

(Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 비정질 자성박막의 자기특성 (II)

김 상 원

포항산업과학연구원, 재료·공정연구센터, 금속·코팅재료연구팀

Magnetic Properties of (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ Amorphous Films (II)

SangWon Kim

Electromagnetic Materials Laboratory, Advanced Materials Div.,
Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST), Pohang 790-600

(1999년 4월 9일 받음, 1999년 6월 29일 최종수정본 받음)

초 록 RF 스퍼터링법으로 제작한 비정질 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 자성박막의 자기특성을 Co농도에 따라 조사하였다. 130 Oe의 인가자기장중 190~200°C에서 10 분간 2단 열처리를 행하였을 때, 시편중 x=0.4의 박막은 높은 자왜를 나타냄에도 불구하고 0.25 Oe의 낮은 보자력 H_c과, 8.7 MHz, 10 mOe의 여기자기장에서 측정된 미분투자율 μ는 280 정도로 가장 양호한 값을 나타내었다. 이와 같은 거동은 박막내 최적의 압축응력상태에서 야기된 자기이방성의 변화에 기인한다.

Abstract Magnetic properties of (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ amorphous films fabricated by RF sputtering method have been investigated as a function of Co content x. By means of two step field annealing at 190~200°C for 10 minutes in the magnetic field of 130 Oe, the film with x=0.4 among the samples shows the superior soft magnetic properties in spite of showing the high magnetostriction. For example, the obtained magnetic properties of coercivity and differential permeability measured in an exciting field of 10 mOe at the frequency of 8.7 MHz are 0.25 Oe and 280, respectively. It is confirmed that such behavior is due to the variation of magnetic anisotropies caused by a optimal compressive stress within the film.

1. 서 론

비정질 금속합금박막을 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 (ΔE효과)를 유발시킴으로써 소자의 SAW 속도를 연속적으로 제어하고자 하는 연구가 수행되고 있다.^{1~6)}

이때 자성박막재료에 요구되는 중요한 성질은, 보다 작은 자기장중에서 보다 큰 ΔE효과를 발현시키기 위하여 높은 자왜와 높은 투자율특성을 동시에 만족시키는 것이다. 그러나 두 특성은 자기적으로 상반되는 성질의 것으로 동시에 만족시키는 재료의 발견은 쉽지 않다. 이에 필자는 이와 같은 성질을 충족시키는 재료개발 뿐만 아니라 자성재료의 자기특성과 자기음향특성과의 관계를 명확히 할 목적으로 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 비정질 합금계를 택하여 일련의 박막화 연구를 수행하고 있다. 그 결과의 일부로 x=0.4, 0.5 부근의 박막을 자기특성 측정방향에 대하여 수직방향으로 130 Oe의 자기장을 인가하며 150°C에서 90 분간 열처리하였을 경우, 높은 자왜를 나타내는 조성임에도 불구하고 타조성에 비하여 낮은 보자력 H_c와 900 정도의 양호한 교류투자율 μ가 나타남을 보고하였다.⁷⁾ 이 결과는 잘 알려진 바와 같이

일반적 자성체에서 H_c는 자화값 B에 반비례하고 이방성정수, 자왜 및 응력 등에는 비례하며, μ는 H_c에 반대되는 특성을 나타낸다는 사실⁸⁾에 반하고 있으므로 원인의 명확한 규명은 재료개발이라는 측면에서 매우 중요한 의미를 가진다.

본 연구에서는, 향후 1.1 MHz~8.7 MHz의 저주파수에서 구동가능한 소자의 전극 사이에 증착시켜 외부자기장의 변화로 얻어진 SAW의 속도변화율과 자기특성과의 상관관계를 비교·검토 할 목적으로 19.1 μm~20.5 μm 두께의 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 후막을 소다석회유리 (soda-lime glass) 기판상에 형성시켜 자장중열처리로 변화하는 자기특성을 조사함으로써 x=0.4, 0.5 부근에서 나타난 자기특성의 이상성의 원인을 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

순도 99.9% 이상의 Fe, Co 및 Zr를 사용하여 Ar 가스 분위기에서 아크 용해로 직경이 5cm인 (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ 조성의 합금타겟을 제작하였다. 합금박막은 통상의 RF 스퍼터링방법으로 간접적으로 수냉된 직사각형의 소다석회유리 (76mm×26mm×1mm) 기판의 중앙부에 면적이 20mm×20mm, 두께는 19.1 μm~20.5 μm가 되도록 증착되었다. 후막증착을 위하여 증착속도를 대폭 증가시켜도 연자기특성에 악영향을 미치지 않는 것으로 파악된 예비실험결과

를 바탕으로 스퍼터링 조건을 700 W의 투입전력, 24 mTorr의 Ar 가스압력, 33mm의 기판-타겟간 거리로 하였으며, 초기 진공도는 항상 8×10^{-7} Torr 이하가 되도록 하였다. 제작된 전체 박막시편의 증착속도는 약 5.9~6.3 Å/s였다. 통상의 유리나 석영기판을 사용할 경우 막두께가 2~3µm정도만 되어도 시료는 기판으로부터 박리되었으나 소다석회유리를 기판으로 사용함으로써 이 문제를 해결하였고 19.1µm~20.5µm 두께의 박막 증착이 가능하였다.

시편제작 후 열처리를 행하면서 일축이방성의 변화에 대응하는 자기이력곡선, 보자력, 자화, 미분투자율의 변화를 상세히 조사하고 향후 속도변화율에 미치는 일축이방성의 영향을 검토하기에 적당하다고 판단된 2단 자장증열처리를 행하였다. 즉, 열처리를 행함에 있어 먼저 박막내에 있어 존재하는 불균일한 내부응력을 완화시켜 균일한 자화상태로 만들기 위하여 자화측정방향으로부터 45° 방향으로 130 Oe의 직류자기장을 인가하고 200°C에서 2시간 열처리(본 연구에서는 45° 열처리로 칭함.)를 행하며, 그 후 45° 열처리에 의하여 형성된 일축유도자기이방성을 제어하기 위하여 인가자기장의 최초의 방향에서 90° 회전시켜 100, 150, 175 185 195 205 및 215°C까지의 온도에서 동일한 직류자기장을 인가하며 10분간의 가산적 열처리(본 연구에서는 -45° 열처리로 칭함.)를 행하는 것이다.

제작된 박막의 성분은 ICP (inductively coupled plasma) 법으로 분석하였으며 타겟의 조성과 ± 0.2 at.% 범위 내에서 잘 일치하였다. 비정질구조의 확인을 위하여 회전쌍음극형광력 X-선 회절장치(Rigaku, RU-200B)를 이용하였고 사용한 X-선은 Cu-K α 선이며, 관전압 및 관전류는 각각 40 kV, 150 mA로 하였다. 자기특성은 100 Oe의 자기장 인가가 가능한 B-H loop tracer (Riken-Denshi사, BHS-40)로 측정하였다. 미분투자율(바이어스 인가자기장에 의한 교류투자율의 변화)은 Impedance Analyzer (YHP사, 4192A 5Hz~13MHz)로 측정하였으며 외부자기장의 인가가 가능하도록 코일상수가 30.1 Oe/A 인 코일을 장착하였다. 자왜는 Optical cantilever법으로 최고 200 Oe의 자기장중에서 측정하였다.

3. 실험 결과

45° 열처리 후 전조성에 걸친 시편을 X-선 회절실험한 결과, 모든 조성의 시편에서 $2\theta=44^\circ$ 부근에서의 퍼진 halo-pattern만이 관측되어 열처리 후의 시편도 비정질상태의 박막임을 확인하였다. 이는 Co농도에 따른 결정화 온도(T_x)가 전조성에 걸쳐 약 400°C 전후의 값을 나타내고 있음⁷⁾에 기인한다.

2단 열처리에 의하여 시편의 자기특성에 미치는 열처리 효과를 검토하기 위하여 각 열처리 온도에서 얻어진 시편의 이력곡선으로부터 자화에 필요한 에너지 E를 그림 1에 나타내었다. E는 자기이력곡선과 자화축으로 형성되는 부분의 면적으로부터 구하였다. 그림의 가장 좌측의 종축은 열처리전, 다음은 45° 열처리, 그 다음은 -45° 열처리한 상태의 E축을 의미한다. 45° 열처리에 의한 E의 변화는 x=

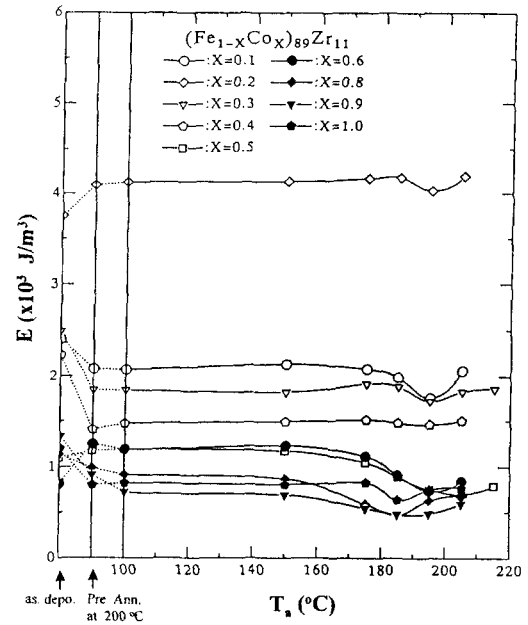


Fig. 1 Annealing temperature dependence of the magnetization energy(E) of (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ films as a function of Co content x.

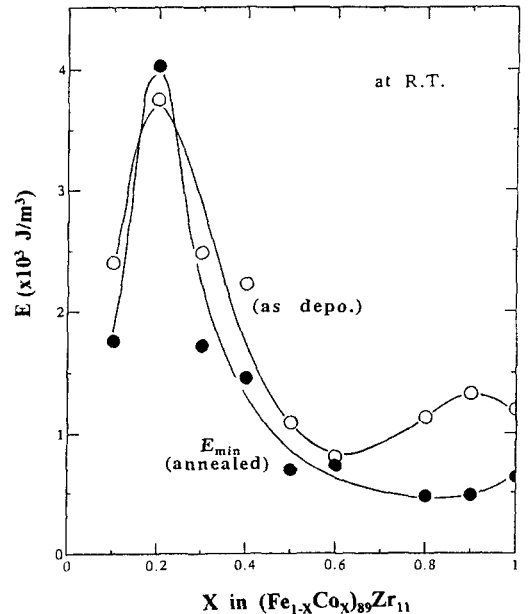


Fig. 2 Co content x dependence of the magnetization energy(E) of (Fe_{1-x}Co_x)₈₉Zr₁₁ films.

0.2, 0.6를 제외한 박막에 대해서는 감소하고 있다. 이는 열처리 전 박막내에 생성된 불균일한 응력분포가 소실되고 자기이방성이 45° 방향으로 유도되어 자기적으로 연한 상태로 되었기 때문으로 생각된다. 그러나 -45° 열처리를 행함에 따라 어느 열처리 온도에서 극소를 나타낸다. 이 극소값은 45° 열처리에서 유도된 일축이방성은 필요 이상으로 강한 상태이며, -45° 열처리로 부여된 새로운 이방성에 의하여 상쇄되면서 겉보기로 최소값 E_{min}을 나타내는 온도에서 나타나는 것으로 생각된다.

그림 2에 열처리 전의 E와 열처리 후에 얻어진 E_{min}의 Co농도의존성을 나타낸다. 대부분의 조성에서 E는 감소하

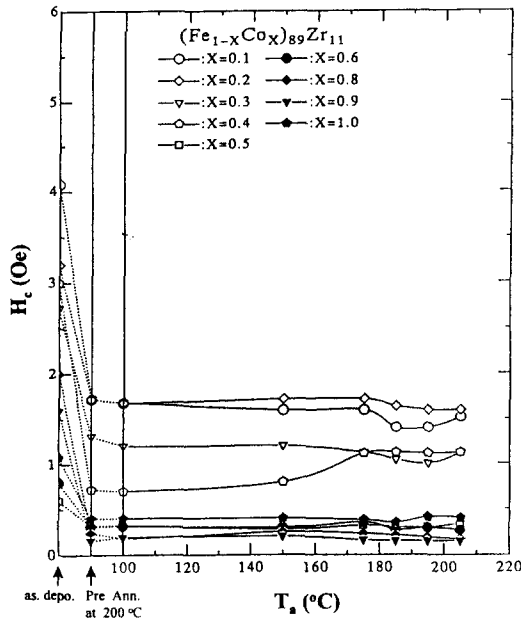


Fig. 3 Annealing temperature dependence of the coercivity(H_c) of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ films as a function of Co content x .

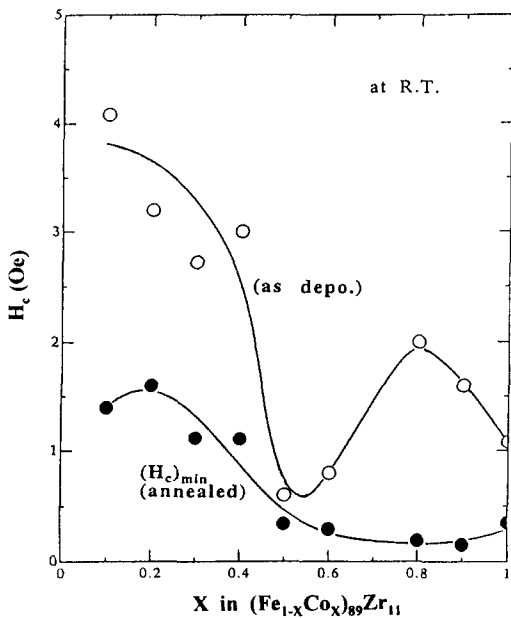


Fig. 4 Co content x dependence of the coercivity(H_c) of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ films.

며 $x=0.5, 0.6$ 에 있어서는 감소율이 비교적 작다. 그러나 $x=0.2$ 에서는 다소 증가하고 있으나 그 원인에 대해서는 현재 파악중이다. 또한 $x=0.9$ 에서 보인 E 의 작은 극대가 열처리에 의하여 완전히 소실되어 E_{min} 은 전체적으로 Co농도와 함께 감소하는 경향을 보이고 있으며 이는 다음의 H_c 변화에서 보다 확연히 드러난다.

그림 3에는 얻어진 자기이력곡선에서 구한 H_c 의 열처리 의존성을 나타낸다. H_c 는 최초의 45° 열처리에 의해 크게 감소한다. 뒤에서 구체적으로 언급한 바와 같이 열처리에 의하여 박막내에 생성되는 응력은 크게 될 것이나 H_c 가 감

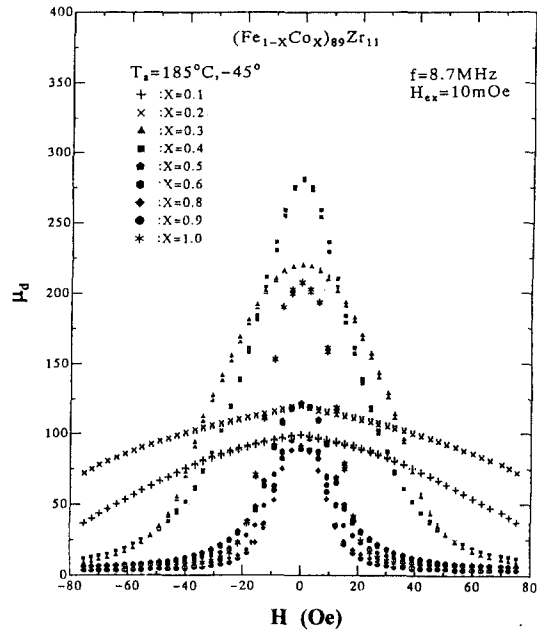


Fig. 5 DC bias magnetic field(H) dependence of the differential permeability(μ_d) of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ films as a function of Co content x .

소한 그 원인으로는, 응력 및 자기이방성의 크기에 의한 영향보다 불균일한 응력 분포와 자기이방성의 방향이 균일하게 된 것의 영향이 크기 때문으로 생각된다. 그 후 45° 열처리에 의한 H_c 는 현저한 변화없이 어느 온도에서 작은 극소값 (H_c) $_{min}$ 을 나타낸다. 한편 $x=0.4$ 의 H_c 만이 185°C 의 -45° 열처리로 증가하는 것이 주목되는데 박막과 기판의 열팽창율차로 나타난 결과로 생각되며 뒤에서 다시 언급한다.

그림 4는 열처리 전의 H_c 와 열처리 후에 얻어진 (H_c) $_{min}$ 의 Co농도의존성을 나타낸다. 다자구시편의 자화과정이 회전자화이거나 자벽이동이라 할지라도 H_c 는 자화에 필요한 에너지에 비례한다고 알려져 있는데 그림 2의 결과와 매우 유사한 거동을 보이고 있다. 이 결과로부터 열처리로 박막내에 도입되는 어떠한 원인이 H_c 를 강하게 지배하고 있음을 알 수 있다.

열처리에 의한 B 및 자왜상수 λ 의 변화는 거의 변화가 없이 이미 보고한 $1.4 \sim 1.5 \mu\text{m}$ 두께 시편에서의 결과값⁷⁾과 거의 같았으므로 현재 자기특성의 조성의존성 및 열처리온도의존성을 논하는 경우에는, B 및 λ 의 변화에 의한 효과는 제외한다.

임의의 바이어스자기장에 있어 미소교류자기장에 의한 미소자화변화를 의미하며, 자기이력곡선상의 접선과 일반적으로 잘 대응하는 것으로 SAW 속도변화를 자성막의 자기특성과 관련시킴에 있어 중요한 자기특성인 미분투자율 μ_d 를 각 조성의 시편에 대하여 ± 80 Oe의 직류바이어스자기장에 대하여 측정하였다. 185°C 에서 -45° 열처리한 시편에서 얻어진 결과를 한 예로 그림 5에 나타내었다. 측정 주파수는 8.7 MHz이다. 그림으로부터 $x=0.1$ 및 0.2는 80 Oe의 바이어스자기장중에서도 포화의 경향을 나타내지

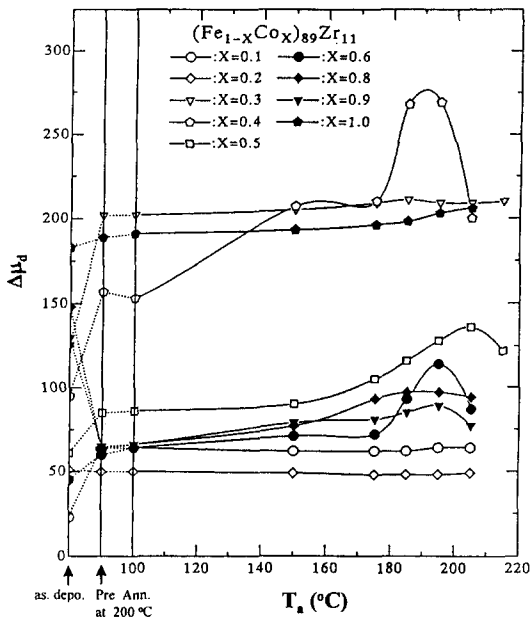


Fig. 6 Annealing temperature dependence of the differential permeability change ($\Delta\mu_d$) of $(Fe_{1-x}Co_x)_{89}Zr_{11}$ films as a function of Co content x .

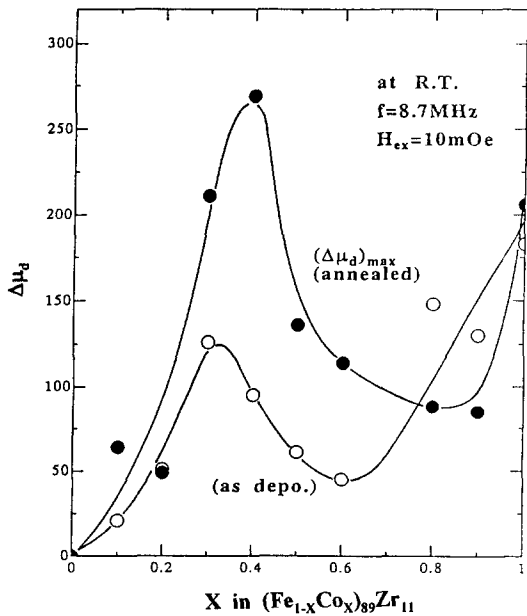


Fig. 7 Co content x dependency of the differential permeability change ($\Delta\mu_d$) of $(Fe_{1-x}Co_x)_{89}Zr_{11}$ films.

않는데 100 Oe의 자기장중에서 포화되지 않았던 이력곡선의 형상에 잘 대응함을 알 수 있었다. 이와 같은 결과로부터 미분투자율변화 $\Delta\mu_d$ (0 바이어스자기장에서 μ_d 와 70 Oe 바이어스자기장에서 μ_d 와의 차)를 열처리 온도에 따라 구하였으며 그 결과를 그림 6에 나타내었다. 그림에서 $x=0.8$ 및 0.9 를 제외한 시편의 $\Delta\mu_d$ 는 45° 열처리에 의하여 증가하는데 반하여 $x=0.8$ 및 0.9 의 $\Delta\mu_d$ 는 크게 감소하며, -45° 열처리에서는 전조성의 $\Delta\mu_d$ 가 증가하여 어느 온도에서 극대값 ($\Delta\mu_d$)_{max}을 나타낸다. 이와 같은 $\Delta\mu_d$ 거동을

크게 두 가지로 나눌 수 있다. 첫째는, 45° 열처리에 의하여 변화는 있으나 -45° 열처리에 의해서는 변화가 심하지 않는 $x=0.1, 0.2, 0.3$ 및 1.0 의 $\Delta\mu_d$ 이다. 이는 최초의 45° 열처리에서의 미분투자율특성이 고정되어 그 후 일축이방성체의 열처리효과가 나타나지 않았음을 의미한다. 다음은, 최초의 45° 열처리 및 그 후의 열처리 효과가 현저하여 어느 온도에서 명확하게 극대를 나타내는 $x=0.4 \sim 0.9$ 의 막에서 얻어진 $\Delta\mu_d$ 로, 변화의 크기는 Co농도가 작을수록 큰 경향을 보인다. 이상의 결과에서 특히 주목되는 것은, $x=0.4$ 의 시편이 $185^\circ C$ 의 -45° 열처리에서 현저히 큰 $\Delta\mu_d$ 를 나타내는 것과 $x=0.8, 0.9$ 의 $\Delta\mu_d$ 가 열악해졌다는 것이다. $x=0.8, 0.9$ 의 결과는 그림 2, 4의 결과와 모순되는 것이다. 이와 같이 열처리에 의한 미분투자율의 변화는 복잡한데 그 원인은 고찰에서 언급한다.

그림 7에 열처리전의 $\Delta\mu_d$ 와 열처리후에 얻어진 ($\Delta\mu_d$)_{max}의 Co농도의존성을 나타낸다. 이 그림으로부터도 $x=0.8, 0.9$ 이외의 박막의 $\Delta\mu_d$ 는 열처리에 의해 크게 개선되어 있음을 알 수 있다. 특히 $x=0.4$ 의 조성에 있어서는 최대의 $\Delta\mu_d$ 가 나타났으며 열처리 전보다도 약 3배 이상이나 증가했다. 이 결과에서 특히 주목되는 것은 최대 자왜상수를 나타내는 $x=0.5$ 부근의 조성에 있어서 $\Delta\mu_d$ 가 크게 증가하였으며, 그 중에서도 $x=0.4$ 에서 최대가 되었다는 것이다. 이는 종래의 생각으로 설명할 수 없는 것이며, $x=0.5$ 부근의 조성을 경계로 하는 자화과정의 상이를 암시하고 있는 것이다.

4. 고찰

기판에 증착된 박막의 경우 기판과 박막간의 열팽창율의 차이 혹은 에피택셜 박막에서는 기판과 박막간 결정격자의 안맞음 (misfit) 등의 원인으로 응력이 발생하고 이것이 구속되어 이방성이 생겨난다. 일반적으로 박막에서는 박막내에 매우 큰 등방적 장력성의 응력이 축적되는데 이 경우는 막면에 대하여 수직방향으로 압축성 응력이 가해지므로 막면내에서는 이축성 장력이 있는 것으로하여 이방성에너지 E_a 는 다음식으로 표시⁹⁾되며 자왜와 박막내에 생성된 응력에 지배됨을 알 수 있다.

$$E_a = -3/2 \cdot \lambda \sigma \sin^2 \theta \tag{1}$$

여기서 λ , σ 는 각각 자왜상수, 응력이며 θ 는 막면의 법선과 자화방향과의 각도이다. 이식을 이용하여 얻어진 실험결과를 해석함에 있어서 자왜 및 박막내에 생성된 응력의 조성 의존성을 조사할 필요가 있다. 자왜에 대한 정보는 이미 확보하고 있으므로 응력에 대해서만 검토하면, 시편을 열처리한 후 실온에서 박막내에 존재하는 응력 σ_i 는 다음식으로 표시된다.

$$\sigma_i = E_i \cdot (\alpha_s - \alpha_i) \cdot \Delta T \tag{2}$$

여기서 E_i 는 박막의 Young율이고, α_s , α_i 는 각각 기판 및 박막의 열팽창율이며, ΔT 는 열처리 온도와 실온의 온도차이다. 이 식을 (1)에 대입하면 다음식이 된다.

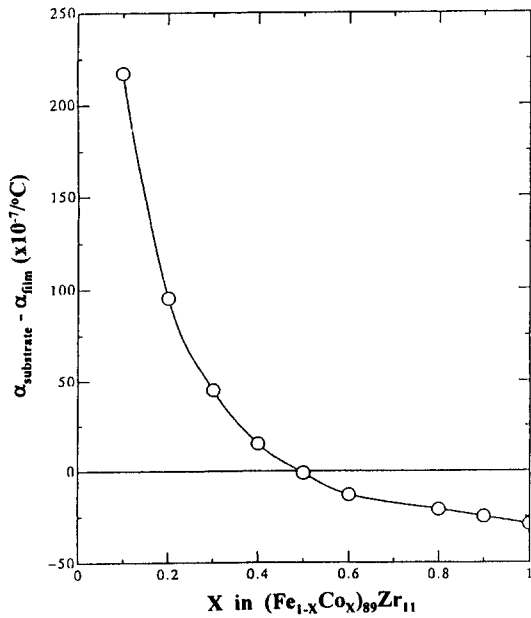


Fig. 8 Variation of thermal expansion ratio differences between the film and substrate as a function of Co content x for the $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ films deposited on soda-lime glass substrate.

$$E_a = -3/2 \cdot \lambda \cdot E_f (\alpha_s - \alpha_f) \cdot \Delta T \cdot \sin^2 \theta \quad (3)$$

이식에서 박막의 Young율이 조성에 따라 현저하게 변화를 하지 않는다고 가정하면,¹⁰⁾ 이방성에너지의 조성의존성은 자왜, 기관과 박막의 열팽창률 및 열처리 온도만으로 산출할 수 있음을 알 수 있다. 박막의 열팽창률의 조성의존성은, K. Shirakawa에 의하여 보고된 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{99}\text{Zr}_{10}$ 비정질 리본시편에 있어서 $x=0.2$ 를 경계로 하여 부호가 다르게 나타나는 열팽창률¹¹⁾과 동일한 것으로 가정하였다. 그 이유는 현재 박막시편의 조성과 비교하여 불과 1 at.%의 Zr량밖에 다르지 않으므로 박막의 정성적 열팽창률의 조성의존성은 크게 변하지 않을 것으로 판단되기 때문이다. 본 연구에서 사용한 소다석회유리의 열팽창률은 $87 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ¹²⁾로 이것과 K. Shirakawa의 각 조성에 대한 열팽창률과의 차이를 정리하여 그림 8에 나타내었다. 열팽창률은 $x=0.5$ 를 경계로 하여 부호가 다름을 알 수 있다. 이는 $x=0.5$ 를 경계로 하여 시편제작 후 혹은 열처리 직후와 측정온도와와의 사이 냉각과정에서 생기는 온도차로부터 막의 내부에 유기되는 응력의 방향에 차이가 있음을 의미한다. D. C. Webb는 박막내에 구속되는 내부응력은 자기이방성을 초래하는데 $\lambda \cdot \sigma$ 의 부호가 양(+)의 경우에는 막면내에 용이축을, $\lambda \cdot \sigma$ 의 부호가 음(-)의 경우에는 막면에 대하여 수직방향으로 용이축을 형성시킨다고 보고하고 있다.¹⁾

본 연구에서 얻어진 자왜상수는 전조성에 있어서 양의 부호를 나타냄에 대하여, 응력은 $x=0.5$ 를 경계로 하여 그 부호를 달리하고 있다. 이것을 D. C. Webb의 연구결과에 적용하여 보면, $x>0.5$ 의 조성영역에서는 인장응력에 의하여 용이축이 막면내에, 이에 반하여 $x<0.5$ 의 조성영역에서는 강한 압축응력에 의하여 용이축이 막면의 수직방향으로 형성됨이 추측된다. 한편, 자왜상수와 박막제작 직후 ΔT 를 5

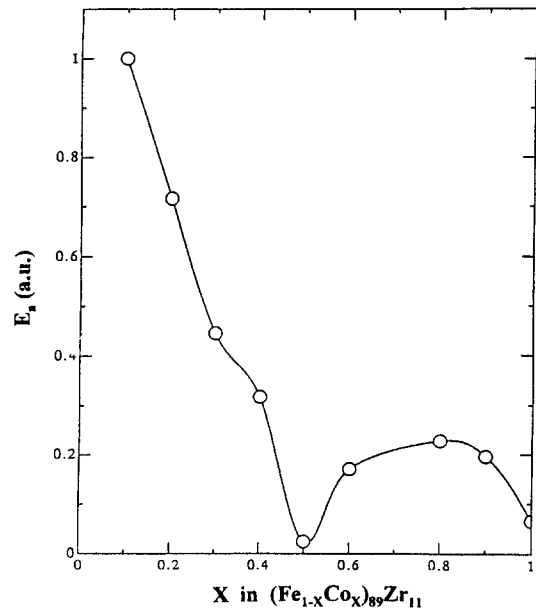


Fig. 9 Co content x dependence of the calculated anisotropy energy (E_a) of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{89}\text{Zr}_{11}$ films.

로 한 응력을 (3) 식에 대입하고 생성되는 이방성에너지 E_a 의 조성의존성을 계산하여 그 결과를 그림 9에 나타내었다. E_a 는 절대값으로 보아 ΔT 보다는 λ 의 영향을 주로 받으나 열처리 후의 값보다는 현저히 작고 그 크기 자체가 자기특성에 영향을 주는 것으로 판단하여 조성에 대해서 상대비교하여 부호에 관계없이 절대치로 나타내었다. 그림에서 분명히 나타난 바와 같이 $x=0.1$ 에서 Co의 농도가 증가함에 따라 E_a 는 급격히 감소하고, $x=0.5$ 에서 극소값을 나타낸 후 증가하여 $x=0.8$ 에 극대를 나타냄을 알 수 있다. 이 결과는 그림 2와 그림 4의 E , H_c 의 열처리 전 거동과 매우 유사한 조성의존성을 나타내고 있다. 이것은 박막의 자기특성이 자왜상수와 기관과 막과의 열팽창률차이로 부터 생성되는 응력에 강하게 지배되고 있음을 시사한다. 그러나 2단 열처리를 행하면 $\lambda \cdot \sigma$ 에 의하여 유도되는 이방성에 있어 λ 의 기여보다 ΔT 의 현저한 증가로 적어도 수 십배 증가한 σ 의 기여가 자기특성을 결정적으로 지배하게 된다. 따라서 $x>0.5$ 막에서는 강한 인장응력이 작용하여 용이축은 열처리중 자기장의 방향과 같은 45° 방향이 되어 자벽이동에 의한 자화과정이 우선적으로 일어나므로 막을 자화시키기 위한 E 가 감소한다. 또한 자기모멘트의 운동은 막면에 대해서 평행방향으로만 구속되어 일어나므로 μ_e 은 오히려 감소한다. 이에 대하여 $x>0.5$ 막에 있어서는, 강한 압축응력의 작용으로 막면내 45° 평행방향으로부터 수직방향으로 일어나며 이방성의 크기가 완화된 자화성분이 증가하여 회전자화로 자화되는 경향이 나타나게 되어 E 는 증가하지만 고주파 영역에서의 μ_e 은 오히려 증가한다. 이와 같은 고찰로, 열처리 후 얻어진 자기특성 그 중에서도 μ_e 의 이상성을 정성적으로 설명하는 것이 가능하다. 특히 $x=0.4$ 막에서 최대 μ_e 가 얻어진 원인으로서, 최적상태의 압축응력이 작용하여 미소교류자기장에 의한 수직으로 일어나는 자화성분의 운

동이 최대가 되었던 것으로 결론지을 수 있다. 이것은 압축 응력이 너무 강하면 자화되기 어렵고, μ_0 도 오히려 열악하게 된다는 의미를 포함하는 것이다.

5. 결 론

SAW 소자에 응용가능한 자성박막을 개발하기 위하여 소다석회유리 기판위에 RF 스퍼터링으로 증착한 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{99}\text{Zr}_{11}$ 비정질 자성박막의 자기특성을 조사·검토한 결과, 130 Oe의 인가자기장중 190~200°C의 에서 10 분간 2단 열처리를 행하였을 때, $x=0.4$ 박막은 높은 자왜를 나타냄에도 불구하고 0.25 Oe의 낮은 보자력 H_c 과, 8.7 MHz, 10 mOe의 여기자기장에서 측정된 미분투자율은 280 정도로 가장 양호한 값을 나타내었다. 이와 같은 자기특성은 자왜 및 기판과 박막과의 열팽창율차이로부터 생성된 최적상태의 압축응력으로 야기된 자기이방성변화에 기인하였다.

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. 太田恵造, 磁氣工學の基礎, 共立出版社, p.291 (1973).
9. 近角聰信, 強磁性體の物理 (下), 裳華房, p.140 (1984).
10. C. -P. Chou, L.A. Davis and R. Hasegawa, J. Appl. Phys. **50**, 3334 (1979).
11. K. Shirakawa, S. Ohnuma, M. Nose and T. Masumoto, IEEE. Trans. Mag. **Mag-16**, 910 (1980).
12. 松波硝子工業, Products catalogue, 소다석회유리 (0050), 10 (1987).