

접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성 열화

제해준[†] · 김병국

한국과학기술연구원 재료연구부

Degradation of Soft Magnetic Properties of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ Thin Films Reacted with Bonding Glass

Hae-June Je[†] and Byung-Kook Kim

Materials Science and Technology Division, KIST, Seoul 136-791, Korea

(2004년 9월 22일 받음, 2004년 10월 19일 최종수정본 받음)

Abstract The degradation mechanism of soft magnetic properties of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ thin films reacted with a bonding glass was investigated. When Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films were annealed under 600°C without the bonding glass, the compositions and the soft magnetic properties of Fe-Hf-N layers were not changed. However, after reaction with the bonding glass at 550°C, the soft magnetic properties of the film were degraded. At 600°C, the saturation magnetization of the reacted film decreased to 13.5 kG, and its coercivity increased to 4 Oe, and its effective permeability decreased to 700. It was founded that O diffused from the glass into the Fe-Hf-N layers during the reaction and generated HfO₂ phases. It was considered that the soft magnetic properties of the Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films reacted with the bonding glass were primarily degraded by the formation of the Fe-Hf-O-N layer of which the Fe content was below 60 at%, and secondarily degraded by the Fe-Hf-O-N layer above 70 at%.

Key words Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ film, bonding glass, reaction, magnetic degradation.

1. 서 론

정보산업 기기의 고성능화·소형화 추세에 따라 이에 소요되는 각종 전자부품들도 고기능화·고집적화의 방향으로 기술 발전이 이루어지고 있다. 정보저장 기기의 소형·고기록밀도화를 위해서는 자기부품의 고성능화·소형화가 이루어져야 하고, 따라서 여기에 내장되는 연자성 재료의 고성능화도 필수적인 조건이 된다. 또한 연자성 재료는 고속의 정보전달 및 고밀도 정보기록에 따른 전자기기의 고주파화에 잘 대응할 수 있어야 한다.

현재 고주파용 고평화자화 연자성 박막으로는 Fe계 초미세결정(nano-crystalline) 연자성 박막이 가장 적절한 것으로 알려져 있으며, Fe계 초미세결정 박막으로는 Fe-N계, Fe-Al-N계, Fe-TM-N계 (TM=Hf, Zr, Ta, Nb 등), Fe-TM-C계 등이 있다.¹⁾ 이 중 Fe-N계 박막은 포화자화값이 크지만 열처리에 의해 연자기 특성이 열화되기 쉽고 내열온도가 350~450°C 정도로 매우 낮기 때문에 실용상 많은 제약이 따르고 있다.²⁻⁶⁾ 그러나 Fe-TM-N계 및 Fe-TM-C계 박막은 550°C 정도에서도 연자기 특성이 열화되지 않고, 16 kG 정도의 높은 포화자속밀도와 0.5 Oe

이하의 보자력, 10 MHz에서 3500 이상의 유효투자율을 갖는 우수한 연자기 특성을 보이고 있다.⁷⁻¹⁰⁾ 이들 박막은 성막 중에 형성된 전이 금속의 질화물(TM-nitrides)이나 탄화물(TM-carbides)이 α -Fe의 결정립 성장을 억제하여 미세한 α -Fe 결정립이 형성되어 고밀도 기록매체와 고주파수에 대응하는 우수한 물질로 보고되어 있다.^{9,10)}

현재 이들 박막들은 고용량 HDD용 GMR(Giant Magnetoresistance) 헤드용 다층 박막 소재, 박막 인덕터 소재, 디지털 VCR 및 특수기록용 MIG (Metal-in-Gap) 헤드 소재 등으로 활용되고 있거나 활용될 예정이다.

본 연구는 MIG 헤드와 관련된 것으로서, MIG 헤드 제조 시 500~600°C의 온도에서 유리접합과정을 필수적으로 거쳐야 하기 때문에, 연자성 박막이 고온의 열과 분위기에 노출되거나 접합유리와 화학적 반응에 의해 특성이 열화되는 문제점이 발생하게 된다. 현재, Fe계 초미세결정 연자성 박막의 열처리에 의한 열화 현상에 대한 정확한 분석이 미비한 실정이다.

본 연구진에서는 질소 분위기에서 Fe-Hf-N 박막을 열처리할 경우, 결정립 성장과 더불어 박막 내부로 산소가 확산되어 Fe-Hf-O-N 층이 생성되는 것이 박막의 연자기 특성 열화의 주요원인인 것으로 보고하였다.¹¹⁾ 또한 Fe-Hf-N 박막과 접합유리와의 계면반응에 의한 특성 분석

[†]E-Mail : hjje@kist.re.kr

결과, 박막이 유리에 의해 산화되어 연자기 특성이 급격히 열화되며, Cr 층이 이러한 산화반응을 억제함을 보고하였다.¹²⁾

본 연구에서는 Fe-Hf-N 박막 상부에 Cr 층과 헤드 제조 시 겹 재질로 사용되는 SiO₂ 층을 올린 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막을 제조하여, 접합유리와 화학적 반응에 의한 박막의 연자기 특성 열화현상 원인을 다각도로 분석하고자 한다. 따라서 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막을 유리 없이 순수 열처리했을 때와, 유리접합 이후의 연자기 특성, 결정구조, 결정립 크기, 조성거동 및 결정상 변화 등을 비교 분석하였다.

2. 실험 방법

Fe-Hf-N 박막은 Fe-Hf의 비가 89:11(at%)인 합금 타겟을 사용하여 N₂ 반응성 sputtering 방법으로 Ar+N₂ 분위기에서 제조되었다. 초기 진공도를 1×10⁻⁶ Torr 이하로 하고, Ar+N₂ 가스를 흘려주어 작업진공이 5×10⁻⁴ Torr가 되게 하였다. 기판재료를 비자성체이면서 Mn-Zn 페라이트와 열팽창률이 비슷한 다결정체 CaTiO₃를 선정하였으며, 11.5×11.5×0.5 mm 크기의 기판 위에 직경 10 mm, 두께 1.5±0.1 μm의 Fe-Hf-N 박막을 증착하였다. 기판과 Fe-Hf-N 박막과의 반응억제 및 부착성 향상을 위하여 하층 Cr과 SiO₂를 각각 200 Å 두께로 증착하였으며, 상부에는 Cr 300 Å 및 SiO₂ 900 Å을 증착하여 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막시편을 준비하였다. 이러한 박막시편들을 진공에서 550°C-20분간 열처리하여 연자기특성을 안정화시켰으며, 평균적으로 포화자화 17.2 kG, 보자력 0.5 Oe, 10 MHz에서의 유효투자율이 1460 정도 되었다.

본 실험에 사용된 접합유리는 실제 자기헤드 제조용으로 사용되는 다성분계 PbO-SiO₂-B₂O₃-ZnO-Fe₂O₃ 유리이며, 저융점, 열팽창률 적합성 등의 특성을 갖고 있다. Table 1에는 CaTiO₃, Fe-Hf 합금 및 접합유리의 열팽창 측정 결과를 나타내었다. 접합유리는 11×11×1 mm의 크기로 가공한 후 박막과 접하는 면을 0.05 μm 알루미늄 분말로 경면연마하여 박막시편 위에 놓고 열처리하여 용융시켰다.

Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막시편의 열처리는 N₂ 분위기에서

Table 1. Thermal properties of Fe-Hf alloy, CaTiO₃ and bonding glass.

	Thermal expansion coefficient ($\alpha_{R.T.}$) ($\times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$)		Glass transition temperature (T_g) ($^{\circ}\text{C}$)
	300°C	350°C	
Fe-Hf alloy	86	87	-
CaTiO ₃	110	111	-
Bonding Glass	87	89	402

동일조건으로 접합유리가 없을 때와 있을 때의 2가지로 하여 연자기 특성 변화를 비교하였다. 열처리 조건은 550, 575, 600, 625, 650°C에서 20분간이었으며, 잔류 공기의 영향을 방지하기 위하여 진공펌프로 공기를 뽑은 후 N₂ 가스를 주입시켰으며, 6N 고순도 N₂ 가스를 150 sccm의 유속으로 흘려주었다.

박막의 두께 측정은 Stylus Profiler(P-1 Longscan Profiler, TENCOR)를 이용하여 측정하였다. 자화용이축 및 자화곤란축은 B-H loop tracer를 이용하여 구분하였고, 포화자화(4πMs, saturation magnetization)와 보자력(Hc, coercivity)의 측정은 VSM(VSM 5, TOEI Kogyo Co. Ltd)을 이용하여 측정하였다. 유효투자율의 측정은 Permeability Measuring System(MMS 5000, RYOWA Electronics Co. Ltd)을 사용하여 자화곤란축 방향으로 0.1~100 MHz의 주파수 범위에서 측정하였으며, 본 실험에서는 기준주파수 10 MHz에서의 값을 사용하였다.

접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 결정상 변화는, 표면에 용융된 접합유리를 경면연마하여 제거한 후 XRD(RINT/DMAX-2500, RIGAKU)장비에 thin film attachment를 장착하여 X-ray 회절패턴을 측정하여 분석하였다. 동일한 방법으로 시편을 준비하여 AES(PHI-670) depth profile 방법으로 접합유리와 반응된 박막내부의 조성변화를 분석하였다. 접합유리와 반응된 박막의 미세구조는 SEM(S-4200 FE-SEM, Hitachi)으로 관찰하였으며, 박막의 결정립 크기는 가속전압 200 kV의 TEM(CM30, Philips)을 사용하여 조사하였다. TEM 분석 시 전자회절 빔상 분석을 통하여 반응층의 국부적 미세결정상을 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1에는 550°C~650°C에서 접합유리 없이 질소분위기에서 열처리한 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성 변화를 나타내었다. 점선으로 나타난 것은 먼저 진공에서 열처리하여 안정화된 박막의 연자기 특성값을 표시한다.

열처리온도가 증가함에 따라 포화자화 값은 600°C까지는 변화 없다가, 625°C에서 15.2 kG, 650°C에서는 14 kG로 감소하였다. 보자력은 550°C에서 0.7 Oe 정도이었으나 열처리 온도가 증가함에 따라 600°C에서 1 Oe로 미량 증가하다가, 625°C부터 급격하게 증가하여 7.8 Oe, 650°C에서 9.5 Oe로 나타났다. 투자율도 600°C까지 1400으로 거의 변화가 없으나 625°C에서 630, 650°C에서 490 정도로 급격하게 감소하였다. 열처리 온도의 증가에 따른 보자력의 증가와 투자율의 감소는 α-Fe의 결정립 성장에 의한 것으로 이에 대한 해석은 Herzer¹³⁾에 의해 잘 설명된다. 즉, 결정립 크기(D)가 강자성 교환길이

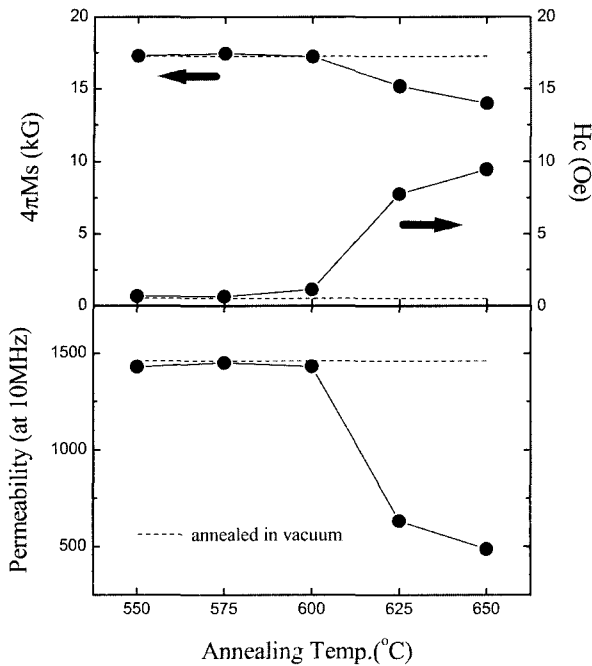


Fig. 1. Effect of annealing temperature on effective permeability, saturation magnetization ($4\pi M_s$) and coercivity (H_c) of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films.

(ferromagnetic exchange length) 보다 작은 경우, 보자력은 결정립의 크기 D^6 에 비례하고 투자율은 결정립의 크기 D^6 에 반비례하는 것으로 나타났다. 본 연구결과도 이에 해당되는 것으로 생각되며, 열처리 온도가 올라감에 따라 미세하게 커지는 결정립 크기가 보자력과 투자율에 큰 영향을 미침을 알 수 있다. 그러나 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 열처리 영향은 600°C 이상에서 나타나며, 600°C 이하에서는 Fe-Hf-N 박막¹¹⁾에서와 달리 전혀 특성열화가 발생치 않음을 알 수 있다.

Fig. 2에는 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 증착상태, 진공 열처리, 600°C 질소분위기에서 열처리한 XRD 결과를 나타내었다. 증착상태에서의 XRD 결과는 비정질에 가까운 α -Fe 미세 결정상을 보여준다. 진공에서 열처리한 경우 CrN 피크가 나타났으며, α -Fe 피크의 경우는 CrN 피크와 겹치게 되어 보이지 않았다. 600°C 질소분위기에서 열처리한 결과는 진공 열처리한 결과와 거의 차이가 없으며, SiO₂ 피크가 약간 커졌다.

Fig. 3에는 진공 및 600°C 질소분위기에서 열처리한 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막을 120 Å/min 속도로 분석한 AES depth profile 결과를 나타내었다. 진공 열처리 이후 결과에서 Fe-Hf-N과 SiO₂층 사이의 Cr층이 XRD 결과에서 검출되었던 CrN으로 변화되어 있음을 알 수 있으며, CrN의 화학양론적 조성비와 일치함을 알 수 있다. 이로써 CrN 층의 N 성분은 Fe-Hf-N 박막에서 확산되어 나온 것으로 생각되나, Fe-Hf-N 박막 두께에 비교하여

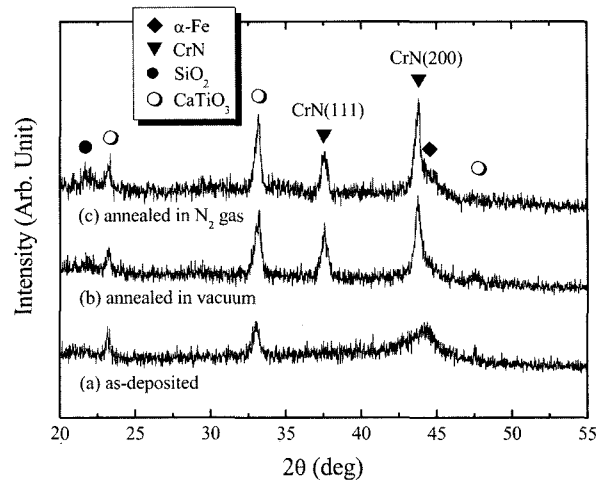


Fig. 2. XRD diffraction patterns of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films as-deposited (a), annealed in vacuum (b) and annealed at 600°C in N₂ gas (c).

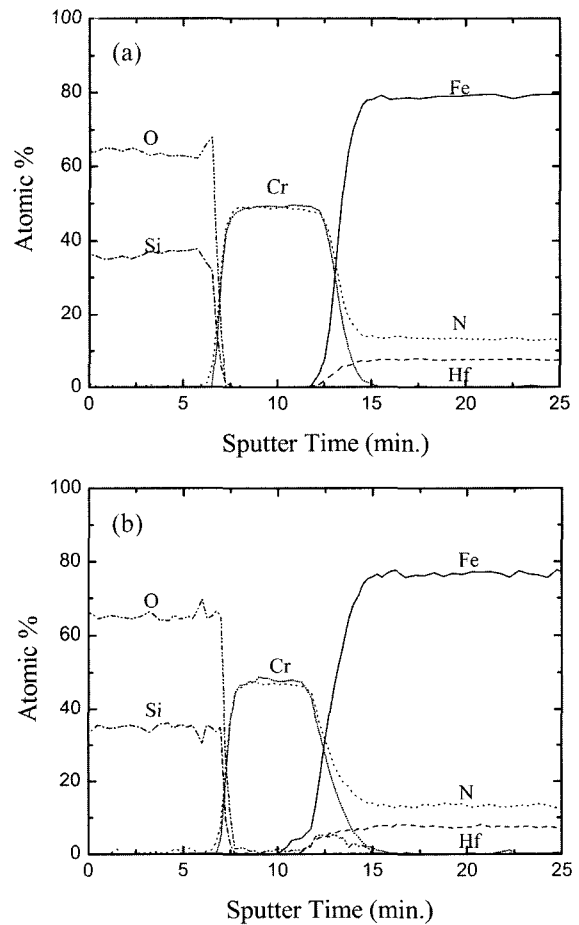


Fig. 3. AES depth profiles of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films annealed in vacuum (a) and annealed at 600°C in N₂ gas (b).

그 양이 미미하기 때문에 Fe-Hf-N 박막 내부의 N 조성 변화는 나타나지 않았다. 600°C 질소분위기에서 열처리

한 결과에서는, CrN과 Fe-Hf-N층 사이에 O가 미량 검출되는 점을 제외하고는 진공에서의 결과와 동일하였다.

이상의 결과에서 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막을 600°C 이하 질소분위기에서 열처리할 경우, 비자성층을 제외한 Fe-Hf-N 층의 조성은 열처리전과 비교하여 변화가 없으며, 이에 따라 박막의 연자기 특성도 변화가 없음을 알 수 있었다. Fe-Hf-N 박막을 질소분위기에서 열처리할 경우 산소의 확산에 의한 Fe-Hf-O-N 내부 산화층이 형성되었던 결과¹¹⁾와 본 실험 결과를 비교해보면, Fe-Hf-N 박막 위의 Cr/SiO₂ 층이 열처리 시 Fe-Hf-N 박막 내부로의 산소 확산을 효과적으로 차단함을 알 수 있다.

Fig. 4에는 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막 상단에 접합유리를 놓고 질소분위기에서 550°C부터 650°C까지 열처리하여 접합유리와 반응된 박막의 연자기 특성 변화를 나타내었다. 접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성은 접합유리가 없는 경우의 Fig. 1에서의 달리 550°C에서부터 포화자화 15 kG, 투자율 1000으로 열화되었다. 열처리 온도가 높아질수록 포화자화와 투자율은 떨어지고 보자력은 커져 600°C에서 포화자화는 13.5 kG, 보자력은 4 Oe, 투자율은 700 정도로 나타났다. 650°C에서는 포화자화 5 kG, 보자력 20 Oe, 투자율 140 정도로 상당량의 연자기 특성이 소멸되었다. Fig. 4의 결과에서 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 유리 접합을 위한 열처리 온도는 600°C 이하이어야 하며, Fig. 1과 비교하여 600°C 이하

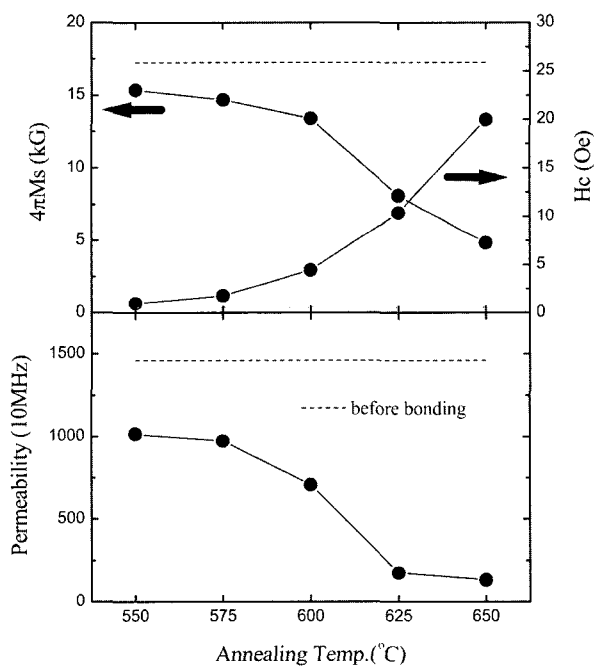


Fig. 4. Effect of annealing temperature on effective permeability, saturation magnetization(4πMs) and coercivity(Hc) of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films reacted with bonding glass.

에서 열화되는 연자기 특성은 순수 접합유리와 반응결과로 나타난 것임을 알 수 있다.

Fig. 5에는 각각 550, 600, 650°C에서 접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막 단면의 SEM 미세구조 사진을 나타내었다. 600°C 열처리까지는 박막 원형이 그대로 유지되고 있으나, 650°C에서는 박막의 미세구조가 변

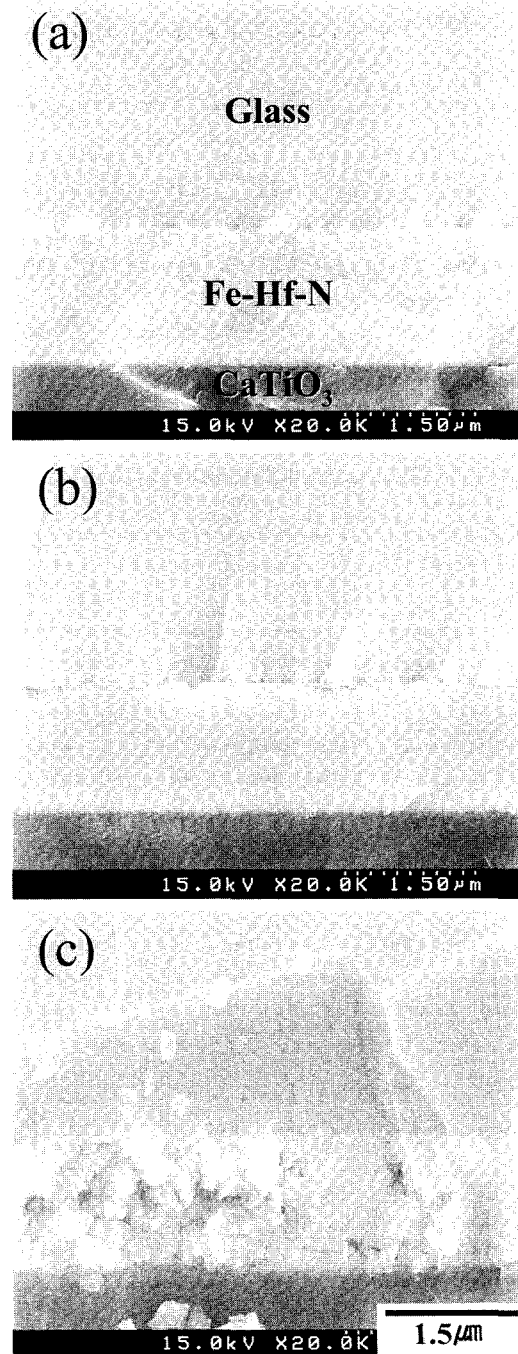


Fig. 5. SEM microstructures of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films reacted with bonding glass at various temperatures. (a) 550°C, (b) 600°C and (c) 650°C.

형되어 매우 취약한 것으로 보아 접합유리가 박막내부로 침식한 것을 알 수 있다.

접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 결정상 변화를 분석하기 위하여 박막과 반응된 상부의 접합유리를 연마하여 제거한 후, XRD 분석한 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 650°C의 경우 시편이 취약하여 XRD 시편 준비가 불가능하였다. 전체적으로 기판 재료인 CaTiO₃ 이외에 미약한 HfO₂, α-Fe 결정상 등이 검출되었다. 이로써 접합유리와 반응 이후에 박막의 결정상은 큰 변화가 없이 원래의 α-Fe 상을 유지하고 있음을 알 수 있다. 다만 접합유리 없이 열처리한 결과인 Fig. 2와 비교할 때 CrN 상이 나타나지 않았다. 이는 연마 시 제거되었거나 유리에 침식되었기 때문으로 생각된다. 중요한 것은 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막과 접합유리와 반응에서 열처리 온도가 높아질수록 미약하지만 HfO₂ 피크가 커진다는 것이다. 이는 Fe-Hf-N 박막이 산화됨을 의미한다.

이에 대한 정확한 분석을 위하여 600°C에서 반응된 XRD 박막 시편을 170 Å/min 속도로 분석한 AES depth profile 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 먼저 표면에 검출된 Si는 유리의 주성분인 SiO₂가 침투한 것으로 생각되는 바, 박막표면의 SiO₂와 CrN 층은 유리 속으로 녹아 사라진 것으로 유추된다.

접합유리와 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막과의 반응에서 예상대로 유리 속에 존재하는 O가 Fe-Hf-N 박막 내부로 약 0.6 μm까지 침투해 들어왔음을 알 수 있다. 이중에서 약 0.2 μm까지는 16 at%, 나머지는 11 at%로 2부분으로 구분되어 있다. O의 거동이, 점진적으로 변화하는 확산 거동을 보이는 것이 아니라 부분적으로 균일한 분포를 보이는 것은 O가 화합물의 형태를 취하고 있음을 의미한다. 따라서 Fe-Hf-N 박막에서 가장 쉽게 산화되는 Hf이

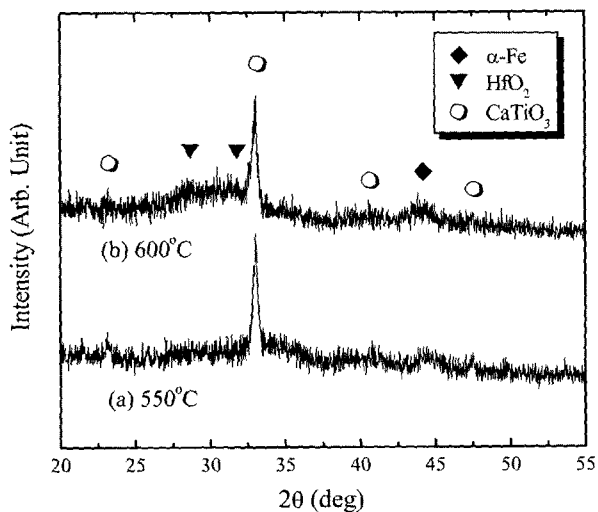


Fig. 6. XRD diffraction patterns of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ films reacted with bonding glass at 550°C (a) and 600°C (b).

O와 반응하여 HfO₂를 형성하는 것으로 판단된다. 또한 계면에서 0.6 μm까지의 Hf의 조성분포에서 Hf과 O의 조성비가 HfO₂의 화학양론적 조성비인 1:2를 넘은 11:16과 7:11 정도인 점과 N 함량이 거의 일정하게 유지되는 것으로 보아 HfN 상도 존재하고 있는 것으로 생각된다.

이에 대한 명확한 분석을 위하여 Fe-Hf-O-N 부위의 TEM 미세구조 사진 및 전자회절범 상을 분석한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. TEM 미세구조 사진에서 보면 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막과 접합유리가 반응되어 생성된 Fe-Hf-O-N 층의 결정립 크기가 10 nm 이하로 Fe-Hf-N의 미세결정구조를 그대로 유지하고 있음을 알 수 있다. 전자회절범 상에서도 전형적인 Fe-Hf-N 박막의 미세구조 상인 α-Fe 상과 HfN 상이 검출되었으며, 예상대로 HfO₂ 상도 나타났다.

Fig. 7에서 Fe과 N은 O의 조성거동과 반비례적인 경향을 나타냄에 따라 계면에서 0.2 μm까지의 Fe 함량이 57 at%로 작아졌다. Fe-Hf-O 박막에 관한 연구결과¹⁴⁾에

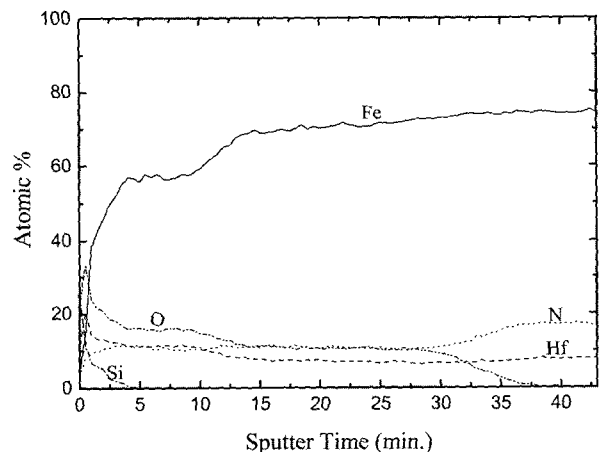


Fig. 7. AES depth profile of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ film reacted with bonding glass at 600°C.

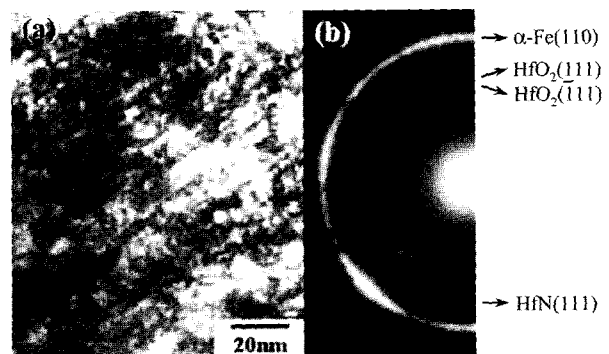


Fig. 8. Dark field transmission electron micrograph (a) and transmission electron diffraction pattern (b) of Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ film reacted with bonding glass at 600°C.

따르면 Fe의 함량이 감소하면서 연자기 특성은 열화되고, Fe의 함량이 60 at% 이하에서는 α -Fe 상에 의해 이루어진 자구들이 상대적으로 증가한 산화물에 의해 고립되어 magnetic coupling이 약화되기 때문에 대부분의 연자기 특성이 소멸된다고 보고하였다. 따라서 계면에서 0.2 μ m부위의 Fe-Hf-N 박막의 연자기 특성은 급격히 열화되었을 것으로 유추된다. 그러나 그 이하 0.6 μ m까지의 Fe 함량이 70 at% 이상으로 나타나므로, 이 부위에 HfO₂가 생성되더라도 연자기 특성은 크게 열화되지 않은 것으로 생각된다.

결론적으로 Fig. 4의 600°C에서 접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성 열화원인은, 접합유리 내부의 O가 Fe-Hf-N 박막 내부로 침투해 들어가 HfO₂가 생성되고 이에 따라 Fe 함량이 60 at% 이하로 줄어드는 부위가 발생하는 것이 주된 요인이며, 그 아래의 산소 확산층인 Fe-Hf-O-N 층도 연자기 특성 열화의 일부 요인으로 작용한 것으로 생각된다.

4. 결 론

포화자화 17.2 kG, 보자력 0.5 Oe, 10 MHz에서의 유효투자율 1460을 갖는 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 접합유리와의 반응에 따른 연자기 특성과 미세구조, 조성거동 및 결정상 변화를 분석한 결과는 다음과 같다.

1. Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막을 600°C 이하 질소분위기에서 접합유리 없이 열처리할 경우, 비자성층을 제외한 Fe-Hf-N 층의 조성은 열처리전과 비교하여 변화가 없으며, 이에 따라 박막의 연자기 특성도 변화가 없었다. 이는 Fe-Hf-N 박막 위의 Cr/SiO₂ 층이 열처리 시 Fe-Hf-N 박막 내부로의 산소 확산을 효과적으로 차단하였기 때문이다.

2. 접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성은 550°C에서 열화되었으며, 열처리 온도가 높아질수록 포화자화와 투자율은 떨어지고 보자력이 커져 600°C에서 포화자화 13.5 kG, 보자력 4 Oe, 투자율 700 정도 나타났다.

3. 접합유리와 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막과의 반응에서 유

리 속에 존재하는 O가 Fe-Hf-N 박막 내부로 침투해 들어가 가장 쉽게 산화되는 Hf과 반응하여 HfO₂를 형성하였다. 이러한 Fe-Hf-O-N 층은 HfO₂ 외에 전형적인 Fe-Hf-N 박막의 미세구조 상인 α -Fe 상과 HfN 상으로 이루어져 있으며, 결정립 크기가 10 nm 이하로 Fe-Hf-N의 미세결정구조를 그대로 유지하고 있었다.

4. 600°C에서 접합유리와 반응된 Fe-Hf-N/Cr/SiO₂ 박막의 연자기 특성 열화원인은, 접합유리 내부의 O가 Fe-Hf-N 박막 내부로 침투해 들어가 HfO₂가 생성되고 이에 따라 두께 0.2 μ m의 Fe 함량이 60 at% 이하로 줄어드는 부위가 발생하는 것이 주된 요인이며, 그 아래 두께 0.4 μ m의 산소 확산층인 Fe-Hf-O-N 층도 연자기 특성 열화의 일부 요인으로 작용한 것으로 생각된다.

참 고 문 헌

1. O. Kohmoto, IEEE Trans. Magn., **27**(4), 3640 (1991).
2. S. Wang and M. H. Kryder, J. Appl. Phys., **67**(9), 5134 (1990).
3. M. Takahashi, H. Shoji, T. Shimatsu, H. Komaba and T. Wakiyama, IEEE Trans. Magn., **26**(5), 1503 (1990).
4. T. K. Kim and M. Takahashi, Appl. Phys. Lett., **20**(12), 492 (1972).
5. Y. Sugita, H. Takahashi, M. Komuro, K. Mitsuoka and A. Sakuma, J. Appl. Phys., **70**(9), 5977 (1991).
6. C. Gao, W. D. Doyle and M. Shamsuzzoha, J. Appl. Phys., **73**(10), 6579 (1993).
7. H. J. Ryu, J. J. Lee, S. H. Han, H. J. Kim, I. K. Kang and J. O. Choi, IEEE Trans. Magn., **31**(6), 3868 (1995).
8. J. O. Choi, J. J. Lee, S. H. Han, H. J. Kim and I. K. Kang, J. Appl. Phys., **75**(10), 5785 (1994).
9. K. Terunuma, M. Miyazaki, H. Kawashima and K. Terazono, J. Magn. Soc. Jpn., **14**, 257 (1990).
10. K. Nakanishi, O. Shimizu and Y. Yoshida, J. Magn. Soc. Jpn., **15**, 369 (1991).
11. K. I. Kim, B. H. Kim, B. K. Kim and H. J. Je, J. Kor. Magn. Soc., **10**(8), 165 (2000).
12. K. N. Kim, B. H. Kim and H. J. Je, J. Kor. Magn. Soc., **13**(1), 6 (2003).
13. G. Herzer, IEEE Trans. Magn., **26**(5), 1397 (1990).
14. J. Y. Park, J. Y. Kim, K. Y. Kim, S. H. Han and H. J. Kim, J. Kor. Magn. Soc., **7**(5), 237 (1997).