

특 집

日本에 있어서의 磁性材料의 最近의 開發動向

成田賢仁 * • 신용진 **

(Kenji Narita • Yong-jin Shin)

1. 序 論

日本에 있어서의 技術雜誌 등에서 생산기술은 여러 외국에 있어서의 技術雜誌등에서 취급하고 있을 정도로 성장하였다. 日本의 기술자는 오랜동안 유럽, 미국으로 부터의 기술도입에 의하여 기술수준을 향상시키는데 불과했으나, 그런 동안에 기초적인 학문도 많지는 않았으나 진보하였다. 그 결과, 電氣電子材料가 진보하여, 電氣電子機器의 성능향상에 크게 기여를 하였다. 磁性材料도 그중 하나이다.

잘 알고 있는바와 같이 磁性材料는 高透磁率材料와 高保磁力材料, 이른바 磁石材料로 대별되는데, 高透磁率材料에서는 珪素鋼板 이외에는 큰 진보는 보이지 않고 있다.

本稿에서는 珪素鋼板과 磁石材料에 관한 開發動向의 개요를 기술하고자 한다.

2. 珪素鋼板

2-1. 日本의 進度

1889년 영국의 Hadfield의 Fe-Si合金의 機械의性質에 관한 연구에서 탄생한 珪素鋼板은, 1903년 영국에서, 1904년 미국에서, 각각 工業化되었으며, 日本에서는 외국기술의 도입을 시작으로 1917년 그 國産化에 성공하였다. 그러나 그 磁氣特性은 여러외국의 珪素鋼板에 비해서 낮은 것이었다. 1937년 電氣學會에 珪素鋼板特別委員會가 설립되고, 國立研究所, 大學, 企業으로 부터의 연구자가 모여서 특성개선에 진력하였으며, 1951년 이후, 다시 美國技術을 도입하여 國産技術의 향상에 노력하였다. 자명한 사실이지만, 재료의 생산이 외국기술에 의존하고 있는 동안은 외국 보다 우수한 제품을 생산한다고 하는 것

* 日本, 中部大學 電氣工學科

** 명지대학 전자공학과

은 어렵다. 거기서 企業은 大學의 協력을 얻어가면서 기초적인 연구를 쌓아온 결과, 오늘에 와서는 유럽, 미국에 앞선 우수한 제품이나 생산기술을 수출할 정도로 되었다. 國産化로 부터 세계적인 수준을 넘는데 약 50년의 노력을 필요로 하였다.

2-2. 無方向性 高級珪素鋼帶

無方向性珪素鋼帶의 진보는 두개의 흐름을 알 수 있다. 그 하나는, 熱間壓延工程으로 생산되어온 珪素鋼板은 1966년에 그 모습이 사라지고, 모두 冷間壓延工程으로 생산되는 冷延珪素鋼帶로 바뀌게 되고 말았다. 현재, 하나의 흐름은 35A230에 이르는 鐵損의 低減, 磁束密度의 향상과 65A1600에 이르는 低價格化의 두 방향으로의 진보이다. 無方向性鋼板의 주요 용도로 되어 있는 回轉機 가운데, 대형인 것에서는 電氣的能率이 중요시 되어 低損化가 요구되고, 소형인 것에서는 가격이 중요시 되어 低價格化가 기대되고 있다. 低價格化는 Si 함유량의 低減과 板두께의 증대에 의하여 1955년 부터 급속히 진전되어 1965년 경에는 높은 수준에 도달하였다.

한편, 최근 터빈 發電機의 超大形化에 따라 Young 率이 높고 또 두께 0.5mm의 方向性珪素鋼板이 기대되기에 이르렀는데, 특별 사양으로 되기 때문에 가격이 높아지게 되어, 低價格, 低鐵損의 無方向性珪素鋼帶가 개발되었다¹⁻³⁾. 그 주요 실험결과를 그림 1에 나타내었다.

그림 1(a)는 交番磁束密度鐵損 $W_{A15/50}$ (1.5T, 50Hz에 있어서의 값), 回轉磁束鐵損 $W_{R15/50}$ 및 高週波交番磁束鐵損 $W_{F15/350}$ (1.5T, 350Hz에 있어서의 값)의 Si 함유량 의존성, 같은 그림(b)는 不純物의 鐵損(이하 交番磁束鐵損을 의미한다)에 미치는 영

향, 같은 그림(c)는 각종 珪素鋼帶에 있어서의 鐵損의 平均結晶粒徑 의존성, 및 그림(d)는 각종 珪素鋼帶에 있어서의 鐵損에 미치는 壓延率의 영향을 각각 나타낸 것이다. 이들 결과로 부터 그 제조상의 요점은 다음과 같이 된다는 것이 이해된다.

i) Si 함유량은 쉽게 제조될 수 있는 범위내에서 높아야 할 것.

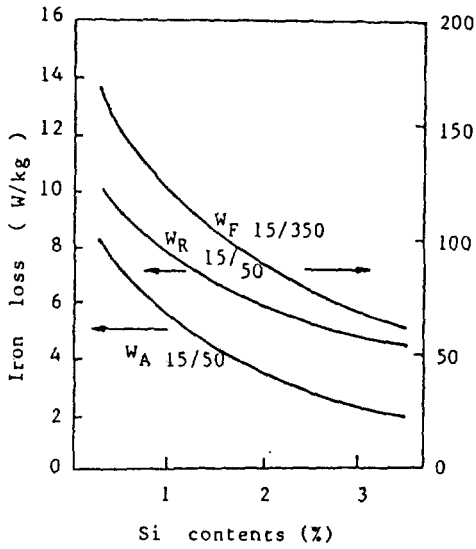
ii) 히스테리시스損 低減에는 結晶粒이 커야하고, 不純物이나 析出物이 적어야 할 것 등이 필요하다. 이 때문에 製鋼段階에서 C, S, N 및 O를 줄여 낮춘다. $C < 0.025\%$, S, O 및 N은 10ppm이하로 하고, 또 結晶粒의 성장속진이 피해졌다.

iii) 일반적으로 結晶粒이 크게 되면 히스테리시스損은 감소하고, 渦電流損은 증대하지만, 結晶粒이 작으면 반대의 경향이 나타난다. 따라서 鐵損을 극소로 하기 위해서는 最適粒徑은 그림 1(c)에서 얻게된다. 예를 들면 3.2% Si-Fe에 있어서는 平均結晶粒徑이 $150 \mu\text{m}$ 전후로서 鐵損이 극소로 된다.

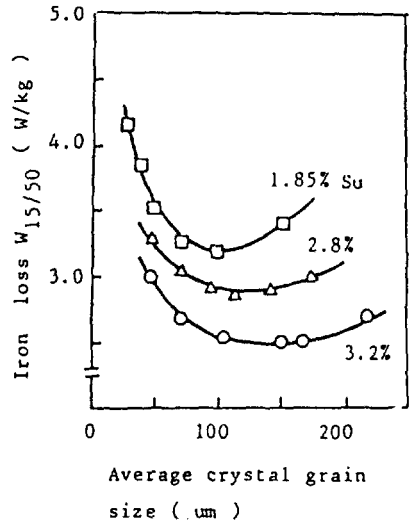
iv) (hk1) [001] 성분의 강한 集合組織을 갖게하여 壓延方向의 磁氣特性을 해치지 않고 그와 直角方向의 磁氣特性을 개선하고 있다. 이것에는 Al 첨가에 의하여 Al-N의 미세한 析出을 방지함과 동시에, 1073~1323K의 中間燒純을 포함하는 2段冷延方式을 사용하고 있다. 최적의 第2段壓延率은 그림 1(d)에서 추정할 수 있다.

이상과 같이 하여 얻어진 高級無方向性珪素鋼帶의 磁氣特性은 표 1에 나타낸 바와 같이, B_{50} 가 높고, 또 $W_{15/50}$ 도 낮다. 또 Young 率도 方向性珪素鋼帶의 그것보다 30% 높아져서 160~180GPa가 되었다.

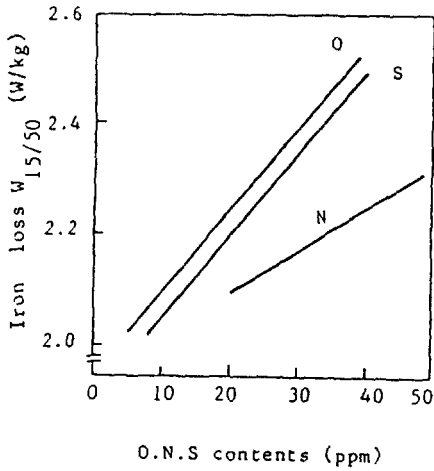
無方向性珪素鋼帶에 있어서의 이제 하나의



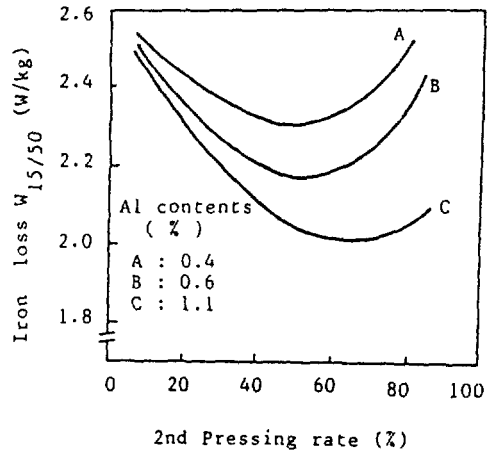
(a)



(b)



(c)



(d)

그림 1. 無方向性 珪素鋼帶의 鐵損에 미치는 諸因子의 영향

表 1. 無方向性 珪素鋼帶의 進歩

種類	두께 (mm)	密度 (kg/dm ³)	鐵損(W/kg)		磁束密度 W ₅₀ (T)	從來相 當記號
			W _{15/50}	W _{15/60}		
35A230	0.35	7.60	2.30	2.90	1.60	※
35A250			2.50	3.20		SO9
50A270	0.50	7.60	2.70	3.45	1.60	※
50A290			2.90	3.70		SO9

※ 高級 無方向性 珪素鋼帶

진보로서는 表面絶緣被膜의 개선을 들 수 있다. 被膜에는 표 2에 나타낸 바와 같이 無機質, 半有機質, 有機質의 3종이 있다. 표에서 層間抵抗은 燒純前의 값, 打拔性은 10mm×10mm 스틸·다이소로서 打拔의 회수가 50μm까지의 打拔數를 나타내고 있다. 電動機用鋼板으로서 중요한 打拔性이 종래의 그것 보다 10배나 개선되어 있다.

表 2. 無方向性 珪素鋼帶의 表面被膜

種類	層間抵抗 (10 ⁻⁴ Ωm/枚)	打拔性 (萬枚)	耐熱性
無機質	5~50	10	1073°에 견딘다.
半有機質	5~50	100	同上에서 거의 견딘다.
有機質	15~200	120	同上에서 剝離

3. 方向性 珪素鋼帶

3-1. 低鐵損化의 原理

方向性珪素鋼(Grain-Oriented Silicon Steel; 이하 G.O.로 略記한다)은 (110)[001]方位, 즉, 壓延方向으로 磁化容易軸[001]을 갖으며, 壓延面이 (100)面に 平행한 結晶方位의 주변에 集積한 結晶粒組織을 갖는 多結晶體이다. G.O.는 그림 2에 나타낸 바와 같이 1955년 이래 低鐵損이 進行되었는데, 더욱이 1968년에 新日本製鐵에서, 1973년에 川崎製鐵에서 각각 高配向性珪素

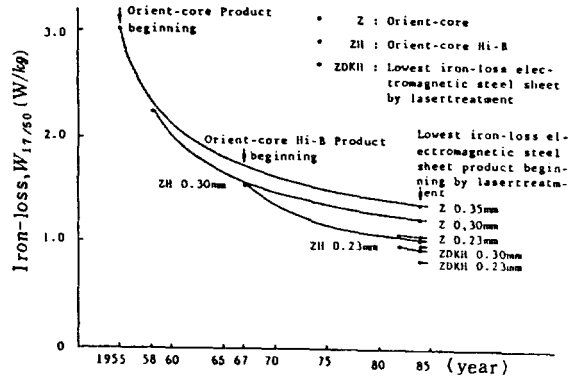


그림 2. 方向性 珪素鋼帶의 低鐵損化의 推移

鋼(High Grain-Oriented Silicon Steel)의 製조가 개선 되기에 이르렀다. 세계에서 선구적인 高配向性珪素鋼帶의 日本에 있어서의 개발에 관해서는 이미 日本金屬學會會報 [4], 및 [5]에 상세히 보고되어 있다. 여기서는 그 개발원리를 고찰, 그것이 어떻게 실현되었는가를 기술한다.

이상적인 (110)[001]方位를 갖는 G.O.에서는 磁化는 180° 磁壁의 이동에 의해서만 이루어지게 되며, 히스테리시스損失은 아주 낮아진다. 이경우 외견상의 磁歪는 零이 된다.

이 상태에서 磁壁枚數가 증가하게 되면, 같은 磁化變化를 실현하기 위한 磁壁의 이동속도는 늦어지게 되어, 渦電流損은 감소하며, 그 결과 低損失, 低磁歪가 얻어진다.

G.O.에 있어서는, 板두께 및 結晶粒度가 같으면 結晶粒의 配向性이 좋게 될 수록 히스테리시스損失이 감소한다. 그런데, 配向性을 좋게 하면 結晶粒은 커져서 渦電流損이 증가하며, 나아가서 鐵損이 증대한다. 또 配向性 및 結晶粒度가 같으면, 板두께가 감소할 수록 渦電流損과 鐵損은 감소하지만, 어느한계 이상으로 얇게 되면 히스테리시스損失이 증가하며, 그 결과 반대로 鐵損이 증대한다. 이들

현상에 의하여 종래의 G.O. 의 鐵損은 한계치에 도달한 것으로 생각되고 있다. 그런데, 이 結晶粒度 및 板두께에 의한 제한이 表面絶緣被膜의 張力에 의한 磁區細分化, 그 결과 나타나는 渦電流損低減效果에 의하여 완화된다는 사실이 발견^{6,7)} 되어, 配向性を 높여서 結晶粒度가 커져도 鐵損이 저감될 수 있다는 것이 밝혀졌다.

위에서 기술한 내용을 약간 구체적으로 다음에 기술한다.

3-2. 3% Si-Fe 單結晶의 結晶方位와 鐵損

그림 3 (a)는 3% Si-Fe 單結晶의 α 角(試料길이방향과 [001] 軸의 試料表面에 투영한 것과의 사이의 角) 과 張力을 印加하지 않은 경우와 印加한 경우에 있어서의 鐵損과의 관계, 그림 3 (b)는 마찬가지로 α 角(試料表面의 [001] 軸의 주변의 回轉角) 과 鐵損과의 관계를 나타낸다. 또 그림 4(a)는 β 角([001] 軸의 試料表面에 대한 기울기 角) 과 鐵損, 그림 4(b)는 그림 (a)에 대해서 β 角과 180° 磁壁의 간격 및 補助磁區(板두께 방향으로 磁化成分을 갖는 還流磁區; lancet domain)의 180° 磁區中の 面積率과의 관계를 나타낸다.

$0 \leq \alpha \leq 3^\circ$ 에서는 α 와 鐵損과의 사이에는

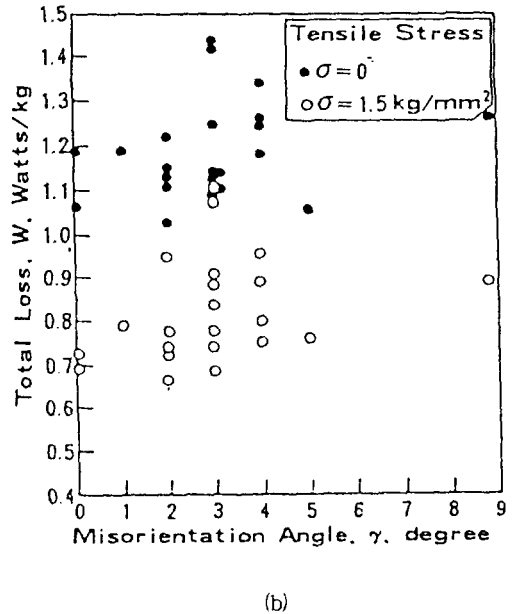
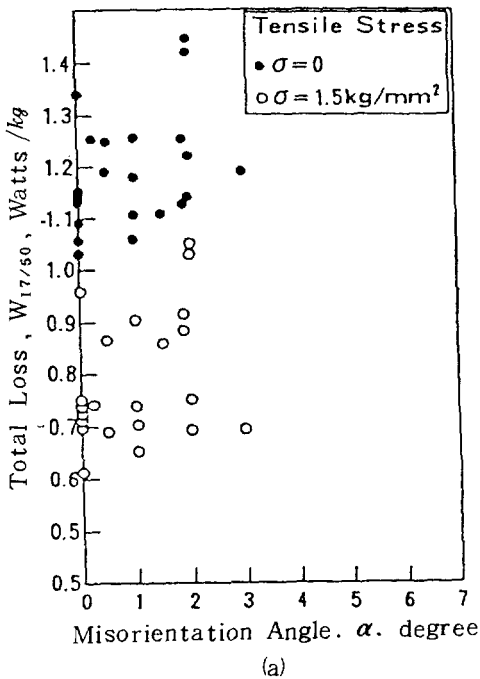


그림 3. 3% Si-Fe 單結晶 (0.20mm 두께)에 있어서의 α 角 및 γ 角과 鐵損 $W_{17/50}$ 와의 관계

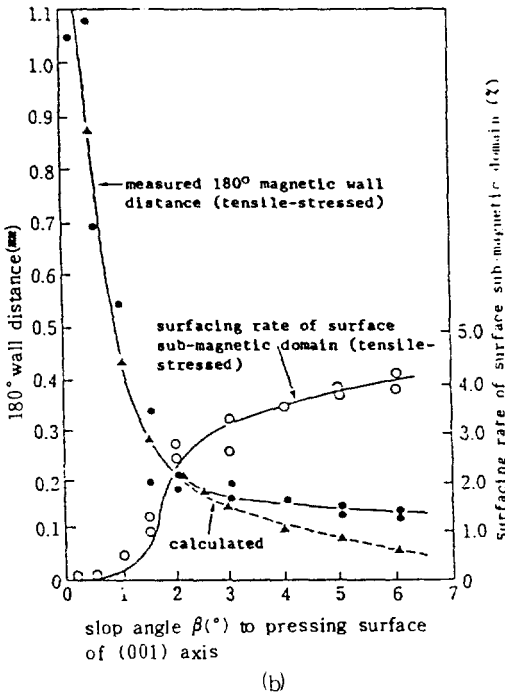
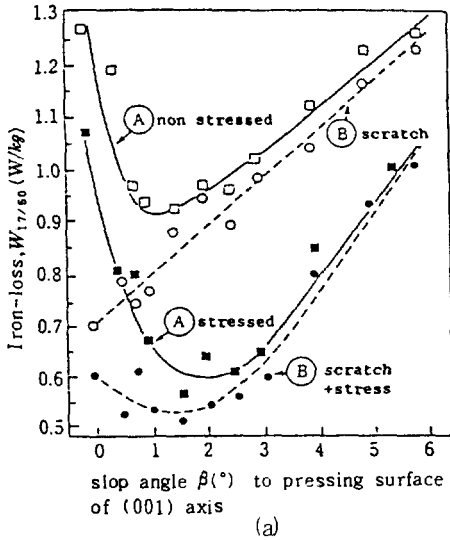


그림 4. 3%Si-Fe單結晶(0.20mm두께)의 [001]軸의 壓延面에 대한 傾斜角과 鐵損(a) 및 180° 磁壁間隔, 表面補助 磁區密度(b)와의 관계

거의 관련성이 없다. 또 $0 \leq \gamma \leq 9^\circ$ 에서는 γ 와 鐵損과의 사이에도 거의 관련성은 없다.

아 물론 張力印加로 鐵損의 低減이 나타나게 된다. 그런데 히스테리시스損, 鐵損, 180° 磁壁間隔, 還流磁區密度는 β 에 강력하게 의존하고 있다. 그림 4(a)에서 張力印加가 없는 경우 β 의 6°에서 2° 방향으로 일어나게 되는 鐵損의 감소에는 磁壁間隔의 증대에 의한 히스테리시스損失의 감소로써, β 의 0° 쪽을 따라 일어나는 鐵損增加는 磁壁의 이동속도의 증대에 의한 渦電流損失의 증대로서, 각각 이해된다.

$\beta > 2^\circ$ 에서 鐵損의 증대에 기여하고 있는 還流磁區의 밀도를 저하시키기 위해서는 G. O. 의 (001) [001] 方位 集積度를 높이는 것이 필요하게 되는데, 동시에 180° 磁壁間隔이 증대하여 鐵損을 증대시키는 것이 되기도 한다.

3-3. 張力效果

그림 4(a)에서 보는 바와 같이, 張力을 印加하면 鐵損이 저감된다고 하는 사실이 발견되었는데, 이것은 張力印加에 의하여 180° 磁壁間隔이 細分化되는 사실에 기인하고 있음이 밝혀졌다. 그림 5에 나타내는 바와 같이 張力에 의한 磁壁間隔細分은 l ansset 磁區가 주가 되어 板두께 방향으로 磁化成分을 갖는 磁區로써 구성되고 있음을 안다. 張力에 의한 鐵損低減策은 工業의으로는 鋼板表面에 無機質絶緣被膜을 생성시키고, 그의 수축에 의해서 張力을 鋼板에 유도시키므로써 실현하고 있다.

이상과 같이, 磁壁間隔의 細分化가 高配向性珪素鋼帶에 있어서는 그의 渦電流損, 나아가서 鐵損의 저감에 기여한다는 사실이 밝혀졌는데, 또 다른 磁壁間隔細分化技術이 개발되었다.

3-4. 180° 磁壁間隔의 細分化技術의 開發

먼저 볼펜으로 [001] 방향의 垂直方向으로 스크래치 (scratch) 하게 되면 그림 5 와 같이 鐵損이 큰 폭으로 감소한다는 사실이 밝혀졌다. 鐵損에 미치는 스크래치의 효과는 β

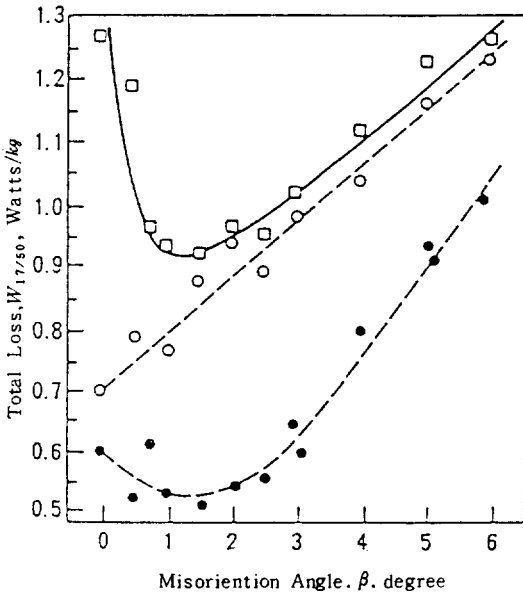


그림 5. 볼펜 · 스크래치한 3% Si-Fe 單結晶 (0.20 mm 두께)의 [001] 軸의 壓延에 대한 傾斜角과 鐵損 (□; 스크래치 및 張力 없음, ○; 스크래치 있음, ●; 스크래치後 張力 가했음)

가 감소하는데 따라서 크게 되며, $\beta = 0^\circ$ 일 때 최대로 되어있다. 이 경향은 그림 4(a)에서 알 수 있는 바와 같이 張力效果의 β 依存性和 다르다. 또 스크래치한 다음 張力을 印加한 경우의 鐵損減少의 β 依存性은, 張力效果와 스크래치효과가 각각 달라서, 그들이 加算적으로 작용한 결과로 이해할 수 있다.⁸⁾

磁區構造에서 추정되는 스크래치에 의하여 생긴 内部應力分布은 어떤 가정하에서 有限要素法에 의해서 산출된 應力分布과 잘 일치

하며, 壓縮力이 스크래치線을 제외한 鋼板表面과 스크래치線 안쪽의 鋼板의 裏面に, 鋼板의 나머지 부분에 張力이 각각 작용한다는 사실이 밝혀졌다.⁹⁾

스크래치에 의한 鐵損低減策은 鋼帶表面의 鋼球에 의한 방법¹⁰⁾, 레이저光照射에 의한 방법¹¹⁾에 의해서 실현되고 있다.

그림 6 에 레이저照射에 의한 G.O.의 鐵損

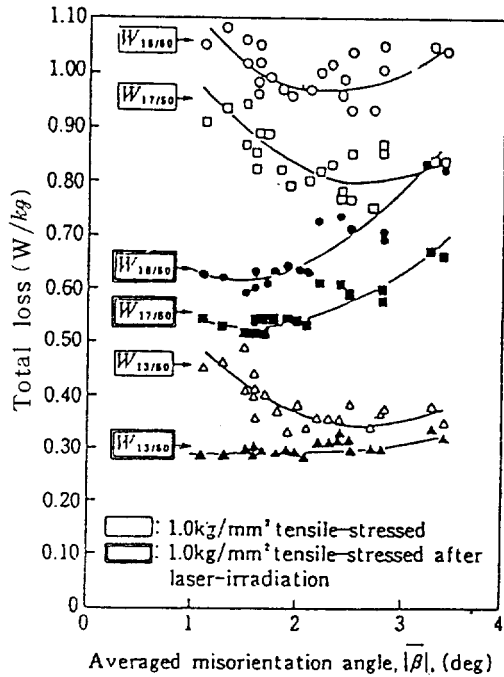


그림 6. 鐵損의 結晶方位의 존성 (3% Si-Fe, 板 두께 0.20 mm)

減少效果와 鋼板의 平均 기울기角 β 와의 관계를 나타내었다. 그림에서 ○, □, △은 유리質絶緣被膜 제거 뒤에 壓延方向으로 張力을 印加한 경우, ●, ■, ▲은 위의 試料에 레이저照射 뒤에 張力을 印加한 경우의 鐵損을 각각 나타낸다. 勵磁磁束密度 $B_m = 1.7, 1.8 T$ 인 경우, 鐵損의 β 의 존성은 單結晶의 β 의 존성과 같은 경향이지만, $B_m = 1.3 T$ 인 경우는 β 의 증가에 의한 鐵損 증대는 작다.

레이저照射에 의하여 β 가 작아질 수록 鐵損 降低效果가 크다.

3-5. 鐵損의 板두께 의존성

그림 7에 G.O.의 유리질被膜을 제외하고 表面을 化學的으로 연마한 高配向 G.O. (HI-B)와 中配向 G.O. (C.G.O.)의 壓延方向으로 약 1 kg/mm^2 의 張力을 印加한 경우의 鐵損의 板두께 依存性을 나타내었다¹³⁾. B_0 이 낮은 中配向의 G.O.에서는 鐵損이 最低로 되는 板두께가 존재하는데 B_0 이 높은 高配向의 G.O.에서는 0.1 mm 이하의 板두께에 鐵損의 最低치가 있다는 것이 확인된다. 直流히스테리시스損의 板두께 감소에 따른 증대는, 鋼帶表面의 自由磁極에 기인하는 反磁界가 磁壁移動을 방해하게 되기 때문인 것으로 생각된다.

위에서 기술한 鐵損의 板두께 의존성은 實驗的 및 理論的으로 연구된 $\beta=0\sim 8^\circ$ 에 있어서의 3% Si-Fe 單結晶의 板두께 의존성¹⁴⁾에 있어서, $\beta=0\sim 1.8^\circ$ 에서는 板두께의 감소가 鐵損增加에 기여하는 還流磁區密度의 감소를 초래하게 하며, 나아가서는 鐵損의 단조로운 감소를 초래하는 사실에서 이해된다.

표 3에 레이저照射에 의한 鐵損減少效果의 板두께 의존성을 나타내었다.

表 3. 레이저에 의한 鐵損減少效果의 板두께 의존성

板厚 (mm)	레이저照射前			레이저照射後		
	$W_{10/50}$	$W_{15/50}$	$W_{17/50}$	$W_{10/50}$	$W_{15/50}$	$W_{17/50}$
0.3	0.34	0.77	1.03	0.32	0.72	0.97
0.23	0.28	0.64	0.90	0.25	0.55	0.79

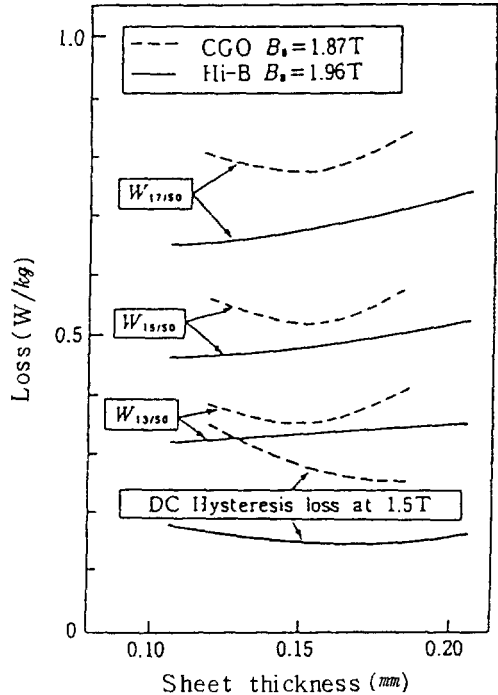


그림 7. 鐵損의 板두께 의존성 (化學的으로 研磨한 G.O.의 壓延方向으로 1 kg/mm^2 의 張力을 印加하고 있다.)

B_0 가 높을 수록, 또 板두께가 얇을 수록 鐵損減少效果가 크다는 것을 알수 있다.

表 4. 方向性 珪素鋼帶의 進歩

種類	두께 (mm)	密度 (kg/dm^3)	鐵損 (W/kg)		磁束密度 B_0 (T)	從來相當記號
			$W_{15/50}$	$W_{17/50}$		
27P100	0.27	7.65	0.74	1.00	1.85	※
27G120			0.83	1.20		
30P110	0.30	7.65	0.83	1.10	1.85	※
30G130			0.91	1.30		
35P125	0.35	7.65	0.95	1.25	1.85	※
35G145			1.04	1.45		

※ 高配向性 珪素鋼帶

이상과 같이, 方向性珪素鋼板에 있어서 是結晶의 配向性, 應力印加, 레이저照射 및 薄板化에 의해서 鐵損의 저감과 고밀도가 시도되어 왔다. 그 磁氣特性을 표 4에 나타내었다.

4. 永久珪石材料

4-1. 日本의 진척

1917년 우수한 燒入硬化形磁石이 本多박사에 의해서 발명된 이후, 日本의 연구자는 세계에 있어서의 磁石材料의 진보에 얼마간의 기여를 하였다. 1931년 三島박사는 Fe-Al-Ni 系의 우수한 磁石을 발명하였는데, 그 高保磁力의 발생기구가 2相分離에 기인하는 이제까지 없던 새로운 것이라고 하는 사실이 밝혀져서, 세계의 주목을 받았다. 또 1933년 加藤, 武井 두 박사가 O.P磁石 ($CoFe_2O_4 + Fe_3O_4$)를 발명하였다. 이것은 1952년 네델란드 Philips社에서 발명한 Ba 페라이트磁石으로 대체되었지만, 세계 최초의 氧化物磁石으로써, 높은 평가를 받아왔다.

그런 가운데, 미국의 Strnat 교수가 RCo_5 型 化合物이 매우 뛰어난 永久磁石材料로서 사용이 가능하다고 하는 제안을 했는데, 1967년에 최대에너지積 $(BH)_{max} = 5.1$ MGOe의 SmCo 粉末磁石을 개발하였다. 이윽고 日本에서도 이 분야에서의 연구가 시작되어, 생산판매하기 까지에 이르렀다. 그런데 R_2Co_{17} 系에 Cu를 넣은 $Sm_{0.75}Ce_{0.25}(Co_{0.81}Fe_{0.04}Cu_{0.15})_{7.2}$ 의 組成으로써 $(BH)_{max} = 23$ MGOe의 값이 얻어졌으며, R_2Co_5 型 磁石의 특성을 넘어서, 실용화의 길이 열리게 되었다¹⁵⁾. 더욱이 Cu의 일부를 Zr로 치환하므로써, 保磁力 Hc 및 殘留磁束密度 Br이 개선되어서¹⁶⁾, 稀少資源의 절약이란 점도 포함하여, SmCo₅型 磁石으로 대체되어가고 있다. R_2Co_{17} 型 磁石의 출현과 더불어 그 粉末을 樹脂結合劑를 써서 成形固化한, 소위 본드磁石의 개발도 진행이 되어, 넓은 분야에서 응용되기에 이르렀다.

한편, 1977년 松下電氣에서, Mn-Al-C系

磁石이 개발되었으며, 이어서 제조 판매하기에 이르렀다.¹⁷⁾

1984년 住友特殊金屬에서, 획기적인 고성능 Nd-Fe-B系 磁石이 개발되어서 세계의 주목을 모았다.

이상과 같이 日本에서의 磁石開發의 진척을 고려하여 永久磁石의 최대에너지積의 발전을 그림 8에 나타내었다.

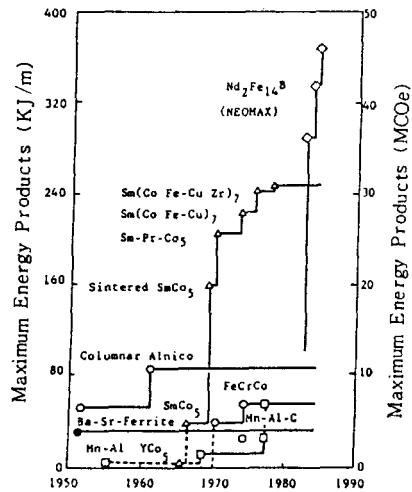


그림 8. 永久磁石材料의 進歩

4-2. 稀土類 Fe-B系 磁石

오늘날 사용되고 있는 대표적인 磁石은 $(BH)_{max}$ 가 1~4 MGOe인 페라이트磁石, 5~10MGOe의 알니코 (Alnico)磁石 및 13~30 MGOe의 稀土類 코발트磁石이다. 高性能 稀土類 코발트磁石의 과제는 資源問題가 될 것이다. Co는 중요한 戰略物資인데다가 產地가 편재되어 있기 때문에, 가격변동이 심하다. 稀土類 코발트磁石의 주성분인 Sm은 희소 資源이다. 이러한 난점을 해소하는 高性能磁石材料의 유력한 후보로서 10수년 전부터 輕稀土類 (LR)와 Fe에 의한 LR-Fe化

化合物이 주목되어, 미국을 시작으로 세계각국에서 수많은 연구가 진행되었는데, 2元系에서는 실용재료를 발견하는데까지는 다달이지 못하였다. 그들의 Curie 溫度를 높여보기도 했는데, 化合物에 一軸性的 異方性を 갖게 하기 위해서, 3元系化合物의 탐색이 필요하게 되었다. Nd-Fe-B系 磁石은 그러한 과정에서 발견되었다. Nd₁₅Fe₇₂B₈ 磁石의 제조방법은 SmCo系 磁石의 그것과 매우 비슷하지만, 燒結이나 熱處理의 제조조건, 熱處理效果의 내용이 다르다. 그 제법의 한예는 다음과 같다.⁸⁾

母合金을 Ar 분위기중에서 용해하여 제작한다. 이것을 粉碎機로 窒素분위기중에서 약 1mm이하의 粒徑이 될 때 까지, 그리고 또 disk-mill 로 약 3μm이하의 粒徑이 되기 까지 粉碎한다. 이들의 粉末을 10Koe의 磁界中에서, 200MPa의 壓力으로 壓縮成形한다.

이것을 1050~1170℃, Ar 분위기중에서 1hr 燒結하여 急冷한다. 그리고 다시 800~1130℃에서 熱處理後 急冷하여 磁石材料로 한다.

標準組成 Nd₁₅Fe₇₇B₈ 合金의 燒結溫度에 의한 磁氣特性的 변화 및 熱處理에 의한 燒結磁石의 保磁力의 변화를 그림9 및 그림10에 나타내었다.

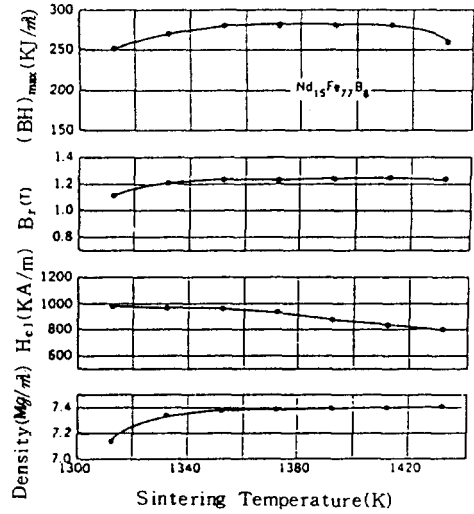


그림 9. 燒結後 870K에서 1hr 燒入한 Nd₁₅Fe₇₇B₈ 磁石의 密度 및 磁石特性的 燒結溫度의존성

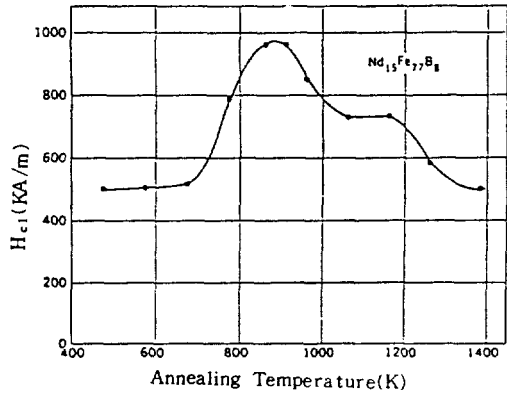


그림 10. Nd₁₅Fe₇₇B₈ 燒結磁石의 保磁力 (Hc1)의 燒入溫度 의존성

表 5. 磁石特性 및 物理的特性에 관한 Nd-Fe-B 磁石과 Sm-Co 磁石과의 비교

	Nd-Fe-B Magnet	Sm-Co Magnet
B _r (T)	1.23	1.12
H _{c1} (KA/m)	960	550
H _{c2} (KA/m)	880	520
(BH) _{max} (KJ/m ³)	290	250
Temperature Coeff. of B _r (pp/mK)	-1260	-400
Density (Mg/m ³)	7.4	8.3
Specific Resistivity (μΩm)	1.4	0.9
Vickers Hardness	600	550
Flexual Strength (MPa)	250	120
Tensile Strength (MPa)	80	45
Thermal Expansion "c	3.4	7
Coeff. (ppm/K) ⊥c	-4.8	14

最適燒結溫度는 1370 ℃ 부근으로써, 이것은 SmCo계 보다도 70~100 ℃ 정도 낮다. 最適熱處理溫度는 900 ℃ 부근이다.

Nd-Fe-B 磁石과 종래의 최고특성을 갖았던 SmCo 磁石에 비하여, Br, Hc 및 $(BH)_{max}$ 모두 우수하며, 比重小, 電氣抵抗大, 機械的強度大 등의 특징을 갖고 있다. 이들은 실용에 있어 도움이 된다. 그런데, Br과 H_{ci} (磁化 $I = 0$ 에 있어서의 保磁力)의 溫度係數가 크다고 하는 것이 결점이다. Br의 溫度係數는, 예를 들면 소량의 Co 치환에 의하여 개선된다는 사실이 밝혀졌다. 또, 소량의 重稀土類의 첨가로 H_{ci} 가 1.6 MA/m로 높아진다는 것이 알려져 있다. 이것은 H_{cB} 의 溫度係數의 감소와 관련된다.

Nd-Fe-B 燒結磁石은 正方晶 matrix, Nd-rich 相 및 B-rich 相의 3 相으로 되어있다¹⁹⁾

이 磁石이 우수한 磁石特性을 나타내는 주요 원인은 正方晶 matrix 에 있다. 그런데, 실용적인 磁石의 실현에는 $Nd_2Fe_{14}B$ 相, $Nd_2Fe_7B_6$ 相 및 Nd-rich 相의 3 相이 3 元共晶을 만들것, 및 matrix 相 이외의 相이 非磁性일 것 등이 중요한 요인으로 되어 있다. 즉, 830 ℃ 부근의 낮은 溫度에서의 3 元共晶의 존재는 液相燒結을 가능하게 하며, 大粒成長을 수반하지 않고서 高密度化를 실현하고, 또 液相이 결합이 많은 粒子表面層을 浸蝕하여 保磁力을 높이는 것으로 생각된다.

$Nd_{15}Fe_{77}B_8$ 磁石의 제1 및 제2 상한의 磁化曲線을 그림 11 에 나타내었다.

各 減磁曲線에 있는 數字는 熱消磁後 印加한 最大磁界의 세기를 나타낸 것이다.

最大印加磁界 (이후 印加磁界라 略記한다) 가 1200 KA/m까지는 印加磁界의 세기의 증대에 따라서 保磁力이 높아지고 있다. 初磁化曲線의 급격한 상승은 nucleation 形의 保

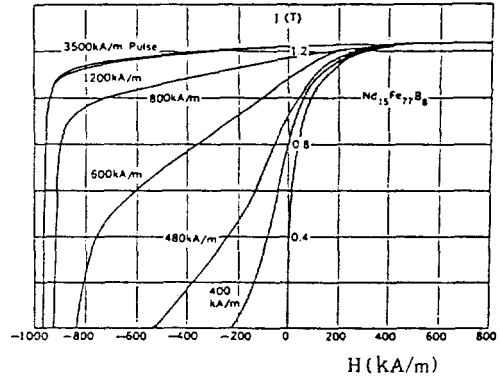


그림 11. $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ 燒結磁石의 磁化曲線

磁力機構를 나타내는 것이다. 그런데, 印加磁界의 증대에 의한 保磁力과 角形性의 향상을 이해하기 위해서는, 磁壁의 이동을 방해하는 pinning site도 가정할 필요가 있다. 이 점에 관해서는 검토의 여지가 있다.

Nd-Fe-B 系 磁石은 燒結工程 뿐만 아니고, 非晶質 (amorphous) 薄帶 作成技術에 사용되는 로울急冷法에 의한 非晶質薄帶化의 시도가 미국에서 행해지고 있다.²⁰⁾ 筆者 등은 非晶質薄帶는 機械的性質이 우수하고, 그위에 準安定性의 이용, 結晶化의 制御, 즉 結晶方位와 粒徑의 制御 등의 가능성이 있다는 것에 착안하여, 超急冷技術으로써 얻어진 非晶質薄帶를 結晶化하여 高保者力化하는 연구에 착수하여, 非晶質-結晶化 알니코磁石²¹⁾ 이어서 非晶質-結晶化 Nd-Fe-B 磁石을 연구했으며, 後者에 관해서는 매우 우수한 磁石特性이 얻어진다는 것을 밝혔다.^{22,23)}

5. 結 言

이상과 같이 日本에 있어서의 최근 개발되어, 세계의 주목을 받고, 이미 실용이 되어지고 있는 材料의 動向을 기술하였다. 目下 실마리를 찾은 日本鋼管에 의한 高Si 鋼板, 日立特殊金屬에 의한 微結晶高透磁率薄帶 등

장래가 기대되는 磁性材料의 개발은 미루기로 하였다.拙文이지만 韓國의 이 分野의 발전에 도움이 되기를 기원하면서 이 글을 맺는다.

끝으로 本稿의 내용 대부분은 明知大學校 開校 40 週年 (1988 년 9 월 7 일) 記念特別招請講演會에서 발표된 것임을 밝힙니다.

참 고 문 헌

- 1) 嶋中 浩, 他: 日本電氣學會全國大會論文集 (3), S5-2, 107(1977)
- 2) H.Shimanaka, et al; *J. Magn.Mater*, 26, No1~3, 57(1982)
- 3) K.Matsumara and B.Fukuda; *IEEE. Trans. Magn. MAG-20*, 1533(1984)
- 4) 田口 悟: 日本金屬學會會報, 13,49(1974)
- 5) 田口 悟: 鐵 鋼, 62, 905(1976)
- 6) T.Yamamoto and T. Nozawa; *J.Appl., Phys.* 41,2981(1970)
- 7) T.Yamamoto, et al; *IEEE. Trans, Magn. MAG-7*, 677(1982)
- 8) T.Nozawa, et al; *IEEE.Trans,Magn. MAG-15*, 972(1979)
- 9) K.Fukawa and T.Yamamoto; *IEEE. Trans, Magn. MAG-18*, 963(1982)
- 10) K.Kuroki, et al; *J.Appl. Phys.* 52, 2422(1981)
- 11) T.Iuchi, et al; *J. Appl. Phys.* 53, 2410(1982)
- 12) T.Nozawa, et al; *Proc. of SMM-7*, 169(1985)
- 13) K.Honma, et al; *IEEE.Trans, Magn. MAG-21*, 1903(1985)
- 14) 山口: 日本應用磁氣學會誌. 8, No.2, 20(1984)
- 15) H. Senno and Y. Tawara; *IEEE.Trans. Magn. MAG-10*, 312(1974)
- 16) T.Ojima, et al; *ibid. MAG-13*, 1317(1977)
- 17) 山嶋: 日本應用學會誌, 6, No.1, 18(1982)
- 18) M. Sawaga, et al; *J. Appl. Phys.* 55, 2083(1984)
- 19) M.Sagawa, et al; *IEEE.Trans. Magn. MAG-20*, 1584(1984)
- 20) J.J.Croat, et al; *J.Appl. Phys.* 55, 2078(1984)
- 21) H. Fukunaga and K Narita; *IEEE. Trans, Magn. MAG-20*, 1622(1984)
- 22) 福永, 他: 日本學術振興會 第147委員會, 第6回研究會資料, 25(1984)
- 23) 福永, 他: 同上, 第20回研究會資料, 20(1988)