

Fe-Al-Nb-B-(Cu)계 초미세결정합금의 자기적 특성

박진영 · 서수정

성균관대학교 공과대학 금속공학과
수원시 장안구 천천동 300

김규진

(주)동부제강 기술연구소
인천시 서구 가좌동 590-1

김광윤

한국과학기술연구원 금속연구부
서울특별시 성북구 하월곡동 39-1

노태환

안동대학교 금속공학과
경북 안동시 송천동 388

(1996년 8월 14일 받음, 1996년 9월 20일 최종수정본 받음)

새로운 고성능 자심용 연자성 합금을 개발하기 위해, 급냉응고 방식에 의해 제조된 $Fe_{83-x}Al_xNb_3B_{12}$ ($X=1\sim 5$ at%) 합금의 결정화거동 및 자기적 특성을 조사하였다. 3 at% Al의 $Fe_{80}Al_3Nb_3B_{12}$ 합금이 조사된 Fe-Al-Nb-B계 합금중에서 가장 우수한 연자기 특성을 가지며, 이때 미세한 α -Fe상 결정립 조직을 가지는 것으로 판명되었다. 또, 이 조성의 합금에 1 at%의 Cu를 첨가하면, 약 6~7 nm정도의 크기를 가지는 극히 미세한 결정립의 α -Fe상 조직이 얻어졌으며 이에 따라 대단히 현저한 연자기 특성의 향상이 실현되었다. 이때 초미세 결정구조 $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ 합금의 자기적 특성은 다음과 같다: μ_{eff} (1 kHz) = 26,000, $B_{10} = 1.45$ T, $H_c = 25$ mOe, P_c (100 kHz, 0.2 T) = 55 W/kg.

I. 서 론

최근 각종기기의 소형·경량화 추세에 힘입어 고주파에서 우수한 연자기 특성을 지니는 새로운 재료의 개발이 진행되고 있으며, 이러한 연구의 일환으로 기존의 철계 비정질합금의 단점인 낮은 포화자속밀도 및 고주파에서의 손실 특성을 개선할 수 있는 재료에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다. 최근 Yosizawa 등[1]에 의해 개발된 Fe-Cu-Nb-Si-B 초미세결정합금은 이와 같은 연구의 가장 대표적인 결과로써, 기존의 철계 비정질합금에 비해 훨씬 우수한 연자성을 지닌 것으로 밝혀져 있다. 이러한 초미세 결정합금이 우수한 연자기 특성을 나타내는 이유는 Herzer 등[2]에 의하여 이방성 분산 모델로써 설명되어졌으며, 결정립의 크기가 10 nm에서 50 nm정도의 범위에서는 보자력이 결정립 크기의 6승(D^6)에 비례하여 증가하며, 50 nm 이상으로 결정립 크

기가 증가하는 경우에는 다시 결정립 크기(D)에 반비례하여 보자력이 감소함이 밝혀져 있다. 이 경우에 실효투자율은 통상 보자력의 거동과는 반비례하는 경향을 나타낸다. 이외에도 우수한 연자기 특성을 발현시키는 기구로는 자기변형률이 영에 가까운 낮은 값을 보이는 것과 전체적으로 우수한 자기적인 균질성등도 함께 작용하는 것으로 알려져 있다.

그런데, Fe-Cu-Nb-Si-B계 합금은 우수한 연자기 특성을 가지기는 하나 포화자속밀도가 다소 낮은 단점이 있어, 고포화 자속밀도를 지니는 새로운 합금계의 개발이 진행되어 Suzuki 등[3]은 Fe-M-B계(M=Zr, Nb, Hf)의 초미세 결정합금을 개발하였다. 이 합금계는 상대적으로 높은 Fe의 분율에 의해 포화자속밀도가 약 1.5~1.7 T에 이르고, 자심손실이 낮다는 등의 장점이 있다. 단, 실효투자율이 10,000정도로 다소 낮은 문제점이 있는데, Suzuki 등[4]은 이에 Cu를 첨가하여 더욱 우수한

자기적 특성을 얻는데 성공하였다. 그 결과 Cu를 첨가한 Fe-Zr-B-Cu계 합금의 경우에는 1 kHz에서 48,000의 실효투자율과 1.52 T의 포화자속밀도 특성이 얻어졌다. 그러나, 이 합금계의 경우에는 산화성이 강한 Zr과 같은 금속성분을 포함하고 있음으로 인하여 급냉응고공정을 분위기중에서 행하여야 한다는 등의 공정상의 난점으로 인하여 현재 상용화 되어 있지는 않다.

이러한 선행 연구들을 배경으로 하여, 최근 저자들은 예전부터 대표적인 연자성 금속재료로서 잘 알려져 있는 Fe-Al계 합금을 급냉응고에 기초한 초미세결정화과정을 통하여 새로운 고성능 연자성 재료로 개량하고자 하는 연구를 수행한 바 있으며 [5, 6], 이때 기본적인 비정질 형성원소로 Zr 및 B를 사용하였었다. 그러나 Zr은 위에서도 언급한 바와같이 산화성이 크고, 결정화 진행시 결정립 성장 억제효과도 다른 원소 특히 Nb보다 크지 못하며, 결과적으로 그리 우수한 자기적 특성을 얻지는 못하였다. 이러한 제반 문제점들을 극복하여 보다 우수한 새로운 초미세 결정 연자성재료의 개발 가능성을 찾아보기 위해, 본 연구에서는 Zr을 Nb으로 대체한 Fe-Al-Nb-B 4원계 합금의 자기적 특성 및 미세조직의 열처리 의존성을 조사하였고, 또 이에 초미세 결정화 촉진 원소인 Cu를 첨가한 Fe-Al-Nb-B-Cu 5원계 합금의 자기적 특성과 미세조직을 조사하고 그 결과를 분석 평가하였다.

II. 실험방법

순도 99.9 % 이상의 Fe, Nb, B, Cu, Al 원료금속을 소정의 조성대로 평량한후 진공 아-크 용해로를 사용하여 모합금을 제조하였다. 아-크 용해시 모합금의 불균일성을 방지하기 위하여 5회 이상 뒤집어 반복 용해하였다. 비정질 합금리본은 진공 및 분위기를 유지할 수 있는 단물형 급냉응고 장치를 사용하였으며, 모합금의 용해는 최대 출력 5 kW인 고주파 유도로를 사용하였다.

비정질 리본의 제조조건은 만들고자 하는 비정질 리본의 두께에 따라 적절히 변화시켰는데, 통상의 비정질 리본 시료는 분사압력 1~2 kg/cm², 냉각롤 회전 선속도 40~45 m/s, 석연관 노즐직경 0.5~0.55 mm로 Ar 분위기하에서 제조하였으며, 이때 제조한 Fe-Al-B-Nb-Cu계 비정질 리본합금의 폭은 1~2 mm 내외였고 두께는 대략 20 μm 전후였다.

제조된 리본은 X-선 회절분석을 통하여 비정질임을 확인하고, 외경 21 mm의 구리 보빈에 적정 길이만큼 토로이드 형태로 감아 10⁻³ Torr 이하의 진공도를 유지할 수 있는 석연관 내에서 1시간 동안 열처리한 후 Ar 분위기

에서 공냉하였다. 이때 열처리로는 유도자기장이 발생하지 않도록 무유도 권선 방식으로 감아 사용하였다.

제조한 합금의 결정화 거동은 시차 열분석계 (DTA : PL Thermal Science, PL-ETA Version V)를 사용하여 측정하였으며 이때의 가열속도는 10 °C/min 이었다. 열처리한 시료는 토로이드 형태로 감은 뒤 직류 및 교류 자기 특성을 측정하였다. 교류실효투자율은 임피던스 분석기 (Hewlett Packard, 4192A)로 측정하였고, 직류 자기특성은 B₁₀ 측정시 10 Oe (800 A/m), 보자력은 1 Oe (8 A/m)를 가하여 DC Recording Fluxmeter (Toei, TRF-5AH1)로 측정하였다. 자심손실의 측정에는 B-H Analyser (Iwatzu, SY820)을 사용하였다. 열처리후 결정화된 시료의 미세조직 및 상분석에는 Cu-K_α선에 의한 X-선 회절시험기 (Rigaku : CN 2013) 및 투과전자 현미경 (Transmission Electron Microscope : Philips, CM30)을 이용하였다.

III. 실험결과 및 고찰

1. Fe-Al-Nb-B 계

Fig. 1은 Fe_{83-x}Al_xNb₅B₁₂ 합금 (X = 1~5 at %)의 DTA 분석결과이다. 각 합금조성은 모두 지금까지 보고되어온 대표적인 초미세결정연자성합금인 Fe-Cu-Nb-Si-B 및 Fe-Zr-B-Cu 합금의 2단 결정화과정과 유사한 결정화 거동을 보이는 바, α-Fe 상의 결정화로 예상되는 제 1차 결정화온도는 460~470 °C 정도, 그리고, 화합물의 결정화 피크로 보이는 2차 결정화온도는 약 580 °C 정

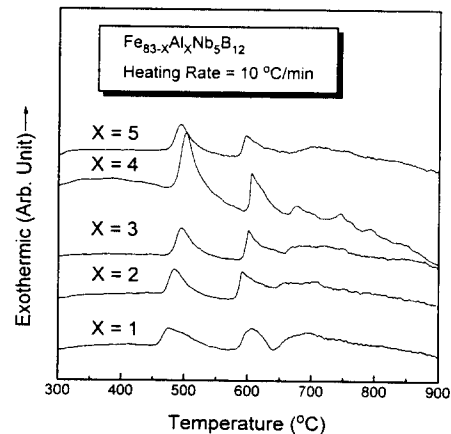


Fig. 1. DTA curves of amorphous Fe_{83-x}Al_xNb₅B₁₂ (X = 1~5 at %) alloys.

도로 1차 결정화 온도와 2차 결정화 온도는 약 120 °C의 차이를 보인다. 이러한 결정화 온도 분석을 통하여 열처리 온도의 범위를 400~600 °C로 결정하였다.

Fig. 2는 적정 Al 농도를 결정하기 위하여 $Fe_{83-x}Al_xNb_5B_{12}$ 합금 ($X = 1 \sim 5$ at %)의 열처리 온도에 따른 1 kHz에서의 실효 투자율의 변화를 조사한 결과이다. 각 합금은 결정화가 일어나지 않고 아몰퍼스 상이 거의 대부분을 차지하고 있는 400 °C의 열처리 온도에서 상당히 높은 투자율을 보인 후, 450 °C의 열처리 온도에서 일단 감소하였다가 470~500 °C 부근의 온도에서 다시 증가하는 추세를 보였다. 특히 Al = 3 및 4 at %를 첨가한 조성에서는 각각의 적정 열처리온도인 500 °C, 475 °C에서 1시간 동안 열처리한 경우 약 7,000~7,200 정도의 비교적 큰 투자율을 나타내었다.

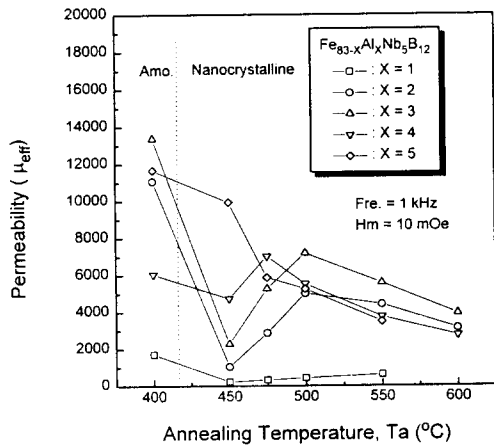


Fig. 2. The changes of effective permeability for $Fe_{83-x}Al_xNb_5B_{12}$ ($X = 1 \sim 5$ at %) alloys as a function of annealing temperature.

Fig. 3은 결정화온도(약 450 °C) 이후의 영역에서 가장 높은 실효투자율을 보이는 Al = 3 at % 합금의 열처리 온도에 따른 포화자속밀도(B_{10}) 및 보자력(H_c)의 변화를 나타낸 그림이다. 열처리 온도에 따른 B_{10} 의 변화를 살펴 보면, 400 °C에서 1시간동안 열처리한 합금의 경우 약 1.0 T 정도의 값을 보이는데, 이는, B_{10} 값은 이러한 조성의 합금계열 경우 α -Fe 상의 결정화 분율에 비례하여 증가한다는 것을 감안하면, 거의 결정화가 일어나지 않고 대부분이 비정질상으로 이루어져 있음을 보이는 것이다. 이후 열처리 온도가 다시 높아지면, 500 °C까지는 B_{10} 도 거의 직선적으로 증가하여 1.54 T의 값을 나타내나, 그 후 500 °C

이상이 되면 완만히 증가하고 550 °C 이상에서는 거의 B_{10} 값의 증가가 관찰되지 않는다. 이로 미루어 α -Fe 상의 결정화 분율이 500 °C까지는 온도 상승에 비례하여 증가하나, 550 °C 이상에서는 α -Fe 상의 결정화가 더 이상 진행되지 않는 것으로 보인다. 보자력 H_c 의 경우에는 400 °C에서 1시간 동안 열처리한 경우에 가장 낮은 25 mOe 정도의 값을 보이는데, 이는 거의 미세조직이 비정질상으로 존재함으로써 얻어지는 결과이다. 결정화가 일어나고부터는 500 °C에서 가장 낮은 85 mOe의 값을 보인 후 점차로 다시 증가한다. 이처럼 500 °C 이상으로 열처리 온도가 상승함에 따라 보자력이 증가하는 것은 고온에서의 결정립 크기의 증가에 기인하는 것으로 보여지는데, 이러한 결정립 크기와 보자력의 상관관계는 Herzer[2]의 이방성 분산 모델로서 예견되는 것이다.

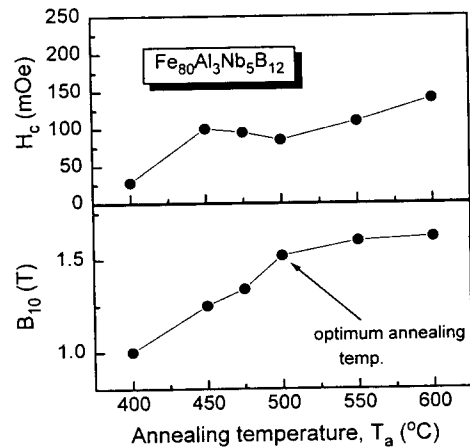


Fig. 3. The variations of B_{10} and H_c values for $Fe_{80}Al_3Nb_5B_{12}$ alloy as a function of annealing temperature.

위와 같은 결과의 해석자료로서 Fig. 4에는 가장 우수한 연자기 특성을 보이는 $Fe_{80}Al_3Nb_5B_{12}$ 합금의 열처리 온도에 따른 X-선 회절분석 결과를 나타내었다. XRD 분석 결과 급냉상태의 리본 합금의 분석결과와 400 °C의 열처리 온도에서 1시간 동안 열처리한 경우의 합금에서는 전형적인 비정질상의 브로드한 회절패턴을 보여주고 있으며, 450 °C의 열처리 온도부터는 α -Fe 상의 결정 피크가 관찰되기 시작하여 500 °C까지는 이와 동일한 회절 피크만이 관찰되는 것으로 보아 화합물의 생성은 일어나지 않은 것으로 보인다. 그러나, 2차 결정화 온도 이후인 600 °C에서 1시간 동안 열처리한 경우에는 Fe_3B 의 피크

가 관찰되는 것으로 미루어 Fig. 1에서 나타나는 1차 결정화 피크는 α -Fe 상의 결정 피크이고, 2차로 결정화되는 것은 Fe_3B 상인 것으로 확인되며, 이러한 화합물의 생성은 자기적 특성의 급격한 감소를 일으키는 원인이 된다. 급냉응고 상태에서부터 열처리 온도가 상승함에 따라 처음에는 전형적인 비정질상의 피크를 나타내다가 점차 피크의 반가폭이 감소하여 α -Fe 상의 결정화가 진행됨을 관찰할 수 있으며, Scherrer 식을 이용하여 α -Fe 상의 (110) 주피크로부터 결정립 크기를 계산한 결과 500 °C에서는 약 11 nm였으나, 이후의 열처리 온도에서 점차 증가하여 600 °C에서는 약 20 nm 이상으로 성장함을 알 수 있었다. 이러한 결정립 크기의 성장으로 인하여 적정 열처리온도인 500 °C 이상에서는 보자력 증가 및 투자율의 감소가 일어나는 것으로 생각된다.

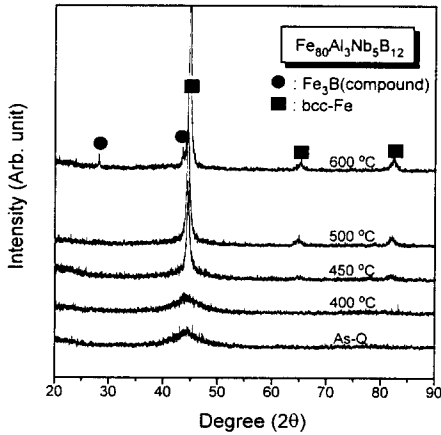


Fig. 4. XRD patterns of $\text{Fe}_{80}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ alloy as a function of annealing temperature.

Fig. 5는 $\text{Fe}_{80}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ 초미세 결정 합금의 미세구조를 TEM으로 관찰한 사진인데, 이 합금에서는 약 10~20 nm 정도의 불균질한 결정립이 존재하고 이로 인하여 비록 초미세결정조직을 얻었음에도 불구하고 아주 우수한 자기적 특성을 얻기에는 불충분하다는 것을 보여주고 있다.

결과적으로, Al 2~4 at %의 조성에서는 결정화 온도 이상에서의 투자율 증가가 일어나는 영역이 나타나는 것으로 보아 Cu를 첨가하지 않아도 초미세 결정립을 얻을 수 있는 것으로 생각되었다. 그러나, 초미세 결정합금이 얻어졌다고 해서 모두 우수한 자기적인 특성을 나타내는

것은 아니며, 본 4원 합금계의 경우는 그리 미세하지 못한 결정립 크기 및 이의 불균질성 때문에 우수한 자기적인 특성을 나타내지는 못하였다.

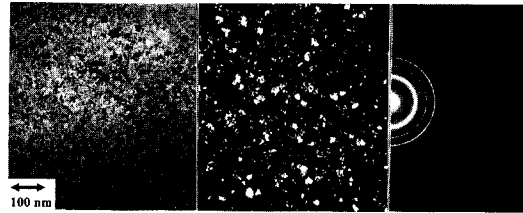


Fig. 5. The microstructure for $\text{Fe}_{80}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ alloy annealed at 500 °C by TEM.

2. Fe-Al-Nb-B-Cu계

Fe-Si-Nb-B계 초미세합금에 Cu를 첨가한 경우 우수한 연자기 특성을 지닌 초미세 결정합금이 얻어지는데, 이는 결정화 초기과정에서 Fe에 대한 고용도가 거의 없는 Cu가 먼저 이동하여 고용도 Cu 영역이 형성되고, 이에 따라 Fe 농도의 변조가 일어나 bcc-Fe 상 핵생성 자리의 밀도가 증가함으로써 결정립 미세화가 일어나는 것으로 보고되고 있다 [7]. 또 Fe-Zr-B계나 Fe-Nb-B계 초미세 결정합금의 경우에도 Cu 첨가시 자기적 특성이 향상되는데, 이는 Cu에 의한 bcc-Fe 상의 핵생성 촉진 및 bcc-Fe 상의 석출온도의 저하에 의한 생성 결정립의 성장속도 감소가 조직 미세화를 일으키기 때문인 것으로 보고되고 있다 [4]. 따라서, 본 연구에서도 이와 같은 Cu 첨가의 효과가 나타날 것을 기대하면서, Fe-Al-Nb-B계의 자기적 특성을 개선하고 더욱 균질한 초미세 결정립 구조를 얻기 위하여 $\text{Fe}_{79}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}\text{Cu}_1$ 5원계 합금의 열처리 효과를 조사하였다.

Fig. 6에 (a)는 $\text{Fe}_{80}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ 합금에 Cu를 1 at % 첨가한 $\text{Fe}_{79}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}\text{Cu}_1$ 합금의 1 kHz에서의 실효 투자율을 나타낸 그림이다. 450 °C에서 1시간동안 열처리한 경우 약 26,000 정도의 높은 실효투자율을 얻을 수 있었는데, 이는 상기 Cu 첨가 효과가 이 합금계에서도 나타나고 있음을 보여주는 것으로 생각된다. 한편 Cu를 첨가하지 않은 경우에 비하여 Cu를 첨가한 경우에는 적정 열처리 온도가, 결정화 온도가 낮아지는 것과 비례하여, 약 50 °C 정도 낮아지는 것이 관찰되었다. 또 이러한 Cu 첨가에 의한 자기적 특성의 개선은 Al의 함량이 3~4 at % 일때는 현저하나 그 이외의 조성에서는 그리 크지 않았다.

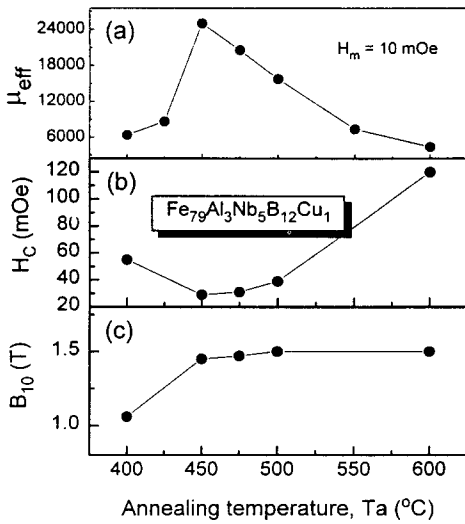


Fig. 6. The changes of effective permeability (μ_{eff}), B_{10} and H_C for $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ alloy as a function of annealing temperature.

Fig. 6에 (b), (c)는 $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ 합금의 직류특성으로서 B_{10} 과 H_C 의 열처리온도 의존성을 측정하여 나타낸 그림이다. B_{10} 의 경우, 450 °C 이상의 온도에서 그 크기가 그리 크게 변화하지 않는 것으로 보아 α -Fe 상의 결정상 분율 또한 크게는 변화하고 있지 않음을 알 수 있었으며, 이때 B_{10} 은 대략 1.4~1.5 T 정도였다. 보자력 H_C 는 적정 열처리 온도인 450 °C에서 25 mOe로 가장 낮았으며, 그 이상의 열처리 온도에서는 점차 증가하였다. Table I에는 XRD의 α -Fe 주피크를 이용해 Scherrer 식으로 결정립 크기를 계산한 결과를 나타내었다. 450 °C에서 약 7 nm 정도의 결정립 크기를 나타낸 뒤 열처리온도 상승에 따라 점차 증가하는 경향을 보이는데, 이러한 결정립 크기의 증대로 인하여 점차적인 H_C 값의 증가가 나타날 것으로 믿어진다. 그 후 600 °C에서 급격하게 H_C 가 다시 증가하는데 이는 Fig. 4의 결과로부터 결정립 증대보다 오히려 Fe_3B 등의 화합물 형성의 결과로 보여진다.

Fig. 7은 $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ 합금을 400, 450, 500 °C에서 각각 1시간 동안 열처리한 경우의 투과전자현미경(TEM) 사진이다. 400 °C에서는 아직 잔류 비정질상이 거의 대부분을 차지하고 있으며, 매우 미세한 결정립들이 부분적으로 관찰되고 있는데, 이는 SAD(Selected Area Diffraction) 패턴에서도 확인된다. 450 °C 및 500 °C의 온도에서의 TEM 사진을 보면 XRD 분석에서 계산

한 결정립 크기와 잘 일치하고 있음을 알 수 있고, 450 °C의 열처리보다는 500 °C의 열처리 온도에서 결정화가 약간 더 진행되고 있음을 SAD 사진에서의 할로우 패턴 형상 변화로부터도 알 수 있었다.

Table I. The changes of grain size as a function of annealing temperature obtained by the scherrer formula from XRD main peak of $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ alloy.

열처리 온도	As quenched	400 °C	450 °C	500 °C	600 °C
결정립 크기	Amorphous	4.5 nm	7 nm	9 nm	13 nm

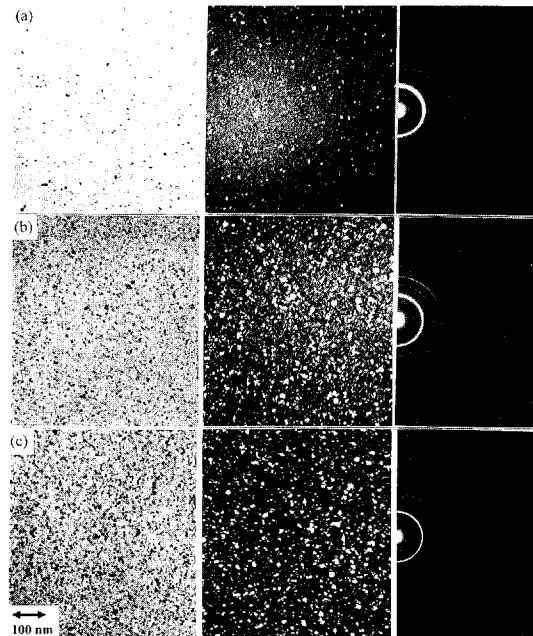


Fig. 7. The variations of microstructure of $Fe_{80}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ alloy according to annealing temperature by TEM.

(a) 400 °C (b) 450 °C (c) 500 °C

Fig. 8은 주파수에 따른 자심손실의 변화를 나타낸 그림이다. 자심손실은 $Fe_{79}Al_3Nb_5B_{12}Cu_1$ 합금이 저자심이 앞서 보고한 $Fe_{80}Al_4Zr_5B_{10}Cu_1$ 합금보다 낮은 자심손실 값을 보이는데, 이로 미루어 Nb이 코주파에서의 손실을 줄이는데 Zr보다 유리한 것으로 판단되었다.

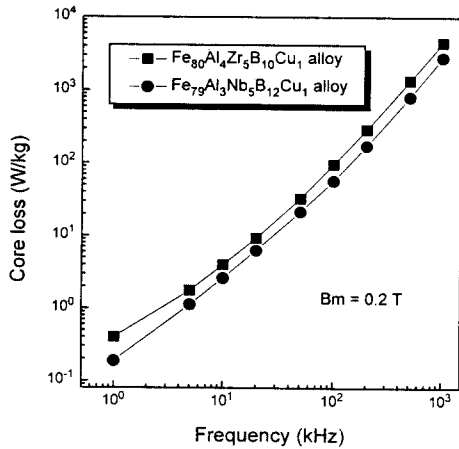


Fig. 8. The changes of core loss for Fe₈₀Al₃Nb₅B₁₂Cu₁ and Fe₈₀Al₄Nb₅B₁₀Cu₁ alloy as a function of frequency.

IV. 결 론

급냉응고 방식에 의해 제조한 Fe-Al-Nb-B-(Cu)계 초미세 결정합금의 미세구조 및 자기적 특성을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 저자등이 이미 보고한 바 있는 초미세 결정합금인 Fe-Al-Zr-B계에서 Zr을 Nb으로 대체한 결과, Cu를 첨가하지 않고도 500 °C의 온도에서 열처리한 경우 약 10~20 nm정도의 α-Fe 결정립 조직을 얻을 수 있었다
- 2) Fe₈₀Al₄Nb₅B₁₂ 합금에 Cu를 1 at% 첨가한 경우 훨씬 더 균질하고, 결정립 크기가 10 nm 이하인 초미

세 결정합금을 얻을 수 있었다.

- 3) Cu를 첨가한 Fe₇₉Al₃Nb₅B₁₂Cu₁ 합금의 경우, 자기적 특성의 많은 개선을 보였는데 이때의 연자기적 특성을 살펴보면 다음과 같았다. $\mu_{eff}(1 \text{ kHz}) = 26,000$, $B_{10} = 1.45 \text{ T}$, $H_c = 25 \text{ mOe}$, $P_c(100 \text{ kHz}, 0.2 \text{ T}) = 55 \text{ W/kg}$.

감사의 글

본 연구는 'Kist-2000 프로그램 연구비 지원'에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Y. Yoshizawa, S. Oguma and K. Yamauchi, *J. Appl. Phys.*, **64**, 6044(1988).
- [2] G. Herzer, *IEEE. Trans. Magn*, **26**, 1397 (1989).
- [3] K. Suzuki, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto, *J. Appl. Phys.*, **74**, 3361(1993).
- [4] K. Suzuki, A. Makino, A. Inoue and T. Masumoto, *J. Appl. Phys.*, **70**, 6232(1991).
- [5] K. J. Kim, J. Y. Park, K. Y. Kim, J. S. Lee and T. H. Noh, *韓國磁氣學會誌*, **5**(5), 487 (1995).
- [6] K. J. Kim, J. Y. Park, K. Y. Kim, T. H. Noh and I. K. Kang, *韓國磁氣學會誌*, **5**(5), 491 (1995).
- [7] Y. Yoshizawa and K. Yamauchi, *日本金屬學會誌*, **53**(2), 241(1989).

Magnetic Properties of Ultrafine grained Fe-Al-Nb-B-(Cu) Alloys.

J. Y. Park and S. J. Suh

*Department of Metallurgical Engineering, Sungkyunkwan University
Suwon 440-746, Korea*

K. J. Kim

*Technical Rearch Center, Dongbu Steel Company. Ltd.
Inchon 404-250, Korea*

T. H. Noh

*Department of Metallurgical Engineering, Andong National University
Andong 760-749, Korea*

K. Y. Kim

*Div. of Metals, Korea Institute of Science and Technology
Seoul 136-791, Korea*

(Received 14 August 1996, in final form 20 September 1996)

The magnetic properties and crystallization behaviors of $\text{Fe}_{83-x}\text{Al}_x\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ ($X=1\sim 5$ at%) alloys were investigated. The $\text{Fe}_{80}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}$ alloy was developed a very good soft magnetic material with ultra-fine grain structure in Fe-Al-Nb-B system alloys. When 1 at% of Cu was added in Fe-Al-Nb-B alloy, the soft magnetic properties were found to improve significantly through the reduction of the grain size upto about 6~7 nm at 450 °C. The magnetic properties of the $\text{Fe}_{79}\text{Al}_3\text{Nb}_5\text{B}_{12}\text{Cu}_1$ alloy were as follows: μ_{eff} (1 kHz) = 26,000, B_{10} = 1.45 T, H_c = 25 mOe, P_c (100 kHz, 0.2 T) = 55 W/kg, respectively.