. Wassermeier, H.-P. Schnherr, and K.H. Ploog, *Phys. Rev. Lett.* **87**, 016601 (2001).
- [9] A. T. Hanbicki, B. T. Jonker, G. Itskos, G. Kioseoglou, and A. Petrou, *Appl. Phys. Lett.* **80**, 1240 (2002).
- [10] M. Ramsteiner, H. Y. Hao, A. Kawaharazuka, H. J. Zhu, M. Kstner, R. Hey, L. Dweritz, H. T. Grahn, and K. H. Ploog, *Phys. Rev. B* **66**, 081304(R) (2002).
- [11] D. Chiba, M. Yamanouchi, F. Matsukura, and H. Ohno, *Science* **301**, 943 (2003).
- [12] Z. Szotek, W. M. Temmerman, D. Kdderitzsch, A. Svane, L. Petit, and H. Winter *Phys. Rev. B* **74**, 174431 (2006).
- [13] Y. Gao, Y. J. Kim, S. A. Chambers, and G. Bai, *J. Vac. Sci. Technol. A* **15**, 332 (1997).
- [14] H. F. Liu, A. Huang, and D. Z. Chi, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **43**, 455405 (2010).
- [15] D. Venkateshvaran, M. Althammer, A. Nielsen, S. Geprgs, M. S. R. Rao, S. T. B. Goennenwein, M. Opel, and R. Gross, *Phys. Rev. B* **79**, 134405 (2009).

Growth of $\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_{2.6}\text{O}_4$ Thin Films using Pulsed Laser Deposition and their Crystal Structural and Magnetic Properties

A. N. Jang and J. H. Song*

Department of Physics, Chungnam National University, Daejeon 305-764, Korea

C. Y. Park

Department of Physics, KAIST, Daejeon 305-701, Korea

(Received 6 June 2011, Received in final form 19 June 2011, Accepted 20 June 2011)

We grew $\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_{2.6}\text{O}_4$ thin films using Pulsed Laser Deposition and studied their crystal structure and magnetical characteristics as a function of growth temperature (T_g). For the film with $T_g = 300^\circ\text{C}$, X-ray reflections from $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ and ZnO were observed. However, when T_g was increased from 300 to 500°C , crystal structure of inverse spinel was stabilized with the crystal orientation of $\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_{2.6}\text{O}_4(111)/\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ without any detection of $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ and ZnO phases. The surface morphology shows flattening behavior with increasing T_g from 300 to 500°C . These observations indicate that Zn is substituted into tetrahedron A-site of the inverse-spinel Fe_3O_4 . M - H curves exhibit clear ferromagnetism for the sample with $T_g = 500^\circ\text{C}$ whereas no ferromagnetism is observed for the film with $T_g = 300^\circ\text{C}$.

Keywords : ferromagnetic semiconductor, magnetite, spin injection, $\text{Zn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$