

## Co/IrMn 이층막의 자기적 특성과 Co 두께 및 어닐링의 영향

정정규<sup>†</sup> · 이찬규 · 구분훈\* · 이진환\*\* · 야스노리 하야시

창원대학교 금속재료공학과  
\*창원대학교 세라믹공학과  
\*\*한국기계연구원

## Effects of Thickness of Ferromagnetic Co Layer and Annealing on the Magnetic Properties of Co/IrMn Bilayers.

Jung-Gyu Jung<sup>†</sup>, Chan-Gyu Lee, Bon-Heun Koo\*, Gun-Hwan Lee\*\* and Yasunori Hayashi

Department of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University  
\*Department of Ceramic Science and Engineering, Changwon National University  
\*\*Korea Institute of Machinery & Materials

(2003년 6월 3일 받음, 2003년 7월 10일 최종수정본 받음)

**Abstract** Effects of annealing and thickness of Co layer in Co/IrMn bilayers on the magnetic properties have been investigated. The highest interfacial exchange coupling energy( $J_K = 0.12 \text{ erg/cm}^2$ ) was obtained for 10 nm Co layer thickness. Exchange bias field is inversely proportional to the magnetization, the thickness of the pinned layer, and the grain size of antiferromagnetic layer. Also it is related to the interfacial exchange energy difference, which is expected to depend on the surface roughness. These results almost agree with the random-field model of exchange anisotropy proposed by Malozemoff.<sup>1,2)</sup> Exchange bias field decreased slowly with increasing annealing temperature up to 300°C. However, exchange bias field increased above 300°C.

**Key words** random-field-model, IrMn, magnetic properties, annealing, sputtering

### 1. 서 론

자성 다층박막에서 거대자기저항현상(giant magnetoresistance: GMR)이 발견된 이래,<sup>3)</sup> 자기 초격자(magnetic superlattice), 스핀밸브막(spin valve film), 자기터널접합(magnetic tunnel junction)과 같이 거대자기저항 현상을 가지는 많은 재료들에 대하여 집중적으로 연구되었다. 그 중 IrMn 반강자성체를 이용한 스핀밸브는 높은 교환결합자장(Exchange bias field:  $H_{ex}$ )와 높은 Blocking 온도( $T_b$ )와 Neel 온도( $T_N$ ) 및 우수한 내식성을 가지므로 자기저항소자에 응용될 수 있는 유력한 후보로 알려져 있다.<sup>4)</sup> 이러한 스핀밸브는 반강자성층(Anti-ferromagnetic: AFM), 강자성층(Ferro-magnetic: FM), 비자성층(Non-magnetic: NM)으로 구성되며, 특히 반강자성층과 강자성층 사이에서 발생하는 교환결합특성 및 그에 따른 열적 안정성은 MRAM(Magnetic Random Access Memory)이나 자기 MR헤드 등의 실제 응용에 있어 매우 중요하다.<sup>5)</sup> 따라서, 본 연구에서는 강자성층 Co의 두께와 어닐링에 따르는 FM(Co)/AFM(IrMn)의 2층막에서 자기적 특성변화, 반강자성층의 결정립 크기 및 표면 거칠기 등의 변화를 조사하였다.

### 2. 실험 방법

DC 마그네트론 스퍼터링(magnetron sputtering)법을 이용하여 Si 기판 위에 Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) 구조의 이층막을 제조하였다. Mn-20 at% Ir 합금을 반강자성층으로, Co를 강자성층으로 사용하였으며, 고정층(Pinned layer)인 Co의 두께에 따른 교환결합 특성변화를 살펴보기 위하여 두께를 4, 7, 10 nm로 변화시켰다. 초기 진공도는  $7 \times 10^{-8}$  Torr 이하로, 스퍼터시 Ar 압력은 1.5~3.0 mTorr로 조절하였으며, 기판의 온도는 상온으로 유지하였다. 또한, 온도에 따른 물성변화를 살펴보기 위하여 증착한 시편을 각 온도에서 약 30분 동안 무자장 어닐링한 후 상온으로 냉각하여 측정하였으며, 이때 열처리 산화방지를 위해 진공상태에서 단계적으로 연속하여 실시하였다. 준비된 시편에서 교환결합자장( $H_{ex}$ ), 보자력( $H_c$ ), 포화자화( $M_s$ ) 등의 자기적 특성은 진동시료 자력계(Vibration Sample Magnetometer: VSM)를 이용하여 분석하였으며, 다층박막의 우선방위와 미세구조는 Cu  $K\alpha_1$  선( $\lambda = 0.154056 \text{ nm}$ )을 X선원으로 하는 XRD(X-ray Diffractometer)로 측정하여, 이미 보고된 JCPDS 카드를 이용해서 해석했다. 결정립 크기(grain size)는 XRD 회절상에서 구한 반가폭(Full Width at Half Maximum: FWHM)으로 Scherrer식을 이용해서 정성적으로 구했다.<sup>6)</sup>

<sup>†</sup>E-Mail : jgyuj@cosmos.changwon.ac.kr

표면 morphology의 관찰과 계면 거칠기 측정을 위해서 AFM(Atomic Force Microscopy)을 사용하여 RMS 거칠기(Root Mean Square Roughness:  $R_{rms}$ )와 평균 거칠기(Average roughness:  $R_a$ )를 구하였으며, scan rate는 1.001 Hz로  $25 \mu\text{m} \times 25 \mu\text{m}$ 의 범위에서 측정하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 Co층의 두께에 따른 자기적 성질 변화

고정층(Pinned layer)의 두께가  $H_{ex}$ 에 미치는 영향을 조사하기 위해 Si/Ta(5 nm)/Co(4, 7, 10 nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm)구조의 상부구조 교환결합 이층막을 제조하였다. 반강자성체를 이용한 스핀밸브 구조에서 가장 중요한 요인은 반강자성층과 강자성층 사이에서 유도되는 교환결합에 의한  $H_{ex}$ 의 발생과 그로 인한 자기이력곡선의 중심이동 현상이다.  $H_{ex}$ 의 크기는 근사적으로 강자성층의 두께에 반비례한다고 보고되고 있으며, 다음과 같이 식 (1)로 표현된다.<sup>7)</sup>

$$H_{ex} = \frac{J_K}{M_s t_F} \quad (1)$$

여기서  $M_s$ 와  $t_F$ 는 각각 강자성막의 포화자화와 강자성층의 두께이며,  $J_K$ 는 반강자성층과 강자성층 계면에서의 교환결합에너지(Interfacial exchange coupling energy)를 의미하며 교환자기이방성의 강도를 나타낸다. 그러므로  $H_{ex}$ 의 크기는 일반적으로 동일한 강자성체에서는 박막의 두께에 따라 반비례하는 것으로 생각할 수 있다.

IrMn 두께를 10 nm로 고정하고, Co 강자성층의 두께를 4, 7, 10 nm로 변화시키면서 측정한 이층막의 자기이력곡선과  $H_{ex}$ ,  $M_s$ 의 변화를 각각 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1(a)에서 보듯이 강자성층의 두께가 감소할수록 자기이력곡선의 중심과 원점사이의 거리가 증가하는 것을 알 수 있다. Fig. 1(b)에는 강자성층 Co의 두께가 증가할수록  $H_{ex}$ 는 감소하는 경향의 결과를 나타냈으며, Co층의 두께가 4 nm → 7 nm → 10 nm로 증가함에 따라  $H_{ex}$ 는 164 Oe → 112 Oe → 86 Oe로 감소했다. 또한,  $M_s$ 는 두께가 증가할수록  $H_{ex}$ 에 반비례적으로 증가했다. 이러한 결과는  $t_F$ 와  $M_s$ 의 증가에 의해  $H_{ex}$ 가 감소함을 나타내는 식 (1)과 잘 일치한다.

식 (1)의 양변에  $\log$ 를 취하면 다음의 식 (2)로 표현할 수 있다.<sup>8)</sup>

$$\log(H_{ex}) = \log\left(\frac{J_K}{M_s}\right) - \log(t_F) \quad (2)$$

Fig. 2은 값으로 변환한  $t_F$ 와  $H_{ex}$ 와의 관계를 보여주며, 이를 도시하여 직선으로 표시하였다. 이 직선의 기울기는 약 -0.7로서 식 (2)의 기울기인 -1과 비교할 때 대략 유사한 값을 나타낸다. 그러므로 식 (2)에 따라 IrMn 반강자성층과 Co 강자성층 계면에서의 교환결합특성이 나타남을 알 수 있으며, 이는 Fuke 등의 실험결과<sup>8)</sup>

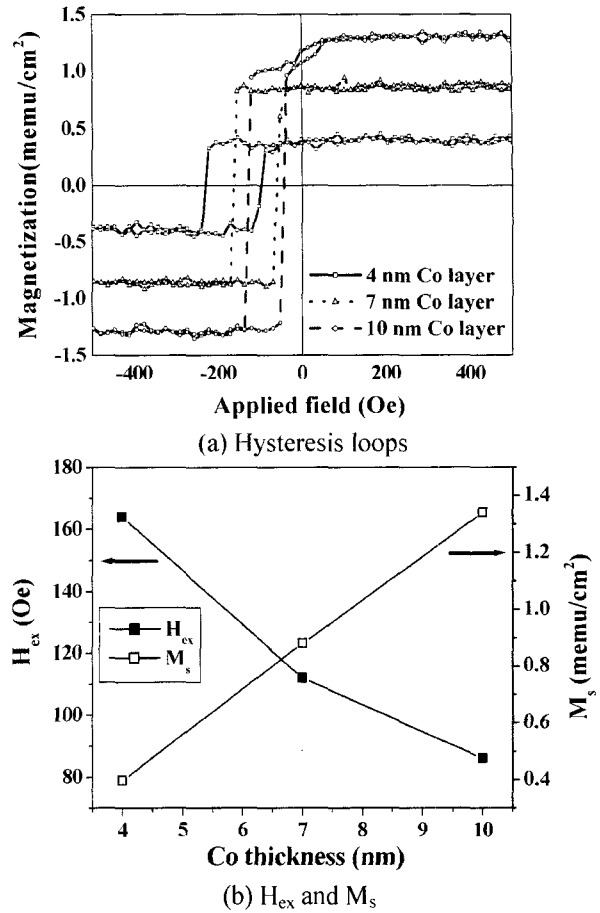


Fig. 1. (a) Hysteresis loops, (b) dependence of  $H_{ex}$  and  $M_s$  on the Co layer thickness of as-deposited Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films.

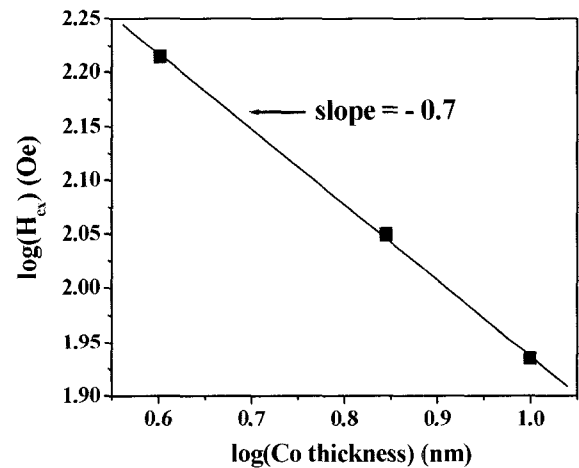


Fig. 2. Dependence of  $\log(H_{ex})$  on  $\log(\text{Co thickness})$  for as-deposited Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films.

와도 잘 일치한다.

한편, 식 (1)에서 보는바와 같이  $H_{ex}$ 는  $t_F$ 와  $M_s$ 에만 의존하는 것이 아니며,  $J_K$ 와도 연관되는 것으로 생각할 수 있다. 따라서, 식 (1)을 이용하여  $J_K$ 를 구했으며, Co 두께에 따른 그 값의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. Co

강자성층의 두께가 증가함에 따라  $H_{ex}$ 는 감소하였으나  $J_K$ 는 증가하였으며, 강자성층의 두께가 10 nm일 때 즉, 포화자화  $M_s$ 가 최대인 막에서  $0.12 \text{ erg/cm}^2$ 의 가장 높은  $J_K$ 를 나타내었다. 이것은  $J_K$ 는 AF/F막의 계면에서의 스핀사이의 교환결합에 기인하기 때문에 고정층 Co의 강자성막의 포화자화가 클수록 계면에서의 교환결합력이 증가하여  $J_K$ 가 증가하는 것으로 생각된다. FeMn과 NiO를 반강자성층으로 사용한 다층박막에서의  $J_K$ 가 각각 약  $0.09 \text{ erg/cm}^2$ 와  $0.05 \text{ erg/cm}^2$ 인 것을 생각할 때, IrMn을 반강자성층으로 하는 이층막이 보다 큰  $J_K$ 를 가지는 것을 알 수 있다.<sup>5)</sup> 또한, 이 결과는 본 실험에서 사용한 시편과 동일한 구조, 동일한 반강자성층 두께를 가지는 이층막에서 Driel 등이 정의한  $0.13 \text{ erg/cm}^2$ 의  $J_K$ 와 거의 일치하였다.<sup>9)</sup>

한편, Malozemoff에 의하면  $H_{ex}$ 는 반강자성층의 자구에 고정된 강자성층의 자화를  $180^\circ$  회전하는 것에 의해 일어나는 에너지의 변화량( $\Delta\sigma$ )으로부터 구할 수 있다. 이 경우에  $H_{ex}$ 는 다음과 같이 표현된다.<sup>1,2)</sup>

$$H_{ex} = \frac{\Delta\sigma}{2M_s t_F} \quad (3)$$

여기서  $M_s$ 와  $t_F$ 는 각각 강자성체의 포화자화와 강자성층의 두께이며, 강자성층의 자화반전시 계면에서의  $\Delta\sigma$ 는 계면에서의 거칠기와 관계되는 것으로 예측된다.<sup>1)</sup> 그러므로 식 (3)에 따라  $\Delta\sigma$ 를 구하였으며, Co 강자성층의 두께에 따른 계면에서의  $\Delta\sigma$ 와  $R_{rms}$  거칠기를 Fig. 4에서 비교했다.  $\Delta\sigma$ 와  $R_{rms}$  거칠기는  $H_{ex}$ 와 달리 Co 두께가 증가할수록 증가하는 형태를 나타내며, 이러한  $\Delta\sigma$ 의 증가는 반강자성층의 자구를 일정하게 분산시키고 안정화하는 계면 거칠기의 증가에 의한 것으로 생각된다.<sup>1)</sup> Fig. 5는 Co 강자성층의 두께에 따른  $H_c$ 의 변화를 보여주고 있다. 교환결합의 발생원인이 계면근방의 반강자성체 IrMn 내에 자벽이 생성되는 경우라면 반강자성체내의 스핀상태의 자화반전 및 자벽의 형성이 강자성층의  $H_c$ 를 결정한다. 따라서,  $H_c$ 는 강자성체의 두께에 반비례하게 된다. 또한 교환결합이 spin-flop 상태에 의해 발생하는 경우라면 강자성층내의 이방성이 계면근방에서 크게 되어, 강자성층내에 형성되는 자구의 크기가 강자성층의 두께에 의존하게 된다. 이 경우, 자구의 크기는 강자성층의 두께의 평방근에 비례하게 되며  $H_c$ 는 강자성층 두께에 반비례하게 된다.<sup>10)</sup> 또한,  $H_c$ 는 결정자기이방성상수( $K_1$ )에 비례하고 포화자화  $M_s$ 에 반비례한다( $H_c = 2K_1/M_s$ )고도 알려져 있다.<sup>11)</sup> 따라서, Co층 두께가 증가함에 따라  $H_c$ 는 감소하게 된다.

### 3.2 어닐링에 따른 자기적 성질 및 구조변화

As-deposited 시료를 소정의 온도에서 30분 동안 어닐링한 후 자기적 특성, 결정구조 및 표면 거칠기 등을 측정하였다. Fig. 6은 (a) 4 nm와 (b) 10 nm의 강자성층 두께를 가지는 Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5

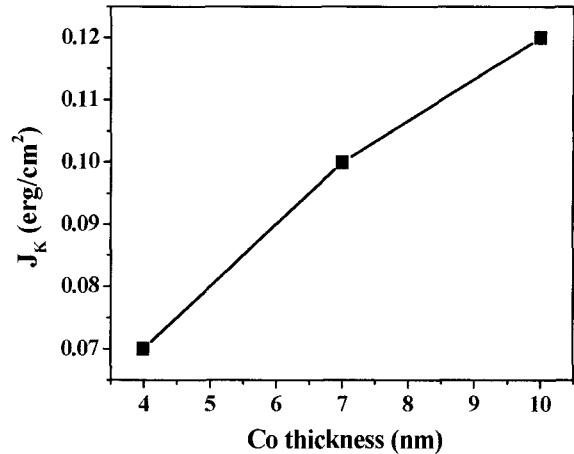


Fig. 3. Dependence of interfacial exchange coupling energy on the Co layer thickness of as-deposited Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films.

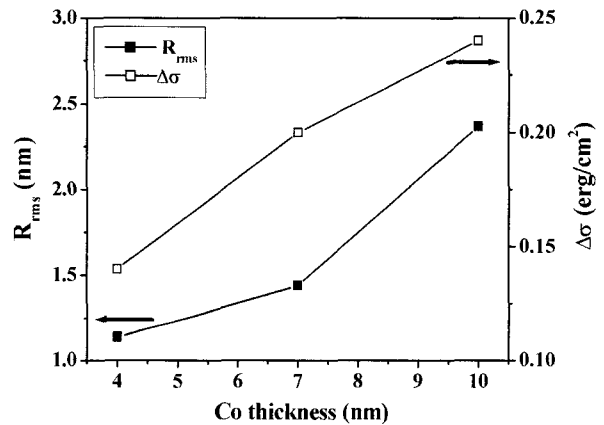


Fig. 4. Dependence of  $R_{rms}$  and interfacial energy difference on the Co layer thickness of as-deposited Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films.

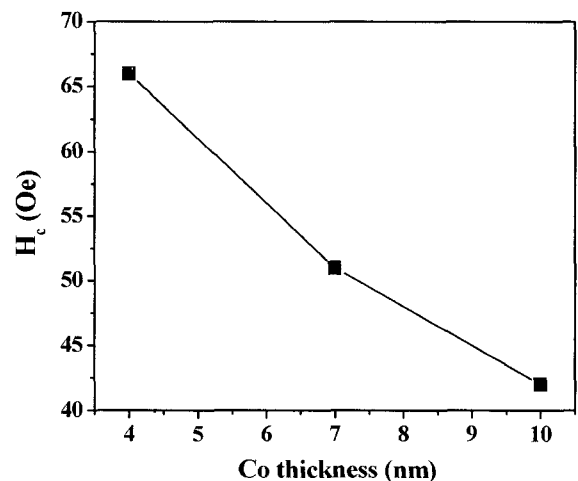


Fig. 5. Dependence of coercivity on the Co layer thickness of as-deposited Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films.

nm) 다층박막에서 온도에 따른 X-선 회절의 측정결과이다. 두 시료 모두에서 FCC 결정구조를 가지는 IrMn의 (111) 회절선이 41° 부근에서 뚜렷하게 나타나며, 격자상수(a)는 0.378 nm였다. Fig. 6(a)에서 보듯이 Co층의 두께가 4 nm로 너무 얇은 경우에는 회절선이 뚜렷하게 나타나지 않았지만, Fig. 6(b)에서와 같이 Co층의 두께가 10 nm로 두꺼운 경우에는 Co(111) 회절선이 44° 부근에서 관찰되었다. Co는 일반적으로 약 400°C 이하에서 HCP로, 그 이상의 온도에서 FCC로 존재하나, 본 박막 시료의 경우에는 a가 0.354 nm로 FCC 결정구조를 가지는 것으로 나타났다.<sup>12)</sup> 그리고 400°C까지 열처리하는 동안 계면에서 발생할 수 있는 금속간 화합물이나 Co 강자성층의 FCC에서 HCP로의 상변화 등은 X-선 회절방법으로는 관찰할 수 없었다.

식 (3)의  $\Delta\sigma$ 는 다음과 같이 표현할 수 있다.<sup>1)</sup>

$$\Delta\sigma = \frac{4zJ}{\pi aL} \tag{4}$$

여기서 z는 계면의 산란 크기에 의존하여 결정되는 변수이고, 통상 가장 근접한 원자수 정도의 값을 갖는다. 또한, a와 L는 각각 격자상수와 반강자성층의 자구크기(domain size)를 말하며, J는 강자성체에서 원자들간의 교

환상수이다. 따라서, 식 (3)와 (4)에서  $H_{ex}$ 는

$$H_{ex} = \frac{2zJ}{M_F t_F \pi a L} \tag{5}$$

로 나타낼 수 있다. 이 결과로부터  $H_{ex}$ 는 반강자성층의 자구 크기가 작아질수록 증가하는 것을 알 수 있다. 또한, 반강자성적 자기모멘트 정렬은 결정립계(grain boundary)에서 심하게 파괴되므로 반강자성층의 결정립(grain)은 반강자성적 정렬에 있어서 하나의 자구(domain)로 간주할 수 있으며, 하나의 주상정을 하나의 수직 자구로 생각할 수 있다.<sup>13)</sup> 그러므로  $H_{ex}$ 는 반강자성층의 결정립의 크기에 반비례할 것으로 예측된다. Fig. 7에는 Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm)의 박막에서 어닐링에 따른  $H_{ex}$ 와 4 nm Co의 이층막에서 IrMn 반강자성층의 결정립 크기 변화를 나타냈다. 4 nm Co의 이층막에서  $H_{ex}$ 는 300°C까지는 약간 감소하는 경향을 보이다가 온도가 증가하여 400°C까지 급격히 증가하고 있다. 반면 IrMn의 결정립 크기는 이와 대조적으로 300°C까지 계속 증가한 후, 그 후 400°C에서는 감소하고 있다. 이러한 경향은 Co층 두께가 4 nm, 7 nm 및 10 nm인 박막에서도 똑같이 나타났다. 이때 Fig. 6에서 보듯이 상온에서 300°C까지의 X-선 회절 측정결과, 온도가 증가하면서 반가폭이 감소하는 현상은 결정립 크기의 증가 및 증착시의 박막에 존재하는 스트레인이 제거되기 때문으로 사려된다. 400°C에서 결정립 크기의 감소는 Mn과 같은 구성원자들의 입계를 통한 상호확산에 의해 IrMn

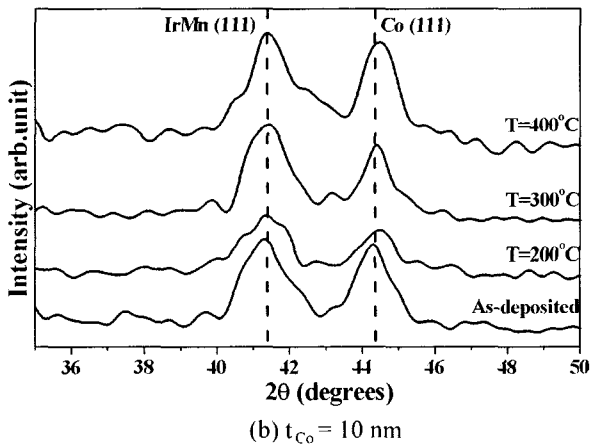
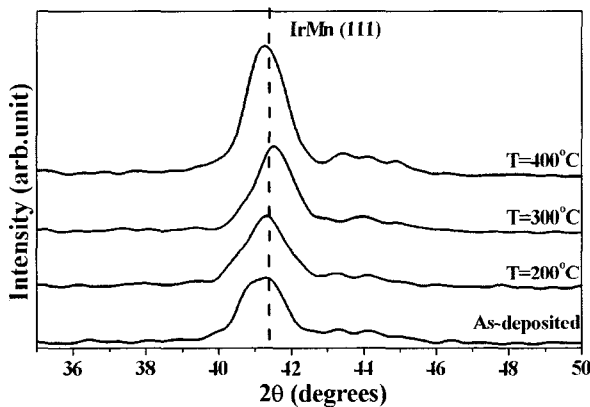


Fig. 6. X-ray diffraction patterns of Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) films with (a)  $t_{Co} = 4$  nm, and (b)  $t_{Co} = 10$  nm at different annealing temperatures.

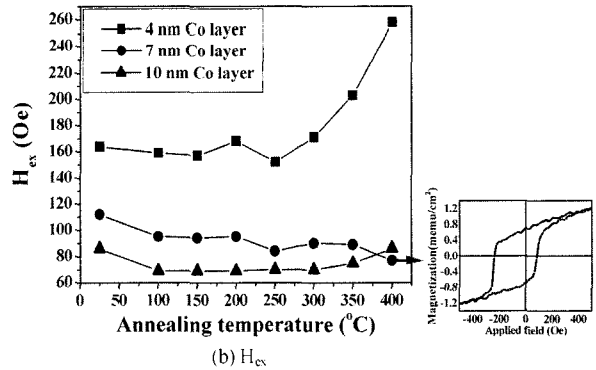
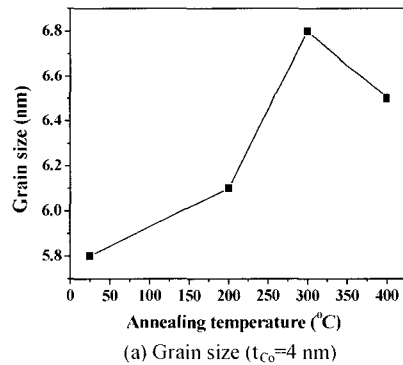


Fig. 7. Temperature dependence of (a) grain size of antiferromagnetic layer ( $t_{Co} = 4$  nm) and (b)  $H_{ex}$  of a Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) film.

과 Co의 계면에서 생성된 Mn-Co와 같은 미세한 재결정상에 의한 영향으로 판단되며,<sup>14-18)</sup> 향후 이에 대한 확인을 위해 SIMS(Secondary Ion Mass Spectrometry) 및 AES (Auger Electron Spectrometry) 등을 활용한 계면 분석이 요망된다.<sup>19)</sup> Co/IrMn 박막계면에서의 어닐링에 따르는 상호확산의 경우, Ir은 높은 용점( $T_m = 2447^\circ\text{C}$ )과 Ir원자의 자기확산(self-diffusion)을 위한 높은 활성화에너지( $Q = 438.8 \text{ kJ/mol}$ )<sup>20)</sup> 때문에 본 실험의 경우처럼 낮은 온도구역에서는 거의 Ir원자의 확산은 일어나지 않는다고 볼 수 있다. 따라서 어닐링시에는 Co와 Mn 원자들의 상호확산이 반응을 지배한다고 보며 이에 대한 연구<sup>21)</sup>로서 Co/Mn의 벌크확산쌍을 이용한 kirkendall marker의 실험으로부터 Mn원자들이 Co원자들의 확산보다 약 7~9배 정도 빠르다는 결과가 보고되었다. 벌크확산쌍과 박막확산쌍의 확산계수는 일반적으로 비슷한 것으로 알려져 있다. 소정의 온도 이상에서 원자들의 확산이 시작되면서 IrMn 중의 Mn원자들이 Co층쪽으로 더 많이 이동하여 Co-Mn의 혼합층을 형성하면서 결정립 크기 및  $H_{cx}$ ,  $M_s$  및  $H_c$  등의 자기적 성질이 변화한 것으로 사려된다. Co와 Mn의 상호확산시에 Mn의 확산계수는 다음 식으로 나타낼 수 있다.<sup>21)</sup>

$$D_{Mn} = 0.98 \times 10^{-4} \exp(-229 \text{ kJmol}^{-1}/RT) \text{ m}^2/\text{s} \quad (6)$$

식 (6)으로부터  $300^\circ\text{C}$  및  $400^\circ\text{C}$ 에서의 Mn원자의 체 확산계수를 구해보면  $D_{Mn}^{300^\circ\text{C}} = 1.30 \times 10^{-25} \text{ m}^2/\text{s}$ 이며,  $D_{Mn}^{400^\circ\text{C}} = 1.67 \times 10^{-22} \text{ m}^2/\text{s}$ 으로 계산된다. 이때 계면에서의 Co층 방향으로의 Mn원자의 확산거리( $x$ )는,  $x \approx 2\sqrt{D \cdot t}$  ( $D$ : 확산계수,  $t$ : 시간)의 식에 의해 구해보면  $x_{Mn}^{300^\circ\text{C}} \approx 0.03 \text{ nm}$ 이며  $x_{Mn}^{400^\circ\text{C}} \approx 1 \text{ nm}$  정도이다. 그러나 Co/IrMn 박막은 아주 미세한 결정립으로 구성되어 있어 체확산보다는 입계 확산에 의해 반응이 주로 지배된다고 볼 수 있다. 입계 확산계수는 체확산계수에 비해 보통  $10^3 \sim 10^4$ 배 정도 크다고 알려져 있기 때문에 입계확산에 의한 Mn원자의 확산거리( $x_{Mn, gb}$ )는,  $x_{Mn, gb}^{300^\circ\text{C}} \approx 2 \text{ nm}$ 이며 또한  $x_{Mn, gb}^{400^\circ\text{C}} \approx 50 \text{ nm}$ 로 계산된다. Co와 Mn의 상호확산은 입계확산이 주로, 체확산이 일부 기여한다 하더라도  $300^\circ\text{C}$ 에서는 Mn원자의 확산거리가 약  $2 \text{ nm}$  이하이므로 계면에서 Co 강자성층과 일부 혼합되고,  $400^\circ\text{C}$ 에서는 거의 혼합층이 형성된다고 예상할 수 있다.

어닐링에 따른  $H_{cx}$ 의 변화는  $300^\circ\text{C}$ 의 어닐링 온도를 중심으로 그 이상의 온도에서  $4 \text{ nm}$ 와  $10 \text{ nm}$  Co의 이층막은 모두 증가하였으며,  $4 \text{ nm}$  Co의 이층막에서 가장 큰 증가를 나타내었다. 이러한  $H_{cx}$ 의 변화는 Fig. 8에 나타난  $R_{rms}$  거칠기의 변화와 동일한 경향을 보이며, 이는 결함을 발생시키는 거친 계면의 증가에 의한 것으로 생각된다.<sup>10)</sup> 그러나  $7 \text{ nm}$  Co의 이층막의 경우  $400^\circ\text{C}$ 에서  $H_{cx}$ 가 감소하는 경향으로 나타났으나 이는 Fig. 7(b)의 그래프에서 보듯이  $400^\circ\text{C}$ 에서 어닐링 후  $7 \text{ nm}$  Co층의 M-H 그래프는 강자성과 상자성 상태가 합성된, 즉 큰 포

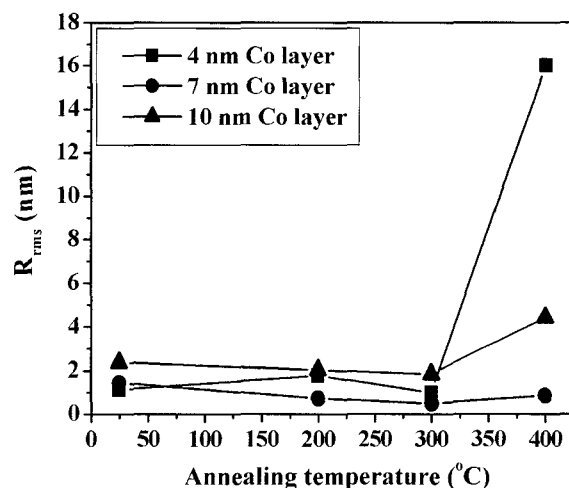


Fig. 8. Temperature dependence of  $R_{rms}$  of Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) with various Co thickness.

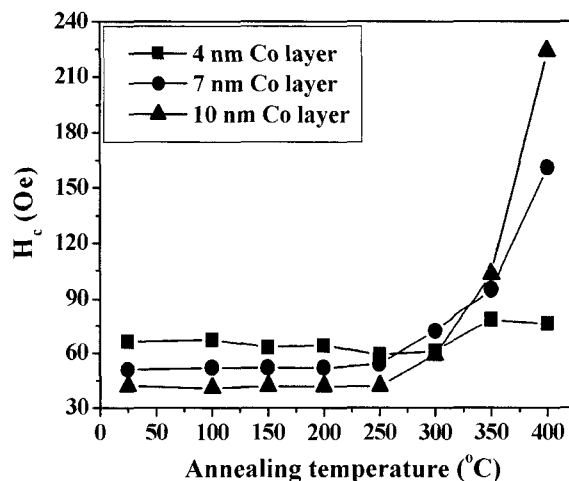


Fig. 9. Temperature dependence of  $H_c$  of Si/Ta(5 nm)/Co(t nm)/IrMn(10 nm)/Ta(5 nm) with various Co thickness.

화자장을 필요로 하는 특이한 형태인 점을 고려할 때 이러한 그래프로부터  $H_{cx}$ 의 정확한 값을 얻기가 어려웠기 때문으로 생각된다. Fig. 9에는 어닐링에 따른  $H_c$ 의 변화를 나타냈으며 약  $250^\circ\text{C}$  이상에서 어닐링한 모든 시료에서  $H_c$ 가 증가하였다. 이는 표면 거칠기의 증가에 따른 쌍극자-쌍극자 상호결합의 증가에 의한 것으로 생각된다.<sup>22)</sup>

#### 4. 결 론

DC 마그네트론 스퍼터링 방법으로 제작한 Si/Ta/Co/IrMn/Ta 구조의 이층막에서 강자성층 두께와 열처리 온도에 따른 자기적 특성변화에 대해 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Co 두께가 증가함에 따라  $H_{cx}$ 와  $H_c$ 는 감소하고,  $M_s$ 는 증가하였으며,  $4 \text{ nm}$ 의 두께에서  $164 \text{ Oe}$ 의 가장 높

은  $H_{ex}$  값을 얻었다.

2) Co/IrMn은 (111) 우선방위를 가졌으며, 어닐링 온도가 증가함에 따라 모든 두께의 막에서 IrMn의 결정립은 300°C까지 증가하다가 400°C에서는 감소하는 경향을 나타냈다.

3)  $H_{ex}$ 는 열처리 온도가 300°C에 이를 때까지는 약간 감소하다가 300°C 이상에서는 증가하는 경향을 나타냈으며, 이는 표면 거칠기의 변화와 동일한 경향이였다. 이와 같은 결과로부터 계면 거칠기가 교환결합특성에 영향을 미치게 됨을 알 수 있다.

4) 모든 두께의 막에서  $H_c$ 는 250°C까지 거의 변화가 없었으나, 그 이상의 온도에서는 증가하였다.

### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단의 국제공동연구사업(301-05-2)에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

### 참고 문헌

1. A. P. Malozemoff, Phys. Rev. B, **35**, 3679 (1987).
2. A. P. Malozemoff, J. Appl. Phys., **63**(8), 3874 (1988).
3. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Etienne, G. Creuzet, A. Friederich and J. Chazelas, Phys. Rev. Lett., **61**(21), 2472 (1988).
4. G. Anderson, Y. Huai and L. Miloslawsky, J. Appl. Phys., **87**(9), 6989 (2000).
5. J. C. S. Kools, IEEE Trans. Magn., **32**(4), 3165 (1996).
6. M. Xu, Z. Lu, T. Yang, C. Liu, S. Cui, Z. Mai, W. Lai, Q. Jia and W. Zheng, J. Appl. Phys., **92**(4), 2052 (2002).
7. T. Lin, D. Mauri, N. Staud, C. Hwang and G. L. Gorman, Appl. Phys. Lett., **65**(9), 1183 (1994).
8. H. N. Fuke, K. Saito, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki and M. Sahashi, J. Appl. Phys., **81**(8), 4004 (1997).
9. J. Van Driel, R. Coehoom, K. M. H. Lenssen, A. E. T. Kuiper and F. R. de Boer, J. Appl. Phys., **85**(8), 5522 (1999).
10. T. C. Schulthess and W. H. Butler, J. Appl. Phys., **85**(8), 5510 (1999).
11. A. Goldman, Handbook of Modern Ferromagnetic Materials, p.57, Kluwer Academic publishers, Boston, USA (1999).
12. E. A. Brandes and G. B. Brook, Smithells Metals Reference Book, 7th ed., p.6-6, Butterworth-Heinemann Ltd., London, England, (1992).
13. C. H. Lai, T. C. Anthony, E. Iwamura and R. L. White, IEEE Trans. Magn., **32**, 3419 (1996).
14. G. W. Anderson, M. Pakala and Y. Huai, IEEE Trans. Magn., **36**(5), 2605 (2000).
15. H. Iwasaki, A. T. Saito, A. Tsutai and M. Sahashi, IEEE Trans. Magn., **33**(5), 2875 (1997).
16. A. Maesaka, N. Sugawara, A. Okabe and M. Itabashi, J. Appl. Phys., **83**(12), 7628 (1998).
17. M. Takiguchi, S. Ishii, E. Makino and A. Okabe, J. Appl. Phys., **87**(12), 2469 (2000).
18. A. Maesaka, S. Ishii and A. Okabe, J. Appl. Phys., **88**(12), 3982 (2000).
19. C. G. Lee, B. S. Kim and K. Fukamichi, IEEE Trans. Magn., **33**(5), 2928 (1997).
20. N. K. Arkhipora, S. M. Klotsman, I. P. Polikarpova, A. N. Timofeev and P. Shepatkovskii, Fiz. Met. Metalloved., **62**, 1882 (1986).
21. Y. Iijima, O. Taguchi and K. Hirano, Met. Trans., **8A**, 991 (1977).
22. D. H. Han, J. G. Zhu and J. H. Judy, J. Appl. Phys., **81**(8), 4996 (1997).