

(Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) 비정질 다층박막의 자기특성

김 상 원

포항산업과학연구원 재료공정연구센터 금속·코팅재료연구팀

Magnetic Properties of (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) Amorphous Multilayers

Sang Won Kim

Electromagnetic Materials Laboratory, Advanced Materials Div.,

Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST), 790-600 Pohang, Korea

(2000년 6월 28일 받음, 2000년 8월 29일 최종수정본 받음)

초 록 SAW 소자에 응용 가능한 자성박막재료의 개발을 목적으로 RF 스퍼터링법으로 증착한 (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) 비정질 다층박막의 자기특성을 조사하였다. 수직자기장중열처리를 행하였을 때 상온에서 비자성 Fe₈₉Zr₁₁층의 삽입에서만 다층박막화의 효과가 나타났다. 일 예로 (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ (30 Å) / Fe₈₉Zr₁₁ (40 Å) 박막시편에서 1 kHz, 50 mOe의 여자자기장으로 평가된 최대 미분투자율 $\mu_{d, max}$ 는 단층막의 750에서 1650으로 2배 이상 증가, 구동 바이어스자기장 H_w는 20 Oe에서 6 Oe로 3배 이하로 감소하는 양호한 특성이 얻어졌다. 그러나 다른 중요 특성인 자왜는 34% 정도 감소하는 것으로 추정되었다.

Abstract Magnetic properties of (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) amorphous multilayers fabricated by RF sputtering method have been investigated as a function of the thickness of (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ layer. In an exciting field of 50 mOe at the frequency of 1 kHz, good differential permeability properties were obtained via a perpendicular magnetic field annealing. $\mu_{d, max}$ was 1650 and H_w was 6 Oe, which were improved to twice higher and three times lower values than those of (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ monolayer, respectively. However the magnetostriction constant of (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ (30 Å) / Fe₈₉Zr₁₁ (40 Å) film was supposed to be lowered by 34% of the magnetostriction constant in the (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ monolayer. It is thought that such behavior is due to the multilayered effect by means of insertion of nonmagnetic layer at room temperature.

Key words : SAW, amorphous multilayer, differential permeability

1. 서 론

비정질 자성박막을 표면탄성과 (surface acoustic wave, SAW) 소자의 IDT (Interdigital Transducer, IDT) 사이에 증착하여 외부자기장으로 박막과 압전기판과의 계면에서 두 물질간의 기계적 결합을 통한 SAW와 박막의 자화간의 결합 및 박막내에서의 자기탄성결합효과 (ΔE 효과)를 유발 시킴으로써 소자의 SAW 속도를 연속적으로 제어하고자 하는 연구가 수행되고 있다.^{1~6)} 이에 필자는 상기 소자에 적합한 박막재료의 개발을 위하여 일련의 실험을 통하여 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 비정질 박막에 있어 x=0.4, 0.5 조성은, 높은 자왜와 높은 투자율 특성을 동시에 만족시키므로 실제 SAW 소자에 응용했을 경우 큰 속도변화를 충족시킬 매우 유망시 되는 재료임을 확인하고 보고한 바 있다.^{7,8)}

본 연구는 기수행된 연구에서 얻어진 미분투자율 (μ_d) 특성을 보다 향상시킬 목적으로 수행되었으며, 이를 위하여 (Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) 구조의

다층박막을 제작하였다. 이와 같은 조합의 다층박막을 제작한 이유는, x=0.4를 기본으로 하는 박막에 자화(B_s) 및 자왜(λ_s)의 차이가 상온에서 가장 큰 x=0, 중간이 되는 x=0.9, 가장 작은 x=0.6을 교대로 적층함으로써 자성층간 계면효과 혹은 이종의 자성층을 사이에 둔 동종 자성층간의 상호작용으로 단층막에서는 나타나지 않는 전혀 예상치 못한 특성의 발현과 특히 x=0의 비정질 박막은, 상온에서의 invar 효과^{9~12)}로 자기특성을 나타내지 못하는 관계로 인해 비자성체의 삽입과 동일한 효과^{13~15)}를 나타냄으로서 μ_d 특성의 개선이 기대되었기 때문이다.

본 논문에서는 상기와 같은 유사 합금계로 적층된 다층박막에서 나타나는 자기특성을 체계적으로 조사하여 얻은 결과를 중심으로 분석, 검토한 내용을 기술한다.

2. 실험 방법

(Fe_{0.6}Co_{0.4})₈₉Zr₁₁ / (Fe_{1-x}Co_x)Zr₁₁ (x=0, 0.6, 0.9) 다층박막은 순도 99.9% 이상의 각 원소를 용해한 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁

($x=0, 0.4, 0.6, 0.9$) 조성의 직경이 5cm인 합금타겟을 이용하여 통상의 RF 스퍼터링법으로 수냉된 직사각형 용융 석영 ($3\text{mm} \times 20\text{mm} \times 0.5\text{mm}$) 기판 위에 증착되었다. $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 는 30 Å로 고정하였고, 삼입층 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ 는 0~50 Å로 변화시키며 교대로 적층하였으며 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 층의 두께 합이 항상 4000 Å이 되도록 하였다. 박막증착시 최저 스퍼터링조건을 이미 예비실험을 통하여 결정한 300 W의 투입전력, 24 mTorr의 Ar 가스압력, 33mm의 기판-타겟간 거리로 하였으며, 초기 진공도는 항상 8×10^{-7} Torr 이하가 되도록 하였다. 시편제작 후 박막내에 존재하는 불균일한 내부응력의 완화 및 이방성의 제어를 위하여 150°C에서 90분 동안 수직자장중열처리 (열처리중 인가자기장의 방향을 측정방향에 90° 로 한 열처리)를 행하였다. 열처리중 인가한 자기장은 130 Oe이다. 제작된 박막의 직류자기특성은 100 Oe의 자기장 인가가 가능한 B-H loop tracer (Riken-Denshi사, BHS-40)로 실온에서 평가하였고, 교류투자율 및 미분투자율 (바이어스 인가자기장에 의한 교류투자율의 변화)은 Impedance Analyzer (YHP사, 4192A 5 Hz~13 MHz)로 측정하였으며 외부자기장의 인가가 가능하도록 코일정수가 30.1 Oe/A 인 코일을 장착하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 1의 (a), (b)에 시편의 열처리 조건을 결정하기 위하여 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) / $(\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)에서 얻어진 열처리 시간에 따른 보자력 H_c 와 교류투자율 μ_{ac} 의 결과를 나타내었다. 열처리 온도는 150°C로 하였으며, μ_{ac} 는 1 kHz, 50 mOe의 여기자기장 (exciting field)으로 측정하였다. 그림에서 흰 점은 평행자기장중 (열처리중 인가자기장의 방향을 측정방향과 동일하게 함), 검은 점은 수직자기장중열처리 (열처리중 인가자기장의 방향을 측정방향에 90° 로 함)를 행하였을 때 얻어진 결과이다. 평행자기장중열처리로 얻어진 H_c 와 μ_{ac} 의 변화에 있어, H_c 는 1시간 열처리로 다소 감소하나 그 이상에서는 거의 변화가 없고, μ_{ac} 는 열처리 전후 변화가 관찰되지 않았다. 반면 수직자기장중열처리시 H_c 와 μ_{ac} 의 변화는 열처리 시간의 증가와 함께 증가하는 경향을 보이며, μ_{ac} 는 1시간 이상에서 현저하게 증가한 750 정도의 값을 유지하고 있다. 이와 같은 다층박막의 열처리 결과에서도 투자율 특성 향상을 위하여서는 수직자기장중열처리법이 유효하며, 단층박막^{7,8,16)}에서와 마찬가지로 수직자장중열처리에 의하여 박막내부의 최저 응력상태 이외에 자화의 방향을 측정방향에 대하여 직각으로 하는 새로운 이방성을 부여함으로써 자력이동에 의한 자화과정을 회전자화과정으로 변환이 투자율 특성을 개선시켰다고 판단된다. 이로써 열처리 최적조건을 150°C, 90분으로 하였다. 그 이상의 시간이 되면 자구의 고착이 심화되어 H_c 가 현저하게 증가하는 등 연자기 특성에 오히려 악영향을 주기 때문이다. 그림 2의 (a), (b), (c)에는 각각 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) / $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) / $(\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$

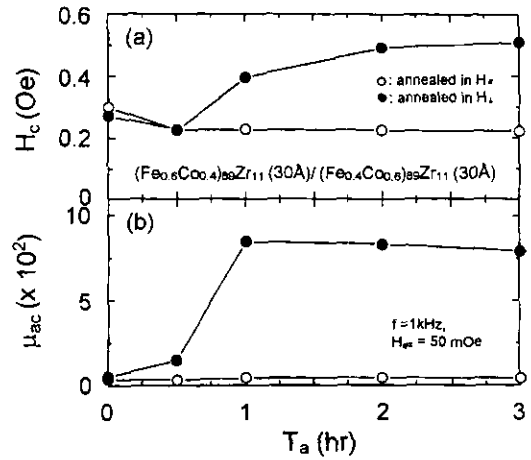


Fig. 1. Annealing time dependence of the coercive force (H_c) and AC permeability (μ_{ac}) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) / $(\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) multilayer.

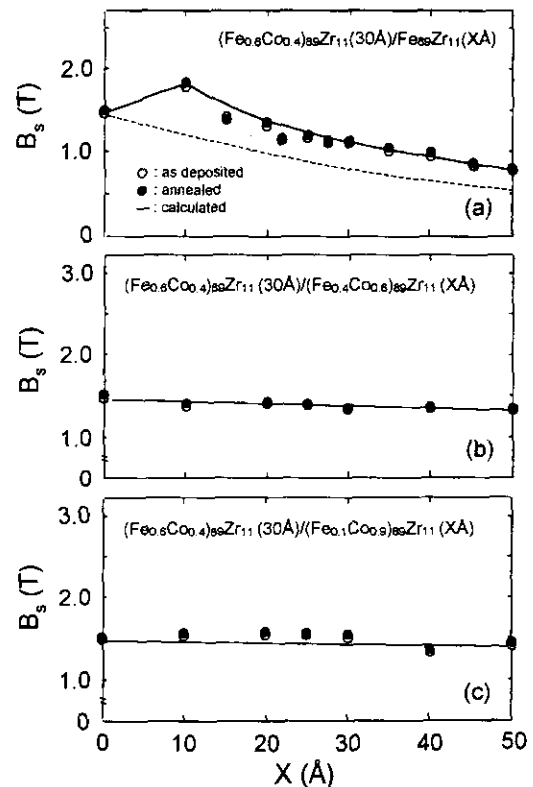


Fig. 2. Interlayer thickness X dependence of the magnetization (B_s) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å) / $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) multilayers, (a) $x=0$, (b) $x=0.9$, and (c) $x=0.6$, respectively.

(30 Å) / $(\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) 박막에서 얻어진 포화자속밀도 B_s 의 삼입층 두께 X 의존성을 나타내었다. 흰 점과 검은 점은 열처리 전후에 얻어진 값으로 X 의 증가에 따라 B_s 의 변화 정도는 (a)에서 (c)가 될수록 작아진다. 이는 (a)에서 (c)가 될수록 다층박막을 이루는 각 단층막에 있어 B_s 간의 차가 작아지는 것에 기인하는 것으로, (a)에서 삼입층인 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 는 상온에서 비자성을 나타내므로 층간 B_s 의 차가 가장 크며, X 가 50 Å이면 시편의 전체 체적중

Table I. B_s values of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ monolayers to calculate interlayer thickness X dependence of the magnetization (B_s) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ (XA) ($x=0, 0.9, 0.6$) multilayers.

B_s (T)	$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$						
	x=0	x=0.2	x=0.4	x=0.5	x=0.6	x=0.65	x=0.9
at R.T	0	1.4637	1.46	1.4233	1.3763	1.34	1.3

삽입층이 차지하는 비율이 60%로 증가하여 상대적으로 유효 자성층인 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 가 차지하는 비율이 감소하기 때문이다. 동일한 백락에서 (b), (c)의 경향도 설명된다. 또한 열처리 후 얻어진 값이 다소 증가한 것은, 박막 증착시 박막내에 도입된 응력의 제거와 구속된 Ar 가스의 해방 및 층간 계면에서의 상호확산 등에 원인이 있는 것으로 생각된다. 한편, (a)에서 X가 10 Å일 때 일단 증가하였다가 감소하는 것이 흥미로운데 그 원인에 대해서는 다음에 언급한다. B_s 의 삽입층 두께의존성은 간단한 모델링을 통한 계산으로 보다 명확히 설명된다. 모델링에 있어 박막증착 혹은 열처리시, 층간 계면에서 상호확산으로 두 층의 평균 조성을 나타내는 새로운 확산층이 존재하는 것으로 가정하였다. 한 예로 (a)의 경우, 편의상 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$, $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 및 확산층의 두께를 각각 t_A , t_B 및 t_{AB} 라 하면 확산층의 두께를 뺀 각 층의 두께 t'_A , t'_B 는 다음의 관계가 된다.

$$\begin{aligned} t'_A &= t_B - t_{AB} \\ t'_B &= t_B - t_{AB} \\ t'_A + t'_B + 2t_{AB} &= t_A + t_B = t_P \end{aligned} \quad (1)$$

여기서 t_P 는 다층박막의 주기이다. 시편이 나타내는 B_s 는 투자율 혹은 보자력과 달리 박막의 구조에 민감하게 변화하는 특성이 아니므로¹⁷⁾ 단순히 A, B, AB가 나타내는 자화값의 합으로 나타낸다면 다음식으로 표현할 수 있다.

$$\begin{aligned} B_s &= [t'_A B_s(A) + t'_B B_s(B) + 2t_{AB} B_s(AB)] / t_P \\ &= B_s(A) + [B_s(B) - B_s(A)] (t_B / t_P) \\ &\quad + [2B_s(AB) - B_s(A) - B_s(A)] (t_{AB} / t_P) \end{aligned} \quad (2)$$

표 1에 정리된 열처리 후 단층막의 B_s 를 식 (2)에 대입하여 (a), (b), (c) 각 경우에 대한 B_s 의 삽입층 두께의존성을 계산하였다. 본 연구에서는 결과의 재현성과 단층막의 B_s 측정시 포함되었을 실험오차 등을 감안하고, 시행착오를 거쳐 현재의 실험결과를 가장 잘 재현시킨 t_{AB} 를 10 Å으로 하고 계산한 결과를 각 그림에서 실선으로 표시하였다. (a)의 점선은 확산층이 없는 샤프한 계면구조로 간주하였을 때의 계산결과이다. 이 결과로부터 열처리에 의한 확산은 무시할 수 있을 정도이고, 본 연구의 다층박막은 어느 경우에 있어서도 층간계면에 10 Å 정도의 확산층이 존재하고 있는 것으로 결론지을 수 있다. 따라서, (a)의 X가 10 Å일 때 B_s 가 일단 증가하는 것은, 삽입된 비자성 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 층의 대부분이 확산에 의하여 자기적 특성을 띠게 되었기 때문으로 설명할 수 있다. 한편, 자화값의 차이가 현저

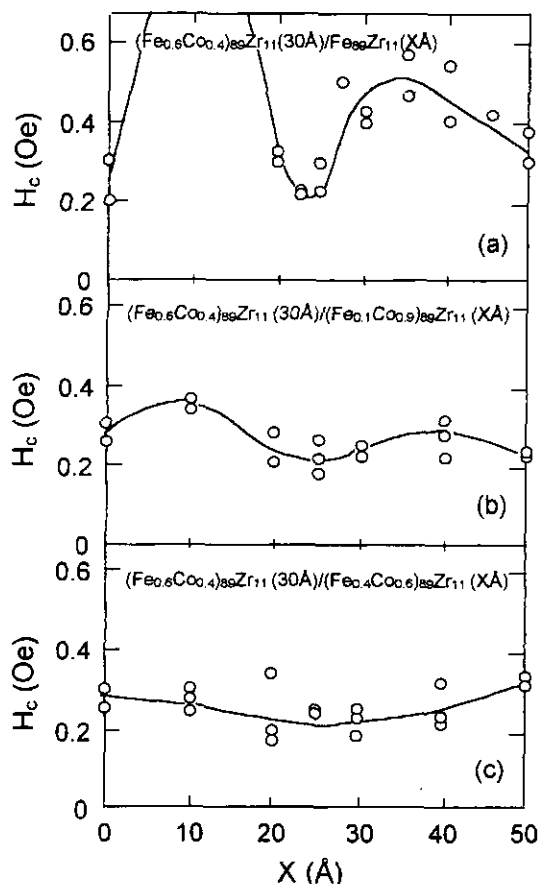


Fig. 3. Interlayer thickness X dependence of the coercive force (H_c) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ (XA) multilayers, (a) $x=0$, (b) $x=0.9$, and (c) $x=0.6$, respectively.

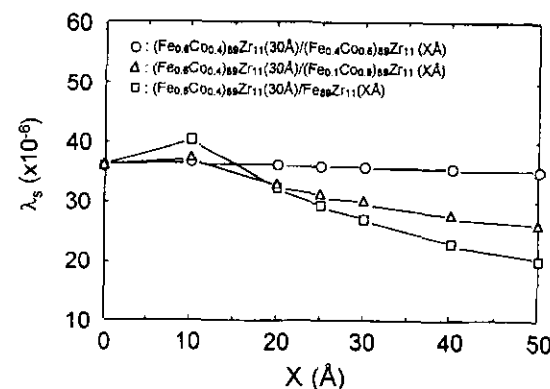


Fig. 4. Interlayer thickness X dependence of the magnetostriction constant (λ_s) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ (XA) ($x=0, 0.9, 0.6$) multilayers.

하지 않은 (b), (c)에는, 확산층의 기여가 (a)와 같이 현저하지 않았으므로 그림에서 확산층이 없는 경우의 계산결과

Table 2. λ_s values of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ monolayers to calculate interlayer thickness X dependence of the magnetostriction constant (λ_s) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) ($x=0, 0.9, 0.6$) multilayers.

$\lambda (\times 10^{-6})$	$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$						
	x=0	x=0.2	x=0.4	x=0.5	x=0.6	x=0.65	x=0.9
at R.T	0	27.5	36.7	37.5	33.8	32.6	14.6

는 생략하였다. 다층박막시편 제작시 나타내는 고유의 H_c 변화를 파악하기 위해서는 열처리 전 시편에서 얻어진 결과를 검토하는 것이 의미있다고 판단하여, 그림 3의 (a), (b), (c)에는 열처리전 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) 박막에서 얻어진 H_c 의 삽입층 두께 X 의존성을 나타내었다. 이는 그림 1에서 언급한 바와 같이 투자율 특성 개선목적으로 행한 수직자기장열처리로는 시편에 수직이방성이 새로이 부여되어 등 전혀 새로운 상태가 되기 때문이다. (a)에서 X가 증가함에 따라 H_c 는 급격히 증가하여 10 Å 일 때 극대값으로 10 Oe 이상을 나타내는 제 1 구간, X가 25 Å 정도가 되면 감소하여 극소값을 나타내는 제 2 구간, H_c 는 다시 증가하여 35 Å 부근에서 다시 작은 극대값을 나타낸 후 감소하는 제 3 구간으로 나뉘어 복잡한 양상을 보이고 있다. 그 정도는 (b), (c)에서와 같이 층간 자화값의 차이가 작을수록 계통적으로 작아지며, (c)에서는 2개의 극대값이 완전히 사라지는 흥미로운 결과가 나타났다. 이는 그림 2에서 언급한 확산층과 자구구조 변화에 따른 효과가 복잡하게 얽혀 나타난 결과로 추정된다. 즉, 1 구간에서는 비자성층인 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 의 두께가 10 Å 정도로 완전한 박막의 형태로 형성되지 않아 다층박막 전체로 보아서는 불순물과 같은 역할을 하게 됨으로써 H_c 를 증가시켰을 가능성이 크며, 설령 박막 형태가 되더라도 층간 계면에서 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 조성의 확산층이 생성되고 참고문헌 (7)에서의 값을 나타내게 됨으로써 H_c 가 증가한 것으로 생각된다. 한편, 2 구간에서는 X의 증가로 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 은 보다 완전한 막으로 형성되며, 확산층으로 작용하는 부분 이외에도 비자성층으로 작용하는 부분이 생겨난다. 이와 같은 상황이 되면, 비자성 중간층의 삽입으로 박막의 두께가 분할되어 자성층 끝부분에서 정자 결합을 하여, 비자성층 상하의 자성층을 통한 자화의 환류로 자유자극이 발생되지 않는 구조가 되므로 H_c 는 보다 감소¹³⁻¹⁵⁾할 수 있다. 따라서, H_c 의 감소는 확산층보다 비자성층 형성에 따른 자구구조 변화의 효과가 상대적으로 더 컸기 때문으로 생각된다. 3 구간에서의 거동은, 2 구간에서의 효과 이외에 X가 35 Å 일 때 확산층을 포함한 자성층간 상호작용이 이 상태에서 최대가 되어 원활한 자화과정을 거치게 되나, 오히려 증가한 비자성층의 두께가 이를 방해함으로써 나타난 결과로 판단된다. 즉, 선행연구에서 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 는 자왜가 가장 컸던 조성으로 X가 35 Å 일 때 층간 상호작용이 최대가 되나, 이때 상온에서 자왜가 영이며 두께가 증가된 비자성층 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 은 상하 자성층의 자왜 변화를 구속시켜 응력을 발생시킴으로써 H_c 를 증가시켰다

는 것이다. 35 Å 이상에서의 H_c 감소는 비자성층 두께 증가로 자성층간 상호작용의 감소에 기인하는 것으로 추정된다. (b), (c)의 현상도 층간 자화 및 자왜의 차이가 작아지는 것에 초점을 맞추어 상기와 같은 내용으로 무리없이 설명 가능하다. 그림 4에는 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) 박막에서 얻어진 포화자왜정수 λ_s 의 삽입층 두께 X 의존성을 나타내었다. 그림의 λ_s 는 B_s 와 마찬가지로 박막의 구조에 민감하게 변화하는 특성이 아니므로 B_s 와 동일한 방법으로 계산하여 정성적으로 추산하여도 무방할 것으로 판단하여 그 결과를 나타낸 것이다. 계산시 확산층의 두께는 10 Å로 하였고, 계산에 이용한 단층막의 λ_s^{10} 를 표 2에 정리하였다. 그림에서 X에 대한 λ_s 의 변화거동은 그림 2와 유사하다. 층간 λ_s 의 차가 가장 큰 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å)에서 X의 증가에 따라 가장 크게 감소하며, X가 50 Å 일 경우 44% 정도 감소함을 알 수 있다. 이 결과도 그림 2와 동일한 내용으로 해석 가능하다. 다음은 미분 투자율 (μ_d)의 변화에 대하여 조사하였다. 본 연구에서는 미분투자율 (μ_d) 변화의 평가에 있어, μ_d 의 절대값 증가뿐만 아니라 μ_d 가 급격하게 변화하는 바이어스자기장, 즉 SAW의 속도변화를 야기시킬 구동자기장의 감소에 주안점을 두었다. 이는 선행연구에서 언급한 바와 같이 μ_d 는 어떤 크기의 바이어스자기장에 있어 미소교류자기장에 의한 미소자화변화를 의미하며 SAW 속도변화를 자성막의 자기특성과 관련시킴에 있어 중요한 특성이므로, 실제 소자 제작시 불가결하게 바이어스자기장 발생용 코일을 설치해야 하며, 코일의 크기가 소자 전체의 크기를 결정짓는 중요한 인자가 되므로 구동자기장을 작게 하는 재료의 개발이 필수적이기 때문이다. 임의의 시편에서 얻어진 바이어스자기장에 따른 μ_d 의 변화인 그림 5에서 μ_d 변화의 평가척도로 $\mu_{d,max}$ 와 H_w 를 정의한다. 그림에서와 같이 $\mu_{d,max}$ 는 바이어스자기장에 따른 μ_d 의 최대값을, H_w 는 $\mu_{d,max}$ 의 반가폭이 되는 자기장을 의미한다. 따라서, $\mu_{d,max}$ 는 클수록, H_w 는 작을수록 양호한 미분투자율 특성의 시편이 된다. 그림 6의 (a), (b), (c)에는 각각 열처리 후 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å), $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ (30 Å)/ $(\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6})_{89}\text{Zr}_{11}$ (X Å) 박막에서 얻어진 $\mu_{d,max}$ 의 삽입층 두께 X 의존성을 나타내었으며, 1 kHz, 50 mOe의 여기자기장으로 평가되었다. 그림 2, 3, 4에서 예측된 바와 같이 (a)에서 X가 증가함에 따라 $\mu_{d,max}$ 는 감소하여 10 Å 부근에서 극소값을 나타낸 후 다시 증가하여 25 Å 정도에서 극대값을 나타내며, 40 Å 부근에서

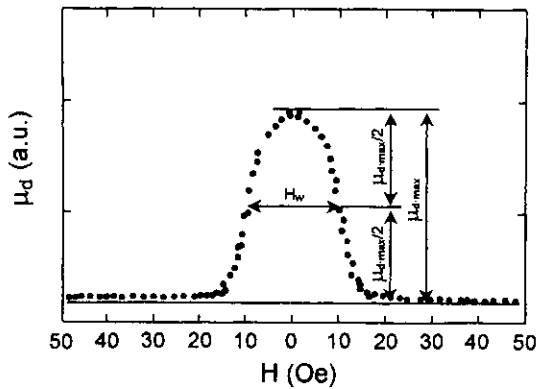


Fig. 5. Typical dependence of differential permeability (μ_d) of magnetic films on DC bias magnetic field.

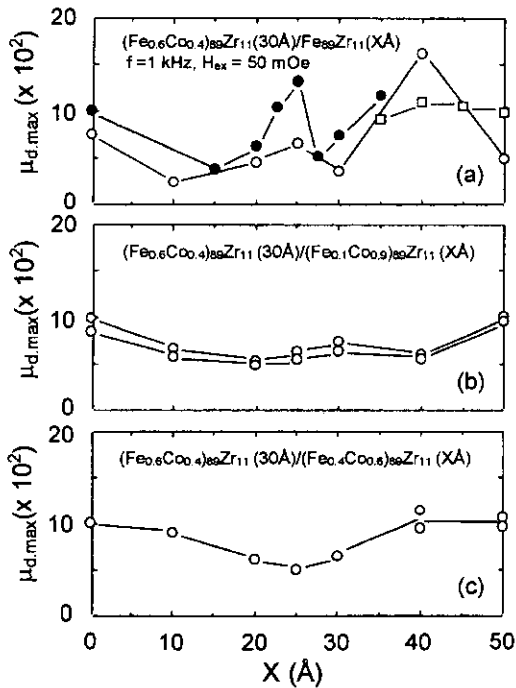


Fig. 6. Interlayer thickness X dependence of maximum differential permeability ($\mu_{d,max}$) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}(30\text{\AA})/(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}(X\text{\AA})$ multilayers, (a) $x=0$, (b) $x=0.9$, and (c) $x=0.6$, respectively.

다시 극대값을 나타내는 복잡한 거동을 보인 반면, (b), (c)에서는 단층막에 비하여 다층박막화에 따른 개선효과는 보이지 않고 변화도 거의 없다. 이와 같은 거동의 재현성을 확인하기 위하여 (a)에는 3 회에 걸쳐 얻은 일련의 시편에서 얻은 결과를 다른 기호로 나타냈다. 25Å 정도에서 극대값은 그림 3에서 언급한 설명을 근거로 하여 자기장중열처리에 따른 새로운 이방성과 자구구조 개선에 따른 효과로 판단되며, 40Å 부근에서의 극대값은 그 효과이외에도 상하 자성층의 자왜변화를 구속시키는 비자성층의 역할로 측정시 자성층 내부에 발생하는 압축응력의 영향으로 생각된다. 압축응력의 효과에 대해서는 이미 언급한 바 있다.⁸⁾ 이 결과에서 특히 주목되는 것은, $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}$ 단층막에서 750 정도였던 $\mu_{d,max}$ 가 40Å의 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 삽입으로 뚜렷한

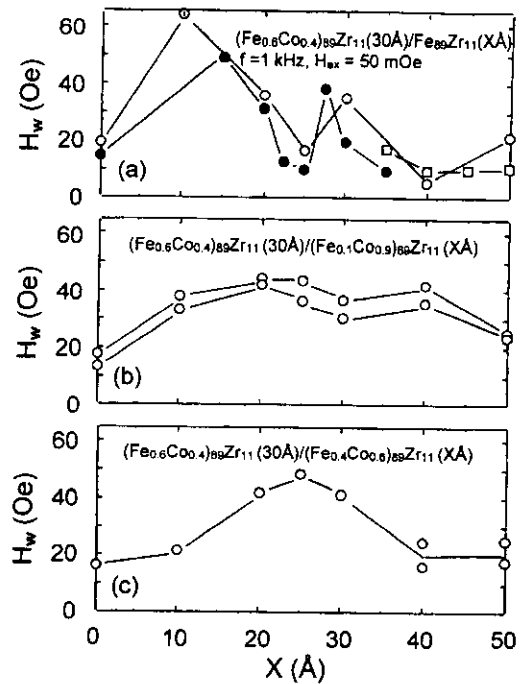


Fig. 7. Interlayer thickness X dependence of DC bias magnetic field (H_w) to drive differential permeability (μ_d) of $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}(30\text{\AA})/(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}(X\text{\AA})$ multilayers, (a) $x=0$, (b) $x=0.9$, and (c) $x=0.6$, respectively.

효과를 나타내어 2배 이상 증가한 1650 정도를 나타내었다는 것이다. 그림 7의 (a), (b), (c)에는 각각 열처리 후 다층박막에서 얻어진 H_w 의 삽입층 두께 X 의존성을 나타내었다. X 에 따른 H_w 의 변화는, $\mu_{d,max}$ 가 증가하는 X 에서 감소하고, 감소하는 X 에서는 증가하는 등 그림 6의 $\mu_{d,max}$ 변화와 반대의 경향으로 나타나 있다. (b), (c)에서 H_w 개선을 위한 다층박막의 효과가 전혀 나타나지 않은 것에 비하여 (a)에서는 X 가 40Å 일 때 단층막의 20 Oe에서 6 Oe 정도로 매우 감소된 값을 나타내어 다층박막화의 효과를 잘 나타내고 있음을 확인할 수 있다. 이는 비정질 연자성체인 경우, 1 차적으로 μ_d 를 증가시키는 것이 H_w 도 동시에 감소시키는 주요한 방안이 됨을 의미하는 것이다.

4. 결 론

SAW 소자에 응용 가능한 자성박막재료의 개발을 목적으로 RF 스퍼터링법으로 증착한 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}/(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)\text{Zr}_{11}$ ($x=0, 0.6, 0.9$) 비정질 다층박막의 자기특성을 조사·검토한 결과, 수직자기장중열처리를 행하였을 때 상온에서 비자성 $\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}$ 의 삽입에서만 다층박막화의 효과가 나타났다. 일 예로 $(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{89}\text{Zr}_{11}(30\text{\AA})/\text{Fe}_{89}\text{Zr}_{11}(40\text{\AA})$ 박막시편에서 1 kHz, 50 mOe의 여기자기장으로 평가된 최대 미분투자율 $\mu_{d,max}$ 는 750에서 1650으로 2배 이상 증가, 구동 바이어스자기장 H_w 는 20 Oe에서 6 Oe로 3배 이하로 감소하는 양호한 미분투자율 특성이 얻어졌다. 이러한 결과는 자구구조의 개선 효과와 상하 자성층의 자왜변화를 구속시키는 비자성층의 역할로 측정시 자성층 내부에 발생하는 압축응력의 영향으로 생각된다. 그러나 다른 중요

특성인 자왜는 34% 정도 감소하는 것으로 추정되었다.

참 고 문 헌

1. D.C. Webb, D.W. Forester, A.K. Ganguly and C. Vittoria, IEEE. Trans. Mag. **Mag-15**, 1410 (1979).
2. A.K. Ganguly, K.L. Davis, D.C. Webb, C. Vittoria and D.W. Forester, Electron. Lett. **11**, 610 (1975).
3. D.W. Forester, C. Vittoria, D.C. Webb and K.L. Davis, J. Appl. phys. **49**, 1794 (1978).
4. E.M. Simpson and W.P. Robbins, IEEE. Trans. Mag. **Mag-16**, 919 (1980).
5. M. Yamaguchi, K.Y. Hashimoto, H. Kogo and M. Naoe, IEEE. Trans. Mag. **Mag-16**, 916 (1980).
6. K.Y. Hashimoto, M. Yamaguchi, H. Kogo and M. Naoe, IEEE. Trans. Mag. **Mag-16**, 3181 (1981).
7. 김상원, 김찬욱, 한국재료학회지, Vol. 7, No. 12, 1083 (1997).
8. 김상원, 한국재료학회지, Vol. 9, No. 8, 831 (1999).
9. K. Fukamichi, K. Shirakawa, T. Kaneko and T. Masumoto, Rapidly Quenched Metals, (eds.S.Steeb, H.Warlimont) 1165 (1985).
10. S. Ohnuma, K. Shirakawa, M. Nose and T. Masumoto, IEEE. Trans. Mag. **Mag-16**, 1129 (1980).
11. Y. Obi, L.C. Wang, R. Motsay, D.G. Onn and M. Nose, J. Appl. Phys. **53**, 2304 (1982).
12. 深道化明, 日本應用磁氣學會 第36回研究會資料, **36-3**, 19 (1980)
13. D.A. Herman, Jr., B.E. Argyle, P.L. Trouilloud, B. Petek, L.T. Romankiw, P.C. Andricacos, S. Krongelb, D.L. Lath, D.F. Canaperi, and M.L. Komsa, J. Appl. Phys. **63**, 4036 (1988).
14. J.C. Slonczewski, B. Petek and B.E. Argyle, IEEE. Trans. Mag. **Mag-24**, 2045 (1988).
15. 光岡勝也, 須藤修二, 成重眞治, 杉田 愷, 日本應用磁氣學會誌, **12**, 335 (1988).
16. H. Fujimori, H. Morita, M. Yamamoto and J. Zhang, IEEE. Trans. Mag. **Mag-22**, 1101 (1986).
17. 太田恵造, 磁氣工學の基礎, 共立出版社, p.400 (1973).