

Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금의 연자기 특성

김병걸 · 송재성

한국전기연구소, 비정질재료연구팀
경남 창원시 성주동 28-1, 641-120

김현식 · 오영우

경남대학교 무기재료공학과
경남 마산시 월영동 449, 631-260

(1994년 12월 20일 받음)

Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ (at. %) 조성의 합금에 Fe에 대해 비고용원소인 Ag를 B와 1.0at. % 치환한 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ (at. %) 조성의 비정질리본을 액체급냉법으로 제조하여, 연자기특성을 조사하였다. 급냉응고된 비정질리본의 연자기특성을 향상시키기 위하여 300~600℃에서 50℃ 간격으로 열처리한 후, 비정질리본의 연자기특성 및 미세조직의 변화를 조사하였다. 열처리방법은 진공분위기에서 무자장중 열처리하여 상온까지 노냉하였다. Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질리본을 400℃에서 1시간 등온열처리하였을 때, 보자력(H_c) 15mOe, 초투자율(μ₀) 288,000(1kHz, 2mOe) 그리고 철손(W_c) 50W/kg(100kHz, 1,000G)이라는 Co계 비정질합금에 필적할 수 있는 대단히 우수한 연자성재료가 개발되었다. 이와 같은 우수한 연자기특성은 Fe와 비고용원소인 Ag를 소량 첨가함에 따라 열처리에 의해 2~3nm 크기의 미세한 Fe-rich cluster 형성에 따른 전기저항의 증가, 자왜의 감소 그리고 자구(domain) 크기의 감소에 기인한다고 생각된다.

I. 서 론

1980년 Nathasingh 등[1]의 연구보고가 나온 이후, 저주파영역에서 코어손실을 최소로 줄이기 위하여 적정 열처리온도 보다 약간 높은 온도에서 열처리하여 고주파대역에서의 자기코어 손실을 감소시키는 연구가 활발히 진행되어 왔다. 예를 들면 Fe₈₁B_{13.5}Si_{3.5}C₂ 비정질합금의 경우 저주파영역에서 사용하기 위해선 365℃에서 열처리를 하나, 최적의 고주파특성은 385℃에서 열처리했을 때 얻어진다[2]. Fe₈₀B₁₅Si₅ 비정질합금에 대해서도 위와 같이 약간 높은 온도에서 열처리를 함에 따라 손실특성을 향상시킨 보고가 있다[3]. Fe계 비정질합금에서는 Fe를 Cr으로 치환하면 자왜 감소로 인하여 고주파영역에서 손실특성이 개선된다고 하는 실험결과가 Inomata 등[4]에 의해 보고된 바 있다. 또한 Fe계 비정질합금에서 Fe를 Mo나 Nb로 치환하면 자왜가 감소하는 것으로 알려져 있다[5].

적정의 열처리온도 보다 약간 높은 온도에서 열처리하는 것은 결국 비정질기지에 α-Fe 상을 석출시켜 자구(domain)를 미세화시킴에 따라 와전류손을 감소시키는 것을 목적으로 하고 있다. 그러므로 고주파영역에서 손실을 감소시키기 위해서는, 어떻게 하면 α-Fe 상을 미세하고 균일하게 생성시키는 가가 중요한 know-how로 대두

되고 있다. 본 연구에서 저자는 Fe 상의 석출을 촉진시키기 위하여 Fe와 비고용원소인 Ag를 소량 첨가한 Fe-Zr-B계에 대해 고주파영역에서 철손을 감소시키는 것을 목적으로 연구를 수행하였다. 나아가 Co계 비정질합금에 필적할 수 있는 손실특성을 Fe계에서 실현시키는 것을 최종목표로 하고 있다.

II. 실험방법

Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ (at. %) 조성의 모합금은 Fe-B(16.4 mass % B)합금과 Fe(99.9%), Zr(99.9%), Ag(99.9%)를 각각 소정의 양 평량하여, Ar 분위기에서 Arc 용해하여 제조되었다. 비정질리본(1.5 x 0.02mm²)은 단물 액체급냉장치를 이용하여 Ar 분위기중에서 제조되었다. 열처리는 strip과 toroid 코어 형태로 만들어 각각의 온도에서 진공중 열처리를 한 후 노냉하였다. 시료의 상동정은 X-ray장치(Philips PW 1830), 결정화거동은 열분석기(DSC, Dupont 910S) 그리고 자기적특성은 B-H meter와 impedance analyzer를 이용하였다. 철손(W_c)은 철손측정기(Yokogawa 2503), 포화자왜(λ_s)는 전기용량법, 전기저항(R)은 4단자법을 이용하여 측정하였으며, 시료의 미세조직은 투과전자현미경(TEM)으로 관찰하였다. Fig. 1에 실험진행 순서도를 나타내었다.

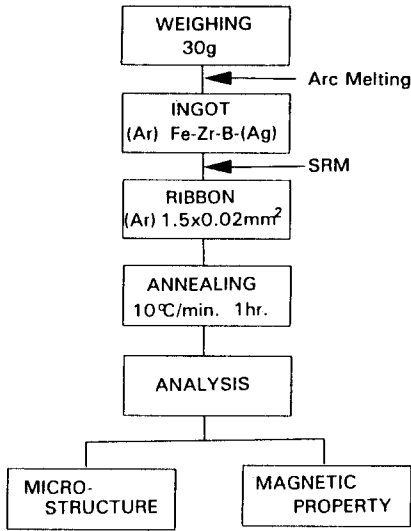


Fig. 1. Flow chart of experimental procedure.

III. 실험결과 및 고찰

소량의 Ag 첨가가 결정화거동에 미치는 영향을 알아보기 위하여 Fe₈₇Zr₇B₆과 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금의 열분석 실험을 행한 결과를 Fig. 2에 나타내었다.

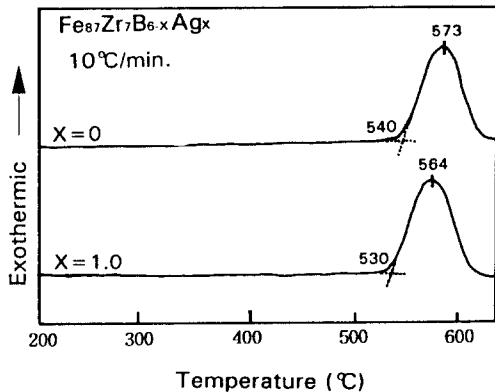


Fig. 2. DSC curves of amorphous Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ and Fe₈₇Zr₇B₆ alloys.

Fig. 2에서 알 수 있듯이 두 조성 모두에서 630°C까지는 하나의 발열피크만 나타나며, Fe₈₇Zr₇B₆ 비정질합금

의 경우 결정화 시작온도 (T_x)는 540°C, 최대반응속도온도 (T_p)는 573°C이지만, Ag를 1.0at.% 치환함에 따라 T_x 는 530°C, T_p 는 564°C로 저온 측으로 이동됨을 알 수 있다. 즉 Ag를 소량 첨가함에 따라 결정화가 촉진됨을 알 수가 있다. 이때의 발열반응은 XRD 실험결과 bcc α -Fe 상의 석출에 기인한 것으로 판명되었다. Suzuki 등은 Fe_{93-x}Zr₇B_x계 비정질합금에서 반금속 원자인 B가 6.0에서 4.0으로 감소하면, 구성 원소의 결합력 감소에 의해 T_x 가 7°C 정도 감소한다고 보고하였다[6]. 하지만, 본 연구에서는 기본 조성인 Fe₈₇Zr₇B₆ 비정질합금의 경우 T_x 는 540°C이지만, Ag가 1.0 첨가된 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금의 경우 T_x 는 530°C로 T_x 가 10°C 정도 감소하였다. B의 Ag 치환량과 T_x 의 감소 정도로 부터 판단해 볼 때 이는 Suzuki 등이 보고한 반금속 B의 감소로 인한 결합력 감소에 의한 것 보다, Ag의 첨가효과가 더욱 지배적임을 의미한다. 즉, Fe와 비고용원소인 Ag의 첨가에 의하여 열처리시 급냉에 의해 강제 고용된 두 원소간의 상분리 경향에 의하여 반발력이 증가함에 따라 Fe의 석출이 촉진되었다고 말할 수 있다. 표 1에 결정화온도 (T_x) 및 최대반응속도온도 (T_p)를 정리하였다.

Table I. Crystallization temperature (T_x) and maximum reaction rate temperature (T_p) of Fe₈₇Zr₇B_{6-x}Ag_x ($x=0, 1.0$ at.%) amorphous alloys.

composition (at. %)	T_x (°C)	T_p (°C)
Fe ₈₇ Zr ₇ B ₆	540	573
Fe ₈₇ Zr ₇ B ₅ Ag ₁	530	564

Fig. 3은 액체급냉법으로 제조된 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 리본의 급냉상태 및 각각의 열처리온도에서 상변화를 조사하기 위해 XRD 실험을 행한 결과를 나타낸 것이다. 급냉응고된 시편의 경우 회절각도 (2θ) 40°C~45°C 사이에서 전형적인 비정질상의 생성을 의미하는 broad한 halo 패턴만 나타났을 뿐 결정상의 피크는 나타나지 않음에 따라 액체급냉하여 제조한 리본은 비정질 상태임을 알 수 있었다. 열처리온도 400°C까지는 여전히 비정질 단상이 유지되고 있으나, 열처리온도 500°C부터는 약간의 결정 피크가 나타나고 있으며, 600°C에서는 비정질상은 거의 소멸하고 결정상인 bcc α -Fe 상의 피크만이 관찰되고 있다. 열처리온도 600°C에서의 결정립의 크기를 구하기 위해 Scherrer의 식[7]을 사용하여 계산한 결과, 결정립은 약 25nm 정도임을 알 수 있었다. 또한 격자상수는 대

략 0.2874 nm로 순수한 bcc α -Fe상의 격자상수(0.28664 nm) [8] 보다 조금 컸으며, 이는 생성된 α -Fe는 순수한 것이 아니라, Zr이나 B를 소량 함유한 고용체임을 알 수 있었다.

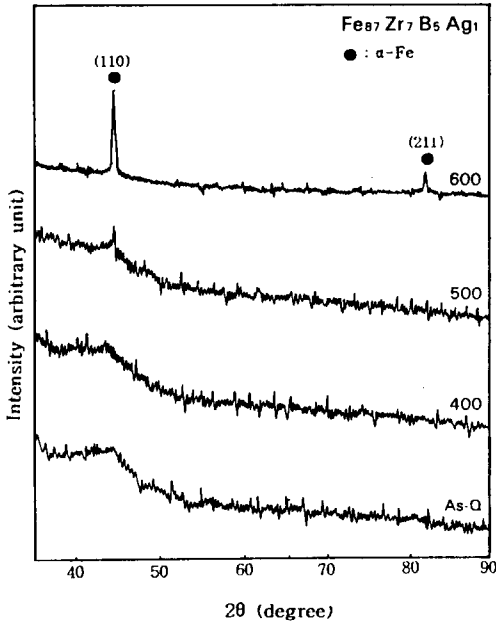


Fig. 3. Changes in the X-ray diffraction patterns of an amorphous $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ alloy with annealing temperatures.

Fig. 4에 $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ 비정질합금을 각각의 온도에서 1시간 열처리하였을 때 자속밀도(B_{10})의 변화를 나타내었다. 급냉상태에서는 2,000 G 정도의 값을 나타내나, 열처리온도가 증가함에 따라 B_{10} 은 서서히 증가하고, 500°C에서 부터 급격히 증가하면서 열처리온도 600°C에서 12,000 G의 값이 얻어졌다. 비정질상태를 유지하는 온도 범위에서 Fe-Si-B계 비정질합금과 같은 다른 비정질합금에서 보다 비교적 낮은 값을 가지는 것은 Fe-Zr계 비정질합금에서 일반적으로 나타나는 invar 특성 [9]에 기인한다고 생각된다. 그리고 열처리온도 500°C에서 B_{10} 이 급격히 증가하는 것은 Fig. 3에서 알 수 있는 것과 같이 결정화에 따른 영향이라고 생각된다.

Fig. 5는 $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ 비정질합금의 열처리온도에 따른 보자력(H_c)의 변화를 나타낸 것이다. 급냉상태의 경우 액체급냉시 도입되는 잔류응력 및 free volume 등에 의해 자벽(domain wall)의 이동이 방해를 받아 보자

력은 상당히 크지만, 열처리함에 따라 잔류응력등의 방해 요소들이 제거되어 보자력은 점진적으로 감소하게 되며, 임계온도 이상에서 열처리하였을 경우 결정화로 인해 보자력은 다시 급격히 증가하게 된다. 따라서 보자력의 변화는 비정질합금의 내부응력 및 미세구조와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다. 또한 400°C에서 열처리한 $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ 비정질합금에서의 보자력은 15 mOe로 매우 작은 값을 가지며, 이는 Suzuki 등 [10]이 보고한 Fe-Zr-B-Cu계 초미세 결정립합금에서의 보자력(30 mOe)보다 50% 정도 감소한 대단히 낮은 값을 나타내고 있다.

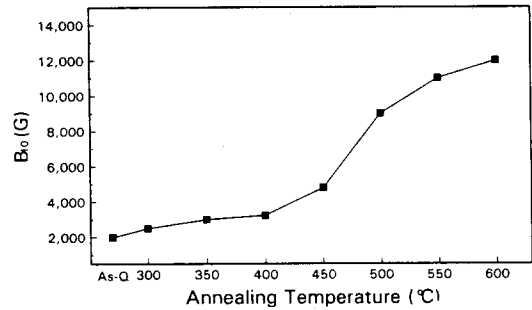


Fig. 4. Change in the flux density(B_{10}) as a function of annealing temperature for an amorphous $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ alloy.

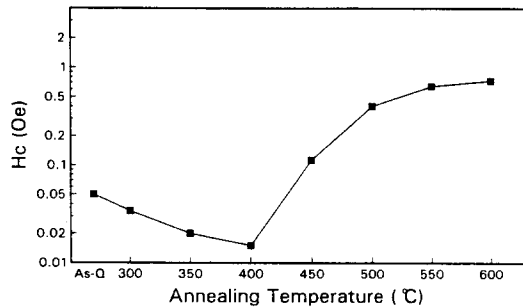


Fig. 5. Change in the coercivity(H_c) as a function of annealing temperature for an amorphous $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ alloy.

투자율특성(μ)은 연자성재료의 응용적인 면에서 아주 중요한 자기특성중의 하나로 알려져 있다. Fig. 6은 주파수 1 kHz, 인가자장 2 mOe에서 $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ 비정질

합금의 열처리온도에 따른 초투자율(μ_i)의 변화를 나타낸 것이다. 급냉상태에서는 약 35,000 정도의 초투자율 값을 가지지만, 열처리온도가 높아짐에 따라 증가하고, 400℃에서 최대값을 나타낸 후, 그 이상의 열처리온도에서는 급격히 떨어지는 경향을 보여주고 있다. 400℃에서 열처리하였을 때, 최대값을 나타내는데, 그 값은 무려 288,000 정도로 지금까지 비정질합금 및 초미세 결정립합금 등의 연구에서 보고된 바 없는 대단히 큰 값이 얻어졌다.

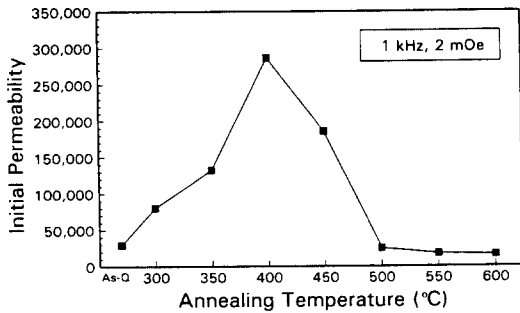


Fig. 6. Change in the initial permeability(μ_i) as a function of annealing temperature for an amorphous Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ alloy.

이와 같은 거대 초투자율특성을 설명하기 위하여, 투자율특성에 큰 영향을 미치는 자왜특성을 조사하였다. 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금은 급냉상태에서도 2.9×10^{-6} 정도의 비교적 낮은 자왜값을 나타내며, 열처리를 함에 따라 350℃까지 거의

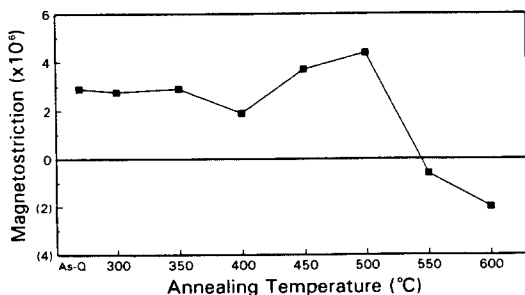


Fig. 7. Change in the magnetostriction(λ_s) as a function of annealing temperature for an amorphous Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ alloy.

변화가 없이 일정한 값을 가지나, 400℃에서는 더욱 감소하여 1.89×10^{-6} 로 최소값을 나타내었다. 이것은 최근 Yoshizawa 등[11]의 FINEMET 조성에서 발표된 자왜값($\lambda_s = 2.1 \times 10^{-6}$) 보다도 낮은 값이 얻어졌다. 이와 같은 낮은 자왜특성이 거대 투자율특성 출현의 하나의 원인으로 생각된다. 열처리온도 450℃에서는 다시 자왜가 증가하나 그 원인에 대해서는 아직 명확하지 않다. 550℃에서 자왜의 부호가 양에서 음으로 변화하게 되며 이는 음의 자왜를 가지는 bcc α -Fe 결정입자의 생성 및 성장에 따른 영향이라고 생각된다.

철손(W_c)은 자기이력 손실(W_h), 와전류 손실(W_e)의 합으로 주어진다. 저주파영역에서는 자기이력 손실이 그리고 고주파영역으로 감에 따라 와전류 손실항이 지배적으로 작용하게 된다[12], [13]. 현재 전기 전자기기의 전원장치는 날로 소형화 및 고신뢰화를 목표로 연구가 진행되고 있으며, 이와 같은 기기의 제조를 위해서는 고주파대역에서 저손실 자성재료의 개발이 절대 필요하다. Fig. 8은 본 연구에서 가장 우수한 보자력과 투자율특성을 나타내는 시편 즉 400℃에서 열처리한 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질 합금에 대해 인가자장 1,000G 하에서 각각의 주파수대역에서 측정된 철손을 나타낸 것이다. 주파수 증가에 따라 손실도 증가하나, 10kHz에서 손실은 약 2.3 W/kg이며 100kHz에서 50 W/kg 정도의 값이 얻어졌다. 참고로 현재 SMPS용 가포화코어에 사용되고 있는 Co₆₉Fe_{3.8}Si_{12.9}B_{10.5}Cr_{3.8} (at. %) 조성의 비정질합금의 철손과 비교하였다. Co계 비정질합금의 경우 100kHz에서 약 40 W/kg의 손실특성을 나타낸다. 이때의 Co계 비정질합금은 외부자장 10Oe 하에서 460℃에서 1

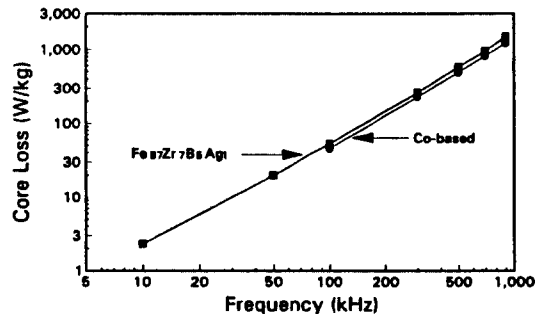


Fig. 8. Changes in the core loss(W_c) at 1,000G as a function of frequency of an amorphous Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ alloy annealed at 400℃. For comparison, a Co₆₉Fe_{3.8}Si_{12.9}B_{10.5}Cr_{3.8} amorphous alloy, field-annealed at 460℃, 10Oe was also plotted together.

시간 열처리하여 연자기특성을 향상시킨 재료의 철손특성을 나타내었다. $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ 비정질합금은 Co 계와 비교할 때 약 20% 정도 크지만, 거의 Co 계의 철손특성에 근접하였다고 말할 수 있다.

이상의 실험결과를 종합해 보면, $Fe_{87}Zr_7B_6$ 비정질합금에 Ag를 1.0 at. % B과 치환시킨 $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ 비정질합금의 연자기특성이 대단히 개선된 것을 알 수가 있다. 즉 저보자력, 고초투자율 및 저손실등의 특성을 나타내고 있다. 이런 연자기특성의 비약적인 개선은 재료의 미세구조와 밀접한 관계가 있으리라 생각되며, 미세구조 변화에 민감한 전기저항을 측정함으로써 예측할 수 있으리라 생각된다.

Fig. 9에 $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ 의 전기비저항의 열처리온도에 따른 변화를 나타내었다. 일반적으로 비정질합금은 열처리온도가 증가함에 따라 기하학적 단범위 규칙(TSRO) 및 화학적 단범위 규칙(CSRO)과 같은 구조완화[14]와 비정질상의 결정화에 의해 전기비저항은 점진적으로 감소한다. $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ 비정질합금도 열처리온도 350°C까지는 동일한 경향을 나타내나, 열처리온도 400°C에서는 전기비저항이 크게 증가하는 독특한 현상이 나타나며, 그 이후의 열처리온도에서는 다시 감소하는 양상을 보여주고 있다. 열처리온도 400°C에서 급격히 전기저항이 증가하는 현상은 현재까지 보고된 바가 없는 결과이다. 앞서서도 지적한 바와 같이 비정질합금은 무질서한 결정구조와 free volume 그리고 급냉시 도입된 잔류응력 등으로 인하여 고전기저항특성을 가지나, 열처리에 의한 응력완화 및 free volume의 감소에 인하여 전기저항이 감소하는 경향을 보이는 것이 일반적이다. 따라서 특정 열처리온도에서 전기저항이 급격히 증가하는 것은 비정질기지에 제2상의 형성만으로 설명될 수 있는 현상이다. 그것도 크기가 큰 입자의 생성이 아닌 매우 미세한 제2상의 형성만으로 설명될 수 있다. 이 재료의 경우 Fe와 비고용원소인 Ag를 소량 첨가하였기 때문에 열처리를 함에 따라 Fe 원자와 급냉시 고용된 Ag 원자 사이에 반발력이 작용하여 두 원자 사이에 상분리현상이 일어나리라 생각된다. 이와 같은 상분리현상은 결국 Fe-rich cluster의 형성을 촉진시킨다고 생각할 수 있다. Fig. 3에서의 XRD 실험결과를 참고하면 열처리온도 400°C까지는 여전히 비정질단상을 유지하고 있기 때문에 이 온도에서 미세한 결정상이 생성되었다고 말할 수 없을 것이다. 그러나 XRD 결과는 어디까지나 미세조직의 평균적인 현상에 대한 정보밖에 얻을 수 없다는 단점이 있다. 그러므로 어떤 임계조건에서의 상변화 및 미묘한 미세조직의 변화를 XRD 실험에 전적으로 의지하는 것은 다소 문제가 있다

고 말할 수 있다. 특히 본 연구에서와 같이 아주 미세한 cluster의 형성을 설명하기에는 부족한 점이 있어 TEM으로 직접 미세조직을 관찰하여 본 연구자의 예측과 일치하는 가를 조사하였다.

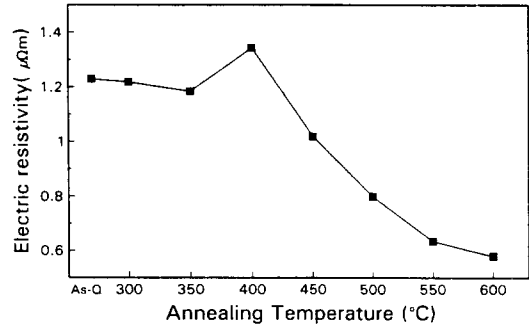


Fig. 9. Change in the electrical resistivity (ρ) at room temperature as a function of annealing temperature for an amorphous $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ alloy.

Fig. 10에 400°C에서 열처리한 시편의 bright field image 및 diffraction pattern을 나타내었다. bright field image에서 알 수 있듯이 비정질기지에 2~3nm 크기의 아주 미세한 제2상이 형성되어 있음을 알 수가 있다 (bright field image에 대략 10nm 정도의 비교적 큰 석출상으로 간주될 수 있는 검은 반점들이 분산되어 있으나 본 저자의 생각으로는 TEM 시편 준비시 전해연마 과정에서 다소 과부식된 부분들로 판단된다). 그러나 diffraction pattern에서는 비정질단상을 의미하는 ring pat-

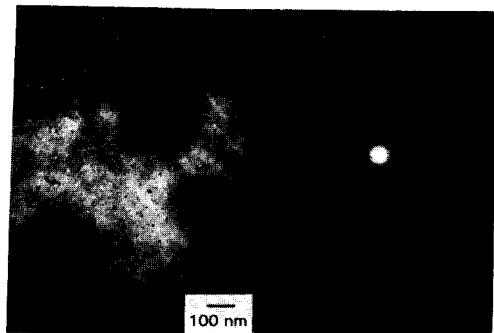


Fig. 10. TEM images of an amorphous $Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$ alloy annealed at 400°C, 1 h.

tern만이 나타나기 때문에 비정질기지에 형성된 제2상은 결정상이 아니고 아직 완전한 결정구조를 가지고 있지 않은 cluster라고 말할 수 있다(일반적으로 cluster의 크기는 2~3nm로 알려져 있다). 더 자세히 말하면 Fe-rich cluster라고 말할 수 있다. 이 결과는 본 연구자가 전기저항 결과로부터 예측한 cluster 형성을 뒷받침하여 주는 결정적인 증거라고 말할 수 있다. 이와 같은 미세조직으로부터 이 재료의 우수한 연자기특성을 예측할 수 있으리라 생각한다. 즉 저보자력, 고투자율 및 저손실특성은 결국 비정질기지에 아주 미세한 Fe-rich cluster 형성에 의해 전기저항이 증가하고 자구(domain)가 미세화되며 자왜가 감소하였기 때문이라고 설명할 수 있다.

현재 Co는 Fe에 비해 그 가격이 20배 정도 비싸기 때문에 실용상 코스트면에서 많은 불리한 점이 있으나, 만약 특성면에서 Co계에 필적할 수 있는 Fe계 비정질합금이 개발되어 값싼 Fe계 합금으로 대체할 수 있다면, 가격경쟁력에서 대단한 우위를 확보하게 되며, 나아가 비정질합금의 다른 전기·전자기기의 자성재료의 대체품으로서 경쟁력을 갖게될 뿐만 아니라, 새로운 응용 가능한 분야가 개척될 것이라고 생각된다. 그리고 본 연구에서 개발된 비정질재료의 경우 손실면에서 약간의 개선의 여지가 있으나, 현재 본 실험에서 사용한 이외의 다른 열처리방법을 도입한다면 Co계를 능가하는 손실특성을 얻을 수 있으리라 생각한다. 현재 자구제어(domain control)에 대한 연구가 진행중에 있다.

IV. 결 론

Fe₈₇Zr₇B₅의 기본 조성에 Fe와 비고용원소인 Ag를 B과 치환한 Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금을 액체급냉하여 제조한 후, 여러 온도에서 진공중 열처리하여, 자기적특성 및 미세구조의 변화를 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

Fe₈₇Zr₇B₅Ag₁ 비정질합금을 400℃에서 1시간 열처리하였을 때, H_c = 15 mOe, μ_i = 288,000 (1 kHz, 2 mOe), W_c = 50 W/kg (100 kHz, 1,000 G)로 기존의 Co계 비정질합금에 필적하는 우수한 연자기특성이 얻어졌다. 이는 열처리에 의해 비정질기지에 2~3nm 크기의 대단히 미세한 Fe-rich cluster의 형성에 의해 전기저항

이 증가하고 자왜가 감소하며, 자구 미세화로 인해 와전류 손실이 감소하였기 때문이라고 생각된다.

참 고 문 헌

- [1] D. Nathasingh and C. H. Smith, Proc. of POWERCON 7, B2-1(1980).
- [2] N. J. DeCristofaro, A. Freilich and D. M. Nathasingh, U. S. Patents 4,249,969(1981) and 4,219,355(1980).
- [3] W. Wolf, R. Mohs and U. Konig, J. Magn. Magn. Mater., **19**, 177(1980).
- [4] K. Inomata, M. Hasegawa and S. Shimanuki, IEEE Trans. Magn. MAG-17, 3076(1981).
- [5] K. Inomata, T. Kobayashi, M. Hasegawa and T. Sawa, J. Magn. Magn. Mater. **31-34** 1577(1983).
- [6] K. Suzuki, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto, J. Japan Appl. Phys., **30**, L1729(1991).
- [7] B. D. Cullity, "Elements of X-ray Diffraction" 2nd Edition, Addison-Wesley Pub. Co., Reading, Mass., 102(1978).
- [8] W. B. Pearson, "A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys", Pergamon Press, Oxford 625(1964).
- [9] N. Saito, H. Hiroyoshi, K. Fukamichi and Y. Nakagawa, J. Phys., **F16**, 911(1986).
- [10] K. Suzuki, M. Kikyuchi, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto, Mater. Trans., JIM, **32** (10), 961(1991).
- [11] Y. Yoshizawa, S. Oguma and K. Yamauchi, J. Appl. Phys., **64**(10), 6044(1988).
- [12] T. Kulik and T. Lisiecki, J. Magn. Magn. Mater., **109**, 228(1992).
- [13] F. E. Luborsky and J. J. Becker, IEEE Trans. Magn., MA G-15, 1939(1979).
- [14] Y. Takahara, N. Fuji and H. Matsuda, J. Japan Inst. Metals, **52**, 1(1988).

The Magnetic Properties of
an $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ (at. %) Amorphous Alloy

Byung-Geol Kim, Jae-Sung Song

Korea Electrotechnology Research Institute

28-1 Sungju-dong, Changwoon 641-120

Hyun-Sik Kim, Young-Woo Oh

Department of Inorganic Materials Engineering

Kyungnam University, Masan 631-260

(Received 20 December 1994)

The magnetic properties of an $\text{Fe}_{87}\text{Zr}_7\text{B}_5\text{Ag}_1$ (at. %) amorphous alloy have been investigated as a function of annealing temperatures to clarify its application potential as a core material for high-frequency use by adding a small amount of insoluble element of Ag. A new excellent soft magnetic material was developed. The amorphous alloy produced by relatively low temperature annealing at $T_a = 400^\circ\text{C}$ exhibited very high initial permeability (μ_i) of 288,000 at 1 kHz and 2 mOe, very low coercivity (H_c) of 15 mOe and low core loss (W_c) of 50 W/kg at 100 kHz and 1,000 G which is comparable with Co-based amorphous alloys, respectively. It is notable that the values obtained in the present study are the best magnetic properties among various kinds of Fe-based soft amorphous materials reported up to date. The reasons for the achievement of good soft magnetic properties are presumably due to the homogeneous formation of very fine α -Fe clusters with the size of 2~3 nm in an amorphous matrix, which can be deduced from the increase of resistivity and the TEM observation. The very fine α -Fe clusters embedded in an amorphous matrix had a great influence on reduction of magnetostriction and refinement of magnetic domain.