

Effect of Growth Temperature on Magnetism of GdFe₁₂ Epitaxial Thin Films

Daegill Cho, Sangkyun Ryu, and Hyoungjeen Jeon*

Department of Physics, Pusan National University, Busan 46241, Korea

(Received 23 November 2020, Received in final form 16 December 2020, Accepted 17 December 2020)

Alloys of rare earth metal and transition metal with ThMn₁₂ structure are expected to have high saturation magnetization and high magnetic anisotropy. Despite its advantages, it has not been commercialized because of its metastability. GdFe₁₂ is a material having ThMn₁₂ structure. Therefore, it is expected to be difficult to stabilize GdFe₁₂ in bulk form. In this study, GdFe₁₂ was fabricated in the form of epitaxial thin films to stabilize the phase. The films were grown epitaxially from 500 °C to 200 °C. From the results of x-ray diffraction and x-ray absorption, it was confirmed that a (330) GdFe₁₂ thin films were grown. The epitaxial GdFe₁₂ thin film had a saturation magnetization (M_s) = 1130 emu/cm³ and coercivity = 712 Oe at a deposition temperature of 400 °C.

Keywords : ThMn₁₂, permanent magnet, GdFe₁₂, epitaxial thin film

GdFe₁₂ 박막의 증착온도에 따른 자기적 특성 변화

조대길 · 류상균 · 진형진*

부산대학교 물리학과, 부산시 금정구 부산대학교로63번길 2, 46241

(2020년 11월 23일 받음, 2020년 12월 16일 최종수정본 받음, 2020년 12월 17일 게재확정)

희토류와 전이금속 합금은 희토류의 높은 자기 이방성과 전이금속이 가지는 높은 포화자화의 결합으로 뛰어난 자기적 특성을 지닐 수 있다고 알려져 있다. 특히 ThMn₁₂ 구조를 가지는 희토류 전이금속 합금은 구조적으로 자기 이방성이 커질 수 있어 자기적 특성을 향상시킬 수 있고 희토류의 함량 또한 상용중인 영구자석보다 낮아 많은 기대를 받는 물질이다. 여러 면에서 뛰어난 물질이지만 준안정상이라는 특성을 가지고 있기 때문에 안정화에 어려움이 있다. 본 연구에서는 GdFe₁₂를 박막 형태로 제작하여 상안정화를 시도하였으며 증착 온도에 따른 물성을 분석했다. 박막은 500 °C에서 200 °C 사이에서 에피텍셜 형태로 성장했다. XRD 측정을 통해 얻은 결과로부터 (330) GdFe₁₂ 박막이 성장된 것을 확인했다. 진동시료형자력계 측정을 통해 에피텍셜 GdFe₁₂ 박막이 증착온도(T_g) 400 °C에서 포화자화 = 1130 emu/cm³와, 보자력 = 712 Oe을 가짐을 확인했다.

주제어 : ThMn₁₂, 영구자석, GdFe₁₂, 에피텍셜 박막

I. 서 론

영구자석은 모터의 주요 부품으로 풍력 발전기, 전기 자동차 등에 사용되며 그 용도와 수요가 꾸준히 확장되고 있다. 모터 등에 사용되는 영구자석은 높은 보자력(coercivity)과 포화자화(saturation magnetization)가 요구되며 고온 상태에서 자성을 잃지 않아야 한다. 이러한 조건을 만족하는 상용화된 영구자석으로 Nd₂Fe₁₄B이 있다. Nd₂Fe₁₄B는 대표적인 희토류 전이금속 합금 영구자석이며 뛰어난 자기적 특성을 가지고 있지만, 모터의 작동온도에 비해 낮은 임계온도(critical

temperature)를 가지는 단점이 있다[1-4]. 이런 단점을 보완하기 위해 Dy 등 중희토류를 첨가하여 T_c 를 높이는 방법을 사용하고 있다. 그러나 Dy의 높은 가격과 낮은 매장량, Dy 첨가에 따른 자기적 특성의 감소로 희토류-전이금속 합금은 추가적인 연구가 필요한 상황이다[5-8]. 따라서 희토류 저감형 자석 물질을 연구할 필요가 있으며, 그 후보로 ReFe₁₂(Re는 희토류 원소)가 고려되고 있다[5,9]. ReFe₁₂는 희토류와 전이금속의 비가 1:12로 Nd₂Fe₁₄B와 비교하여 낮은 희토류 함량을 가지고 있으며, 이론적 연구 결과에 따르면 영구자석으로 응용가능성이 높은 물질이다[5,10-12]. ReFe₁₂는 정방 구조이며, 구조에 따른 단축 이방성(uniaxial anisotropy)을 가지므로 높은 자기 이방성(magnetic anisotropy)을 가질 것이라 기대하고 있다[12-14]. 이러한 장점에도 불구하고 ReFe₁₂ 구조는

© The Korean Magnetics Society. All rights reserved.

*Corresponding author: Tel: +82-51-510-2978,

Fax: +82-51-513-7664, e-mail: hjeon@pusan.ac.kr

준안정상(metastable phase)이기 때문에 안정화가 어렵다는 단점을 가지고 있다. 과거에는 ReFe₁₂를 얻기 위해 Fe 위치에 자성을 가지지 않는 원소로 대체하는 것을 통해 안정화 시도를 하였으며[5,9,15-19], 동시에 스퍼터링을 통해 이차상 없는 박막 제작을 시도했다[20,21]. 최근 다른 물질의 첨가없이 ReFe₁₂ 조성을 가지는 준안정상 안정화에 성공한 논문들이 발표됨에 따라 다시 관심을 가지고 있다[12,13,22-25]. 발표된 바에 따르면 Sm, Nd에 대한 ReFe₁₂ 박막의 성장에 성공했으며, 질소 열처리를 통해 상용중인 Nd₂Fe₁₄B 보다 뛰어난 자기적 특성을 가질 수 있는 것을 확인했다[13]. 희토류계 영구자석 연구의 주요한 부분은 경희토계 영구자석이며 물질의 특성 향상을 위한 중희토계 영구자석에 대한 연구가 주를 이룬다. 그런 경향은 ReFe₁₂에서도 나타나며, Gd과 같이 중간 지점에 위치한 원소를 사용한 GdFe₁₂는 그 연구결과가 이론적인 부분에만 머무르고 있다[26,27]. Gd은 상온에서 강자성을 띠는 성질을 가지고 있으며, GdFe₁₂에서 Fe와 같은 방향으로 정렬된다면 충분히 높은 자성을 기대할 수 있다. GdFe₁₂에 대한 연구는 단순히 자기적 특성이 뛰어난 자석 제작이 아니라 희토류-전이금속의 자기적 특성을 이해하는데 그 의미가 있다. 본 고에서는 준안정상인 GdFe₁₂를 안정화하기 위해 박막 형태로 제작했으며 증착온도와 자기적 특성의 상관관계에 대해 연구했다.

II. 실험

본 논문에서는 GdFe₁₂ 타겟을 이용하여 GdFe₁₂ 박막을 증착하였으며, 박막의 증착 온도에 따른 물성 변화에 대해 연구했다. 준비된 (0006) Al₂O₃ 기판(부산대학교, 단결정은행) 위에 GdFe₁₂ 박막을 성장시켰다. 박막은 분압 15 mTorr 혼합가스(H₂ 3%, Ar 97%) 분위기에서 증착되었고, 10 sccm으로 주입되었다. Mo 박막을 이용해 Mo/GdFe₁₂/Mo/Al₂O₃ 구조로 박막을 제작하여 산소와 GdFe₁₂ 박막의 접촉을 방지했다. Mo 박막은 DC 스퍼터링 방법으로 50 W에서 증착되었고, GdFe₁₂ 박막은 RF(radio frequency) 스퍼터링 방법으로 50 W에서 증착되었다. Mo 박막은 상온에서 상자성 특성을 가지고 있는 것으로 알려져 있다[28]. 따라서, Mo 박막은 전체 박막의 보자력에 영향을 주지 않는다. GdFe₁₂ 박막의 에피텍셜(epitaxial) 성장을 위해서 버퍼 Mo 박막은 낮은 표면 거칠기(roughness), 높은 결정성(crystallinity)을 목표로 증착 조건 최적화를 진행했고, 증착온도 500 °C에서 GdFe₁₂ 박막을 증착하기 가장 좋은 (110) Mo 박막을 얻었다. 또한, 상단 Mo 박막은 비정질(amorphous) 형태로 제작했다. GdFe₁₂ 박막은 100 °C에서 600 °C까지 100 °C 간격으로 증착하여 증착온도에 (T_g) 따른 물성을 확인했다.

제작한 박막은 원자현미경(Atomic Force Microscopy, AFM)을 이용하여 표면 형태와 제곱평균제곱근 거칠기(r.m.s. roughness)를 확인했다. 박막의 구조적 특성은 X-ray Diffraction(XRD, Xpert 3)를 통해 확인했으며, 각 층의 두께 및 산란 길이 밀도(Scattering Length Density, 이하 SLD)를 엑스선반사율(X-ray Reflectivity, XRR, D8 Advance, Bruker)를 통해 확인했다. 박막의 자기적 특성은 진동시료형 자력계(Vibrating Sample Magnetometer, VSM, 7400 Series VSM, Lakeshore)을 통해 상온에서 in-plane 방향에 대해 -1.6 T에서 1.6 T까지 외부 자기장을 변화시키며 측정했다. 그리고, 엑스선흡수분광(X-ray Absorption spectroscopy, XAS, 2A beam line, 포항 가속기 연구소)을 통해 Gd 원소의 존재를 확인했다. 측정은 상온에서 45°의 스킴각(grazing angle)에서 진행했다.

III. 실험결과 및 토의

Fig. 1(a)은 3개 층으로 이루어진 박막의 증착 순서에 대한 도표이다. 에피텍셜 GdFe₁₂ 박막을 증착하기 위해 최적조건에서 버퍼 Mo를 성장시켰다. 같은 조건으로 증착된 (110) Mo 박막 위에 GdFe₁₂ 박막을 100 °C에서 600 °C까지 100 °C 간격으로 증착했다. 가열에 걸리는 시간은 히터의 가열속도인 20 °C/min을 따랐다. $T_g = 500$ °C 박막의 경우 다른 온도에서 증착한 박막과의 비교를 위해 위해 5분의 시간 차이를 두고 GdFe₁₂ 박막을 증착했다. GdFe₁₂ 박막의 증착이 끝나고 증착 분압인 15 mTorr를 유지하며 50 °C 이하까지 냉각한 뒤 상온에서 비정질 Mo 박막을 증착했다. Fig. 1(b)는 GdFe₁₂ 박막의 증착 온도에 따른 제곱평균제곱근 거칠기의 변화를 나타낸다. 작게 삽입된 그림은 $T_g = 400, 600$ °C의 표면을 나타내는 AFM 이미지이다. 표면 거칠기는 증착 온도가 증가함에 따라 증가하는 것을 확인할 수 있다. $T_g = 400$ °C 이하에서 제곱평균제곱근 거칠기는 1 nm 이하인 것을 확인했고, $T_g = 500$ °C 이상에서 3.8 nm로 크게 증가하여 $T_g = 600$ °C에서는 3.9 nm의 제곱평균제곱근 거칠기를 확인했다. 상온에서 증착된 Mo 박막의 제곱평균제곱근 거칠기는 1 nm 이하로 확인했으며, 이는 $T_g = 500, 600$ °C에서 확인된 높은 표면 거칠기가 비정질 Mo 박막이 아닌 다른 요인에서 온 것으로 보인다. 이 박막 표면 거칠기 변화는 GdFe₁₂ 층에 의한 것으로 보인다. 따라서 $T_g = 500, 600$ °C에서 상대적으로 높은 표면 거칠기를 가진다. 같은 구조를 가지는 희토류 전이금속 합금인 SmFe₁₂에서 증착온도가 높아짐에 따라 희토류 원소가 증발하는 것이 알려져 있다[29]. 따라서 높은 온도에서 표면 거칠기가 높아지는 것은 희토류 원소의 증발도 하나의 요인으로 보인다. $T_g = 400$ °C 이하에서 GdFe₁₂ 박막은 거칠기가 낮은

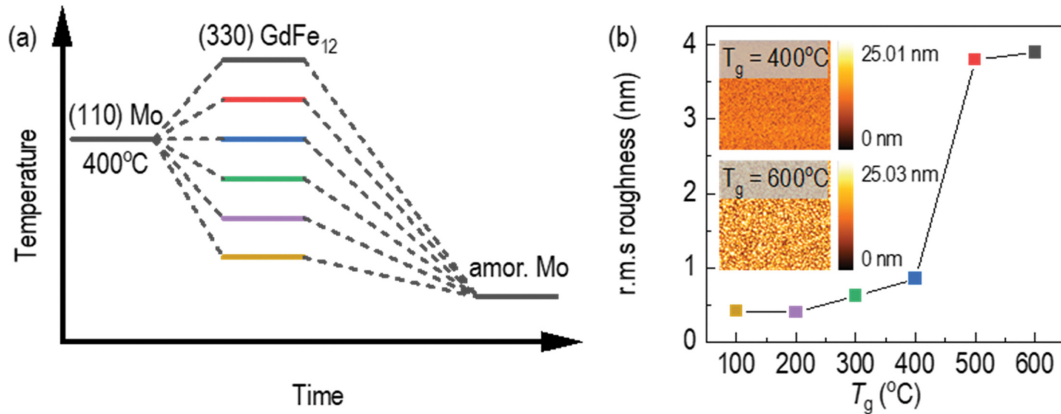


Fig. 1. (Color online) (a) The diagram indicates film synthesis process of Mo-capped GdFe₁₂ films on epitaxial Mo buffered layer. (b) r.m.s roughness as a function of GdFe₁₂ growth temperature shows significant surface roughening occurs, when GdFe₁₂ is grown at 500 °C and higher. Inset images show surface morphology of thin films grown at T_g = 400, 600 °C.

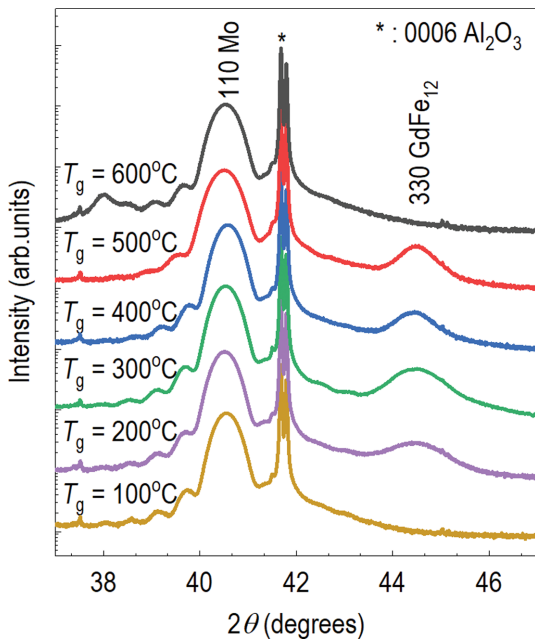


Fig. 2. (Color online) X-ray diffraction patterns of Mo-capped GdFe₁₂ films grown on epitaxial Mo buffer layer at different GdFe₁₂ growth temperatures (T_g). (110) Mo and (330) GdFe₁₂ are clearly seen when growth temperature is in between 500 °C and 200 °C.

표면을 가지는 것을 확인했다.

박막의 구조적 특성을 확인하기 위해 Fig. 2와 같이 2θ-ω X-ray diffraction 스캔을 진행했다. 2θ=41.68° 위치는 (0006) Al₂O₃ 기판을 의미한다. Al₂O₃ 기판보다 낮은 위치에서 보이는 2θ=40.59° 위치는 (110) Mo에 해당하며 버퍼 Mo 박막을 의미한다[30]. (110) Mo 피크 주변으로 kiessig fringe를 확인할 수 있고, 이는 버퍼 Mo 박막의 표면 거칠기가 매우 낮다는 것을 의미한다. 그리고 이러한 버퍼 Mo 박막의 kiessig fringe는 T_g = 500 °C 보다 높은 경우 보이지

않는 것을 확인했다. 선행 실험을 통해 기판 온도 600 °C 이상에서 버퍼 Mo 박막의 제곱평균제곱근 거칠기가 1 nm 이하인 것을 확인했다. 박막을 증착한 이후 과정에 의해 kiessig fringe가 사라진 것으로 보인다. Kiessig fringe가 사라진 것은 T_g = 500 °C 이상에서 GdFe₁₂ 박막과 Mo 박막의 상호작용으로 인한 것으로 보인다. 그리고 2θ=44.5° 위치에서 GdFe₁₂를 확인할 수 있는데, 이때 브래그 법칙(Bragg's Law)을 통해 계산한 격자 상수는 6.10 Å이다. 이론적으로 예측한 GdFe₁₂ 박막의 경우 a = 8.423 Å, c = 4.801 Å이며, (330) GdFe₁₂ 면의 격자 상수는 5.96 Å이다[27]. 이러한 XRD 결과는 이론적으로 예측한 안정상 GdFe₁₂에 근접한 박막 재현을 의미한다[26]. 또한, ReFe₁₂ 구조인 SmFe₁₁V에서 (330) SmFe₁₁V 피크의 위치도 2θ=44.5°로 GdFe₁₂ 박막과 2θ-ω 스캔 결과가 비슷한 것을 확인할 수 있다[31]. GdFe₁₂ 박막은 T_g = 500 °C, 400 °C, 300 °C, 200 °C에서 에피택셜 박막 형태로 성장하였으며, T_g = 100 °C 이하에서는 GdFe₁₂ 피크 보이지 않아 비정질 형태로 증착된 것으로 보인다.

XRD 분석을 통해 제작된 박막이 2θ=44.5° 위치에서 에피택셜하게 성장한 것을 확인했다. 또한, XAS 분석을 통해 GdFe₁₂ 박막의 산화 정도 확인과 Gd 원소의 존재를 확인했다. 낮은 표면 안정성과 결정성을 가지고 증착된 T_g = 200, 300, 400 °C 조건의 GdFe₁₂ 박막에서 Fe L edge와 Gd M edge의 XAS 측정을 시행했다. Fig. 3(a)를 보면, Fe L edge의 스펙트럼이 나타나 있다. 측정된 Fe L edge는 L_{2,3} edge 모두 단일 피크 형태를 하고 있고, 알려진 Fe L edge와 비교하면 산화되지 않은 Fe를 나타내는 것을 확인할 수 있다 [32]. Fig. 3(b)를 보면, Gd M edge의 스펙트럼이 나타나 있다. 알려진 Gd M edge의 스펙트럼과 비교해보면, M₄ edge와 M₅ edge의 위치가 일치하는 것을 확인할 수 있다 [33,34]. 이는 박막에 Gd 원소가 존재하는 것을 의미한다. 따

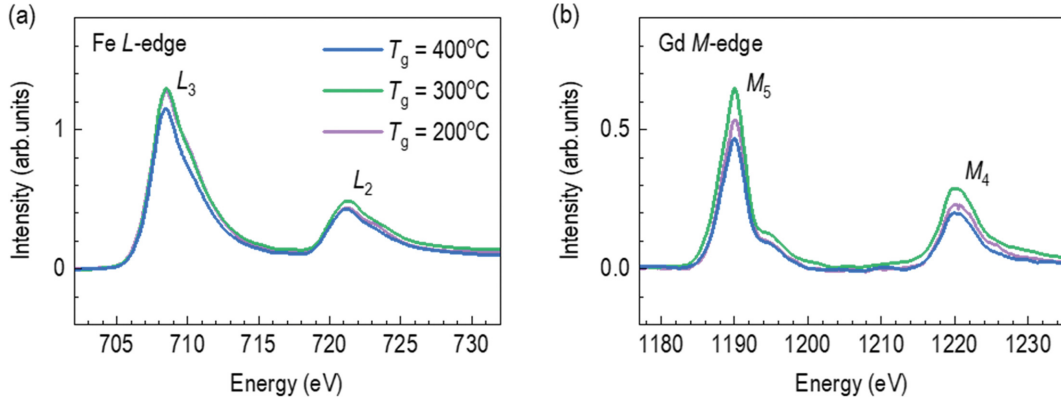


Fig. 3. (Color online) X-ray absorption spectroscopy of the (a) Fe *L*-edge and the (b) Gd *M*-edge of Mo capped GdFe₁₂ films.

라서, XAS 분석을 통해 GdFe₁₂ 박막을 특정할 수 있고, 박막이 산화되지 않은 것을 확인했다.

자성 층의 두께를 확인하기 위해 XRR 분석을 진행했다. XRD 측정과 AFM 측정을 통해 박막의 $T_g = 500\text{ }^\circ\text{C}$ 이상에서 박막 표면이 거칠어지는 것을 확인했고, $T_g = 100\text{ }^\circ\text{C}$ 이하에서 비정질 상을 이루는 것을 확인했기 때문에 $T_g = 200, 300, 400\text{ }^\circ\text{C}$ 조건의 박막에서 XRR 측정 및 분석을 진행했다 (Fig. 4). 측정을 통해 얻은 결과는 GenX 프로그램을 이용해 분석했다[35]. 분석을 통해 박막의 두께, 거칠기, 산란 길이 밀도(SLD)를 얻었다. 앞서 설명한대로 Mo/GdFe₁₂/Mo/Al₂O₃ 구조로 가정하고 피팅을 진행했다. 각 층의 이론적인 SLD 값은 Mo, GdFe₁₂ 순서로 $7.63 \times 10^{-5}\text{ } \text{\AA}^{-2}$, $5.83 \times 10^{-5}\text{ } \text{\AA}^{-2}$ 이다[36]. 시뮬레이션을 통해 얻은 상단 Mo 박막의 SLD가 이론과 다른 것을 확인할 수 있는데, 상단 Mo 박막의 산화와 비정질 상이기 때문으로 보인다. SLD의 차이는 비정질 상을 이루는 Mo 박막과 에피텍셜 상을 이루는 Mo 박막의 밀도차이로 볼 수 있으나 금속 물질에서 비정질과 에피텍셜 상의 밀도차이는 5%로 알려져 있다[37]. 따라서 상단 Mo 박막의 SLD 감소는 비정질 상으로 인한 요인 뿐만 아니라 산화에 의한 영향도 있는 것으로 보인다. Table I과 같이, 분석된 각 박막의 두께와 거칠기를 같이 구하였다. GdFe₁₂ 박막의 두께를 보면, $T_g = 200, 300, 400\text{ }^\circ\text{C}$ 박막에서 16.6 nm, 13.3 nm, 6.5 nm를 가지는 것을 확인했다. 이런 증착온도에 따른 증착물의 큰 변화는 결정성에 의한 것으로 알려져 있다

[38,39]. XRR 측정을 통해 GdFe₁₂ 박막이 T_g 의 증가에 따라 두께가 얇아지는 것을 확인했고, 박막의 SLD가 이론적인 SLD와 비슷한 것을 확인했다.

Table I. XRR fitting parameter of GdFe₁₂ films deposited at different substrate temperature (T_g).

T_g ($^\circ\text{C}$)	Thickness (nm)	Roughness (nm)	SLD (\AA^{-2})
400	6.5	0.25	5.48×10^{-5}
300	13.3	0.24	5.53×10^{-5}
200	16.6	0.26	5.31×10^{-5}

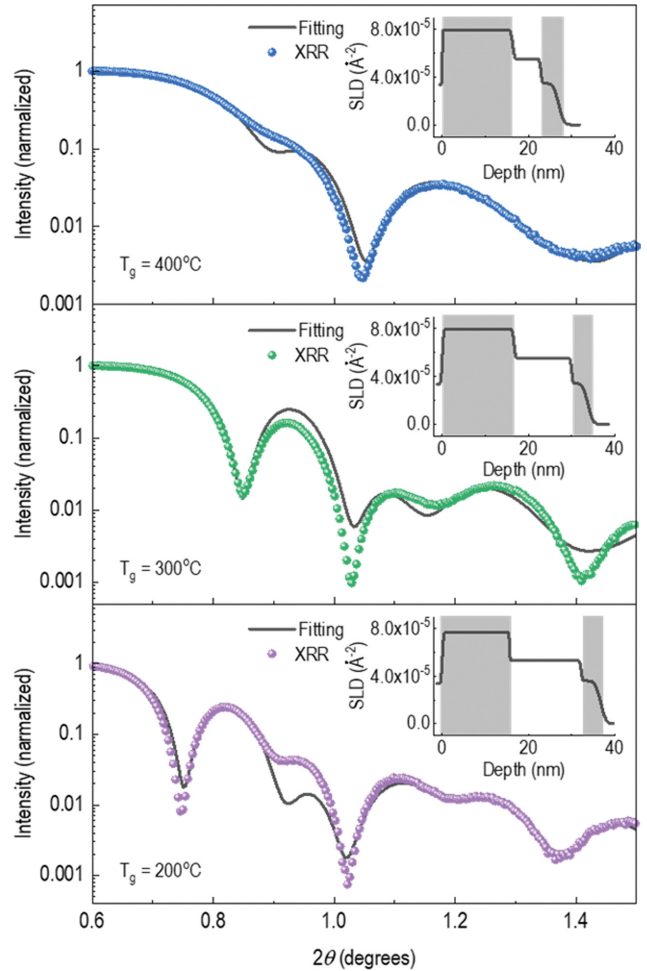


Fig. 4. (Color online) X-ray reflectivity, its fitting, and scattering length density results of GdFe₁₂ films grown at different temperatures (T_g): 200 $^\circ\text{C}$, 300 $^\circ\text{C}$, and 400 $^\circ\text{C}$.

Table II. Coercivity and saturation magnetization of GdFe₁₂ films deposited at different substrate temperature (T_g).

T_g (°C)	Coercivity (Oe)	Saturation magnetization (emu/cm ³)
400	712	1130 ± 43
300	140	786 ± 24
200	469	746 ± 12

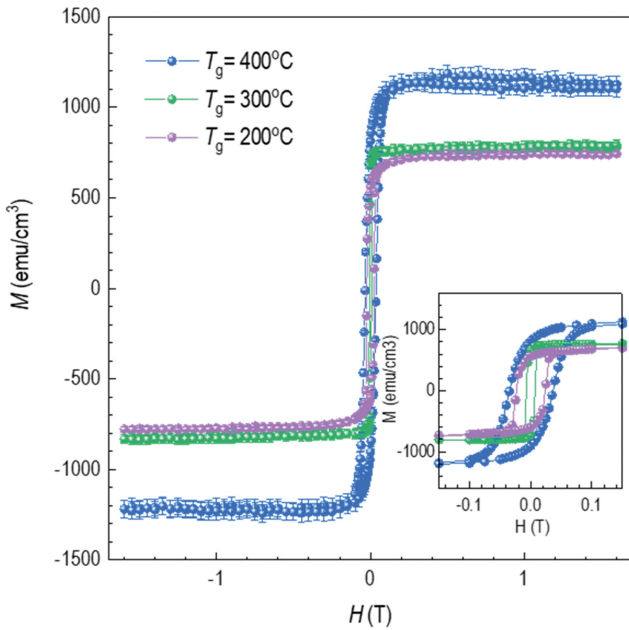


Fig. 5. (Color online) Magnetic hysteresis loops of the GdFe₁₂ films at different growth temperatures for 400 °C and below. GdFe₁₂ film of grown at 300 °C and above have a comparable saturation magnetization. Inset graph shows coercivity of GdFe₁₂ films.

VSM 측정 결과 표면의 거칠기로 인한 두께의 오차를 고려하여 $T_g = 400$ °C 이하 박막만 고려했다. Fig. 5의 오차는 XRR 분석을 통해 얻은 GdFe₁₂ 층의 제곱평균제곱근 거칠기와 박막의 두께 비를 이용하여 적용했다. $T_g = 100$ °C를 제외 하면 나머지 GdFe₁₂ 박막들은 강자성 특성을 보이는 것을 확인했다. 또한, 증착 온도가 증가함에 따라 박막의 포화자화 (M_s)가 증가하는 것을 확인했다. M_s 는 $T_g = 400$ °C에서 1130 emu/cm³가 되며, $T_g = 300$ °C 박막의 $M_s = 786$ emu/cm³ 보다 높은 것을 확인할 수 있다(Table II). Fig. 5의 삽입된 그래프는 증착온도에 따른 GdFe₁₂ 박막의 보자력 변화이다. 보자력은 T_g 에 의한 경향이 없으나, $T_g = 300$ °C에서 최소가 되는 것을 확인했다. $T_g = 300, 400$ °C 박막 모두 목표했던 상안정화 및 자성 특성 최대화에 성공했다. 같은 구조의 다른 희토류 전이금속 합금인 SmFe₁₂에서 증착온도가 낮아짐에 따라 비정질 상이 발생하며 포화자화가 낮아진다[29]. 따라서 $T_g = 300$ °C 박막에서 포화자화의 감소는 비정질 상에 의한 것으로 보이며, 이는 $T_g = 400$ °C 조건에서 증착된 박막의 자

성특성이 뛰어난 것을 나타낸다.

IV. 결 론

본 실험에서는 RF 스퍼터링 방법으로 증착한 GdFe₁₂ 박막의 상안정성을 확인하고 증착온도에 따른 물성을 확인했다. 원자현미경을 통해 $T_g = 500$ °C 이상에서 박막 표면이 거칠기가 크게 증가하는 것을 확인했다. XRD 분석을 통해 $T_g = 400, 300, 200$ °C에서 안정화된 (110) 방향의 에피텍셜 GdFe₁₂ 박막이 (110) 방향으로 성장하는 것을 확인했다. 준안정상 GdFe₁₂ 박막은 적절한 온도에서 낮은 거칠기의 표면과 에피텍셜 박막을 이루는 것을 확인했다. 또한, Gd 원소의 확인을 통해 박막이 GdFe₁₂인 것을 확인했다. XRR 측정과 시물레이션을 통해 T_g 에 의한 두께 변화를 확인했고, 분석을 통해 얻은 두께를 VSM 측정 결과에 적용하여 박막의 자성을 확인했다. T_g 가 증가함에 따라 박막의 포화자화도 증가하는 것을 확인했다. 결론적으로 GdFe₁₂ 박막은 $T_g = 400$ °C에서 낮은 표면 거칠기를 가지고 (110) 방향으로 성장하며 높은 포화자화(1130 emu/cm³)를 가지는 것을 확인했다.

감사의 글

본 연구는 한국연구재단 방사선기술개발사업의 연구비 지원(NRF-2018M2A2B3A01071859)으로 수행되었습니다.

References

- [1] D. Givord, H. Li, and R. P. De La Bâthie, Solid State Commun. **51**, 857 (1984).
- [2] D. Givord, H. Li, and J. Moreau, Solid State Commun. **50**, 497 (1984).
- [3] M. Sagawa, S. Hirosawa, K. Tokuhara, H. Yamamoto, S. Fujimura, Y. Tsubokawa, and R. Shimizu, J. Appl. Phys. **61**, 3559 (1987).
- [4] J. Herbst, J. Croat, and W. Yelon, J. Appl. Phys. **57**, 4086 (1985).
- [5] K. Buschow, J. Magn. Magn. Mater. **100**, 79 (1991).
- [6] H. Cha, Y. Baek, and J. Lee, J. Korean Mag. Soc. **29**, 98 (2019).
- [7] W. Xiaoli, Z. Lina, D. Kaihong, C. Shengli, S. Yongcong, and L. Musen, Rare Metal Mat. Eng. **45**, 309 (2016).
- [8] W. Liu, H. Sun, X. F. Yi, X. Liu, D. Zhang, M. Yue, and J. Zhang, J. Alloys Compd. **501**, 67 (2010).
- [9] D. De Mooij and K. Buschow, J. Less Common Met. **136**, 207 (1988).
- [10] O. Zarechnyuk and P. Kripyakevich, Soviet Phys.-Cryst. (English Transl.) **7** (1963).
- [11] A. Miedema, K. Buschow, and H. Van Mal, J. Less Common

- Met. **49**, 463 (1976).
- [12] T. Miyake, K. Terakura, Y. Harashima, H. Kino, and S. Ishibashi, *J. Phys. Soc. Jpn.* **83**, 043702 (2014).
- [13] Y. Hirayama, Y. K. Takahashi, S. Hirose, and K. Hono, *Scr. Mater.* **95**, 70 (2015).
- [14] W. Korner, G. Krugel, and C. Elsasser, *Sci. Rep.* **6**, 24686 (2016).
- [15] M. Akayama, H. Fujii, K. Yamamoto, and K. Tatami, *J. Magn. Magn. Mater.* **130**, 99 (1994).
- [16] Y.-c. Yang, X.-d. Zhang, L.-s. Kong, Q. Pan, and S.-l. Ge, *Solid State Commun.* **78**, 317 (1991).
- [17] K. Ohashi, T. Yokoyama, R. Osugi, and Y. Tawara, *IEEE Trans. Magn.* **23**, 3101 (1987).
- [18] L. X. Liao, Z. Altounian, and D. H. Ryan, *J. Appl. Phys.* **70**, 6006 (1991).
- [19] H. Hegde, R. Rani, A. Navarathna, K. Chen, and F. J. Cadieu, *J. Appl. Phys.* **70**, 6345 (1991).
- [20] D. Wang, S.-H. Liou, P. He, D. J. Sellmyer, G. Hadjipanayis, and Y. Zhang, *J. Magn. Magn. Mater.* **124**, 62 (1993).
- [21] F. J. Cadieu, H. Hegde, A. Navarathna, R. Rani, and K. Chen, *Appl. Phys. Lett.* **59**, 875 (1991).
- [22] Y. Harashima, K. Terakura, H. Kino, S. Ishibashi, and T. Miyake, *Phys. Rev. B* **92**, 184426 (2015).
- [23] C. Zhou, F. E. Pinkerton, and J. Herbst, *Scr. Mater.* **95**, 66 (2015).
- [24] D. Goll, R. Loeffler, R. Stein, U. Pflanz, S. Goeb, R. Karimi, and G. Schneider, *Phys. Status Solidi Rapid Res. Lett.* **8**, 862 (2014).
- [25] C. Zhou, F. E. Pinkerton, and J. Herbst, *J. Appl. Phys.* **115**, 17C716 (2014).
- [26] M. Yamaguchi and S. Asano, *J. Phys. Soc. Jpn.* **63**, 1071 (1994).
- [27] C. Nan-xian, S. Jiang, and S. Xuping, *J. Phys. Condens. Matter* **13**, 2727 (2001).
- [28] D. R. Lide, *CRC Handb. Chem. Phys.* **81**, 130 (2005).
- [29] H. Sun, T. Tomida, and S. Hirose, *J. Appl. Phys.* **81**, 328 (1997).
- [30] K. Aryal, H. Khatri, R. W. Collins, and S. Marsillac, *Int. J. Photoenergy* **2012**, 1 (2012).
- [31] G. C. Hadjipanayis, A. M. Gabay, A. M. Schönhöbel, A. Martín-Cid, J. M. Barandiaran, and D. Niarchos, *Engineering* **6**, 141 (2020).
- [32] M. Giménez-Marqués, E. Bellido, T. Berthelot, T. Simón-Yarza, T. Hidalgo, R. Simón-Vázquez, Á. González-Fernández, J. Avila, M. Carmen Asensio, R. Gref, P. Couvreur, C. Serre, and P. Horcajada, *Small* **14**, 1801900 (2018).
- [33] M. Mizumaki, K. Yano, I. Umehara, F. Ishikawa, K. Sato, A. Koizumi, N. Sakai, and T. Muro, *Phys. Rev. B* **67**, 132404 (2003).
- [34] A. Ablat, R. Wu, M. Mamat, J. Li, E. Muhemmed, C. Si, R. Wu, J. Wang, H. Qian, and K. Ibrahim, *Ceram. Int.* **40**, 14083 (2014).
- [35] M. Bjorck and G. Andersson, *J. Appl. Crystallogr.* **40**, 1174 (2007).
- [36] X.-L. Zhou and S.-H. Chen, *Phys. Rev. E* **47**, 3174 (1993).
- [37] X.-Y. Cui, S. P. Ringer, G. Wang, and Z. Stachurski, *J. Chem. Phys.* **151**, 194506 (2019).
- [38] J. Choi, J. Lee, C. Kim, Y. Jo, J. Kang, S. Bae, J. Yang, and D. Jeong, *New Phy. Sae Mulli* **68**, 284 (2018).
- [39] S. A.-J. Jassim, A. A. R. A. Zumaila, and G. A. A. Al Waly, *Results Phys.* **3**, 173 (2013).