

## DC Magnetron Sputtering 방법으로 증착한

### Fe-N 박막의 구조와 자기적 성질

이종화·이원종

한국과학기술원 전자재료공학과

대전시 유성구 구성동 373-1

(1993년 3월 5일 받음, 1993년 6월 10일 최종수정본 받음)

질화철(Fe-N) 박막을 DC magnetron sputtering 방법으로 증착하였다. 스퍼터링 기체중의 질소유량비와 스퍼터링 power가 박막의 구조와 조성, 자기적 특성에 미치는 영향을 조사하였다. 증착 박막중의 질소원자 함유량은 박막의 구조, 생성상 및 자기적 특성을 결정짓는 지배적인 인자이다. 낮은 질소 유량비에서 증착하였을 경우 박막은 질소 침입형  $\alpha$ -Fe 결정구조를 갖으며, 질소원자 함유량에 비례하여 격자변형은 증가하고 포화자화값은 감소하였다. 격자변형이 어느정도 심하게 일어나면 주상정상으로의 성장이 억제되어 평탄한 표면형상과 균일한 미세구조를 갖게되며, 자구벽의 이동이 용이하게 되어 보자력의 급격한 감소를 가져왔다. 질소유량비가 증가하여 박막내의 질소함유량이 1F at.%가 되면 격자정수  $d(110)$ 이 5% 증가하게 되며 이때  $Fe_{2-3}N$  상으로의 상변화가 일어나 포화자화값은 급격히 감소한다.

## I. 서 론

질화철(Fe-N)은 질소의 함유량에 따라 결정계가 변하며 그 자기적 특성도 크게 달라지는 격자간 침입형 화합물이다. 상온에서 안정한 상으로서 질소함유량에 따라 Fe 격자에 고용된 형태의 bcc  $\alpha$ -Fe, fcc  $Fe_3N$ , hexagonal  $Fe_{23}N$ , orthorhombic  $Fe_2N$  상이 존재하며 준안정상으로서  $Fe_{16}N_2$ 가 보고되고 있다[1].

Fe-N 박막은 조성과 미세구조 제어에 의하여 포화자속 밀도와 보자력을 조절할 수 있으며 내식성과 내마모성이 우수하기 때문에 연자성 박막[2], 자기기록매체[3, 4], 수직자화막[5]에의 응용이 활발히 연구되고 있다. 특히 20 kG 이상의 포화자속밀도와 1 Oe 이하의 낮은 보자력을 갖는 우수한 연자기 특성을 지닌 Fe-N 박막은 높은 보자력의 자기기록매체를 자화시키기 위한 고밀도 기록용 박막자기 헤드재료(magnetic head core material)로서의 응용이 기대되고 있다.

Fe-N 박막은 RF diode sputtering[6, 7], plasma evaporation[8], facing target sputtering[9], ion assist beam deposition[10] 방법등에 의한 제조가 보고되

고 있으며 증착시의 질소 분위기가 자기특성에 크게 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 그러나 아직까지 질소첨가에 의한 박막의 미세구조 변화와 이에 따른 자기특성의 변화에 대한 체계적인 연구가 이루어지지 않았다. 따라서 본 연구에서는 Fe-N 박막을 DC magnetron sputtering 방법으로 증착하였을 때 질소첨가가 박막의 미세구조 변화와 자기적 특성에 미치는 영향을 알아보았다. 박막 중의 질소 함유량 변화에 가장 크게 영향을 미치리라고 여겨지는 스퍼터링 기체중의 질소유량비와 스퍼터링 power를 증착 변수로 하였으며 조성, 생성상 및 미세구조와 그에 따른 자기적 특성의 변화를 조사하였다.

## II. 실험방법

Fe-N 박막을 DC magnetron sputtering 방법으로 증착하였다. 사용된 스퍼터링 장치는 윗쪽에 기관 홀더가 있고 아랫쪽에 영구자석이 부착된 평판 마그네트론형 타겟이 부착되어 있는 구조를 가지고 있다. 99.9% 순도의 Fe를 타겟으로 하였으며 1.3 mm 두께로 잘라서 사용하였다. 영구자석의 자기장의 세기를 Fe 타겟 위에서 gaussmeter

로 측정하였을 때 타겟표면에 평행한 자기장성분이 최대 600G를 나타내었다. 기관으로는 슬라이드 글라스를 잘라서 사용하였으며 시편은 형태 이방성의 영향을 최소화하기 위하여 지름 15 mm의 원형 모양으로 상온에서 증착하였다. 스퍼터링전에 chamber내의 진공도를  $3 \times 10^6$  torr 이하로 유지한 후 스퍼터링 기체들을 주입하여 1 mtorr의 압력하에서 스퍼터링 하였다. 스퍼터링용 기체는 순도 99.999 %의 Ar과 N<sub>2</sub>를 사용하였고 이를 MFC(Mass Flow Controller, MKS사)로 유량을 조절하여 주입하였다. 총 주입 기체유량( $F_{total}$ )은 10 sccm으로 하였으며, 총 주입 기체유량에 대한 질소유량비( $F_{N_2}/F_{total}$ )는 0~20 %로 변화시켰다. 또다른 증착변수인 스퍼터링 power는 30~200 W( $0.66 \sim 4.38$  W/cm<sup>2</sup>) 사이에서 변화시켰다. 증착 속도는 질소유량비가 증가함에 따라 약간 (10 % 이내) 감소하다가 일정한 값을 유지하였으며, 스퍼터링 power를 30, 100, 200 W로 증가시키기에 따라 증착속도는 각각 약 1, 3, 5 Å / sec로 거의 비례적으로 증가하였다. 박막의 두께는 Tencor사  $\alpha$ -step으로 측정하였으며 증착박막의 최종두께는 2000 Å으로 하였다. 박막 X-선 회절 방법을 이용하여 결정구조를 분석하였는데 입사 파장으로는 Cu-K $\alpha$  선을 이용하였으며 scan speed는 4°/min으로 하였다. 박막 조성은 Perkin-Elmer사 AES(Auger Electron Spectroscopy)를 이용하여 입사 전자 에너지( $E_p$ ) 3 keV, 입사 전자빔 전류( $I_p$ ) 200 nA 조건에서 표면을 Ar으로 sputter-cleaning한 후 측정하였다. 박막에 함유된 질소의 정확한 양을 측정하기 위해서는 박막과 조성이 비슷하고 그 조성이 정확히 알려진 표준시편이 필요하나 본 연구에서는 적절한 표준시편을 구하지 못했으므로 Pekin-Elmer사 AES Handbook에 수록된 상대에민계수(Relative Sensitivity Factor)를 이용하여 질소함량을 계산하였다. DMS사의 VSM(Vibrating Sample Magnetometer)으로 상온에서 박막표면에 평행하게 자계를 인가하였을 때의 박막의 상온 포화자화값( $4\pi M_s$ ) 및 보자력( $H_c$ )을 측정하였다. 측정시 최대 인가자계는 3kOe으로 하였다. 증착조건에 따른 Fe-N 박막의 표면 및 단면 형상의 변화를 SEM(Scanning Electron Microscope)으로 관찰하였다.

### III. 결과 및 고찰

그림 1은 질소유량비( $F_{N_2}/F_{total}$ ) 변화에 따른 N<sub>KLL</sub>(379 eV)과 Fe<sub>LMM</sub>(703 eV) Auger peak의 peak-

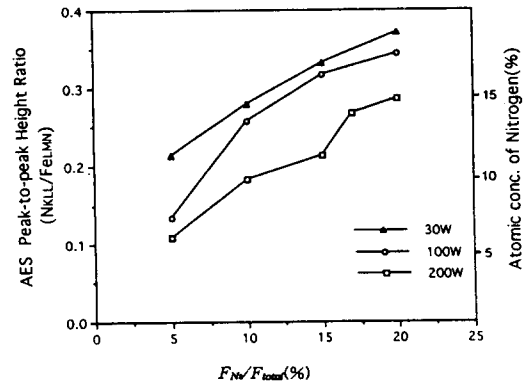


Fig. 1. Nitrogen gas input ratio vs. atomic concentration of nitrogen in the deposited Fe-N films.

to-peak height ratio와 상대에민계수로부터 계산하여 얻은 박막중의 함유질소량 변화를 나타내고 있다. 스퍼터링 가스중의 질소유량비가 증가함에 따라 박막내에 함유되는 질소량은 증가하고 있으며, 같은 질소유량비에서 증착한 박막이라도 스퍼터링 power가 증가함에 따라 포함되는 질소량은 감소함을 알 수 있다. 이것은 power가 증가할수록 증착속도의 증가에 따라 철원자에 대해 포함되는 질소원자의 비율이 작아짐을 의미한다.

그림 2는 스퍼터링 power 30 W 조건에서 질소유량비

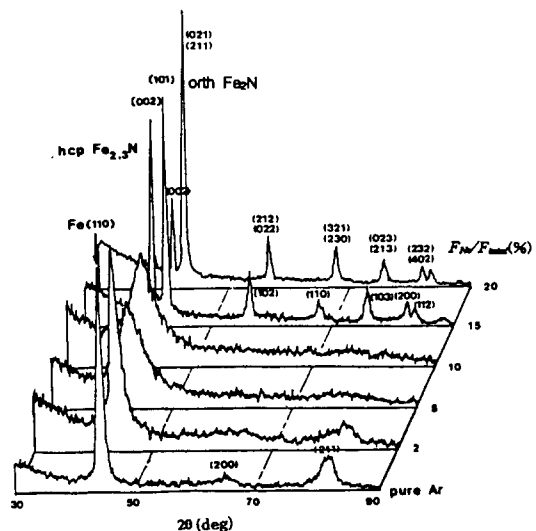


Fig. 2. X-ray diffraction patterns of Fe-N films deposited at the sputtering power of 30 W.

를 변화시켰을 때 증착된 박막의 X선 회절 패턴 변화를 나타내고 있다. 순수 Ar 분위기 중에서 증착된 박막에서는 Fe(bcc)상의 (110), (200), (211) 회절선들이 나타난다. 스퍼터링 분위기중의 질소유량비가 증가함에 따라 회절선의 폭이 넓어짐과 동시에 전체적으로 회절선의 위치가 낮은 각도 쪽으로 이동하고 있다. 질소유량비가 5% 이상인 증착조건에서는 (200), (211) 회절선이 넓어지면서 background에 묻혀버려서 (110) 회절선만이 나타난다. 질소유량비가 15%인 조건에서 증착된 박막은 Fe(110) 회절선마저 사라지고 hcp Fe<sub>2.3</sub>N상의 회절선들이 나타나며 질소유량비가 20%인 경우에는 orthorhombic Fe<sub>2</sub>N상이 형성됨을 알 수 있다. Power를 100 W, 200 W로 증가시켰을 경우 증착된 박막의 X선 회절 패턴은 그림 3과 4에 나타내었다. 앞의 30 W경우와 마찬가지로

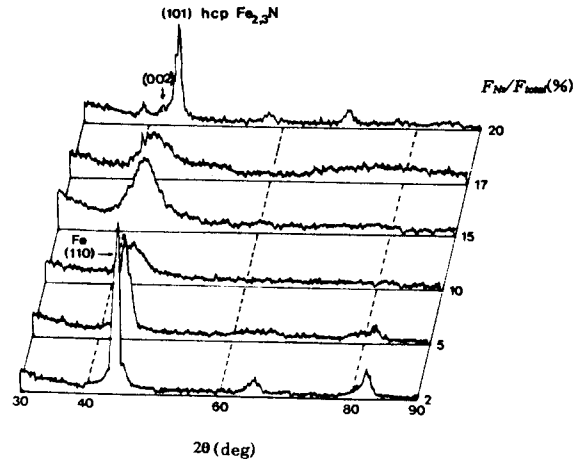


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of Fe-N films deposited at the sputtering power of 200 W.

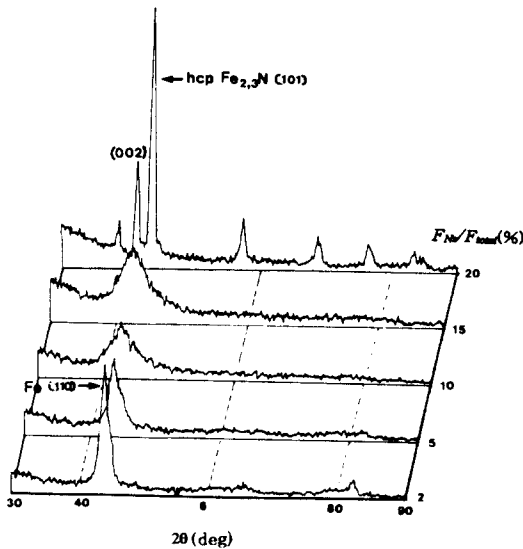


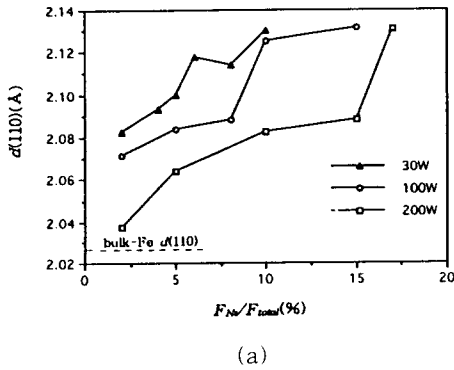
Fig. 3. X-ray diffraction patterns of Fe-N films deposited at the sputtering power of 100 W.

지로 질소유량비가 증가함에 따라 Fe(110) 회절선이 넓어지면서 낮은 각도로 이동하고, 커다란 질소유량비에서는 bcc α-Fe에서 hcp Fe<sub>2.3</sub>N상으로 상변화가 일어났다.

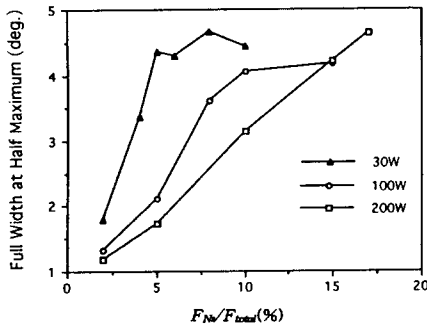
상변화가 나타나는 질소유량비는 스퍼터링 power가 30, 100, 200 W로 증가함에 따라 각각 10~15% (peak의 변화로 보아 10%에 가까울 것으로 생각됨), 15~20% (15%에 가까울 것으로 생각됨), 17~20% (20%에 가까울 것으로 생각됨)로 증가한다. 그림 1로부터 Fe<sub>2.3</sub>N, Fe<sub>2</sub>N 상의 형성에 의한 급격한 질소 조성의 증가는 없었음을 알 수 있는데, Fe<sub>2.3</sub>N과 Fe<sub>2</sub>N 상의 회절선이

나타나는 조건에서 질소함유량이 15~18.5% 정도인 것으로 보아 완전히 Fe<sub>2.3</sub>N과 Fe<sub>2</sub>N상으로 상변화를 일으켰다기 보다는 격자변형된 α-Fe와 Fe<sub>2.3</sub>N, Fe<sub>2</sub>N 상이 혼합되어 있는 구조라고 생각할 수 있다. Fe-N의 상태도에서 보면 실온에서 안정한 상으로 Fe<sub>4</sub>N, Fe<sub>2.3</sub>N, Fe<sub>2</sub>N 등이 존재함을 알 수 있는데 위의 실험조건에서는 Fe<sub>4</sub>N 상의 형성은 확인할 수 없었으며 준안정상인 Fe<sub>16</sub>N<sub>2</sub> 상도 나타나지 않았다. 이와같은 결과는 RF diode sputtering[6, 7], facing target sputtering[9] 방법으로 증착한 Fe-N 박막에서 Fe<sub>3</sub>N 상이 형성되었다는 보고와는 차이를 보이고 있다.

x-선 회절선 이동의 측정으로부터 α-Fe(110) 면간거리의 거시적 평균값 *d*(110)의 변화를 구할 수 있다. 그림 5(a) 및 (b)는 질소유량비 증가에 따른 박막의 α-Fe *d*(110)과 (110) x-선 회절선폭(full width at half maximum) 변화를 나타내고 있다. 질소유량비가 증가함에 따라 격자변형과 회절선폭이 증가하며 같은 질소유량비에서의 증가폭은 스퍼터링 power가 증가함에 따라 감소함을 알 수 있다. 격자정수의 거시적 평균값의 변화는 박막 내에 함유되는 침입원자등의 고용효과 또는 내부응력에 의해 발생하는 macrostrain에 의하여 나타남으로, 본 실험에서 측정된 α-Fe의 격자정수의 변화는 질소 원자의 Fe격자간 침입에 의한 격자 변형의 결과로 생각할 수 있다. 그리고, 질소유량비가 증가함에 따라 회절선폭이 증가하는 것으로 보아, 침입 질소 원자에 의한 격자정수 변화의 국부적 분포의 불균일도가 질소함유량이 증가함에 따라 커짐을 알 수 있다. 스퍼터링 power가 증가함에



(a)



(b)

Fig. 5. Effects of nitrogen gas input ratio on (a) lattice spacing of  $\alpha$ -Fe(110) crystal planes and (b) (110) X-ray peak broadening.

따라  $d(110)$ 과 회절선폭이 감소하는 것은 높은 power에서 증착속도 증가에 따른 질소함량의 감소에 기인한 것이다.

그림 6은 박막내의 질소함량과  $\alpha$ -Fe  $d(110)$  간의 관계를 나타내고 있다. 스퍼터링 power값에 관계없이 질소함량이 증가함에 따라 (110) 면간거리는 비례적으로 증가함을 볼 수 있다. 박막중의 질소함량이 1% 증가함에 따라 (110) 면간거리는 bulk-Fe  $d(110)$  2.0268Å 으로부터 0.34%의 격자팽창을 나타내고 있다. 질소유량비와  $d(110)$  간의 관계를 보여주는 앞의 그림 5(a)에서 새로운 상의 회절선들이 나타나기 직전의 질소유량비(30, 100, 200 W에서 각각 10, 15, 17%)에서의  $d(110)$  값이 2.13 Å 정도로 거의 일치함을 볼 수 있다. 이 값은 bulk-Fe  $d(110)$ 에 비하여 5% 격자팽창된 값이며 박막내 평균 질소함량 15%에 해당한다. 또한 박막내 질소함량이 증

가함에 따라 x-선 회절선폭도 거의 비례적으로 증가하는데 그림 5(b)에서 나타난 바와 같이 새로운 상이 출현하기

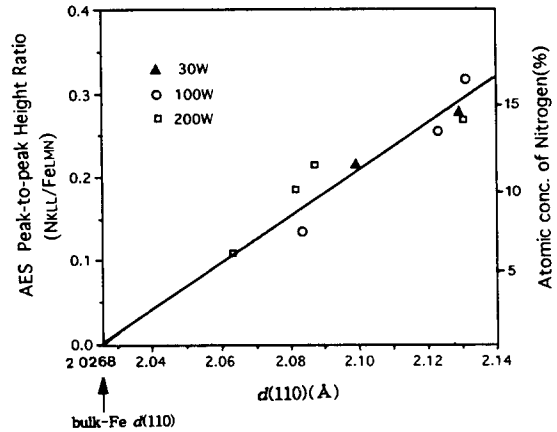


Fig. 6.  $\alpha$ -Fe  $d(110)$  vs. atomic concentration of nitrogen in the deposited film.

직전의 질소유량비에서 회절선폭의 증가분도 스퍼터링 power에 상관없이 거의 일정함을 알 수 있다. 이상의 결과로부터  $\alpha$ -Fe로부터  $Fe_{23}N$ 으로의 상변화의 시작은 스퍼터링 power에 관계없이 박막내 평균 질소함량이 15% 정도가 되어 평균적으로 5% 정도의 격자팽창이 일어나고, 격자정수 변화의 국부적 분포의 불균일도가 어느정도 이상이 되었을 때 일어남을 알 수 있다.

그림 7은 질소유량비와 스퍼터링 power에 따른 포화자

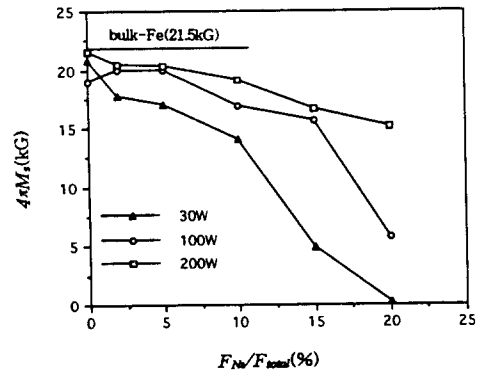


Fig. 7. Effects of nitrogen gas input ratio on saturation magnetization.

화값( $4\pi M_s$ )의 변화를 나타내고 있다. 스퍼터링 power

값에 관계없이 포화자화값은 질소유량비가 증가함에 따라 감소하는 경향을 나타내며 높은 증착 power에서 증착된 박막일수록  $4\pi M_s$  값은 bulk-Fe값(21.5 kG)에 가까워짐을 보이고 있다. 30, 100 W에서 증착된 박막에서 질소유량비가 각각 10~15%, 15~20% 사이에서 포화자화값이 5 kG 정도로 급격한 감소를 보이고 있다. 포화자화값은 물질 자체의 내부특성(intrinsic property)으로서 생성상과 큰 관련을 가지고 있다. 앞의 X선 회절 결과에서  $Fe_{2.3}N$  상이 나타나는 질소유량비 영역이 포화자화값이 급격히 감소하는 영역과 일치하고 있으며,  $Fe_{2.3}N$ 의 포화자화값이  $\alpha$ -Fe의 그것보다 작으므로[11], 급격한 포화자화값의 감소는  $Fe_{2.3}N$  상의 형성 때문이라고 여겨진다. 스퍼터링 power가 200 W인 경우  $Fe_{2.3}N$  상이 형성된 20%의 질소유량비에서 급격한 포화자화값의 감소를 보이지 않는 것은 질소가 침입된  $\alpha$ -Fe 상과  $Fe_{2.3}N$  상이 혼합된 상태에서  $Fe_{2.3}N$  상의 비율이 작기 때문이라고 생각된다. 스퍼터링 power 30 W, 질소유량비 20% 조건에서 증착된 박막의 포화자화값이 0.2 kG 정도로 매우 작은 값을 나타내었는데, 이는 이 조건에서 형성된 orthorhombic  $Fe_3N$  상의 자기천이점이 4 K이므로 상온에서 상자성을 나타내기 때문이다. 그리고  $\alpha$ -Fe 상의 박막이 증착되는 어느 일정한 질소유량비에서 power가 낮을수록 포화자화값이 감소하는 경향은 증착속도의 감소에 따라 Fe 원자에 대한 침입되는 질소 원자의 비율이 높아졌기 때문이라고 생각된다. 이를 확인하기 위하여  $\alpha$ -Fe의 격자정수 변화에 따른 포화자화값의 변화를 그림 8에 도시하였다.

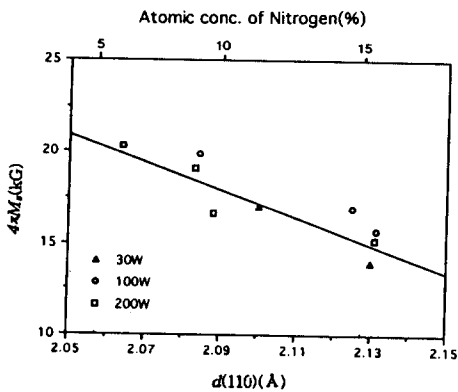


Fig. 8.  $\alpha$ -Fe  $d(110)$  vs. saturation magnetization.

격자정수가 증가함에 따라 즉, 박막에 함유된 침입질소원

자량이 증가함에 따라 스퍼터링 power에 관계없이 포화자화값이 대체로 비례적으로 감소함을 알 수 있다.

그림 9는 질소유량비와 스퍼터링 power에 따른 박막의

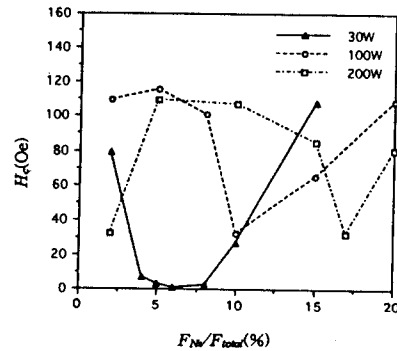


Fig. 9. Effects of nitrogen gas input ratio on coercivity.

보자력 변화를 보여주고 있다. 여러 power에서 증착된 박막 모두 질소유량비가 증가함에 따라보자력이 급격히 감소하여 낮은 값을 나타내는 어느 질소유량비가 존재함을 알 수 있다. 낮은보자력값을 나타내는 질소유량비는 power가 30, 100, 200 W로 커짐에 따라 각각 6%, 10%, 17%로 증가하며 그 중 power 30 W, 질소유량비 6%의 조건에서보자력은 0.94 Oe으로 가장 작은 값을 보이고 있다. 그림 10은  $d(110)$ 과보자력과의 관계를 나타내

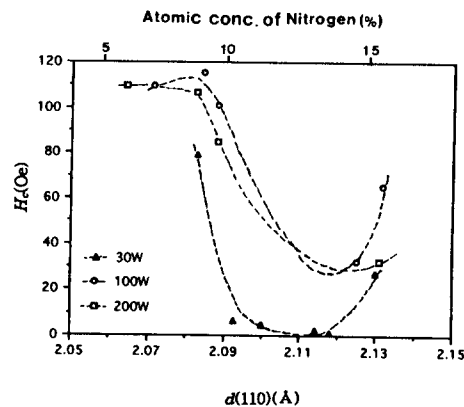


Fig. 10.  $\alpha$ -Fe  $d(110)$  vs. coercivity.

고 있다.보자력은  $d(110)$ 의 증가에 따라 어느 영역에서 최

소점을 보이다가 다시 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이와같은 결과는 박막내의 질소 첨가에 의한 결정성의 변화가 박막의 보자력과 밀접하게 연관이 있음을 보여주고 있다. 보자력이 최소가 되는  $d(110)$  값은 2.11~2.13 Å으로 이는 앞의 X선 회절분석 실험에서 증착조건에 관계없이  $Fe_{2.3}N$ 의 새로운 상이 관찰되기 전의  $d(110)$  값 2.13 Å보다 조금 적은 값이다. 새로운 상이 매우 미량 생성되었을 때는 x선 회절법으로 이를 측정할 수 없으며, 어느 정도 이상 생성되어서야 비로소 분석이 가능하다. 따라서 최소의 보자력을 나타내는 박막의 구조는 침입형 질소 원자에 의하여 격자변형이 최대로 심하게 일어난  $\alpha-Fe$ 이며 새로운 상이 생성되기 시작하면 보자력은 급격히 증가한다고 생각할 수도 있다. 물론 이와 같은 가설의 진위를 확인하기 위해서는 좀 더 자세한 연구가 요구된다.

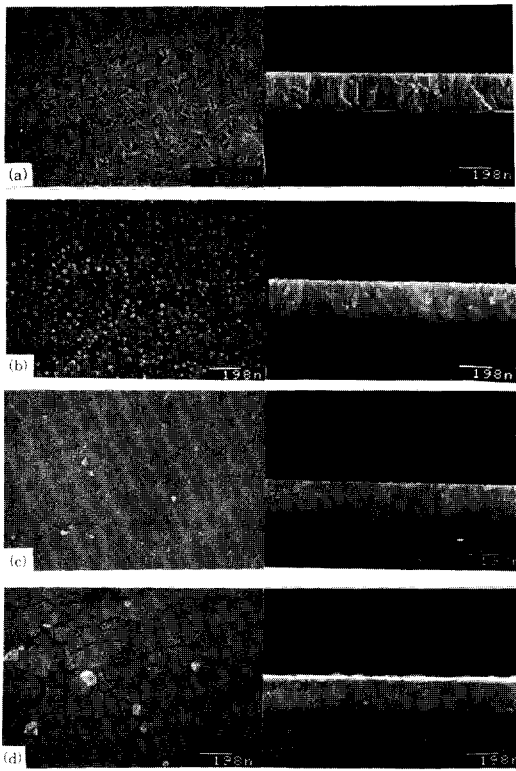


Fig. 11. SEM photographs of surfaces and cross-sections of Fe-N films deposited at different gaseous environment : (a) pure Ar ; (b), (c), (d)  $F_{N_2}/F_{total} = 2, 6, 10\%$  respectively.

스퍼터링 중의 질소유량비에 따른 박막의 미세구조변

화를 SEM을 이용하여 조사하였다. 그림 11은 30 W에서 질소유량비를 변화시켜 증착한 박막의 표면 및 단면 사진들이다. 순수 Ar 분위기 중에서 증착한 박막은 길고 가느다란 조각 모양의 입자로 이루어진 표면형상을 하고 있다. 스퍼터링시 질소를 미량(2%) 흘려주면서 증착한 박막은 삼각형으로 단면이 진 표면 형상을 하고 있는 주상정 구조를 보이고 있다. 질소유량비가 6%로 증가함에 따라 증착된 박막은 주상정 구조로의 성장이 억제되고 균일해지며 박막 표면은 평탄해짐을 알 수 있다. 10%의 질소유량비에서는 평탄한 표면중에 크게 성장되어 돌출된 입자들이 존재하며 입자 크기가 불균일해짐을 볼 수 있다. 질소유량비가 6%인 조건에서 증착된 평탄한 표면 형상을 취하는 Fe-N 박막은 보자력이 0.94 Oe으로 가장 작은 값을 나타내었으며 2%, 10% 질소유량비에서 증착된 박막은 80 Oe, 26 Oe의 보자력을 나타내었다. 이상의 결과로부터 평탄한 표면의 박막이 낮은 보자력을 나타내며 거칠은 표면구조로 성장한 박막은 높은 보자력을 나타냄을 알 수 있다. 질소 원자의 침입에 의한 격자 변형은 박막의 주상정 성장을 억제하여 균일한 미세구조와 평탄한 표면 형상을 가지는 박막을 이룬다고 생각된다. 이러한 구조의 박막은 주상정구조와 거칠은 표면을 가진 박막에 비해 자구벽 이동이 용이해지고 국부적인 형상자기이방성이 감소하여 보자력의 감소를 나타낸다고 여겨진다[12]. 박막내의 질소함량이 더욱 증가하면 격자내에서 국부적으로 strain이 매우 큰 곳에서  $Fe_{2.3}N$  입자가 성장하여 보자력의 증가를 가져온다고 생각된다.

#### IV. 결 론

DC magnetron sputtering방법을 이용하여 Fe-N 박막을 증착시 질소 첨가에 의한 결정상 및 미세 구조와 그에 따른 자기 특성의 변화를 조사하였다.

1. 스퍼터링 기체중 질소유량비가 증가함에 따라 박막내 질소함유량은 증가한다. 스퍼터링 power가 클수록 증착속도는 거의 비례적으로 증가하며, 박막내 질소함유량은 감소한다.
2. 낮은 질소유량비에서 증착하였을 경우 박막은 질소 침입형  $\alpha-Fe$  결정구조를 갖는다.
  - 1) 격자간 질소 침입에 의해 격자변형이 일어나며, 박막내 질소원자 함유량에 비례하여  $d(110)$ 과  $(110)$  회절선폭(FWHM)이 증가한다.
  - 2) 박막내의 질소원자함유량이 증가함에 따라 포화자화값은 감소한다.
  - 3) 낮은 보자력을 나타내게 하는 적절한 격자변형량이

- 존재하며, 보자력의 감소는 격자변형에 의해 주상정 구조의 성장이 억제되어 형성되는 평탄한 표면형상의 균일한 미세구조에 기인한다.
3. 스퍼터링 기체중의 질소유량비가 더욱 증가함에 따라 박막내의 생성상은 질소침입형  $\alpha$ -Fe 상에서  $\text{Fe}_{2.3}\text{N}$ ,  $\text{Fe}_2\text{N}$  상이 나타나며 이들 상의 형성에 의해 포화자화값은 급격한 감소를 나타낸다. 이러한 상변화는 스퍼터링 power 값에 상관없이 박막내 평균 질소원자함유량 15% 정도가 되어 평균적으로 5% 정도의 격자 팽창이 일어나고 격자정수 변화의 국부적 분포의 불균일도가 어느 정도 이상이 되었을 때 일어난다.

### 감사의 글

본 연구는 과학재단 우수연구센터인 신소재 박막가공 및 결정성장 연구센터의 연구비로 수행되었다.

### 참고문헌

- [ 1 ] T. B. Massalski, Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd Ed, ASM /NIST.
- [ 2 ] N. Terada, Y. Hosh, M. Naoe and S. Yamana-ka, IEEE Trans. Magn., **MAG-20**, 1451 (1984).
- [ 3 ] K. Umeda, E. Kita and A. Tasaka, IEEE Trans. Magn., **MAG-22**, 591(1986).
- [ 4 ] S. Takahashi, T. Tsujioka, M. Kume, J. Magn. Soc. Japan, **12**, 321(1988).
- [ 5 ] K. Kijima and N. Honda, J. Magn. Soc. Japan, **12**, 321(1988).
- [ 6 ] C. Chang, J. M. Siversten, IEEE Trans. Magn., **MAG-23**, 3636(1987).
- [ 7 ] S. Wang and M. H. Kryder, J. Appl. Phys., **67**(9), 5134(1990).
- [ 8 ] T. Tanaka, E. Fujita, J. Magn. Soc. Japan, **14**, 256(1990).
- [ 9 ] A. Morisaka, M. Naoe, J. Appl. Phys., **63**(8), 3230(1988).
- [ 10 ] D. S. Rickerby, J. Vac. Sci. Technol., **A4**(6), 2809(1986).
- [ 11 ] M. Metaka and H. Yoshimura, J. Magn. Soc. Japan, **33**(1), 62(1972).
- [ 12 ] C. D. Mee, E. D. Daniel, Magnetic Recording Handbook, McGraw-Hill, New York(1989) pp. 218-220.

## Structure and Magnetic Properties of Fe-N Films Deposited by DC Magnetron Sputtering

Jong-Hwa Lee and Won-Jong Lee

*Dept. of Electronic Materials Engineering, KAIST  
373-1 Kusong-dong Yusong-gu Taejon, 305-701, Korea  
(Received 5 March 1993, in final form 10 June 1993)*

Iron nitride (Fe-N) magnetic thin films were deposited using a DC magnetron sputtering system. Microstructures and magnetic properties were examined as a function of deposition power and nitrogen gas input ratio. The nitrogen content in the film was found to be the major factor determining the microstructure and the magnetic properties. The films deposited at low nitrogen input ratios have an  $\alpha$ -Fe structure of which the lattice is expanded due to the nitrogen atoms incorporated at the interstitial sites. As the nitrogen content in the film increases, the degree of lattice expansion increases and the value of saturation magnetization decreases linearly. The films with a high degree of lattice expansion give very low values of coercivity, which is attributed to the disturbance of columnar growth and the decrease of surface roughness. Further increase in the nitrogen input ratio causes the phase transformation from  $\alpha$ -Fe to  $\text{Fe}_{2.3}\text{N}$ , resulting in the marked reduction in the saturation magnetization. The phase transformation occurs when, regardless of deposition conditions, the nitrogen content reaches at 15 at.% and the lattice is expanded by 5%.