

# Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> 나노결정합금 분말코어의 자기적 특성에 미치는 분말입도 및 볼밀링 시간의 영향

문병기· 강성찬\*\*· 박원욱\*\*\*· 손근용\*

## Effects of Powder Size and Ball-milling Time on the Magnetic Properties of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> Nanocrystalline Alloy Powder Cores

Byoung-Gi Moon\* · Sung-Chan Kang\*\* · Won-Wook Park\*\*\* · Keun-Yong Sohn\*

### ABSTRACT

The influence of powder size and ball-milling time on the magnetic properties of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> nanocrystalline alloy powder was investigated. Flake-shaped powders were produced by pulverizing the ribbons annealed at 550°C for 1 hour. The powders were classified and consolidated into core shapes at a pressure of 18ton/cm<sup>2</sup>. The initial permeability at 100kHz of the inductor core produced using 53~75μm powders showed the highest value although its consolidated density showed the lowest one. The reason for the result is due to the cracking of the particles larger than 75μm during the consolidation process. The ball-milling of powders for 2~4 hours improved the consolidation density and the initial permeability of the cores. The intrinsic coercivity of the powder decreased as well, resulting from the stress relief of the powder by a short-time milling.

Key words : Nanocrystalline alloy(나노결정합금), Magnetic property(자기적 특성), Permeability(투자율), Core loss(자심손실), Powder consolidation(분말성형), Ball-milling(볼밀링)

\* 재료기술연구부 선임연구원

\*\* 재료기술연구부 위촉연구생, 경북대학교 금속공학과 석사과정 재학중

\*\*\* 인제대학교 나노공학과 교수

## 1. 서 론

최근 각종 전자기기의 소형화 및 경량화가 급격히 진전됨에 따라 전원장치의 소형화를 위해 높은 주파수에서 효율이 우수한 연자성 재료의 개발이 요구되고 있다. 현재 고주파에서는 페라이트 부품이 주로 사용되고 있으나, 낮은 포화자속밀도와 투자율 및 큐리온도 등의 단점으로 인하여 Fe-Si-B-Nb-Cu 나노결정합금을 적용하고자 하는 연구가 진행되고 있다<sup>1)</sup>. 통상적으로 FINEMET이라 불리는 Fe-Si-B-Nb-Cu 합금은 1988년 Yoshizawa 등<sup>2)</sup>에 의해 개발된 합금으로, 기존의 철계 비정질 합금에 비해 훨씬 우수한 연자성을 지닌 것으로 알려져 있다. 이것은 Herzer 등<sup>3-4)</sup>에 의해 제안된 이방성 분산모델(random anisotropy model)에 의해, 결정립 크기가 50nm 이상인 경우 보자력이 결정립 크기(D)에 반비례하는 반면, 결정립 크기가 10~50nm인 경우 나노결정립의 효과적인 방향성 분산 효과로 인해 결정자기이방성이 평균화됨으로써 보자력이 결정립 크기의 6승(D<sup>6</sup>)에 비례하여 증가하기 때문이다. 이러한 나노결정합금은 인덕터와 변압기 등 수동소자에 사용될 경우 낮은 자심손실을 구현할 수 있는 유망한 소재로 주목받고 있으나, 비정질이나 페라이트에 비해 높은 전기전도도로 인한 사용 주파수가 100kHz 이내로 한정된다는 점과 결정화에 따른 취성으로 인해 코어의 크기 및 형상에 제한이 있다는 단점이 있다.

이러한 문제점을 해결하기 위해 나노결정합금 분말을 에폭시 레진, 물유리 등과 혼합하여 복합체를 제조하는 방법<sup>5-7)</sup>이 연구되고 있다. 이러한 분말 복합체는 air gap의 존재로 인해 저주파에서의 투자율은 리본에 비해 떨어지지만 고주파에서 와전류에 따른 자심손실을 억제할 수 있다. 또한 코아의 자기적 특성을 분말의 크기 및 성형밀도의 제어를 통해 조절할 수 있으므로, 다양한 특성의 제품을 제조할 수 있다는 장점이 있다. 따라서 본 연구에서는 FINEMET계 나노결정합금 분말의 크기 및 볼밀링에 의한 분말 형상과 혼합비의 제어가 코아의 성형밀도 및 투자

율 등 자기적 특성에 미치는 영향을 고찰함으로써 우수한 연자기적 특성을 갖는 분말코아를 제조하기 위한 기초 자료를 제공하고자 하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서는 Vacuum Schmelze사에서 제조한 Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub>(at%) 비정질 리본(두께 22 μm)을 사용하였으며, 비정질의 나노결정화 열처리 조건을 설정하기 위해 500~650°C Ar 분위기에서 1시간동안 열처리하여 평균 결정립 크기 및 자기적 특성을 분석하였다. 이를 통해 도출된 조건을 이용하여 나노결정화 열처리된 리본을 해머 밀을 사용하여 분쇄한 후, 분말의 형상 및 크기 분포에 따른 성형특성 및 자기적 특성을 분석하기 위하여 볼밀링을 0~36시간동안 수행하였다. 볼밀링에는 외경 108mm, 내경 70mm, 높이 45mm인 스테인리스 용기와 직경 10mm의 스테인리스 볼을 사용하였으며, 회전속도는 분말과 볼의 유동상태를 고려하여 167rpm으로 설정하였다. 각 조건에 따른 분말의 크기 분포를 측정하기 위하여 100~325 mesh의 체를 이용하여 분급한 후 무게를 측정하였다.

제조된 분말은 분말 사이의 절연을 위해 물유리를 2wt% 첨가하고, 성형시의 마찰을 최소화하기 위해 윤활제로 Zn-stearate를 1wt% 첨가하여 V-corn shaker에서 혼합하였으며, floating-die형 기계식 프레스를 사용하여 코아 형태로 성형하였다. 코아의 형상은 외경 6.35mm, 내경 2.79mm, 높이 2.79mm로 설정하였고, 성형압은 18ton/cm<sup>2</sup>로 유지하였다. 성형한 코아는 응력 완화를 위하여 350°C에서 30분간 열처리를 수행하였다.

분말의 자기적 특성을 측정하기 위해 진동형 시료 자성 측정장비(Lakeshore 7407)를 사용하였으며, 성형코아의 경우 임피던스분석기(Hewlett Packard HP4194A)와 B-H analyzer(Iwatsu SY-8232)를 이용하여 각각 초투자율 및 자심손실을 측정하였다. 분말의 형태 변화 및 입도 변화를 분석하기 위하여 광학현미경과 주사전자현미

경(JEOL JSM-5800)을 사용하였으며, 미세조직의 변화를 살펴보기 위하여 Cu K $\alpha$  특성선을 사용한 X-선 회절분석기(Rigaku D/Max2200)와 투과전자 현미경(JEOL JEM-2000FX2)을 사용하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 분말 크기에 따른 코아의 특성 변화

그림 1은 500~650°C의 온도에서 1시간동안 열처리된 비정질 리본의 XRD 분석결과이다. 550°C의 열처리를 통해  $\alpha$ -Fe(Si)의 결정화가 이루어지고, 열처리 온도가 650°C로 상승함에 따라  $\alpha$ -Fe(Si) 결정화 피크의 sharpening이 발생할 뿐 아니라 Fe-boride가 형성되는 것을 확인할 수 있다. 미세조직 관찰 결과, 결정립의 크기는 500~600°C에서 20nm 이하인 것으로 확인되었으며(그림 2), XRD 패턴을 토대로 결정립의 크기를 측정된 결과 그림 3과 같이 600°C까지 결정립의 평균 크기가 13nm 내외로 유지되던 것이 650°C에서는 약 38nm로 급격히 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

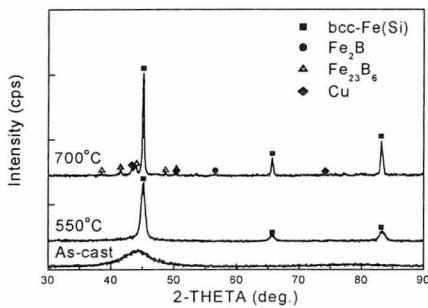


Fig. 1 Variation of XRD patterns of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> amorphous alloy by annealing at various temperatures.

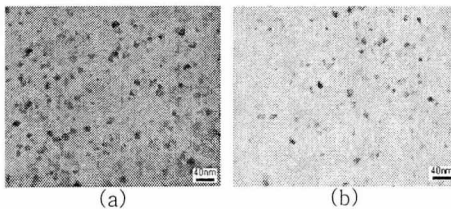


Fig. 2 TEM micrographs of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> alloy after annealing at 550°C(a) and 600°C(b) for 1 hour in Ar.

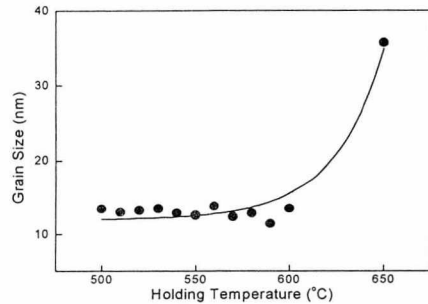


Fig. 3 Grain sizes of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> amorphous alloy measured from XRD patterns after nanocrystallization annealing at various temperatures.

열처리된 합금의 주파수에 따른 초투자율을 측정된 결과를 그림 4에 나타내었다. 저주파에서 가장 높은 초투자율을 나타내는 것은 540°C에서 열처리한 경우이며, 그 이상의 열처리 온도에서는 저주파에서의 초투자율은 감소하는 반면 고주파에서의 특성이 향상되는 것을 확인할 수 있다. 따라서 본 연구에서는 저주파와 고주파에서 모두 우수한 특성을 보이는 조건인 550°C에서 1시간 열처리한 합금을 이용하여 분말을 제조하였다.

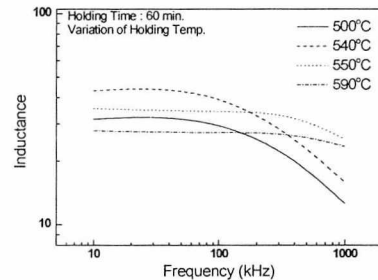


Fig. 4 Frequency dependency of initial permeability of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> amorphous alloy after nanocrystallization annealing at various temperatures.

그림 5는 나노결정화 열처리 후 해머 밀에서 분쇄된 분말의 입도에 따른 보자력의 변화를 나타낸 것이다. 리본 상태에서의 보자력은 1.4G이며, 분쇄 후의 보자력은 1.6~3.6G로 분말의 입도가 작아짐에 따라 증가하는 경향을 보였다. XRD 분석 결과, 분말의 입도에 따른 패턴의 변화는 발견되지 않았으며, 따라서 이와 같은 보자력의 증가는 결정립의 성장에 따른 것이 아닌 분말 내부에 축적되는 응력에 기인하는 것으로 판단된다.

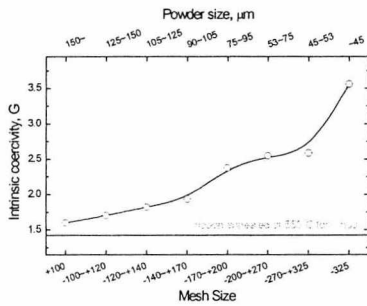
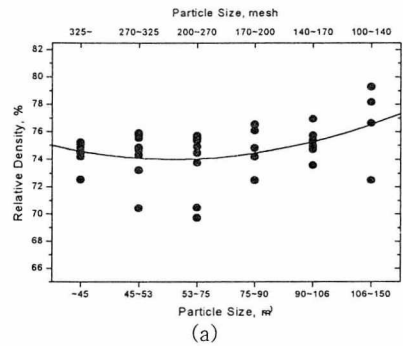


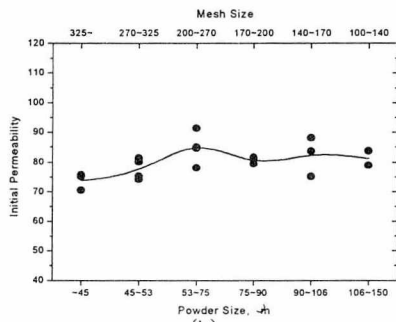
Fig. 5 Variation of intrinsic coercivity of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> powder according to the powder size.

그림 6(a)는 분말의 입도에 따른 성형밀도를 나타낸 것으로, 53~75μm 분말의 성형밀도가 가장 낮은 값을 보이고 이보다 분말의 크기가 증가하거나 감소할수록 성형밀도가 증가하는 경향을 보였다. 반대로 코어의 100kHz에서의 투자율은 53~75μm 분말에서 가장 높은 값을 나타내었다(그림 6(b)). 일반적으로 flake 형태의 분말은 크기가 작아져 구형에 가까워질수록 성형밀도가 증가하고, 분말의 크기가 증가함에 따라 저주파에서의 초투자율은 증가해야 함<sup>1,6)</sup>에도 불구하고, 본 연구에서는 이러한 경향이 53~75μm를 한계로 반전되는 결과가 나타났다. 이러한 현상은 그림 6(c)에 나타낸 자심손실에서 더욱 명확하게 확인할 수 있다. 자심손실은 53~75μm 분말 코어에서 가장 높은 값을 보이며, 이 크기에서 멀어질수록 낮은 값을 보였다. 분말 코어에서 와전류

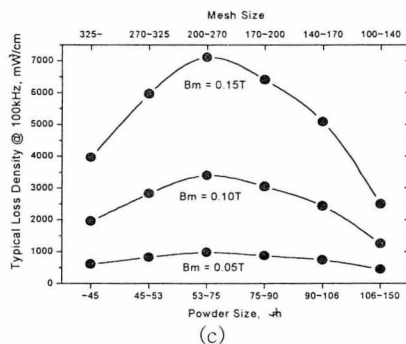
손실은 분말 사이에 절연층이 있다고 가정할 때 분말의 크기가 작을수록 감소하는 것이 일반적이다<sup>10)</sup>. 반면 본 연구에서 제조된 코어의 경우 53~75μm보다 큰 분말로 제조된 코어의 자심손실이 더 낮은 값을 보이는 것으로 나타났다.



(a)



(b)



(c)

Fig. 6. Variation of relative densities(a), initial permeabilities(b) and core losses(c) of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> powder cores by their original powder sizes.

이러한 현상에 대한 원인을 파악하기 위하여 코어의 단면을 광학현미경으로 관찰하고 분말의 입도를 분석하였다. 그림 7로부터 원료 분말의 크기가 큰 경우 성형시 가해진 응력에 의해 입자의 분쇄가 발생하고, 원료 분말이 조대화될수록 하나의 입자가 좀더 세분화되는 것을 확인할 수 있다. 이러한 성형시의 원료 분말의 분쇄에 따른 성형체 내의 입자의 크기 변화를 측정 한 결과(그림 8), 53~75 $\mu\text{m}$  분말의 성형체에서는 50 $\mu\text{m}$  이상인 입자의 분율이 45%로 가장 높고, 원료 분말의 크기가 이보다 크거나 작은 경우 50 $\mu\text{m}$  이상인 입자의 분율이 감소하고 50 $\mu\text{m}$  이하인 입자의 분율이 증가하는 것으로 나타났다.

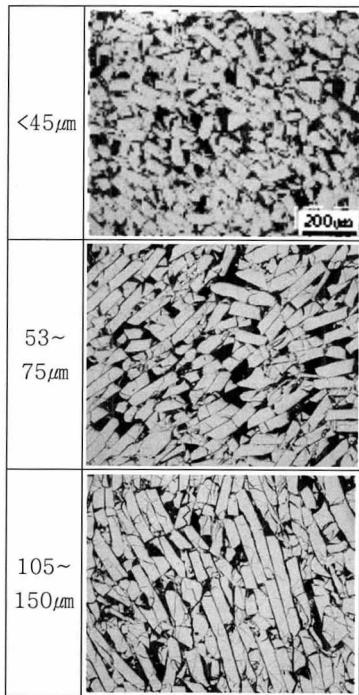


Fig. 7 Cross-sectional morphology of  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Nb}_3\text{Cu}_1$  powder cores.

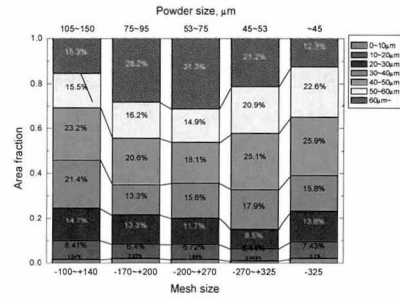


Fig. 8 Particle size distribution measured from powder cores.

따라서 앞에서 성형밀도 및 투자율, 자심손실 등의 특성이 50~75 $\mu\text{m}$  이상의 원료 분말을 사용할 경우 일반적인 경우와 다르게 나타나는 것은 조대한 분말의 분쇄에 의해 성형체 내의 입자 크기가 50 $\mu\text{m}$  이하로 감소하기 때문임을 알 수 있다.

### 볼밀링 시간에 따른 코어의 특성 변화

그림 7에 나타낸 바와 같이, 리본의 분쇄를 통해 제조된 분말은 flake 형태를 띠고 있으며, 이로 인해 성형성이 저하되어 낮은 성형밀도를 보이게 된다. 이러한 flake 형태의 분말을 구형에 가깝게 가공할 경우 성형성을 제고할 수 있으며<sup>11)</sup> 이를 통해 우수한 자기적 특성을 보유한 코어를 제조할 수 있을 것이다. 따라서 본 연구에서는 볼밀링을 통해 구형화된 분말을 이용하여 분말의 크기 및 분말의 혼합비에 따른 성형성 및 자기적 특성을 고찰하였다.

그림 9는 해머 밀에서 분쇄된 분말을 0~36시간 볼밀링 한 후 시간에 따른 분말의 크기 분포를 나타낸 것이다. 밀링 전의 분말은 53~75 $\mu\text{m}$ 인 분말이 36%로 가장 많고, 다음으로 45 $\mu\text{m}$  이하인 미분이 25%이며, 150 $\mu\text{m}$  이상인 조대 분말도 8%로 상당량 포함되어 있었으나, 2시간의 밀링으로 150 $\mu\text{m}$  이상의 조대 분말의 양은 2.5%로 급격히

감소하며, 8시간까지 밀링 시간이 증가함에 따라 100 $\mu$ m 이상의 조대한 분말은 대부분 사라지고 다른 크기의 분말의 양은 큰 변화가 없으나 53~75 $\mu$ m의 분말 양이 약 48%로 급격히 증가하였다. 이후 밀링 시간을 36시간까지 증가시키면 8시간까지 최대값을 보이던 53~75 $\mu$ m 분말의 양이 1/3 수준으로 감소하여 45 $\mu$ m 이하의 미분이 71%로 크게 증가함을 확인할 수 있다.

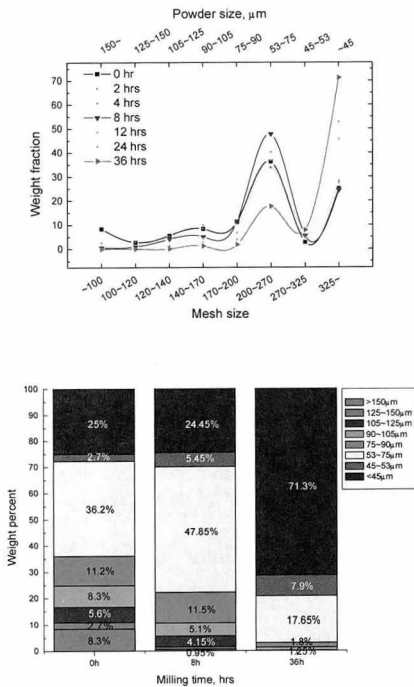


Fig. 9 Variation of powder size distribution by milling time.

밀링시간에 따른 분말의 보자력을 측정한 결과(그림 10), 모든 크기의 분말들에서 2~4시간의 볼밀링을 통해 보자력의 급격한 감소가 발생하여 53 $\mu$ m 이상의 분말들은 1.5~1.6G로 분쇄 전의 보자력(1.4G)에 근접한 값을 나타내었고, 밀링시간이 증가함에 따라 보자력이 다소 증가하

여 최종적으로 36시간의 밀링 후에는 1.6~1.7G의 값을 나타내었다. 반면 45 $\mu$ m 이하의 미분은 2~4시간의 밀링 후에도 2.2G 정도의 다소 높은 보자력을 보이며, 밀링시간이 증가함에 따라 지속적인 보자력의 증가가 발생하여 36시간 밀링 후에는 분쇄 직후의 값에 육박하는 3.4G의 값을 갖는 것으로 나타났다.

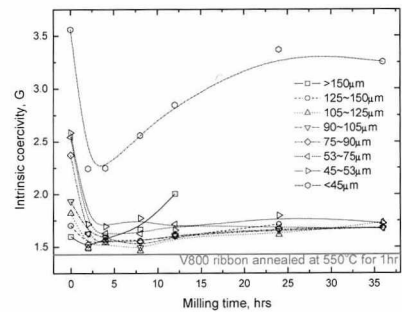
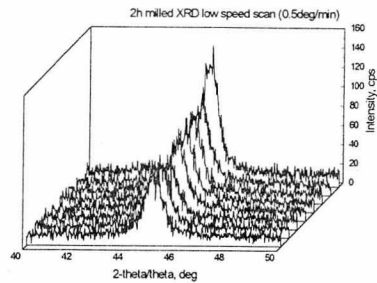
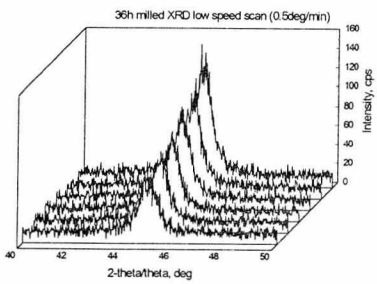


Fig. 10 Variation of intrinsic coercivities of Fe<sub>73</sub>Si<sub>16</sub>B<sub>7</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub> powders by milling time.

밀링시간 및 분말 크기에 따른 보자력 변화의 원인을 규명하고자 그림 11과 같이 각 분말에 대해 XRD 분석을 행하였다. 밀링시간에 따른 결정화 피크의 변화는 크지 않았으며, 따라서 보자력의 차이는 분말 내부의 잔류 비정질상의 결정화 또는 나노결정립의 조대화에 의한 것이 아닌 밀링에 의해 축적된 분말 내부의 잔류응력에 의한 것으로 판단된다. 즉 조대한 분말의 경우 리본의 분쇄 과정에서 축적된 잔류응력이 2~4시간의 단시간의 밀링을 통해 분말이 좀더 미세하게 분쇄되면서 해소되는 반면, 53 $\mu$ m 이하의 미분은 밀링시간이 증가함에 따라 조대한 분말에서처럼 원활한 분쇄가 이루어지지 않아 분말 내부에 응력이 축적됨으로써 다시 보자력이 증가되는 것으로 판단된다.



(a)



(b)

Fig. 11 Variation of XRD profiles of  $Fe_{73}Si_{16}B_7Nb_3Cu_1$  powders after milling for 2 hours(a) and 36 hours(b).

그림 9에서 살펴본 바와 같이  $53\sim 75\mu m$  및  $45\mu m$  이하를 제외한 다른 크기의 분말들은 볼밀링에 의해 그 양이 급격히 감소하므로, 본 연구에서는 전술한 두 가지 분말 및 분급 전 분말(모든 입도의 분말이 혼합된 상태)에 대해서만 성형실험을 수행하였으며, 성형 후의 밀도측정결과를 그림 12에 나타내었다. 밀링 전 77~79% 수준인 성형밀도가 밀링시간을 증가시키에 따라 증가하여,  $45\mu m$  이하의 분말은 8시간,  $53\sim 75\mu m$  분말은 12시간, 분급 전 분말은 4시간에서 각각 최대 밀도를 나타낸 후 약간의 감소가 발생하였다. 특히  $45\mu m$  이하 분말의 경우 밀링 전에는 약 77%로 가장 낮은 성형밀도를 보인 반면, 밀링을 통해 밀도가 급격히 증가하여 8시간 밀링시 약 82%로 모든 조건 중 가장 높은 밀도를 보이는

것으로 나타났다. 이러한 결과는 그림 13에 나타낸 분말의 형상으로 미루어 볼 때 밀링에 따른 분말의 구형화 효과는 4~12시간의 볼밀링으로 완료되는 것으로 판단되며, 그 이후에는 조대 분말이 미세하게 분쇄되면서 불규칙한 형상의 분말이 증가함으로써 밀링에 따른 분말의 구형화 효과를 저해하여 성형밀도가 다소 감소하는 것으로 판단된다.

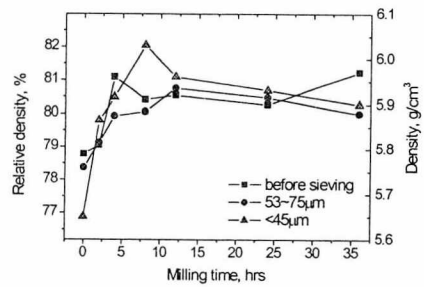


Fig. 12 Variation of relative densities of powder cores by milling time.

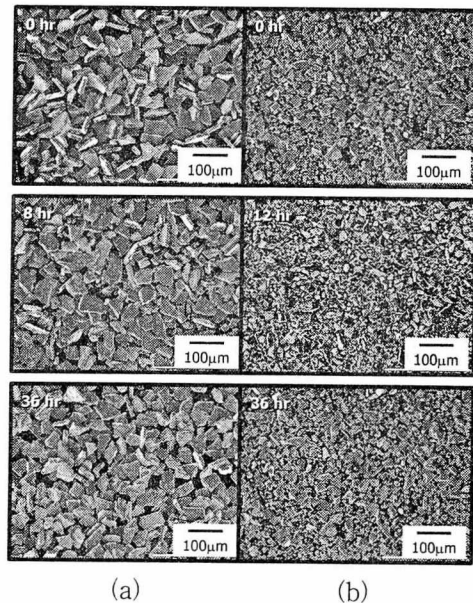
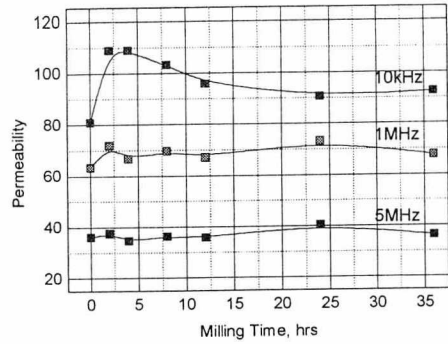


Fig. 13 SEM micrographs of ball-milled powders : (a)  $53\sim 75\mu m$  and (b)  $<45\mu m$ .

그림 14는 밀링시간에 따른 성형코어의 초투자율의 변화를 나타낸 것이다. 53~75 $\mu$ m 분말의 경우 10kHz의 저주파에서는 4시간까지 초투자율이 증가하며 이후 포화되는 양상을 보이는 반면, 1MHz 이상의 고주파에서는 2시간까지만 초투자율이 증가하고 이후 특성이 저하되는 것으로 나타났다. 45 $\mu$ m 이하 분말의 경우에는 저주파에서는 2시간 밀링시 가장 우수한 초투자율을 보이는 반면, 고주파에서는 밀링시간에 따라 지속적으로 특성이 감소하는 경향을 나타내었다. 이와 같이 코어의 성형밀도가 향상됨에도 불구하고 고주파에서의 초투자율이 감소하는 것은 앞에서 설명한 밀링 초기의 보자력의 급격한 감소 및 장시간의 밀링에 따른 53 $\mu$ m 이하 분말의 보자력 증가 경향에 기인하는 것으로 생각된다.



(c)

Fig. 14 Variation of initial permeabilities of powder cores according to the milling time :  
(a) 53~75 $\mu$ m, (b) <45 $\mu$ m, (c) before sieving.

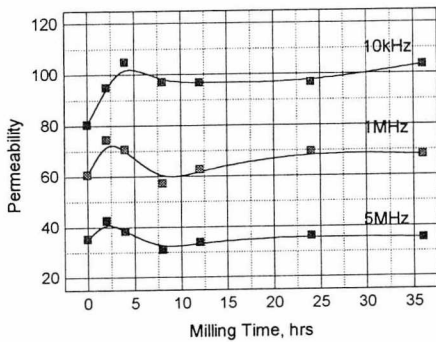
#### 4. 결론

Fe-Si-B-Nb-Cu 나노결정합금 분말의 입도 및 밀링시간에 따른 성형특성과 자기적 특성의 변화에 대한 고찰을 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

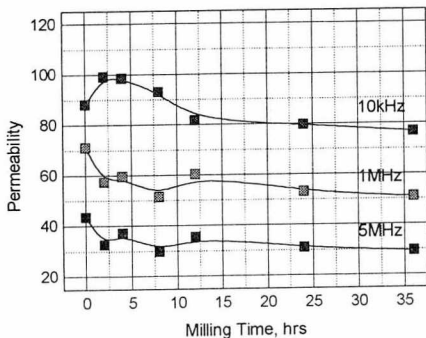
나노결정화 열처리된 리본의 분쇄에 의해 제조된 분말의 보자력이 증가하였으며, 그 증가량은 분말의 입도가 작아짐에 따라 증가하였다. 이러한 보자력의 증가는 분말 내부의 결정구조의 변화에 따른 것이 아닌 분쇄공정에서 축적된 잔류응력에 의한 것으로 판단된다.

분말의 입도별로 코어를 성형한 결과, 53~75 $\mu$ m의 초기 입도를 가진 분말코어의 성형밀도가 가장 낮았으며, 초투자율과 자심손실은 최대값을 나타내었다. 이러한 경향은 열처리를 통해 취약해진 분말이 성형공정에서 조대한 분말을 중심으로 분쇄되어 결과적으로 50 $\mu$ m 이하 입자의 양이 증가하는 반면, 53~75 $\mu$ m 분말은 50 $\mu$ m 이상 입자의 양이 상대적으로 많기 때문이다.

분쇄된 분말을 볼밀링한 경우 2~4시간의 밀링에 의해 보자력의 급격한 감소가 일어나는 반



(a)



(b)



면, 45 $\mu$ m 이하의 미분은 밀링시간의 증가에 따라 급격한 보자력의 증가 경향을 나타내었다. 이러한 보자력의 증가는 분말 내부의 결정구조 변화에 기인하는 것이 아닌 밀링에 따른 잔류응력의 증가에 의한 것으로 판단된다.

밀링시간에 따른 성형특성을 측정된 결과, 4~12시간의 밀링을 통해 성형밀도가 개선되었으며, 밀링시간이 그 이상으로 증가하면 밀도가 다소 감소하는 경향을 나타내었다. 이는 밀링시간이 증가할수록 조대 분말의 분쇄로 인해 불규칙한 형상의 분말량이 증가함으로써 밀링 초기의 분말의 구형화 경향이 상쇄되기 때문인 것으로 생각된다.

성형코아의 초투자율 또한 밀링시간에 따른 보자력의 변화 경향과 유사한 거동을 보이며, 따라서 53~75 $\mu$ m의 분말은 4시간, 45 $\mu$ m 이하의 분말 및 분급하지 않은 분말은 2시간의 밀링을 통해 코아의 성형특성 및 초투자율에서 최대값을 나타내었다.

## 참 고 문 헌

1. F. Mazaleyrat and L. K. Varga, J. Magn. Mater., Vol.215-216, p.253, 2000.
2. Y. Yoshijawa, S. Oguma and K. Yanauchi, J. Appl. Phys., Vol.64, p.6044, 1988.
3. G. Herzer, IEEE Trans. Magn. Vol.26, p.1397, 1989.
4. G. Herzer, IEEE Trans. Magn. Vol.26, p.3327, 1989.
5. V. Leger, C. Ramiarinjaona, R. Barrue and R. Lebourgeois, J. Magn. Mater., Vol.191, p.169, 1999
6. R. Lebourgeois, S. Berenguer, C. Ramiarinjaona and T. Waeckerle, J. Magn. Mater., Vol.254-255, p.191, 2003.
7. M. Manivel Raja, N. Ponpandian and B. Majumdar, Mater. Sci. Engr., A304-306, pp.1062, 2001.
8. H. J. Kim, Y. S. Song, W. W. Park and K. Y. Sohn, Mater. Sci. Forum, Vol.449-452, pp.501, 2004.
9. 문병기, 손근용, 박원욱, 양성호, 이진형, 대한 금속·재료학회 춘계학술대회 초록집, p.93, 2004.
10. Robert C. O'Handley, "Modern Magnetic Materials : Principles and Applications", John Wiley & Sons, Inc., 1999.
11. "Metals Handbook Ninth Edition : Volume 7 Powder Metallurgy", American Society for Metals, 1984.