

스퍼터 제조조건에 따르는 SmCo/Cr 박막의 자기적 특성에 관한 연구

나태준 · 고광식 · 이성래
고려대학교 재료금속공학부

(1999년 8월 30일 받음, 1999년 11월 7일 최종수정본 받음)

RF 마그네트론 스퍼터링으로 제조한 SmCo/Cr 박막의 스퍼터 제조조건에 따르는 자기적 특성에 관하여 연구하였다. Sm 조성이 약 20 at%이고 Cr(50 nm)/SmCo(40 nm, 50 W, 20 mT)/Cr(150 nm, 100 W, 30 mT)인 조건에서 제조한 시편에서 3.2 kOe의 최대 보자력을 얻었다. SmCo/Cr의 보자력은 하지층 표면거칠기와 SmCo의 조성에 크게 영향을 받았다. Cr 하지층의 거칠기는 Ar 분압과 두께가 증가할수록 증가하고 이는 SmCo 입자의 고립을 증가시켜 보자력이 증가된다. 본 SmCo 박막 증착시 사용한 RF 투입전력 및 Ar 분압은 SmCo의 조성을 변화시키며 최적의 조성(약 20 at.% Sm)에서 최대 보자력을 보인다. 또한 RF 파워 증가나 Ar 분압 증가에 의해 생긴 Cr 하지층의 표면거칠기, 치밀하지 않은 주상 계면구조등의 결합이 자구벽 이동을 방해하여 보자력 증가에 영향을 끼친다.

I. 서 론

1990년과 1991년에 IBM사와 Hitachi사는 각각 1과 2 Gb/in²의 기록밀도를 갖는 하드디스크 개발에 성공하므로서 고밀도화의 가능성이 확인되어 그 연구가 활발히 진행되었다. 1992년도에는 Murdock 등[1]이 수평자기기록매체로서 10 Gb/in² 이상의 고기록밀도를 갖기 위한 조건들을 제시하고 2000년도 초기에 달성될 것으로 예측하였으나 거대자기저항을 이용한 재생헤드의 등장으로 이보다 빨리 그 기록밀도가 이미 달성되었다. 현재는 수년 내에 40 Gb/in²의 기록밀도를 달성할 것으로 예측하고 있으며 그 이상의 기록밀도에 대한 가능성에 대해서도 논의되고 있다. 이러한 고기록밀도를 얻기 위한 매체의 우선적인 특성은 작은 입자크기에서 초상자성 열적 특성을 극복할 수 있는 높은 자기이방성에너지를 가져야하며 SNR 높이기 위하여 작은 입자들간의 자기적 분리가 이루어진 구조를 요구하고 있다.

현재는 주로 CoCrX(X=Ta, Ni, Pt, B) 등의 3, 4원 계 합금들이 사용되고 있으며, 입자간 자기적 분리(magnetic decoupling)를 목적으로 사용되는 Cr이 10 at.% 이상 함유되므로 내식성이 우수하다. SNR 및 보자력 향상을 위하여 다양한 하지층에 대한 연구가 진행되고 있으며[2-4] 새로운 고기록밀도의 매체로는 전통적으로 큰 결정자기이방성 에너지를 갖고 있는 영구자석용으로 개발된 재료가 연구대상이 되고 있다. L1₀ 규칙구조의 CoPt[5], FePt[6]계 및 RCo₅의 희토류-천이금속[7-11]계의 박막 재료들이 활발히 연구되고 있다. 1991년도에 Velu와 Lambeth의 보고를 필두로 하여 기관을 가열하거나 bias를 인가하지 않

은 상태에서 제작된 SmCo/Cr 박막에서 3 kOe 정도의 보자력을 얻었다는 발표 이후 SmCo/Cr 박막은 새로운 고기록밀도 매체로 큰 관심을 끌고 있다[8]. 희토류금속은 값이 비싼 점과 내식성이 약하다는 단점이 있는데, 이를 극복한다면 고기록밀도 재료로서 매우 유리할 것으로 생각된다. SmCo 박막은 비정질상과 결정상이 혼재된 상태로 증착되는 것으로 알려져 있으며[2,9] 제조조건에 따라 미세구조, 조성이 민감하게 변화되므로 그 자기적 특성의 재현성이 어렵다. 비정질상과 결정상의 체적비가 직접적으로 보자력에 미치는 영향은 적은 것으로 보고되고 있으며 [10] 보자력에 가장 크게 영향을 끼치는 것은 조성과 Cr하지층의 계면 거칠기에 의한 자성층의 자기적 분리와 자성층의 자구벽 고착에 의한 고착 강도이다. SmCo/Cr의 결정 배향 관계는 SmCo(1120)//Cr(110) 이외에 Sellmyer 등[11]에 의해 SmCo(1100)//Cr(121) 관계를 보고한 바 있으나 아직 불분명하다.

본 연구에서는 제조 조건에 따르는 Cr 하지층의 구조적인 분석을 통해서 보자력에 최적인(110) 우선배향성과 표면 및 미세구조를 확립하고 자성층의 자기적 특성을 향상시키는 원인을 분석하고자 하였으며, SmCo 층의 자기적 성질의 변화를 구조적으로 분석하여 고밀도의 기록매체의 요건을 만족시키는 최적의 제조조건을 확립하고자 하였다.

II. 실험방법

2.1 시편제작

본 실험에서는 4 target RF 마그네트론 스퍼터 장치를

사용하여 시편을 제작하였다. 진공장비는 rotary vane pump 와 turbo molecular pump로 구성되고, 증착 전 초기진공도는 7.0×10^{-7} Torr 이하가 되도록 하였고 스퍼터 가스로는 순도 99.9999 % Ar을, vent 용 가스로는 99.9 %의 N₂를 사용하였고, 기판은 Corning 2948 유리를 사용하여 증착하였다.

시편은 Cr/SmCo/Cr박막의 구조로서 상지층 Cr은 Ar 분압 2 mTorr, RF power 100 W, 두께 50 nm로 고정하여 증착하였다. SmCo 자성층은 Ar 분압 5~30 mTorr 와 RF power 20~80 W, 두께 15~45 nm의 범위에서 변화 시켰고, Cr 하지층은 Ar 분압 2~30 mTorr, RF power 100 W, 두께 20~250 nm의 범위에서 변화시키며 제작하였다. 기판의 온도는 모든 조건에서 상온으로 유지하였다. SmCo 타겟은 직경 3"인 Co 타겟 위에 직경 5 mm인 disc 형태의 Sm 칩을 11개 Ag 페이스트를 사용하여 붙여서 면적비로 Sm 함량이 20 at%가 되도록 만들었다. 조성은 ICP, AES, EDS를 이용하여 분석하였다. 자성 측정 시편은 마스크를 이용하여 직경 8 mm의 disc 형태로 제작하였다.

2.2 구조 및 자기특성 분석

X선 회절은(Mac-Science, 모델 MXP 18A-HF) filter 없이 Cu K α ($\lambda = 1.5405 \text{ \AA}$)를 사용하여 측정하였다. 결정

립크기는 TEM 및 Sherrer formula를 이용하여 관찰 및 계산하였다. 표면의 거칠기 정도와 표면형상 및 주상정구조는 AFM(Atomic Force Microscope, PSI Autoprobe M5) 및 SEM을 이용하여 관찰하였다. Cr 하지층의 각 면의 집합계수(texture coefficient)는 측정된 XRD 각 면의 회절강도로부터 다음 식을 이용하여 구하였다.

$$T.C.(hkl) = \frac{I(hkl)/I_0(hkl)}{1/n \sum I(hkl)/I_0(hkl)}$$

여기서 I 는 측정된 (hkl)면의 회절강도이고 I_0 는 표준분말시편의 강도로서 ASTM 수치를 사용하였다.

포화자화(M_s), 보자력(H_c) 및 자기적 성질의 변화는 VSM(Vibrating Sample Magnetometer, DMS 880)를 이용하여 상온에서 박막면에 평행하게 ± 10 kOe의 자장에서 측정하였다.

III. 실험 결과 및 고찰

3.1 제조조건에 따른 Cr 하지층의 구조분석

Fig. 1a)는 10 mTorr의 Ar 분압에서 제조한 Cr 박막의 두께에 따른 XRD 회절상을 보여주며 1b)는 10, 20, 30 mTorr의 Ar 분압과 두께에 따른 집합계수의 변화를 보여준다. 모든 두께에서 (110) 피크가 발달되어 있으며 두

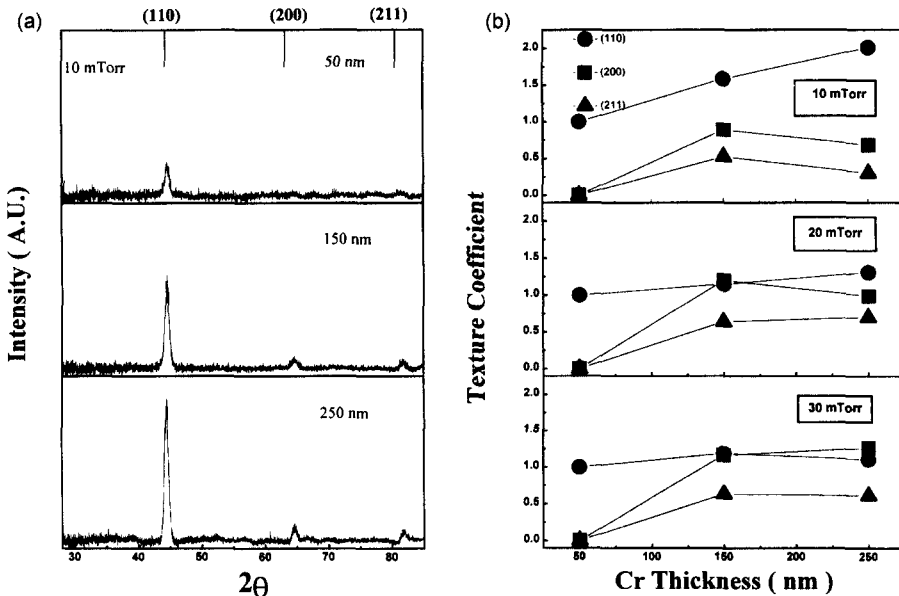


Fig. 1. a) XRD patterns of Cr underlayer with different thickness prepared in 10 mTorr Ar pressure. b) Variation of texture coefficient as a function of Cr thickness and Ar pressure.

께가 증가함에 따라 (110), (200) 및 (211) 피크 강도가 증가한다. Fig 1b)에서 보는 바와 같이 Ar 분압이 낮고 두께가 증가할수록 (110) 집합조직이 발달되고 있으며 Ar 분압이 증가함에 따라 상대적인 (110) 우선배향이 점차 감소한다. 이것은 기판 위에 증착되는 원자들의 에너지가 높아 표면이동도가 클수록, 즉 분압이 낮을수록 Cr의 bcc 구조에서 가장 안정한 (110) 면이 우선적으로 기판에 평행하게 성장함을 보여준다. 높은 분압에서는 입사원자 (adatom)들의 에너지가 낮아 (110) 집합조직 발달이 둔화되는 것으로 보인다. 박막의 물리적 구조 즉 주상정 크기와 형상은 입사원자의 표면이동도에 의하여 결정되는 반면 결정학적 집합조직 발달은 확산과정과 관련된 원자와 전자들의 열효과에 의존한다[12-14]. 따라서 하지층의 두께가 증가할수록 기판 상에 도달하는 입사원자와 전자들의 계속되는 충돌에 의한 기판온도 상승으로 인하여 상대적으로 빠른 성장방향인 (110) 집합조직의 발달을 관찰할 수 있었다.

Fig. 2는 30 mT에서 증착한 Cr 하지층의 두께에 따르

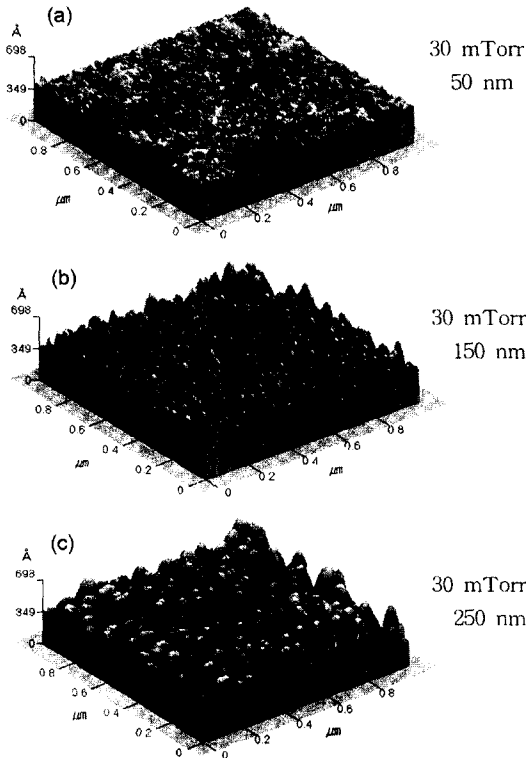


Fig. 2. Atomic force micrographs of Cr underlayer with different thickness prepared in 30 mTorr Ar pressure.

는 표면 형상을 보여준다. 50 nm 두께에서 RMS 거칠기가 약 2 nm, 250 nm 두께에서는 약 10 nm로 표면거칠기가 증가되고 있다. XRD 회절상에서 얻은 (110) 피크로부터 Scherrer formula를 사용하여 구한 결정립의 크기는 50 및 250 nm 두께에서 평균 결정립의 직경은 각각 약 13 및 16 nm의 크기로 증가하였다. TEM 명시야상에서 직접 측정된 크기는 50 및 100 nm 두께에서는 평균입자 직경이 각각 14 및 17 nm를 갖고 있어 계산된 크기와 비교적 잘 일치하였다. 그리고 180 nm 두께의 Cr 하지층 SEM 단면 사진에서 확인한 결과 주상정의 평균 직경은 31 nm였으며 이는 결정립 크기의 약 2배 정도가 된다. Ar 분압이 높고 Cr 하지층의 두께가 증가할수록 주상정구조의 발달과 self-shadowing 효과로 표면거칠기가 증가한다. 또한 Ar 분압이 낮고 두께가 증가하면 입사원자의 에너지 증가 및 증착시간 증가에 의한 self 어닐링 효과로 원자들의 표면확산이 증가하여 결정립의 크기는 점차 증가하며 이는 많은 연구자들에 의해서 보고된 바 있다[12-14]. Cr 하지층의 결정립 크기 및 거칠기는 그 위에 증착되는 SmCo 사성층의 입자의 크기 및 자기적 고립 (magnetic decoupling)을 결정하므로 자기특성 제어에 중

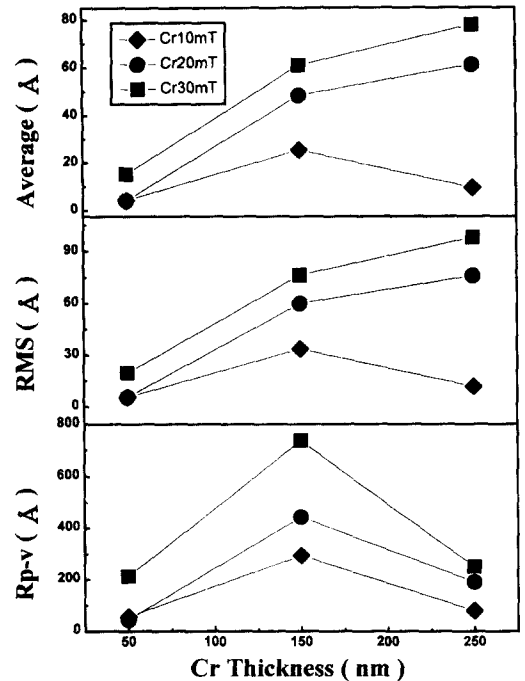


Fig. 3. Variation of roughness of Cr underlayer as functions of thickness and Ar pressure.

요하다[15].

Cr 하지층 증착시 분압을 10, 20, 30 mT 그리고 두께를 50, 150, 250 nm로 각각 변화시킨 시편의 AFM 표면 거칠기를 Fig. 3에 나타내었다. 분압이 증가하고 두께가 두꺼울수록 RMS 표면거칠기는 증가하며 $R_{p,v}$ 즉 peak-to-valley 높이는 150 nm 두께에서 가장 큰 것을 보여준다. 이 위에 증착된 자성층은 입자간의 자기적 고립을 도모할 수 있어 자성층의 SNR 및 보자력을 향상시키수 있으며 Valu 등에 의하여 보고된바 있다[16]. Cr의 표면거칠기는 두께에 큰 영향을 받으며 두께가 얇을 수록, Ar 분압이 낮을 수록 표면평활도는 좋아진다. 이는 결정립 크기 변화의 이유처럼 Ar 분압이 낮으면 스핀터된 원자들의 에너지가 크므로 증착 표면에서의 표면 확산이 충분히 이루어 평활한 표면을 형성하지만, Ar 분압이 높고 두께가 두꺼워지면 상기한 바와 같이 낮은 입사원자의 에너지 및 self shadowing으로 치밀하지 않은 주상정구조, 즉 Zone 1 구조로 발달되며 따라서 표면거칠기가 증폭된다. 기록 매체의 SNR 및 보자력 향상을 위하여 언급한 바와 같이 자성층 입자들간에 자기적으로 고립되어 있어야 하므로 Cr 하지층의 구조는 표면거칠기와 치밀하지 않은 주상정입계 구조를 갖는 즉, Zone 1 구조를 갖는 것이 중요하다 [17].

3.2 제조조건이 자기적 성질에 미치는 영향

Cr 하지층의 두께 및 증착 분압의 영향

Fig. 4는 SmCo 자성층을 20 mTorr와 50 W에서 40 nm 두께로 고정하고, Cr 하지층의 분압을 30 mTorr, 두께를 50 nm에서 300 nm 까지 변화시켜 증착한 시편들을 자기적 성질에 미치는 영향을 살펴 본 것이다. 포화자화값은 Cr 두께에는 큰 영향이 없으나 보자력은 하지층 두께에 따라 증가하다가 150 nm에서 최대 3.2 kOe를 보인 후 감소한다. Cr 하지층에 의한 자성층의 자기적 특성에 대한 영향은 하지층의 표면거칠기 및 우선 방위 발달에 의한 두 가지 원인을 생각 할 수 있다. Fig. 1b)에서 본 바와 같이 30 mT에서 (110) 우선방위는 두께에 따라 큰 영향이 없으며 낮은 분압에서 제조한 것 보다 상대적으로 (110) 우선 방위의 발달 정도가 낮다. 따라서 하지층 두께에 따르는 보자력의 변화는 우선방위 보다는 하지층의 표면거칠기가 상대적으로 크게 영향을 끼치는 것으로 보인다. Fig. 2 및 3에서 본 바와 같이 하지층 두께가 증가함에 따라 표면거칠기가 증가하고 특히 150 nm에서 가장 깊은 표면거칠기를 보였다. Ishikawa 등[18]은 CoNi/Cr

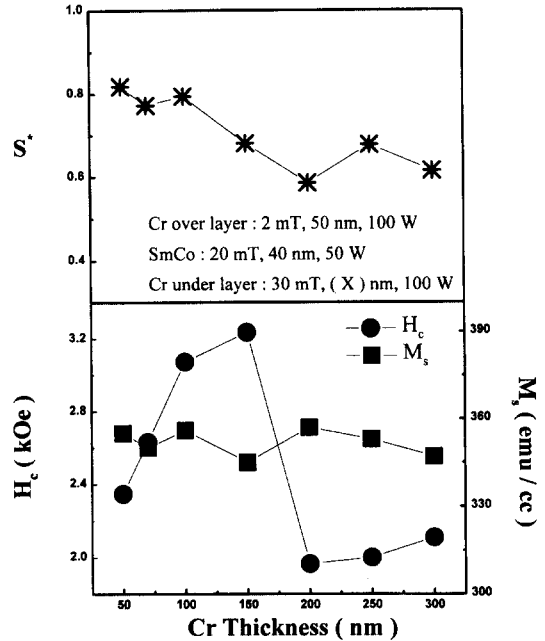


Fig. 4. Variation of H_c , M_s , and S^* of SmCo/Cr film as a function of underlayer thickness. Cr underlayer was prepared at 30 mTorr and 100 W. 40 nm SmCo layers were prepared at 20 mTorr and 50 W.

또는 CoNiCr/Cr 박막에서 Cr 하지층의 두께를 500 nm 까지 증가시켰을 때 200 nm까지는 보자력이 크게 증가하다가 그 이후로는 서서히 증가한다고 보고하였다. 그 이유는 하지층의 두께가 증가하면서 Cr의 주상정 성장에 의해 자성층의 입자의 고립이 향상되었기 때문이다. Cr 두께 증가에 따른 보자력의 증가는 Cr 하지층과 SmCo의 계면에서 Cr 표면의 요철의 크기 증가로 인한 입자의 고립의 향상을 통한 자기적 분리에 기인하는 것으로 생각 된다.

Fig. 5는 Cr 하지층 증착시 두께는 150 nm로 일정하게 하고 Ar 분압에 따르는 자기적 특성의 변화를 보여준다. 포화자화값의 변화는 없으며 보자력은 분압 증가에 따라 증가하고 있다. Fig. 6은 Fig. 5와 동일한 조건의 시편에서 Cr 하지층 증착시 Ar 압력에 따르는 보자력의 각도의 존성의 변화를 보여 준다. 여기서 0도는 자기장이 박막에 평행한 방향이고 90도는 면에 수직인 방향이다. 보자력의 변화가 점선으로 된 곡선, 즉 $1/\cos\theta$ 를 따르면 순수한 자구벽 이동이 자화반전 기구인 경우이고, 비정합 자구회전 (incoherent rotation)이 자화반전 기구일 때는 이 점선에서 벗어나게 된다[19]. Ar 분압이 증가함에 따라 자화반전 기구가 자벽운동에서 자구회전의 성분이 증가되어가고 있음

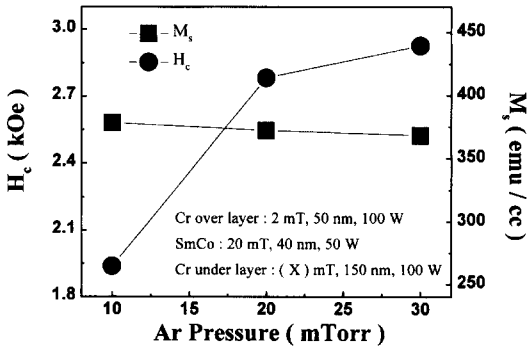


Fig. 5. Variation of H_c and M_s of SmCo/Cr as a function of Ar pressure for Cr underlayer. 150 nm Cr underlayers were prepared at 100 W and 40 nm SmCo layers were prepared at 20 mTorr and 50 W

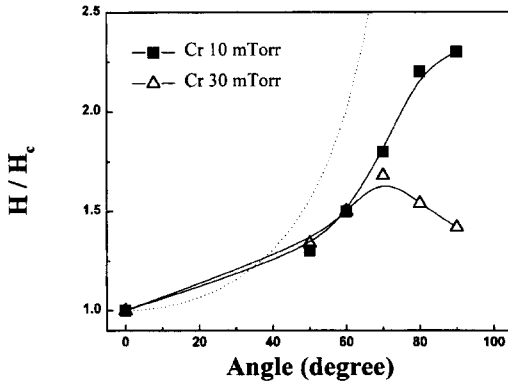


Fig. 6. Angular variation of H_c for samples in Fig. 5.

을 보여 준다. AFM으로 측정한 RMS 거칠기는 분압이 10에서 30 mT로 증가하면서 약 3.3 nm에서 7.6 nm로 크게 증가하였고, 이미 언급한 AFM 표면형상에서 Ar 분압이 증가함에 따라 입체의 간격이 커짐을 알 수 있다. 따라서, Cr 하지층 증착시 사용된 Ar 분압이 증가함에 따라 거칠기가 증가하여 자기적 분리가 이루어져 자구회전에 의한 자화반전 성분이 증가함에 따라 보자력이 증가한 것으로 생각된다. Takeji[20] 등은 SmCo의 두께를 40 nm로 고정하고, Cr 증착시 사용한 Ar 분압을 1 mT에서 8 mT로 변화시켜 성막하였을 때, Ar 분압이 증가함에 따라 Cr (110) 피이크의 강도와 보자력은 동일하게 감소하였고, Cr의 거칠기는 0.2 nm에서 2.0 nm로 변했지만, 그 위에 증착된 SmCo의 거칠기는 약 0.6 nm 정도로 변화가 적어 결국 보자력의 변화는 Cr의 집합조직에 더 큰 영향을 받는다고 보고하였다. 그러나 Mizukami[21] 등은 자성층을 40 nm 두께로 고정하고 Cr 증착시 Ar 분압을 1에서 20

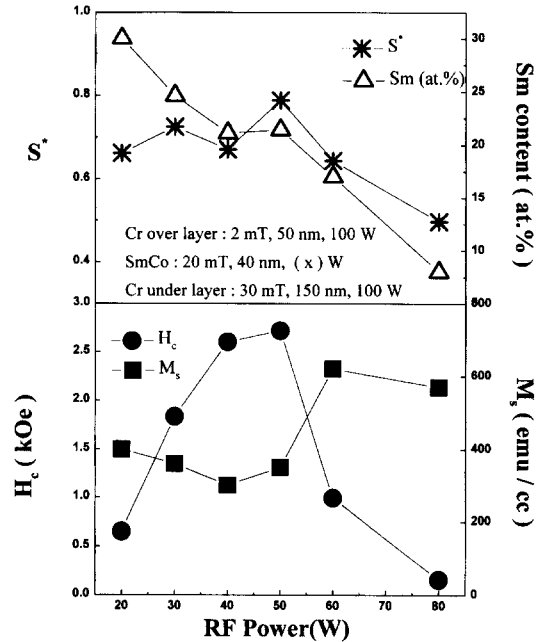


Fig. 7. Variation of H_c , M_s , S^* and Sm content of SmCo/Cr as a function of SmCo rf power. 150 nm Cr underlayers were prepared at 30 mTorr and 100 W.

mTorr까지 증가시켜 증착하였을 때, 보자력이 4 mTorr까지는 증가하고, 그 이후에는 감소하였다고 보고하면서 입자의 고립에 의한 자기적 분리 때문으로 분석하였다. 본 연구결과에 따르면 Cr 하지층 두께 및 증착시 사용한 Ar 분압의 증가에 따르는 보자력의 변화는 Cr의 우선방위의 변화보다는 하지층 표면의 거칠기가 증가하여 하지층과 자성층간의 경계면에서 자기적 분리 효과가 더 크게 영향을 끼치는 것으로 생각된다.

SmCo 증착시 사용한 rf 투입전력 및 Ar 분압의 영향

Fig. 7은 150 nm 두께의 Cr 하지층을 30 mT와 100 W에서 증착한 후, 20 mT에서 40 nm 두께의 SmCo를 20에서 80 W까지 rf 투입전력을 변화시키면서 증착한 시편의 포화자화값, 보자력, 보자력 각형비(S^*) 및 조성의 변화를 보여준다. 투입전력이 20 W에서 50 W까지 증가함에 따라 보자력은 700 Oe에서 2800 Oe까지 큰 상승을 보였다. 포화자화값은 투입전력이 증가함에 따라서 서서히 증가함을 보이고 있으며, 50 W 이상에서는 보자력이 급속히 감소하고, 포화자화값이 크게 상승하는 것을 볼 수 있다. 이는 투입전력에 따라 SmCo의 조성이 변화된다는 것을 보여 주며 본 결과에서는 거의 직선적으로 Sm 함량이 감소하고 있으며 약 20 at.%에서 최대 보자력을 보인

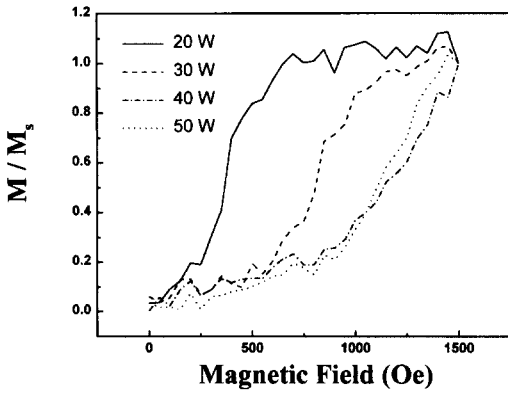


Fig. 8. Initial magnetization curves of samples in Fig. 7.

다. 결정체 Sm-Co 계에서 최대 결정자기이방성을 갖는 구조는 SmCo_5 이며 따라서 Sm 함량이 16.7%가 된다. 그러나 비정질이 상당량 포함된 박막의 경우에는 최대 보자력을 보이는 조성 범위의 변화가 예상되며 실제로 최대 보자력을 보이는 조성 범위가 연구자에 따라 약 14~23 at.% Sm으로 상당한 차이를 보인다[22, 23]. 이는 제조 조건에 따라 자성층의 비정질/결정상의 체적비의 차, SmCo/Cr 계면에서의 혼합정도, Sm의 산화정도 등의 차이에 기인되는 것으로 보이나 정확한 원인은 불분명하다. Fig. 8은 Fig. 7과 동일한 시편의 SmCo 증착시 투입전력에 따른 초기자화곡선의 변화를 보여주며 준다. 최적의 자기적 특성을 나타내는 50 W에서 제조한 포화자화값을 기준으로 하여 M/M_s 을 계산 하였다. 투입전력이 증가함에 따라 자화반전기구가 자구벽이동에서 자구회전에 의한 형태로 변화되어 가고 있다. 50 W에서 최대 보자력을 보이는 이유는 조성이 최적치에 근접한 것과, 입사원자의 에너지 및 증착속도 증가에 따르는 Ar 가스의 개입 또는 공공 등의 점결함 등의 증가에 의한 자벽고착 강도가 커져 자구회전에 의하여 자화반전이 이루어졌기 때문으로 생각된다.

Fig. 9는 30 mTorr와 100 W에서 150 nm의 두께로 증착한 Cr 하지층위에 SmCo 자성층을 두께와 투입전력을 40 nm와 50 W로 고정하고, 분압을 5에서 30 mT까지 변화시키면서 증착한 시편들의 보자력, 포화자화값, 보자력 각형비(S^*) 및 조성의 변화를 나타내고 있다. Ar 분압이 증가하면서 S^* 는 0.8 정도에서 변화가 크지 않고, 포화자화값은 약 600에서 400 emu/cc로 감소하였으며, 보자력은 점차 증가하여, 20 mTorr에서 2,780 Oe의 최고 보자력을 나타냈고 30 mTorr에서는 다소 감소하였다. Fig. 10은 보자력의 각도의존성을 보여주고 있다. SmCo

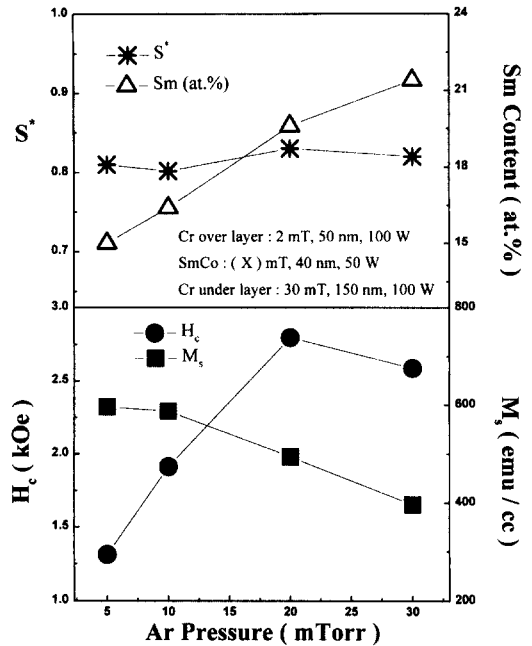


Fig. 9. Variation of H_c , M_s , S^* and Sm content of SmCo/Cr as a function of Ar pressure for SmCo. 150 nm Cr under-layers were prepared at 30 mTorr and 100 W.

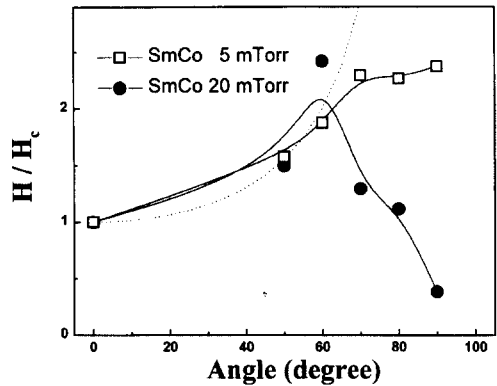


Fig. 10. Angular variation of H_c for samples in Fig. 9.

제조시 사용한 Ar 분압이 클수록 주로 자구회전에 의해서 자화반전되는데, 이것은 Ar 분압이 증가할수록 박막의 점결함 등의 증가 및 밀도가 낮아지고 주상정 입계의 간격이 커지고 그 거칠기가 증가하여 입자의 고립이 심화되었기 때문으로 보인다.

투입전력과 Ar 분압에 따르는 포화자화값의 변화는 같은 맥락의 원인으로 설명할 수 있다. 투입전력이 감소하거나 Ar 분압이 증가하면, 즉 입사원자의 에너지가 작을 경

우 포화자화값은 감소하는 경향을 보인다. 이는 상대적으로 Co 함량이 감소하고 Sm 함량이 증가하기 때문이며 따라서 보자력은 최적 조성(약 20 at.% Sm)에서 최대를 보이고 그 이상이나 이하의 조성에서 감소하는 경향을 보인다. 이와 같이 조성이 변하는 이유는 두 가지 관점에서 생각할 수 있다. 첫째로, Sm과 Co의 원자량은 각각 150.4, 58.93으로서 Sm이 Co의 약 2.6배 무겁다. 따라서 Ar 분압이 증가함에 따라 운동량이 적은 Co 원자들은 Ar 원자들과 충돌에 의한 산란이 많아져 증착되는 양이 감소하나, 더 큰 운동량을 가진 Sm은 증착되는 양이 상대적으로 증가한다[24]. 둘째로는 resputtering 현상으로 설명할 수 있다. Hatwar[25] 등에 의하면 Tb, Fe, Co 합금 타케트를 가지고 스퍼터된 박막의 조성은, Ar 분압이 1에서 30 mTorr까지 증가하였을 때 Fe와 Co의 함량은 감소하였고, Tb의 함량은 증가하였다. 희토류-천이금속의 합금에서 resputtering은 에너지가 큰 희토류 원자의 충돌에 의해서 이루어지는데, 천이금속원자들보다 희토류금속원자들의 resputtering yield가 더 크다. 따라서 Ar 분압이 낮거나 투입전력이 커서 sputtered 원자의 에너지가 클 경우에는 운동량이 큰 희토류금속의 resputtering yield가 증가하고 따라서 그 함량이 감소하여 포화자화값이 증가한다.

SmCo 박막 두께의 영향

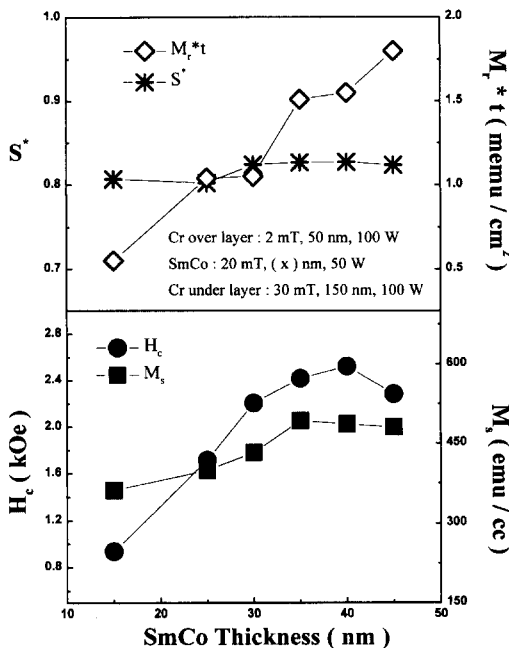


Fig. 11. Variation of H_c , M_s , and $M_r t$ of SmCo/Cr as a function of SmCo thickness.

Fig. 11은 Cr 하지층을 30 mTorr와 100 W에서 150 nm 증착하고, SmCo 층의 분압과 power를 각각 20 mTorr와 50 W로 고정하여 두께를 15 nm에서 45 nm까지 변화시키면서 증착한 시편들의 보자력, 포화자화값, S^* 그리고 잔류자화값과 자성층두께의 곱($M_r t$)의 변화양상이다. 보자력 각형비와 포화자화값은 크게 변하지 않았지만, 보자력은 40 nm까지 증가하였고, 그 이후로는 작은 폭으로 감소하였다. 다른 결정질 Co계 합금의 경우는 막의 두께 변화에 따라 입자의 크기가 단자구 이하의 크기에서 다자구 영역의 크기로 변하므로 보자력은 증가하다가 감소하게 된다. 그러나 아직까지 SmCo 박막에서 보자력에 대한 두께 및 미세구조의 영향은 명확히 밝혀지지 않았으며 [9] SmCo 박막의 경우는 비정질상이 상당량 존재하여 결정립이 비정질 기지에 분산되어 있거나 [9] 주상구조 계면에 분포한 [2, 22] 형태의 미세구조를 갖는 것으로 분석되고 있다. 제조 조건에 따라 비정질상과 결정상의 상대적인 체적비의 차이가 생길 수 있고 그에 따라 보자력을 포함하여 자기적 특성의 변화가 예상된다. 그러나 Shan[10] 등에 의하면 SmCo 두께에 따라서 결정상의 체적 분율의 차이가 없었고 Ar 분압이 증가하면 결정상의 분율이 감소하였으나 보자력의 변화와는 직접적인 관련이 없음을 보고하였다. 따라서 SmCo 박막의 비정질/결정상 체적비와 보자력과는 큰 관련이 없는 것으로 보이며 하지층에 의한 자성층의 고립 정도에 관련이 있는 것으로 보인다. 즉 두께가 얇은 영역에서는 하지층 끝에 고립된 SmCo 입자가 작아 초상자성거동을 함으로서 열적으로 불안정하여 보자력이 작지만, 두께가 증가하여 입자의 크기가 증가하면 강자성 거동을 하는 단자구 영역에서 보자력은 증가한다. 또한 자성층이 40 nm 이상으로 두꺼워지면 입자들이 연결되어 자기적으로 결합되고 입자의 크기가 다자구 영역이 되어 보자력이 감소하는 것으로 생각할 수 있다. M_r 의 변화는 두께에 따라 큰 변화가 없으며 따라서 $M_r t$ 값은 두께의 증가에 따라 커지는데, 30 nm 이하의 두께에서 0.9 이하의 값을 나타내었다.

IV. 결 론

RF 마그네트론 스퍼터로 제조한 SmCo//Cr 박막의 제조 조건에 따르는 Cr 하지층의 구조 분석 및 SmCo 층의 자기적 성질의 변화를 분석하여 다음의 결과를 얻었다.

1. Cr 하지층은 Ar 분압이 낮고 두께가 두꺼울수록 bcc 구조에서 가장 안정한 (110)면의 결정배향이 발달되었으

며 결정립의 크기도 증가하였다. Ar 분압이 높고 두께가 증가할수록 주상정구조가 발달되어 표면거칠기도 증가되며 30 mT, 150 nm에서 R_{p-v} 가 가장 컸다.

2. SmCo 제조 시 사용한 rf 투입전력 50 W, Ar 분압 20 mT에서 최대 보자력을 보이는데 이는 SmCo 조성이 최적 조성(약 20 at.% Sm)이고 박막의 결합이 자구벽의 이동을 방해했기 때문으로 생각된다. 투입전력과 Ar 분압에 따르는 조성의 변화는 Sm과 Co의 질량 차에 의한 산란효과와 resputtering 현상에 기인하는 것으로 보인다.

3. SmCo 자성층의 두께가 15 nm에서 70 nm까지 두꺼워지면서 보자력은 40 nm까지는 증가하다가 점차 감소하였는데, 이는 자성층이 40 nm 이상으로 두꺼워지면 입자들이 자기적으로 결합되고 입자의 크기가 다자구 영역이 되어 보자력이 감소한 것으로 생각된다.

4. Cr(50 nm)/SmCo(40 nm, 50 W, 20 mT)/Cr(150 nm, 100 W, 30 mT)인 조건에서 제조한 시편에서 3.2 kOe의 최대 보자력을 얻었다.

후 기

본 연구는 한국과학재단지정 정보저장기기연구센터의 지원(과제번호: 97K3-0907-02-02-1)을 받아 이루어 졌으며 이에 관계자 여러분께 감사드립니다.

참고문헌

- [1] E. Murdock, R. F. Simmons, and R. Davidson, *IEEE Trans. Magn.*, **28**, 3087(1992).
- [2] Y. Okumura, H. Fujimori, O. Suzuki, N. Hosoya, X. B. Yang, and H. Morita, *IEEE Trans. Magn.*, **30**, 4038 (1994).
- [3] T. A. Nguyen, and J. K. Howard, *J. Appl. Phys.*, **73**, 5579 (1993).
- [4] Li-Lien Lee, David E. Laughlin, and David N. Lambeth, *IEEE Trans. Magn.*, **30**, 3951(1994).
- [5] B. M. Laison, M. R. Vosokay, E. E. Mariero, R. Sinclair, and B. M. Clemens, *J. Appl. Phys.*, **74**, 1992(1993).
- [6] D. Weller, H. Brandel, G. Gorman, C.-J. Lin, and H. Notays, *Appl. Phys. Lett.*, **61**, 2726(1992).
- [7] S. S. Malhotra, Y. Liu, Z. S. Shan, and D. J. Sellmyer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **161**, 316(1996).
- [8] E. M. T. Velu, D. N. Lambeth, J. T. Thornton, and P. E. Russell, *J. Appl. Phys.*, **75**, 6132(1994).
- [9] Z. S. Shan, S. S. Malhotra, S. H. Liou, Yi Liu, M. Yu, and D. J. Sellmyer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **161**, 323 (1996).
- [10] Y. Liu, B. W. Robertson, Z. S. Shan, S. H. Liou, and D. J. Sellmyer, *IEEE Trans. Magn.*, **30**, 4035(1994).
- [11] Y. Liu, D. J. Sellyer, and B. W. Robertson, *J. Appl. Phys.*, **79**, 5333(1996).
- [12] A. K. Jhingan, R. R. Dubin, and L. F. Herte, *IEEE Trans. Magn.*, **20**, 779(1984).
- [13] S. L. Duan, and J. O. Artman, *J. Appl. Phys.*, **67**, 4913 (1990).
- [14] Hyung J. Lee, *J. Appl. Phys.*, **57**, 4037(1985).
- [15] Y. Liu, B. W. Robertson, Z. S. Shan, S. H. Liou, and D. J. Sellmyer, *J. Appl. Phys.*, **77**, 3831(1994).
- [16] E. M. T. Velu, D. N. Lambeth, and P. E. Russell, *J. Appl. Phys.*, **75**, 6132(1994).
- [17] Rointan F. Bunshah, *Handbook of Deposition Technologies for Films and coatings*, Noyes Publications, New Jersey (1994).
- [18] M. Ishikawa, N. Tani, and T. Yamada, *IEEE Trans. Magn.*, **22**, 573(1986).
- [19] C. Byun, J. M. Sivertsen, and J. H. Judy, *IEEE Trans Magn.*, **22**, 1155(1986).
- [20] S. Taki, S. Shomura, A. Morisako, M. Matsumoto, and T. Haeiwa, *J. Appl. Phys.*, **81**(8), 4674(1997).
- [21] Makoto Mizukami, Toshiro Abe, and Toshikazu Nishihara, *IEEE Trans. Magn.*, **33**, 2977(1997).
- [22] Y. Okumura, O. Suzuki, H. Morita, X. B. Yang, and H. Fujimori, *J. Magn. Magn. Mater.*, **146**, 5(1995).
- [23] U. Kullmann, E. Koester, and C. Dorsch, *IEEE Trans. Magn.*, **20**, 420(1984).
- [24] D. B. Bergstrom, F. Tian, I. Petrov, J. Moser, and J. E. Greene, *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 3102(1995).
- [25] T. K. Hatwar, A. C. Palumbo, and D. G. Stinson, *IEEE Trans. Magn.*, **24**, 2775(1988).
- [26] B. M. Laison, M. R. Vosokay, E. E. Mariero, R. Sinclair, and B. M. Clemens, *J. Appl. Phys.*, **74**, 1992(1993).
- [27] D. Weller, H. Brandel, G. Gorman, C.-J. Lin, and H. Notays, *Appl. Phys. Lett.*, **61**, 2726(1992).

Effects of Deposition Conditions on Magnetic Properties of SmCo/Cr

Tae-Joon Na, Kwang-Sik Ko and Seong-Rae Lee

Division of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul 136-701

(Received 30 August 1999, in final form 7 November 1999)

Effect of deposition conditions on the magnetic properties of SmCo/Cr prepared by a RF magnetron sputtering method was studied. We obtained the maximum coercivity of 3.2 kOe in the sample of Cr(50 nm)/SmCo(40 nm, 50W, 20 mT)/Cr(150 nm, 100 W, 30 mT). The coercivity of the SmCo/Cr depends largely on the roughness of the Cr underlayer and the composition of SmCo. The roughness of the Cr underlayer increased with increasing the Ar pressure and thickness, and promoted the isolation of SmCo grains which resulted in an enhanced coercivity. The composition of the SmCo was changed with RF power and Ar pressure due to the mass difference between Sm and Co and the resputtering phenomena. The maximum coercivity was obtained in the composition of about 20 at.% Sm. The mechanism of magnetization reversal of the present SmCo films changed from domain wall motion to domain rotation as the RF power and the Ar pressure increase. This was thought to be due to the defects, such as the roughness of Cr surface, porous column boundaries etc., which inhibit domain wall movement.