

## 고 비정질 형성능을 가진 FeBSiNb 합금 리본의 자기적 특성

노태환\* · 김구현

안동대학교 공과대학 신소재공학부  
경북 안동시 송천동 388, 760-749

(2002년 7월 31일 받음, 2002년 8월 20일 최종수정본 받음)

벌크 비정질 형성능과 큰 포화자속밀도를 가지는 FeBSiNb계 아몰퍼스 합금 리본을 22~102  $\mu\text{m}$ 의 두께 범위에서 단롤형 액체 급냉법으로 제조하였다. 이 합금은 두께 증가에 따라 보자력이 감소하고 최대투자율 및 교류투자율이 증가하였으며, 자기이력곡선의 각형비가 감소하였다. 한편 전기 비저항은 두께와 상관없이 거의 일정한 값을 나타내었다. 또 자구 관찰 결과, 두께가 증가하면 내부 자기 이방성의 변화에 따라 자구가 미세화되고 보다 복잡한 자구 구조를 갖는 것으로 나타났다. 두께 81  $\mu\text{m}$ 인 합금의 경우, 24 mOe의 작은 보자력과 1 kHz에서 12,000 이상의 높은 실효투자율을 나타내어 일반적인 고 연자성 비정질 합금(두께 약 20  $\mu\text{m}$ )의 특성을 능가하였다. 이와 같은 두꺼운 FeBSiNb 비정질 합금의 우수한 연자성은 자벽이동에 대한 표면 고착 효과의 감소 및 수직자기이방성 성분의 출현과 미세화된 자구 구조에 그 원인이 있는 것으로 평가되었다.

**주제어** : 벌크 비정질 합금, 고 비정질 형성능, FeBSiNb 리본, 연자성, 자구 구조

### I. 서 론

원자의 장거리 규칙배열구조를 가지지 않는 비정질 합금은 1960년대 개발된 이래 우수한 연자성, 높은 내식성 및 고강도 특성 등을 나타내어 지금은 다방면에 걸쳐 실용화되어 있다[1]. 대표적인 조성으로는 약 20 at%의 B, Si, P, C 등의 반금속 원소를 함유하는 Fe 및 Co계 합금인데, 이들이 고체 상태에서 액체의 무질서 원자배열 구조를 그대로 유지하기 위해서는 응고시 대략  $10^5 \sim 10^6$  K/s의 높은 냉각속도가 필요한바, 이 때문에 제조되는 실용 합금은 두께 20  $\mu\text{m}$  전후의 얇은 리본 형상으로 한정된다.

그런데 1988년 이후 기존의 비정질 합금보다 월등히 비정질 형성능이 높아 두께가 수 mm대에 이르는 소위 벌크 비정질 합금이 Mg계[2]를 비롯하여 La계[3], Zr계[4, 5], Pd계[6] 등에서 발견되어, 비정질 합금의 보다 다양한 응용 가능성을 제공하고 있다. 종래의 비정질 합금과 같이 두께가 얇으면 구조재료로서 그 기능을 충분히 살릴 수 없어 단순한 보강재 등으로 그 응용이 제한될 뿐 아니라, 자심재료로 사용할 경우는 점적률이 낮아지고 부품 제조시 보다 많은 적층 횟수가 필요하여 가공 경비의 증가를 가져오게 된다.

최근에는 상기 합금계 외에 Fe계[7], Co계[8], Ni계[9], Cu계[10] 등 여러 합금계에서 벌크 비정질 합금이 얻어지고 있으며, 최대 두께가 수 십 mm에 이르는데 이러한 벌크 비정질체 형성을 위한 임계 냉각속도는 대개  $10^3$  K/s 이하로서 가장 낮은 경우 0.06 K/s 정도 되는 것으로 평가되고 있다[11].

Inoue는 지금까지 나온 이러한 벌크 비정질 합금의 형성 조건을 검토한 결과 높은 비정질 형성능을 가지기 위해서는 다음과 같은 세 가지 기준이 있을 수 있음을 밝히고 있는데 [12-14], 이에 (1) 3종류 이상의 주 구성원소를 포함하는 다성분계일 것, (2) 주 구성원소간에 상당한 원자 크기의 차이(12% 이상)가 존재할 것, (3) 구성원소들은 상호 비교적 큰 음의 혼합열을 가질 것 등이 있다.

근래 이와 같은 경험법칙에 따르는 강자성체로서  $\text{Fe}_{72}\text{Al}_5\text{Ga}_2\text{P}_{10}\text{C}_6\text{B}_4\text{Si}_1$ [15, 16],  $\text{Fe}_{56}\text{Co}_7\text{Ni}_7\text{Zr}_8\text{Nb}_2\text{B}_{20}$ [17],  $\text{Fe}_{61}\text{Co}_7\text{Ni}_7\text{Zr}_8\text{Nb}_2\text{B}_{15}$ [18],  $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{22}\text{Nb}_8\text{B}_{30}$ [19] 등의 비정질 합금도 상당수 발견된바 있는데, 이들은 공통적으로 양호한 연자성을 지니나 다량의 비정질 형성 원소를 포함하고 있어 1 T 또는 그 이하의 비교적 낮은 포화자속밀도 값을 가진다.

그런데 최근 Fe-B-Si 시스템에 Nb를 적정량 첨가하여 위에서 Inoue 등이 제시한 세 경험법칙을 만족시켜 주면 최대 두께 1.5 mm의 벌크 비정질체가 형성됨이 보고된 바 있으며, 이는 다른 벌크 비정질 강자성체와 달리 기존의 상용 Fe계 비정질 자성 합금에 비견되는 1.5 T에 가까운 큰 포화자속밀도를 가지고 있어 주목받고 있다[20].

본래 Fe-B-Si 아몰퍼스 합금은 상대적으로 다른 합금계에 비해 아주 큰 비정질 형성능을 가져  $\text{Fe}_{75}\text{B}_{15}\text{Si}_{10}$  조성의 경우 단롤법으로 200  $\mu\text{m}$  이상(최대 270  $\mu\text{m}$ )의 리본을 만들 수도 있다. 그러나 실제 리본의 폭이 수 mm 이상되면 100  $\mu\text{m}$  이상의 두께를 가진 비정질 리본을 만들기가 거의 불가능해지며[21], Luborsky는 상기 최대 두께의 조성을 가지는 합금의 비정질 형성능을 고감도의 자기적 방법으로 조사해 본 결과 42  $\mu\text{m}$  이상의 두께에서도 이미 결정상이 생성됨을 보고

\*Tel: (054)820-5755, E-mail: thnoh@andong.ac.kr

한 바 있다[21]. 더구나 최적의 자기적 성질을 얻을 수 있는 Fe-B-Si계의 조성은 형성능이 좀 더 낮아지는 범위에 속하여 (즉 비정질 형성을 위한 임계 두께가 감소하는 조성 영역임) 결국 우수한 응용 자기특성을 가지는 합금 조성에서는 그 두께가 20~30 μm로 한정되고 만다.

만약 고포화자속밀도를 가지는 아몰퍼스 연자성 합금에서 비정질 형성능이 높아 두꺼운 리본 합금이 만들어지고 동시에 고도의 연자성을 얻을 수 있다면 기존의 얇은 상용 비정질 합금(두께 약 20 μm)보다 자심제조시 점적률의 증가, 부품의 소형화 및 제조 코스트의 절감을 기하면서, 동시에 새로운 벌크 자기 부품의 응용 개발을 할 수 있다.

이상과 같은 관점에서 결정화 이전 온도 범위에서 과냉각 액체영역을 가지면서 큰 비정질 형성능을 지닌 것으로 알려진 FeBSiNb 합금[20]을 20 μm 이상 100 μm에 이르는 넓은 두께 범위에서 자성과 두께의 상관성을 조사하여 보다 두꺼운 고 연자성체의 제조 가능성을 탐색하여 보았다.

## II. 실험 방법

Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub>(at. %) 비정질 합금을 만들기 위해서 먼저 구성 원소를 모두 순물질(순도 99.5 % 이상)의 상태로 평량한 후 아크 용해법으로 모합금을 제조하였다.

그 다음 단물형의 급속응고 장치들을 통해 리본 형상의 비정질 합금으로 만들었는데, 이 때 용탕 분사압을 1.1 kgf/cm<sup>2</sup>로 하고 구리 냉각롤(직경 200 mm)의 회전속도를 500~4000 rpm의 범위에서 변화시켜 두께가 22~102 μm이 되도록 조절하였다. 각 시료의 두께는 마이크로미터를 사용하여 10회 이상 측정 후 평균하여 구하였다.

급속응고에 의해 만들어진 모든 합금은 Cu Kα 특성선을 사용하는 X선 회절기(Rigaku, RINT 2000)로 비정질 형성 여부를 조사하였으며, 시차주사열량계(Setaram, Labsys TG-DSC 16)를 사용하여 40 K/min의 승온 속도로 가열하면서 결정화 온도 등 열적 특성을 측정하였다.

한편 Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> 리본 합금의 자기적 특성을 측정하기 위해서는 DSC 실험결과 밝혀진 결정화 온도보다 약 100 °C 정도 낮은 500 °C에서 20분간 진공중에서 열처리하였다. 직류 자기이력곡선 측정장치(Riken Denshi, BHS-40)를 사용하여 보자력(H<sub>c</sub>), 최대투자율(μ<sub>m</sub>), 각형비(B<sub>r</sub>/B<sub>10</sub>: 여기서 B<sub>10</sub>은 10 Oe 자장하에서의 자기유도를 측정하였으며, 임피던스 분석기(Hioki, 3531 Z Hitester)로 10 mOe의 자장하에서 교류투자율을 측정하였다. 그리고 전기비저항은 4단자법(Cascade Microtech, CPS-05 probe station 및 Keithley, 224 programmable current source 사용)으로 조사하였으며, 측정시 직류전원의 크기는 10 mA로 하였다.

또 본 연구에서는 열처리한 리본 합금의 지구 관찰을 위하여 비터법을 이용하였으며, 이 때 자성 콜로이드로는 상용 자성 유체(Sigma Hi-Chemical, A-05D)를 사용하였다.

## III. 실험 결과 및 고찰

각각 22, 44, 63, 81, 102 μm의 두께를 가지는 Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> 리본 합금의 비정질 형성 여부를 X선 회절법으로 조사하여 그 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 이 두께 범위에 있는 모든 합금에서 어떠한 결정상의 존재를 나타내는 피크도 없이 전형적인 비정질상의 브로드한 회절곡선 모양을 잘 보여주고 있다. 이에 따라 이 합금계에서는 100 μm이 넘는 매우 두꺼운 리본에서도 비정질 단상을 얻을 수 있으며, 본질적으로 매우 높은 비정질 형성능을 가지고 있음을 확인할 수 있다.

Fig. 2는 두께 44 μm의 합금을 40 K/min의 승온속도로 가열하면서 얻은 시차주사열분석 곡선이다. 이 그림에서 나타나는 260 °C에서의 작은 흡열 피크는 큐리온도를 나타내는 것이며, 590 °C에서의 큰 발열 피크는 이 합금의 결정화를 나타낸다. Fe-Nb-B계 비정질 합금이 결정화되면 α-Fe, Fe<sub>2</sub>B, FeNb<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 등의 결정상이 석출되는 것으로 보고되어 있는 바 [22], 이 그림에서 나타나는 결정화 피크는 이러한 상들의 석출에 기인하는 것으로 생각된다.

비정질 합금의 내부 잔류응력 완화는 결정화 온도보다 100 °C 정도 낮은 온도에서 수 십분간 어닐링하면 대략 이루어지므로 이 합금의 경우 500 °C에서 20분간 열처리하였으며, 그 결과 얻어지는 자기적 특성을 Fig. 3~5에 걸쳐 나타내었다.

Fig. 3은 보자력 H<sub>c</sub>의 두께에 따른 변화를 나타내고 있는데, 40~50 μm 근방에서 약간 값이 높아지나 전체적으로는 두께 증가에 따라 보자력이 감소하는 경향을 보여주고 있다. 특히 81 μm의 아주 두꺼운 합금에서 24 mOe의 낮은 보자력을

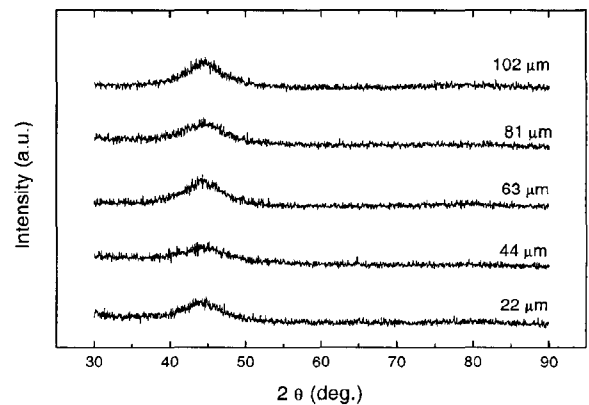
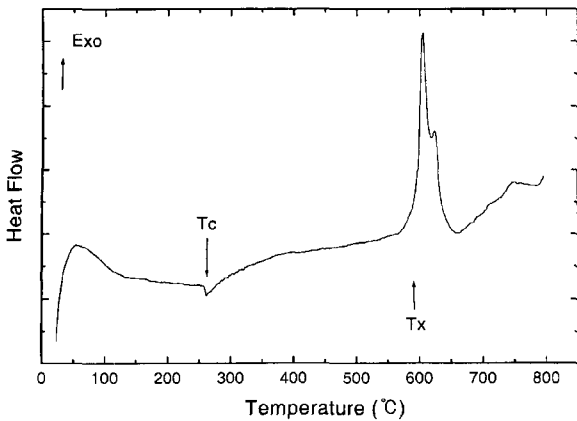
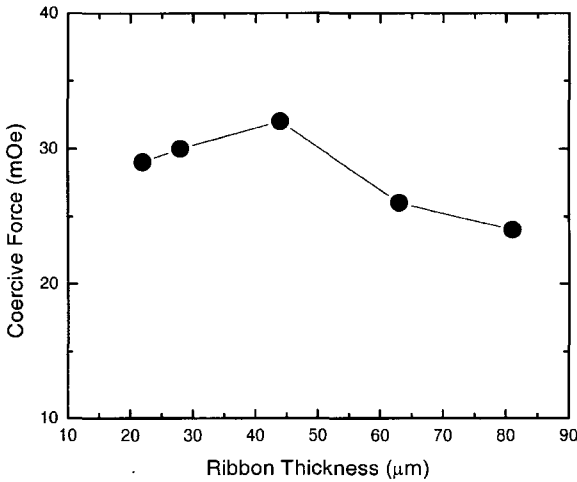


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> amorphous alloys with the thickness of 22, 44, 63, 81, 102 μm, respectively.



**Fig. 2.** Thermogram of differential thermal calorimetry(DSC) for  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy obtained at the heating rate of 40 K/min.



**Fig. 3.** The variation of coercive force ( $H_c$ ) with the ribbon thickness in  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy annealed at 500 °C for 20 min.

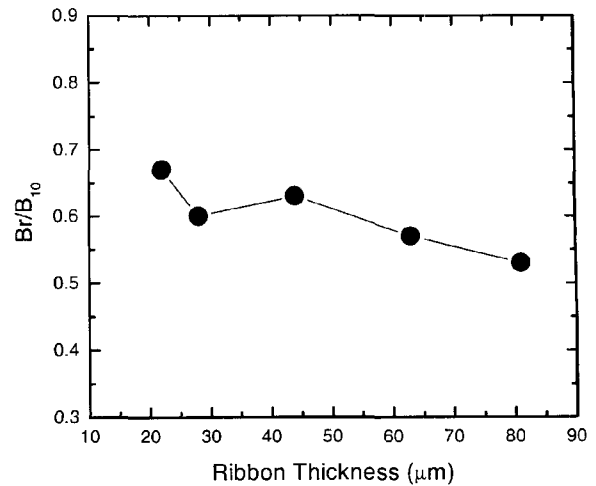
나타내고 있는데, 이는 상용 변압기 철심재료로 이용되는 Fe-Si-B 및 Fe-Si-B-C계 비정질 합금의 보자력 30~40 mOe[23] 보다도 상당히 낮은 값에 해당한다.

Gyorgy[24]는 잘 열처리된 비정질 연자성 리본 합금의 경우, 자벽이 표면에서만 고착된다는 가정하에 180° 자벽에 의해 반평행한 자구로 분할되어 있을 때 보자력의 크기는 다음과 같이 주어진다고 하였다.

$$H_c = \frac{4(AK_u)^{1/2}S}{M_s d}$$

여기서  $d$ 는 리본의 두께,  $S$ 는 표면의 요철 정도에 의해 정해지는 상수(1 이하),  $A$ 는 자기결합상수,  $K_u$ 는 일축 자기이방성 상수, 그리고  $M_s$ 는 포화자화이다.

이 식에 의하면 보자력은 두께에 반비례하여 감소하는데, 이는 두께가 증가하면 전체 단면적에 대한 표면 요철 효과가



**Fig. 4.** The variation of squareness ratio ( $B_r/B_{10}$ ) with the ribbon thickness in  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy annealed at 500 °C for 20 min.

낮아지고 이에 따라 자벽 고착 효과가 감소하기 때문이다. Fig. 3의 결과는 기본적으로 이와 같은 효과에 기인하는 것으로 생각할 수 있다.

또 위 식에서는 보자력에 영향을 주는 인자로 일축 이방성 상수  $K_u$ 가 들어 있다. 이의 두께 의존성은 자기이력곡선상의 각형비의 변화를 조사하므로써 대략적인 평가가 가능한 바 Fig. 4에 그 측정 결과를 나타내고 있는데, 전반적으로 두께가 증가하면서 각형비가 감소하는 경향을 보이며 두께가 80 μm을 넘어서면 거의 0.5의 값에 근접함을 알 수 있다. 각형비가 0.7 근방(얇은 합금의 경우에서 0.5 정도로 감소하는 것은 리본 합금의 자기구조가 일축 이방성 상태로부터 멀어지고 있음을 의미하는 것으로서 길이 방향이 아닌 폭 또는 두께 방향으로의 자화성분이 존재함을 시사한다.

통상 비정질 리본 자성합금에서는 용융금속이 고속회전하는 냉각 롤 표면에 접촉되어 응고될 때 순간적으로 발생하는 전단응력이 원인이 되어 용융금속의 흐름을 따라 원자쌍의 이방적 배열이 생기면서 약한 일축 이방성이 발생하며[25], 용탕이 냉각 롤 표면에서 응고될 때 부분적인 냉각속도의 차이가 있으면(실제 미시적으로 공기의 흡착 등 여러 가지 이유로 국소적인 냉각속도에 차이가 많을 것으로 추정됨) 리본의 폭 및 두께 방향으로 압축 또는 인장응력이 발생하고 이들과 자기변형의 상호작용에 의해 자기 이방성이 생길 수도 있다[26].

만약 두꺼운 리본 합금을 만들기 위해 용탕 풀의 두께를 크게 하면 국부적인 온도 구배가 커지면서 이것이 자기변형과의 상호작용을 통해 이방성을 형성하여 일축 이방성 성분을 감소시키는 역할을 할 것으로 생각된다. 또 두께가 두꺼워지면 자유 표면 쪽의 응고속도가 느려 내부에 단범위 규칙화가 발달하면서 폭 내지 수직 방향으로의 이방성 성분이 증가할 수도 있을 것이다. Fig. 4의 각형비의 변화는 바로 이와 같은 자기

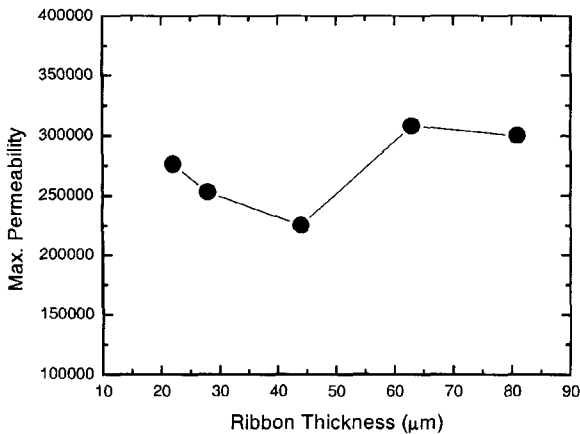


Fig. 5. The variation of maximum permeability with the ribbon thickness in Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> amorphous alloy annealed at 500 °C for 20 min.

이방성의 변화를 반영하는 것으로 생각되며, 또 Fig. 3의 두께 증가에 따른 보자력의 저하는 이와 같은 내부 자기이방성의 변화가 부분적으로 기여하고 있는 것으로 생각되어진다.

Fig. 5는 리본 두께의 증가에 따른 최대투자율의 변화를 나타내고 있다. 보자력의 변화 경향과는 반대로, 중간 범위에서는 약간 감소하나 전체적으로 두께 증가에 따라 최대투자율이 높아지며 80 μm 부근에서 300,000 이상의 큰 값을 나타낸다.

일반적으로 저주파 영역에서의 금속 연자성체의 투자율은 자벽이동의 용이성에 크게 의존하므로, 자성체의 두께가 두꺼워지면 연자성에 대한 표면 효과가 감소하여 자벽 이동이 용이하게 되고 그 결과 투자율이 높아진다.

만약 연자성 리본 합금이 충분히 낮은 주파수에서 와전류가 무시된다고 가정하고 자벽이동에 의해서만 자화될 경우, 자화율  $\chi$ 는 두께와 다음과 같은 관계식으로 표현된다[24] (투자율  $\mu$ 는 자화율과  $\mu = \mu_0 + \chi$ 의 관계에 있음,  $\mu_0$ : 진공투자율).

$$\chi = \frac{M_s^2 d^2}{18L(AK_u)^{1/2}}$$

여기서  $L$ 은 자벽간 거리,  $d$ 는 리본 합금의 두께이다. 이 식에 의하면 자화율(혹은 투자율)은  $d^2$ 에 비례하여 커지게 되나 실제 Fig. 5에서의 증가 경향이 이와 같은 관계를 그대로는 만족시켜주지 못하고 있다. 이는 위에서도 언급한 바와 같이 합금의 두께가 증가하면 자기이방성  $K_u$ 가 달라지고 또 자벽간 거리  $L$  등도 달라질 것으로 생각되기 때문이다.

Fig. 6은 1 kHz의 높은 주파수에서 얻어지는 실효투자율의 두께 의존성을 나타낸 것이다. 일반적으로 연자성체는 그 두께가 증가하면 정적 투자율은 증가하나 교류투자율은 와전류 손실의 증대와 함께 감소하는 경향을 나타낸다. 그러나 이 그림에서 Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> 리본 합금은 두께가 커짐에 따라 교류투자율이 증가하여 81 μm에서 12,000 이상의 높은 값을

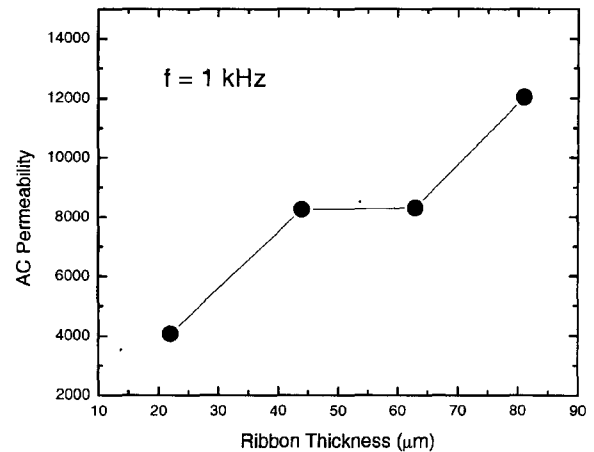


Fig. 6. The variation of AC permeability (at 1 kHz) with the ribbon thickness in Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> amorphous alloy annealed at 500 °C for 20 min.

보여준다. Fig. 6에서도 그러하지만 20 μm 전후의 일반 비정질 연자성 합금의 1 kHz에서의 실효투자율은 3,000~4,000 정도이고, 그 외의 급속응고 리본형 합금에서는 코발트계, 철계 나노결정 또는 낮은 자기변형 값을 가지는 고주파용 철계 합금 등에서만 10,000 이상의 실효투자율이 얻어지는 만큼 본 합금계의 두꺼운 리본에서 12,000을 넘는 투자율이 얻어지는 것은 상당히 주목할만 한 것이다.

81 μm 합금의 교류투자율을 넓은 주파수 범위에서 측정해 보면 Fig. 7과 같은데, 10 kHz에서 5,000, 100 kHz에서도 1,200 이상의 높은 투자율을 유지하고 있다.

이상과 같이 Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> 리본 합금은 두께 증가에 따라 높은 주파수에서의 교류투자율이 증가하여 80 μm을 넘는 두께에서도 큰 값이 얻어지는데, 이러한 현상이 나타나는 원인으로서는 다음과 같은 두 가지 가능성을 검토해 볼 수 있다. 첫째 두께 증가에 따라 미시적 및 거시적 와전류를 억제할 수 있는 전기 비저항의 증가가 있거나, 둘째로 지구 미세화 및 수직자화 성분의 증가에 따라 각각 자벽이동 및 회전자화의 자화에 대한 기여가 커지는 것이다.

Fig. 8은 두께 증가에 따른 전기 비저항의 변화를 나타낸 그림이다. 이 그림에서 보는 바와 같이 Fe<sub>72</sub>B<sub>14.4</sub>Si<sub>9.6</sub>Nb<sub>4</sub> 리본 합금의 전기 비저항은 135 μΩ·cm 정도로서 두께 증가에 따른 변화는 거의 관찰되지 않으며, 오히려 약간이나마 낮아지는 경향이 있는데 이는 두꺼운 합금 내에서 냉각속도가 늦어짐에 따라 얻어지는 단범위 규칙도의 발달과 관련이 있는 것으로 사료된다.

그런데 두께가 전혀 다른 두 가지 리본 합금의 지구 구조를 살펴보면 그 모양이 대단히 다르게 나타난다. Fig. 9와 Fig. 10은 각각 22 μm과 81 μm의 두께를 가지는 합금의 열처리된 상태에서의 지구 구조이다. 이 둘을 비교해 보면, 22

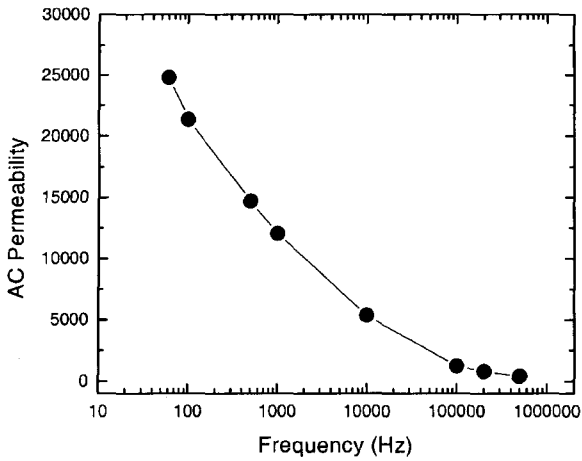


Fig. 7. Frequency dependence of AC permeability for  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy with the thickness of 81  $\mu m$  annealed at 500  $^{\circ}C$  for 20 min.

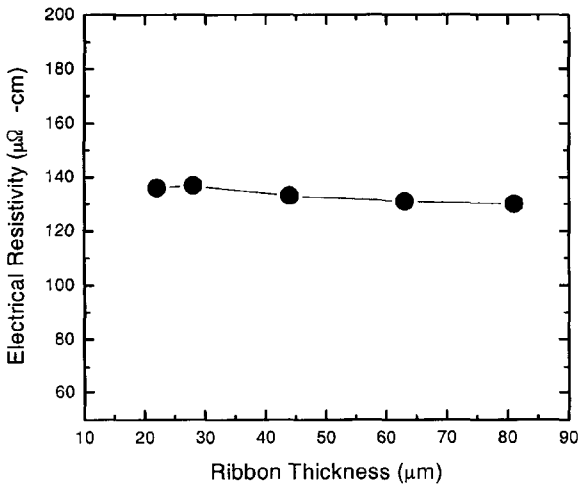


Fig. 8. The variation of electrical resistivity with the ribbon thickness in  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy.

$\mu m$ 의 합금은 종래의 비정질 연자성 합금에 관한 보고[27]와 같이 용탕류의 흐름을 따라 완만한 직선 및 곡선을 그리며 자벽이 생성되어 있으며 자구의 크기는 상당히 큰 것으로 관찰된다. 그러나 81  $\mu m$ 의 경우는 얇은 합금에 비해 자구가 훨씬 미세화 되어 있음을 알 수 있으며, 지그재그 모양의 자구가 많이 관찰되므로써 리본면에 대해 수직 성분의 자기 이방성이 상당히 존재하고 있음을 보여주고 있다[27]. 결론적으로 두께가 두꺼운  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  리본 합금의 고 실효투자율 특성은 바로 이와 같은 자구구조 및 이방성 존재에 기인하는 것으로 판단할 수 있는 바, 자벽 밀도가 높아지면 자장인가에 의한 자화가 일어날 때 자벽이동의 기여가 커지며 수직이방성이 존재하면 교류자화시 회전자화의 기여도 있게 된다. 또 이러한 자기적 구조 변화는 Fig. 4의 각형비의 변화에도 반영되어 있다고 보아야 할 것이다.



Fig. 9. Magnetic domain pattern of  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy with the thickness of 22  $\mu m$  which was annealed at 500  $^{\circ}C$  for 20 min ( $\times 100$ ).

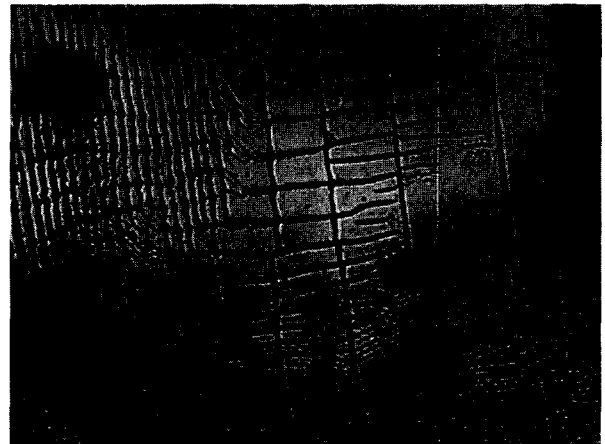


Fig. 10. Magnetic domain pattern of  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  amorphous alloy with the thickness of 81  $\mu m$  which was annealed at 500  $^{\circ}C$  for 20 min ( $\times 100$ ).

#### IV. 결 론

벌크 비정질 형성능을 가지는 Fe-B-Si-Nb계 자성 합금을 단롤형 급속응고법으로 제조하여, 비정질상 형성 여부와 형상(두께), 자기적 성질, 자구구조 등을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 비정질 단상 및 큰 포화자속밀도(1.47 T)를 가지는  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$ 계 합금 리본을 22~102  $\mu m$ 의 넓은 두께 범위에서 제조 가능하였다.

(2)  $Fe_{72}B_{14.4}Si_{9.6}Nb_4$  리본 합금은 두께 증가에 따라 대체적으로 보자력이 감소하고 최대투자율 및 교류 투자율은 증가하였으며 자기이력곡선의 각형비는 감소하였다. 두께 81  $\mu m$ 인 합금의 경우 24 mOe의 작은 보자력과 300,000 이상의 높은 최대투자율을, 그리고 1 kHz에서 12,000 이상의 높은

실효투자율을 나타내었다.

(3) 상기 합금에서 두께 증가에 따라 보자력이 감소하고 최대투자율이 증가하는 것은 주로 자벽이동에 대한 표면 고착 효과의 감소에 기인하는 것으로 생각되었으며, 고주파 실효투자율의 증가는 각형비의 감소 현상과 자구관찰의 결과로부터 자구 미세화 및 리본면에 대한 수직자화 성분의 증가 등에 그 원인이 있는 것으로 사료되었다.

## 후 기

이 논문은 2001학년도 안동대학교 학술연구조성비 지원에 의하여 연구되었음.

## 참 고 문 헌

- [1] 노태환, 정보통신연감, 전자신문사, 서울 (1999), pp. 1496-1511.
- [2] A. Inoue, K. Ohtera, K. Kita and T. Masumoto, Jpn. J. Appl. Phys., **27**, L2248 (1988).
- [3] A. Inoue, T. Zhang and T. Masumoto, Mater. Trans., JIM, **30**, 965 (1989).
- [4] A. Inoue, T. Zhang and T. Masumoto, Mater. Trans. JIM, **31**, 177 (1990).
- [5] A. Pecker and W. L. Johnson, Appl. Phys. Lett., **63**, 2342 (1993).
- [6] A. Inoue, T. Shibata and T. Zhang, Mater. Trans., JIM, **36**, 1420 (1995).
- [7] A. Inoue, A. Takeuchi and B. Shen, Mater. Trans., JIM, **42**, 970 (2001).
- [8] B. Shen, J. Koshiba, A. Inoue, H. M. Kimura and T. Mizushima, Mater. Trans., JIM, **42**, 2136 (2001).
- [9] X. M. Wang, I. Yoshii, A. Inoue, Y. H. Kim and I. B. Kim, Mater. Trans., JIM, **40**, 1130 (1999).
- [10] A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang and K. Kurosaka, Acta Mater., **49**, 2645 (2001).
- [11] A. Inoue, N. Nishiyama and T. Matsuda, Mater. Trans., JIM, **37**, 181 (1996).
- [12] A. Inoue, Mater. Trans., JIM, **36**, 866 (1995).
- [13] A. Inoue, Acta Mater., **48**, 279 (2000).
- [14] A. Inoue, Amorphous and Nanocrystalline Materials(Eds. A. Inoue and K. Hashimoto), Springer, Berlin (2001), pp. 1-51.
- [15] A. Inoue, A. Takeuchi, T. Zhang, A. Murakami and A. Makino, IEEE Trans. Magn., **32**, 4866 (1996).
- [16] A. Inoue, A. Murakami, T. Zhang and A. Takeuchi, Mater. Trans., JIM, **38**, 189 (1997).
- [17] A. Inoue, H. Koshiba, T. Zhang and A. Makino, Mater. Trans., JIM, **38**, 577 (1997).
- [18] A. Inoue, T. Zhang and A. Takeuchi, Appl. Phys. Lett., **71**, 464 (1997).
- [19] T. Itoi, T. Takamizawa, Y. Kawamura and A. Inoue, Scripta Mater., **45**, 1131 (2001).
- [20] A. Inoue and B. Shen, Mater. Trans., JIM, **43**, 766 (2002).
- [21] 佐藤 駿, 岡崎 靖雄, 應用開發進むアモルファス金屬材料, CMC, 東京 (1982), pp. 1-21.
- [22] T. Itoi and A. Inoue, Mater. Trans., JIM, **40**(7), 643 (1999).
- [23] METGLAS catalogue, Nippon Amorphous Metals, Tokyo (1990).
- [24] E. M. Gyorgy, Metallic Glasses, American Society for Metals, Metals Park (1978), pp. 275-303.
- [25] H. J. Leamy, S. D. Ferris, D. C. Joy, R. C. Sherwood, E. M. Gyorgy and H. S. Chen, Rapidly Quenched Metals [I] (Eds. N. J. Grant and B. C. Giessen), MIT Press, Cambridge, (1976), 511.
- [26] H. Fujimori, Proc. 5th Int. Symp. on High Purity Materials in Science and Technology, Dresden (1980), III-198.
- [27] 藤森啓安, アモルファス金屬の基礎, オーム, 東京 (1982), pp. 97-150.

# The Magnetic Properties of FeBSiNb Alloy Ribbons with High Glass Forming Ability

Tae-Hwan Noh\* and Gu-Hyun Kim

School of Advanced Materials Engineering, Andong National University, Andong 760-749, Korea

(Received 31 July 2002, in final form 20 August 2002)

Amorphous FeBSiNb alloy ribbons having bulk glass forming ability and high saturation magnetic flux density were produced by single-roller melt spinning apparatus in the thickness range of 22~102 μm. With the increase of thickness, the coercive force and squareness ratio decreased, while maximum permeability and AC permeability increased. However electrical resistivity was almost constant. Furthermore refined and complex magnetic domain structure was observed in thicker ribbons owing to the change in internal magnetic anisotropy. For the alloy with the thickness of 81 μm, small coercive force of 24 mOe and high effective permeability of 12,000 at 1 kHz were obtained, those are considered to be better comparing to the conventional soft magnetic amorphous alloys (~20 μm). The good soft magnetic properties of the thick FeBSiNb amorphous alloys were attributed to the decrease in surface pinning effect during wall motion, appearance of perpendicular anisotropy and resulted domain refinement.

**Key words** : bulk amorphous alloy, high glass forming ability, FeBSiNb ribbons, soft magnetic properties, domain structure