
高磁束密度方向性珪素鋼 RG-H の開発

Development of a New Grain Oriented Silicon Steel RG-H with High Permeability

的場 伊三夫(Isao Matoba) 今中 拓一(Takuichi Imanaka) 松村 洽(Ko Matsumura) 後藤 公道(Tomomichi Goto) 市田 敏郎(Toshio Ichida) 菅 孝宏(Takahiro Kan) 小林 繁(Shigeru Kobayashi) 福田 文二郎(Bunjiro Fukuda) 平田 二郎(Jiro Hirata)

要旨：

新しい電磁鋼板として、高磁束密度方向性珪素鋼板 RG-H を開発した。RG-H は従来の方向性珪素鋼板と比較して、励磁特性、鉄損特性および磁気ひずみ特性が、格段にすぐれている。これらの進歩は、製造工程の改良によって、結晶粒の<100>軸を圧延方向により高度にそろえたことと、新しく開発した絶縁被膜によって、鋼板に強い張力を付加したことにより達成された。RG-H は、変圧器の高性能化と低騒音化に顕著な効果をもつことが認められており、変圧器の鉄心材料として本格的に採用されはじめている。

Synopsis：

RG-H has been developed as a new grain oriented silicon steel which has higher permeability, lower core loss and lower magnetostriction as compared with conventional material. Such developments of RG-H have been attained through marked improvements of manufacturing process which have made it possible to align the <100> axis of crystalline grains to a higher degree to the rolling direction and through the development of a new surface coating inducing tensile stress in strip. Owing to its superior magnetic properties, RG-H has been proved to meet such requirements as higher efficiency and less noises of transformers. It is now widely being accepted as a promising core material of transformers.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

高磁束密度方向性珪素鋼 RG-H の開発

Development of a New Grain Oriented Silicon
Steel RG-H with High Permeability

的 場 伊 三 夫*

Isao Matoba

今 中 拓 一**

Takuichi Imanaka

松 村 治***

Ko Matsumura

後 藤 公 道****

Tomomichi Goto

市 田 敏 郎*****

Toshio Ichida

菅 孝 宏***

Takahiro Kan

小 林 繁*****

Shigeru Kobayashi

福 田 文 二 郎*****

Bunjiro Fukuda

平 田 二 郎*****

Jiro Hirata

Synopsis :

RG-H has been developed as a new grain oriented silicon steel which has higher permeability, lower core loss and lower magnetostriction as compared with conventional material. Such developments of RG-H have been attained through marked improvements of manufacturing process which have made it possible to align the $\langle 100 \rangle$ axis of crystalline grains to a higher degree to the rolling direction and through the development of a new surface coating inducing tensile stress in strip. Owing to its superior magnetic properties, RG-H has been proved to meet such requirements as higher efficiency and less noises of transformers. It is now widely being accepted as a promising core material of transformers.

1. ま え が き

RG-H は、当社において開発され、昭和48年より販売されている磁気的性質の非常にすぐれた方向性珪素鋼板である。販売開始より2年足らずであるが、その間、各電機メーカーにおけるサン

ブルテストがほぼ終了し、その結果、この新しい鋼板が本格的に採用されつつある。

方向性珪素鋼板とは、圧延方向に鉄の磁化しやすい結晶方位をそろえた板で、この特徴を利用し、主として変圧器の鉄心に利用されている。

電気は現代生活に不可欠であり、電力の消費量は年々増加の一途をたどってきた。しかし、エネ

* 技術研究所珪素鋼研究室室長
*** 技術研究所珪素鋼研究室主任研究員
***** 技術研究所珪素鋼研究室主任研究員・理博
***** 技術研究所珪素鋼研究室

** 技術研究所物理研究室主任研究員・工博
**** 技術研究所神戸研究室主任研究員
***** 技術研究所神戸研究室
***** 管合工場管理部検査課掛長

ルギー資源の不足や環境問題のために、電力需要に応じて発電所や変電所を増設するのは困難な時代となった。したがって、今後は電力消費量の節約が重要な課題である。このためには、消費者が電力使用量を減らすだけでなく、電気機器の効率を良くする必要がある。たとえば、電力の変換および輸送中の損失は、わが国で年間に200~300億 kWh にもなると推定されている。これらの損失を減少させるには、超高圧送電と変圧器の高効率化が必要とされる。変圧器の高効率化のためには、鉄損の低い鉄心材料を使用することが必要であり、また変圧器を大容量化することも有効である。しかし、大容量変圧器は大型化し、騒音が増大するとか輸送が困難になるなどの問題を生ずる。

以上、述べてきた諸問題を満足させる変圧器の鉄心材料には、省エネルギーの点からは鉄損の低い、同一容量での小型化のためには磁化特性のすぐれた、騒音減少のためには磁気ひずみの小さい方向性珪素鋼板が要求される。RG-H はこれらの諸特性を従来品に比べて飛躍的に向上させた新製品である。これらの諸特性のうち、鉄損および磁化特性の向上は、主として鋼板を構成する鉄結晶の磁化容易方向〈001〉軸の圧延方向からのずれを従来品と比べ非常に小さくしたこと、また磁気ひずみの減少は、主として絶縁被膜を改良したことにより達成された。

以下に、RG-H の製造方法、その磁氣的性質および RG-H を用いた変圧器の特性について述べる。

2. RG-H の製造方法

RG-H の製造工程は、S あるいは Se を主な結晶粒成長抑制剤とする従来の2回冷延法に属する工程であるが、この従来工程の個々の技術を新しい見地から再検討し、その結果得られた種々の改良を加えて完成されたものである。

従来の方向性珪素鋼板は、N. P. Goss¹⁾ の発明した2回冷延法を基礎とし、米国 G. E. 社²⁾、および当社³⁾ が開発した S や Se を粒成長抑制剤とする方法により、次のような製造工程で作られて

きた。

製鋼 (3% Si, 微量の S あるいは Se 添加)
↓
熱間圧延
↓
ノルマライジング
↓
1次冷間圧延
↓
中間焼鈍
↓
2次冷間圧延
↓
脱炭焼鈍
↓
仕上焼鈍 (通常 1100°C 以上の箱焼鈍)
↓
平坦化焼鈍・コーティング

所定の板厚に圧延された鋼板は、製品の磁気特性を劣化させる C を除去するための脱炭焼鈍のあと、最終的に高温の仕上焼鈍が施される。この仕上焼鈍で、(110) [001] 方位の結晶粒だけが成長し (2次再結晶)、直径 5 mm 程度の大きさの結晶粒が鋼板をおおい尽すようになる。それと同時に N, S, Se など製品の磁気特性、特に鉄損特性を悪くする不純物が除去される。鉄結晶では〈001〉軸が最も磁化されやすいので、2次再結晶した結晶粒の〈001〉軸の圧延方向への集積度が一方向性珪素鋼板の磁気特性を最も基本的に左右する。したがって、どのようにして理想方位に近い結晶粒だけを2次再結晶させるかということが、一方向性珪素鋼板製造技術のかなめとなる。

一般に、珪素鋼板の2次再結晶挙動を支配している最も重要な要因として、次の3点があげられる。

- (1) 2次再結晶過程において、(110) [001] 方位からはずれた方位をもつ結晶粒の成長を妨げる不純物による粒成長抑制効果。
- (2) (110) [001] 方位の2次再結晶粒が発生、成長するのに適した脱炭焼鈍後の母相の1次再結晶集合組織の形成。
- (3) (110) [001] 方位の2次再結晶粒を選択的に成長させるのに適した焼鈍。

従来の代表的な一方向性珪素鋼板製造工程では、(1)の観点から粒成長抑制剤として鋼中に微細に析出させた MnS あるいは MnSe を用いてきた。また(2)に関しては2次冷延圧下率を50%程度とす

る2回冷延法が、(3)に関しては鋼帯を箱型炉で1100°C以上の温度に加熱する仕上焼鈍が行われてきた。

RG-H 開発過程において、これら3要因の技術的意味や効果が再検討され、その結果、従来製品より大幅にすぐれた磁気特性を持つ一方向性珪素鋼板を製造するためには、従来の製造工程を改良しなければならないことが明らかとなった。その代表的な改良点を工程順にあげると次のとおりである⁴⁾。

- (1) 微量のSbをSあるいはSeと複合して添加することにより粒成長抑制力を強化すること。
- (2) 熱延板を3mm程度に厚くし、2次冷間圧延の圧下率を60~70%と従来より高くすること。
- (3) 820°~900°Cの温度範囲で2次再結晶粒を発生、成長させ、そののち1100°C以上の高温で純化焼鈍する仕上焼鈍方式の採用。

まず、粒成長抑制効果について言えば、一般的にこの効果が強いほど、仕上焼鈍での(110)[001]方位からはずれた結晶粒の成長を抑制して(110)[001]方位の集積度の高い2次再結晶組織が得られることが期待される。従来工程ではMnSあるいはMnSeの微細析出物の粒界ピン止め効果で粒成長を抑制してきた。しかし、さらに方向性のすぐれた2次再結晶組織を得るためには、このような抑制効果だけでは不十分であった。このために、SbをSあるいはSeと複合して添加する方法が開発された。

Fig. 1に3%珪素鋼にSeを単独で添加した場合、およびSeとSbを複合して添加した場合の等温焼鈍における正常粒成長を示す。平均結晶粒径は焼鈍時間とともに増大するが、Sbが添加された場合には粒成長速度が減少している。すなわち、Sbを添加することにより粒成長抑制力が高められている。この結果、適当な量のSbをMnSあるいはMnSeとともに鋼中に存在させると、従来よりも(110)[001]方位の集積度の高い2次再結晶組織が得られるようになった。0.1%以下のSbは3%珪素鋼中で固溶していると考えられるが、この元素は粒界に偏析しやすいので、粒界

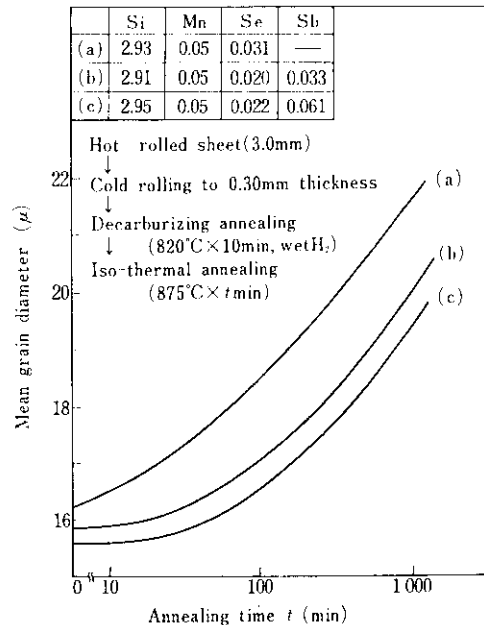


Fig. 1 Behavior of normal grain growth of 3% silicon iron with various inhibitors

に偏析したSbは粒界が移動すると、それに引きずられてともに移動し、そのため粒界移動の駆動力が減少する(ドラッグ効果)。このような、MnSなどの析出物と異なる機構でSbは粒成長抑制効果を持っていると考えられる。SやSeは1100°C以上の高温純化焼鈍で鋼中から除去されるが、Sbは鋼中に残存している。0.1%以下のSbは製品中では析出物として存在していないので磁気特性、特に鉄損特性を劣化させることはない。

次に、珪素鋼の2次再結晶は脱炭焼鈍後の母相の1次再結晶組織によって大きく影響される。0.03%程度のCを含む3%珪素鋼はほぼα単相であるため、熱延板は非常に強い<110>繊維組織となっている。このような組織は2次再結晶にとって好ましくないため、冷延-焼鈍(1次再結晶)を2回くり返して<110>繊維組織を減少させ、2次再結晶に適した集合組織成分を得ている。これがN.P.Gossの発明した2回冷延法の技術的な意味であるが、この脱炭焼鈍後の1次再結晶集合組織は主として熱延板の厚さと冷延圧下率によって決定される。まず、1次冷延圧下率が低いと(たとえば65%以下)、中間焼鈍後の鋼板の集合組織は<110>繊維組織がまだ強く残ったものと

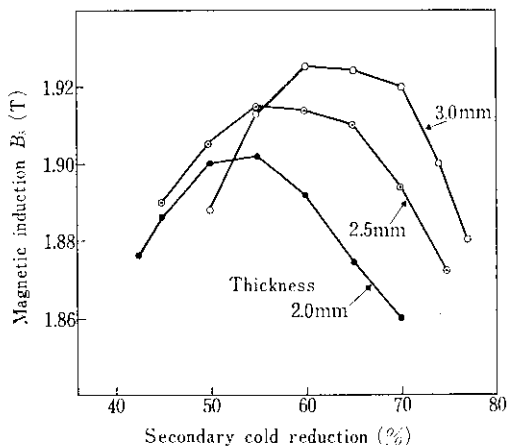


Fig. 2 Effect of thickness of hot rolled sheet and secondary cold reduction on magnetic induction

なるので、2次再結晶にとって好ましくない。一方、一方向性珪素鋼板の製品板厚は JIS 規格で 0.30mm と 0.35mm に規定されているので、熱延板が一定の厚さの下では 1 次冷延圧下率を高くすると 2 次冷延圧下率は低くなる。熱延板の厚さと 2 次冷延圧下率相互の関係が、 B_s (製品の 800A/m の磁場に対する磁束密度) におよぼす影響を Fig. 2 に示す。これから、熱延板の厚さを 3mm 程度とし、同時に 2 次冷延圧下率を 60~70% (1 次冷延圧下率を約 70%) とすると、1.90 T 以上の高い B_s 値が得られることがわかる。2 次冷延圧下率が 60~70% で最も高い B_s が得られる理由は、現在必ずしも明らかでないが、最近の 3 次元結晶方位解析法による報告⁹⁾によれば、Fig. 3 に示すように 2 次冷延圧下率が 65% 程度するとき脱炭焼鈍後の鋼板表面層の (110) [001] 成分が最も強くなり、しかも 2 次再結晶温度が最も低くなる。このことと、2 回冷延法による珪素鋼の 2 次再結晶粒は、鋼板表面層で優先的に発生、成長するとする最近の報告⁹⁾を合わせ考えると、脱炭焼鈍後の 1 次再結晶組織の (110) [001] 成分を強くするほど、よりこの方位に近い 2 次再結晶組織が得られることが示唆される。RG-H の冷延工程条件は、このような意味で、(110) [001] 方位の 2 次再結晶組織を得るのに最も適した 1 次再結晶組織を形成する条件であると言える。

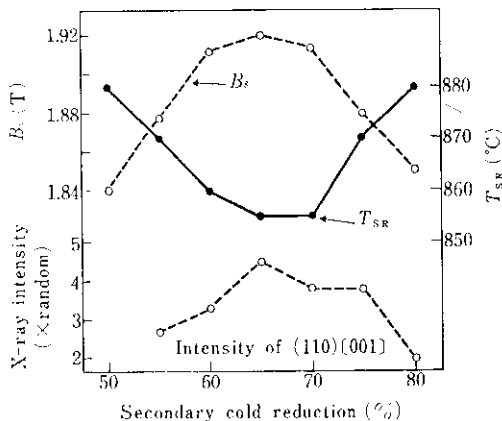


Fig. 3 Effect of secondary cold reduction on magnetic induction B_s , secondary recrystallization temperature T_{SR} and X-ray intensity of (110) [001] component at the surface layer of decarburized sheet

さて、このようにして粒成長抑制効果が高められ、同時に (110) [001] 方位の 2 次再結晶に適した集合組織を持つ脱炭焼鈍された鋼板は仕上焼鈍される。従来の仕上焼鈍では箱型炉で鋼帯を比較的速い昇温速度で 1100°C 以上の温度に加熱されていて、このような焼鈍方式では 2 次再結晶粒が発生、成長する温度は 950°C 前後であった。ところが、仕上焼鈍の昇温過程において 900°C 以下の温度に炉温を保持して 5~50hr 焼鈍したり、あるいは 900°C まで徐熱 (たとえば 10°C/hr の昇温速度) すると、900°C 以下の温度ですでに 2 次再結晶が進行し、しかも得られる 2 次再結晶粒の方位は、従来の仕上焼鈍方式の場合よりもより高度に (110) [001] 方位に集積することが明らかとなった。換言すれば、焼鈍時間を長くにとって 2 次再結晶温度を低くすると、得られる 2 次再結晶組織の方向性は一般的に高くなることがわかった。このような関係は 40~80% の範囲のどのような 2 次冷延圧下率でも成り立っているが、Fig. 3 に示すように、2 次再結晶温度が最も低くなる 2 次冷延圧下率 (60~70%) において最も方向性が高く、最も B_s の高い 2 次再結晶組織が得られる。以上に述べたことから、けっきょく、冷延工程では最も低い温度で 2 次再結晶がおきるような 1 次再結晶組織をつくり、仕上焼鈍では可能な限り低い温度で 2 次再結晶させることが、最も高い B_s を

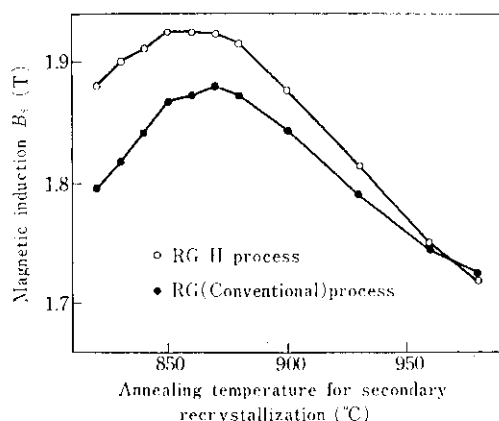


Fig. 4 Effect of annealing temperature for secondary recrystallization on magnetic induction

持つ製品を作る方法であると言えよう。

Fig. 4に従来工程材 (Se単独添加材) とRG-H工程材 (SeとSbの複合添加材) の脱炭焼鈍後の鋼板を820°~980°Cの温度で20hr焼鈍し、そのうち1180°Cの純化焼鈍を施こした製品の B_8 を示す。 B_8 は特に820°~900°Cの焼鈍で最も高くなる。またSbを添加したRG-H工程材では、 B_8 はこの温度範囲で1.88T以上の高い値を示す。前述したSbの添加と冷延工程の改良が、従来よりも低温で2次再結晶させる仕上焼鈍の採用とあいまってはじめて高磁束密度珪素鋼板RG-Hの製造が可能となった。このために、RG-H工程の仕上焼鈍は従来方式と異なり、820°~900°Cの温度範囲で2次再結晶粒を発生、成長させる2次再結晶焼鈍と、これに続く1100°C以上の高温の純化焼鈍に明確に分離された。

高磁束密度方向性珪素鋼板RG-Hの製造工程は、以上に述べてきたように従来技術の再検討から得られた諸改良、すなわち

- (1) SあるいはSeとSbの複合添加による粒成長抑制効果の強化。
- (2) 冷延工程の変更による1次再結晶集合組織の改良。
- (3) 低温で2次再結晶粒を発生、成長させるための仕上焼鈍方式の改良。

を特徴としている。RG-H工程ではこれらの諸要

因が有機的につながって、従来の2回冷延法に比べてより高度に(110)[001]方位に集積した2次再結晶組織が得られるようになり、その結果、飛躍的に高い磁束密度を持つ方向性珪素鋼板の製造が可能となった。このような方向性の向上は、第4章で述べる新しい絶縁被膜の開発とあいまって、すぐれた鉄損特性および磁気ひずみ特性に寄与している。

3. RG-Hの磁氣的性質

新製品RG-Hと従来品RGの(200)極点図を、Fig. 5に比較して示す。〈001〉軸の圧延方向への集積度は、RG-Hの方がすぐれており、理想方位からの方位のずれの平均はRGの約7°に対してRG-Hは約3.5°となっている。Photo. 1は結晶方位を示すエッチピットであり、結晶粒界をはさむ2つの結晶粒の方位が、RGに比べてRG-Hの方がそろっている一例である。主としてこの方位の集積度の向上により、諸特性の大幅な改善がな

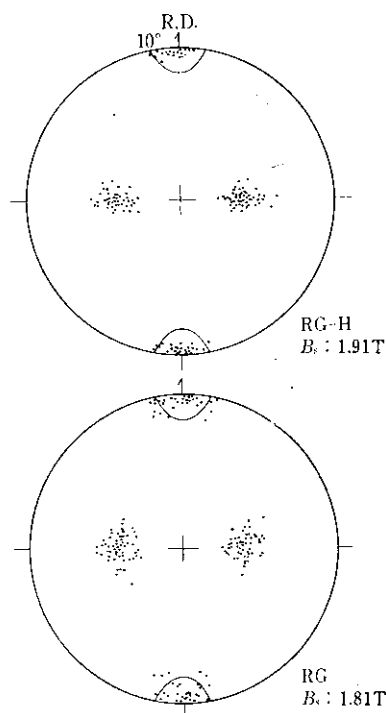


Fig. 5 (200) pole figures showing the orientations of RG-H and RG

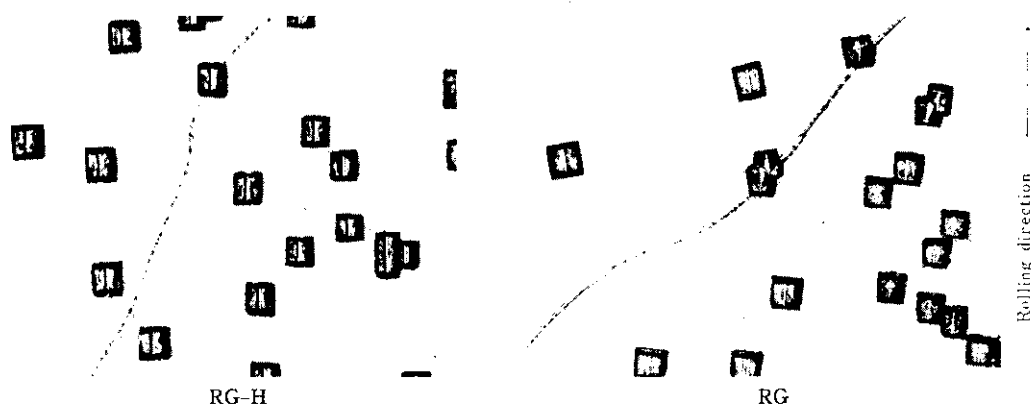


Photo. 1 Etch pit patterns of RG-H and RG

Table 1 Grade and specification of RG-H and RG

Grade	Specified thickness (mm)	Assumed density (g/cm ³)	Max. core loss at 1.7T, 50Hz (W/kg)	Min. induction at 800A/m (T)	Min. lamination factor (%)	Min. number of bends
RG-8H	0.30	7.65	1.22	1.88	94	2
RG-9			1.33	1.78		
RG-9H	0.35	7.65	1.37	1.88	95	2
RG-10			1.51	1.76		

Table 2 Typical magnetic properties of RG-H and RG

Grade	Specified thickness (mm)	Core loss (W/kg)		Hysteresis loss (W/kg)	Direct current induction	
		50 Hz		50Hz	$H=800 \text{ A/m}$ $H=2000 \text{ A/m}$	
		$B=1.5\text{T}$	$B=1.7\text{T}$	$B=1.7\text{T}$		
RG-8H	0.30	0.83	1.13	0.36	1.91	1.96
RG-9		0.85	1.25	0.49	1.82	1.89
RG-9H	0.35	0.93	1.26	0.34	1.91	1.96
RG-10		0.99	1.43	0.48	1.82	1.89

- (1) Test samples are taken parallel to the rolling direction and stress-relief annealed at 800°C
 (2) Test methods are to be in accordance with JIS C2550 (1970)
 (3) B : Magnetic induction
 H : Magnetizing force

された。

RG-HはJIS規格で規定されている最高級グレード、G9(板厚0.30mm)およびG10(0.35mm)をはるかに上まわるすぐれた磁気特性を有している。そのためJIS規格を外挿して、1グレード上のRG-8H(0.30mm)およびRG-9H(0.35mm)

を規格化した。RG-Hの規格値を従来のRGの最高級品と比較してTable 1に示す。Table 2にRG-Hの代表的な特性例をRGと比較して示す。

珪素鋼板のグレードは、主として鉄損値により決められる。Fig. 6に板厚0.30mmのRGとRG-Hの鉄損曲線を比較して示す。変圧器で一般

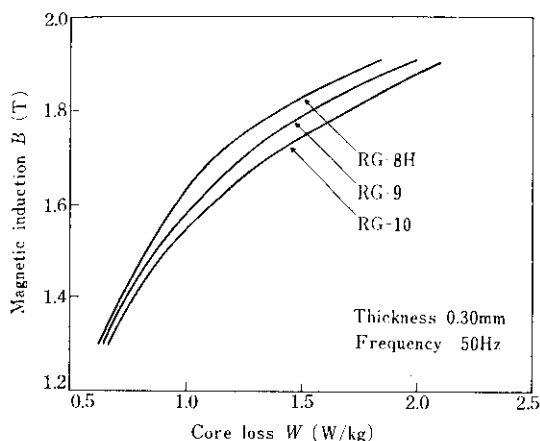


Fig. 6 Core loss versus magnetic induction curves for RG-H and RG

に使われる磁束密度 1.70T のとき、RG-9 に比べて RG-8H は約 10% 鉄損が減少しており、またこの鉄損の減少は高磁場で、より顕著にあらわれている。

このように鉄損の低い原因は、主として圧延方向への $\langle 001 \rangle$ 軸の集積度が従来品よりも良いために、磁化しやすくなったことによる。鉄損はヒステリシス損とうず流損に分けられるが、Table 2 から判るように、このことはヒステリシス損の減少となってあらわれている。一般に方位のそろいを良くしようとすると、2 次再結晶粒が大きくなりがちで、ヒステリシス損が減少しても、うず流損が増加して、期待ほどの鉄損の低下

が得られない。その点、RG-H は、2 次再結晶粒を大きく成長させることなく、方位をそろえることに成功したものである。したがって、結晶方位の改善によるヒステリシス損の減少が、そのまま鉄損の減少となっている。

RG-H のもう一つのきわだった特徴は、磁化特性の向上である。Table 2 からわかるように、RG-H の B_8 の値は RG の 1.82T に対して、1.91T と約 0.1T も向上している。これも、前述の方向性の改善によるものである。RG と RG-H の直流磁化曲線を Fig. 7 に示す。RG-10 と RG-9 の差よりも、RG-9 と RG-8H との差の方が大きく、磁化特性が大幅に向上していることがわかる。Fig. 8 に励磁実効 VA 曲線を示すが、変圧器で一般に使われる磁束密度 1.70T のとき、RG-8H の励磁実効 VA は RG-9 の約半分に減少している。

このように磁化特性の良い材料を変圧器の鉄心として使用すれば、設計磁束密度を高くすることが可能である。いいかえれば、必要な磁束をうるための鉄心の断面積を小さくすることができる。このことは、RG-H を使用すれば、従来品を使用する場合よりも、変圧器を小型化できることを意味している。たとえば、設計磁束密度を 1.70T から 1.75T に変更すれば、鉄心は約 3% 小型化できる。また鉄心が小さくなれば、鉄心に巻く銅線の使用量もそれに応じて節約できる。この場合、設

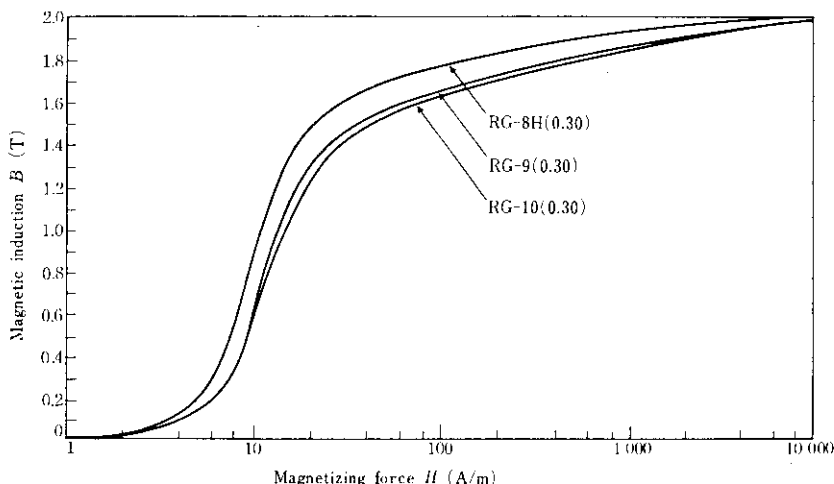


Fig. 7 DC magnetization curves of RG-H and RG

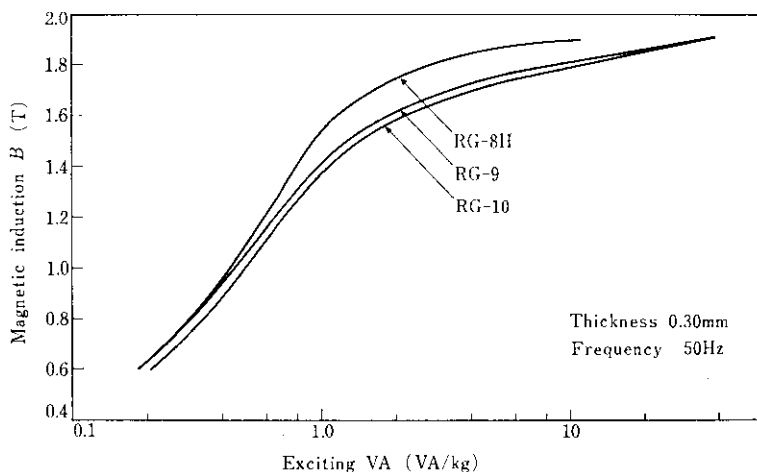


Fig. 8 Exciting VA versus magnetic induction curves of RG-H and RG

計磁束密度を引上げることにより、鉄損は増加する。しかし、RG-Hはももとの鉄損が低く、Fig. 5の鉄損曲線がわかるように、RG-8Hの磁束密度1.75Tにおける鉄損は、RG-9の1.70Tにおける鉄損とほぼ同等かそれより少ない。したがって、上記の例のように設計磁束密度を高くしても、RG-8Hを使用すれば、鉄損を増加させずに変圧器を小型化できる。

4. RG-Hの磁気ひずみ

都市部への人口集中と、電力消費量の増大にともなう、大型化した変圧器が都市内に設置されるようになり、変圧器の騒音が環境問題としてクローズアップされてきた。変圧器騒音を減少させるためには、素材の面からは、鉄心材料の磁気ひずみの小さいことが要求される。

磁気ひずみとは、強磁性体を磁化するとその外形が変化する現象であり、その原因は量子論にまでさかのぼるが、簡単にいえば次のようである。強磁性体では、自発磁化が生じると同時に自発磁化間に相互作用が働き、自発磁化の方向によって変わる自発的なひずみを生じる。したがって、同一方向の自発磁化を持つ集団、すなわち、一つの磁区では、その磁化の方向に自発的にひずんでいる。このような磁区の集まりである磁性体を磁化すると、磁区の配列が変わり外形が変化する。また、磁区がない場合でも、回転磁化が起これば当

然外形が変化する。この磁気ひずみによる変形量 $\Delta l/l$ は 10^{-6} 程度であるが、交流で磁化した場合には振動をおこし騒音の原因になる。

さて、この磁気ひずみを減少させるには、自発的ひずみを減少させることと、磁気ひずみの小さい磁区構造にすることが考えられる。自発的ひずみは物質固有の定数であり、珪素鋼の場合は珪素の含有量によって決まる。 $\langle 100 \rangle$ 方向の自発的ひずみ λ_{100} （珪素鋼では結晶異方性定数が正で大きな値を持っているので λ_{100} を考える）は、珪素量が6.3%で零になる。しかし、加工性の制約などから珪素量は約3%（ $\lambda_{100}=27 \times 10^{-6}$ ）に限定されるために、自発的ひずみを大きく変えることは困難である。したがって、磁気ひずみを減少させるには、磁気ひずみの小さい磁区構造にする必要がある。

RG-Hは、このような観点から、磁区構造的に磁気ひずみを減少させている。以下に、その磁気ひずみ減少の方法と、磁気ひずみと騒音の関係を考える場合に重要な磁気ひずみの高調波成分について述べる。

4-1 結晶方位の改善による磁気ひずみの減少

方向性珪素鋼は、(110)[001]方位の結晶粒から構成されているが、方位は完全にはそろっておらず多少のずれがある。結晶方位にずれがある場合には、静磁エネルギーを減少させるために、 $[100]$ 、 $[\bar{1}00]$ 、 $[010]$ 、 $[0\bar{1}0]$ 磁区（以下便宜的に

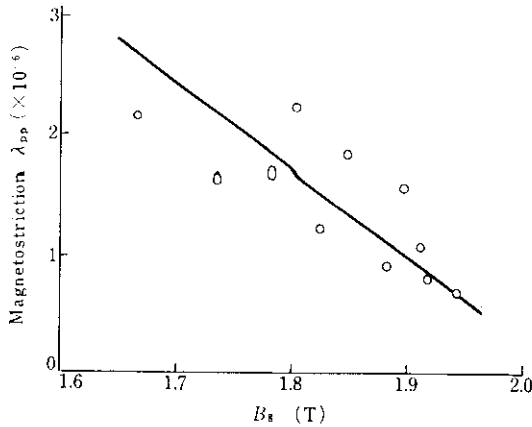


Fig. 9 Effect of B_0 value on magnetostriction for grain oriented 3% Si steel
 λ_{pp} : peak to peak magnetostriction measured at 1.7T

90° 磁区とよぶ) が生成するので 90° 磁壁移動が起り、磁気ひずみを生じる。この 90° 磁区は結晶方位のずれが小さいほど少なくなり、完全な (110) [001] 方位になれば [001], [00 $\bar{1}$] 磁区 (以下便宜的に 180° 磁区とよぶ) だけとなり、磁気ひずみはなくなる。**Fig. 9** に磁束密度 B_0 と磁気ひずみの関係を示すが、結晶方位の集積度が高くなって磁束密度 B_0 が高くなると、磁気ひずみが減少している。このように、RG-H は結晶方位の集積度が高いため磁気ひずみが小さい。

4-2 低熱膨張被膜による磁気ひずみの減少

方向性珪素鋼板の磁区構造を制御して磁気ひずみを減少させるもう一つの方法は、表面被膜によって鋼板に引張応力を与え 180° 磁区構造とする方法である。結晶方位の集積度の高い方向性珪素鋼板は 90° 磁区は少ないので、引張応力を加えても磁気ひずみはほとんど減少しないが、圧縮応力が加わると 90° 磁区がふえて磁気ひずみが増加する。このため鉄心の組立加工の際に不可避免的に鋼板に加わる圧縮応力は磁気ひずみを増加させることになる。しかし、もし表面被膜によってあらかじめ鋼板に引張応力が与えられておれば、鉄心の組立加工中に鉄板に圧縮応力が付加されても応力が打消されるので磁気ひずみは増加しない。

方向性珪素鋼板の表面は、最終焼鈍時に生成したフォスフェイト・セラミック被膜と、平坦化

焼鈍時に塗布・焼付して形成されたりん酸塩絶縁被膜の 2 層の被膜から成っている。高温で鋼板表面に被膜が形成されたのち冷却すると、被膜の熱膨張係数が鋼板の熱膨張係数より小さい時には、鋼板に引張応力が付加される。従来の方性珪素鋼板の場合にも、3% 珪素鋼の熱膨張係数が 13×10^{-6} であるのに対して、フォスフェイト・セラミック被膜が 11×10^{-6} 、通常のリン酸マグネシウム絶縁被膜は 8×10^{-6} 程度で、いずれも鋼板に張力を付与する結果となっている⁷⁾。

新製品 RG-H には、磁気ひずみ特性をより良くするために、さらに熱膨張係数の小さい (4×10^{-6}) りん酸塩系ガラス質絶縁被膜が用いられている。

Fig. 10 に、RG に D コートを施したもの (従来

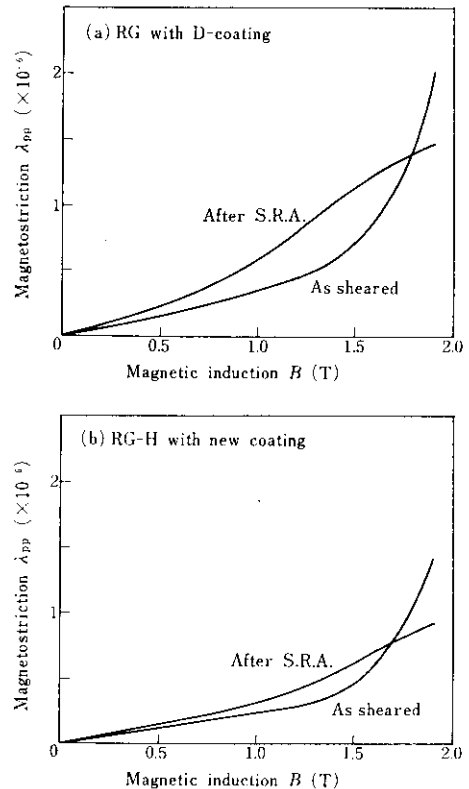


Fig. 10 The magnetostriction vs. magnetic induction curves of RG with conventional D-coating (a) and the RG-H with the new coating (b). The AC magnetostriction characteristics were obtained at 50Hz by conducting single sheet tests for specimens with dimensions of 0.3×30×280mm. The stress relief annealing (S.R.A.) was treated at 800°C for 3hr

品) およびRG-Hに新しい低熱膨張性被膜を施したものとについて測定した磁気ひずみ-磁束密度関係曲線を示す。Fig. 11 に、同じくD コートを施した RG および新しいコーティングを施したRG-Hについて測定した磁気ひずみの圧縮応力特性を示す。これらの図からわかるように、結晶方位のそろった RG-H に低熱膨張率組成物からなるこの新しいコーティングを施すことにより、磁気ひずみ特性は顕著に改善されている。磁気ひず

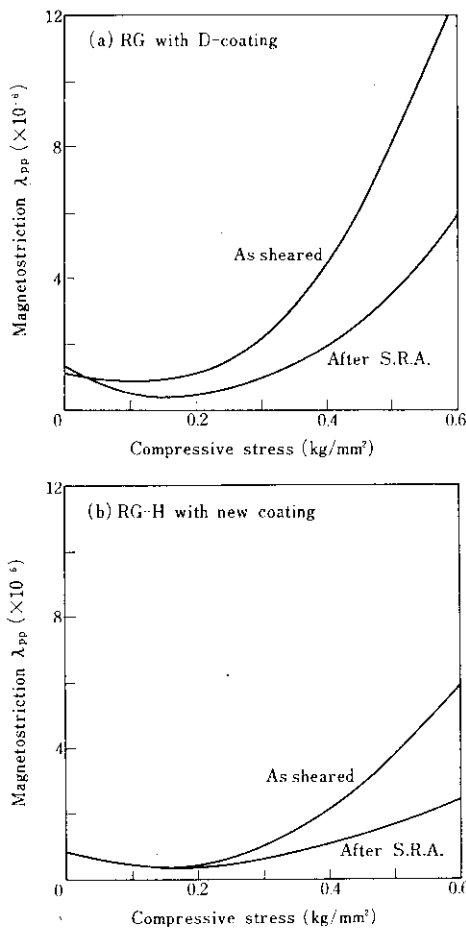


Fig. 11 The stress sensitivity of the magnetostriction measured at 1.7T on RG with conventional D-coating (a) and the RG-H with the new coating (b). The AC magnetostriction characteristics were obtained at 50Hz by conducting single sheet tests for specimens with dimensions of $0.3 \times 30 \times 280$ mm. The stress relief annealing (S.R.A.) was treated at 800°C for 3hr

みの圧縮応力特性から判断すると、被膜が鋼板に付与する引張応力の指標としてよく用いられる 4×10^{-6} の磁気ひずみを生ずる応力は、 0.7kg/mm^2 という大きい値になっている。

Fig. 10 において、磁束密度が約 1.8T 以下で、ひずみ取焼鈍後の磁気ひずみが切断後の磁気ひずみよりも大きくなり、また、Fig. 11 において、圧縮応力を増加させた場合、一度磁気ひずみが減少するのは以下の理由による。磁気ひずみと磁束密度との関係を磁気ひずみの正負も考えて示すと Fig. 12 のようになる。ひずみ取焼鈍後の

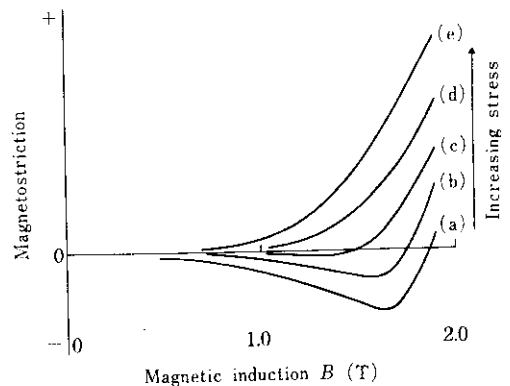


Fig. 12 Effect of compressive stress on magnetostriction

(a) : after S.R.A.

(b)~(e) : compressive stress applied

ように、ひずみがない場合は曲線(a)のように低磁束密度側で負、高磁束密度側で正の値をとる。負の磁気ひずみが生じるのは、結晶方位にずれがある場合、 180° 磁壁移動の進行にともない静磁エネルギーが増大し、これを減らすために 180° 磁区中に新たに 90° 磁区が生成するためといわれている⁸⁾。また、負の値から正の値へと磁気ひずみが増加するのは、この 90° 磁区や最初から存在している 90° 磁区が 90° 磁壁移動を起こすためである。曲線(a)の状態に圧縮応力を加えると、最初から 90° 磁区が安定となりその量が増える。また磁化過程で 180° 磁区中に 90° 磁区が生じる必要性も少なくなることが考えられる。これらのことから、磁気ひずみは正の値の方へずれることになり、圧縮応力の増大とともに磁気ひずみ曲線は(a)から(e)へと変化する。このような磁気ひずみの変化を、騒

音との相関の強い peak to peak 値 (λ_{pp}) で測定すると、約 1.8T 以下の磁束密度では、圧縮応力の増加にともない λ_{pp} は一度減少し、そののち増加しはじめ、1.9T より高い磁束密度では、90° 磁壁移動の影響が強く単調に増加する。Fig. 11 で圧縮応力を増加させた場合、磁気ひずみが一度減少するのはこのためである。また Fig. 10 については、切断後の状態がひずみ取焼鈍後にある程度の圧縮応力が加わっている状態と同じためと考えられる。

さて、この新しいコーティングを施した RG-H のもう一つの注目すべき特徴は、ひずみ取焼鈍を施さない状態でも鋼板が強い引張り応力を受けていることである。方向性珪素鋼板は機械的なひずみに対して敏感な材料であるが、変圧器における製造原価を安くするために、積層鉄心型の場合には、ひずみ取焼鈍を省略して使用するのが最近の傾向である。ところが従来のりん酸塩被膜の場合は、800°C×3hr 程度のひずみ取焼鈍後には被膜形成反応が完結し、かなりの引張り応力が鋼板に付与されるが、ひずみ取焼鈍前の状態では十分とはいえなかった。新しいコーティングを施した RG-H はこの点でもすぐれた性質を示している。赤外線吸収スペクトルによれば、800°C×1min 程度の焼付後の状態で、新しいコーティングは均一なガラス構造を完成している。したがって、新しいコーティングは従来のりん酸塩被膜よりもより短い時間でガラス化反応を終了して低熱膨張係数のガラスとなるため、ひずみ取焼鈍をしなくても強い引張り応力を鋼板に与えるものと思われる。

4.3 磁気ひずみの高調波成分

磁気ひずみの振動は、励磁周波数を f とすると、 $f_n = 2nf_0$ ($n=1, 2, 3, 4, \dots$) の周波数成分から成り立っており、高調波成分を含んでいる。磁気ひずみ振動から発生する音は振動の振幅の他に周波数によっても大きく影響されるので、磁気ひずみの高調波成分は、騒音を考える場合、非常に重要である。

振動とそれから発生する音圧との関係は、実際の変圧器等では理論的に導き出すことは困難であるが、実験的には音圧が振動の振動加速度と対応

していることが報告されている⁹⁾。このことは音圧が、 $\lambda_n f_n^2$ (λ_n : 磁歪の n 次高調波) に比例することを意味しており、磁気ひずみの高調波成分が、騒音を増加させる大きな要因といえる。

Fig. 13 に 0.35mm の RG-9H と従来材 RG-10 の磁気ひずみ高調波成分を示すが、RG-H 材は基本波成分および高調波成分とも従来材より低い。

Fig. 14 には Fig. 13 の周波数分析をもとに、磁気ひずみ振動の振動加速度から計算した音圧レベルを示す。計算では人間の耳の聴感に合わせた補正 (A 特性, JIS C1502) を行い、音圧レベルとして次の値で示した。

$$\text{音圧レベル} = 20 \log \frac{\sqrt{\sum (\lambda_n f_n^2 \gamma_n)^2}}{p_0}$$

$$\gamma_n : \text{A 特性減衰率}$$

$$p_0 = \lambda_0 f_0^2 : \text{基準音圧} \quad \lambda_0 = 10^{-9}$$

$$f_0 = 100 \text{ Hz}$$

Fig. 14 より RG-H 材は基本波および高調波が少ないために音圧レベルが低くなっており、したがって騒音が低くなることが予想される。

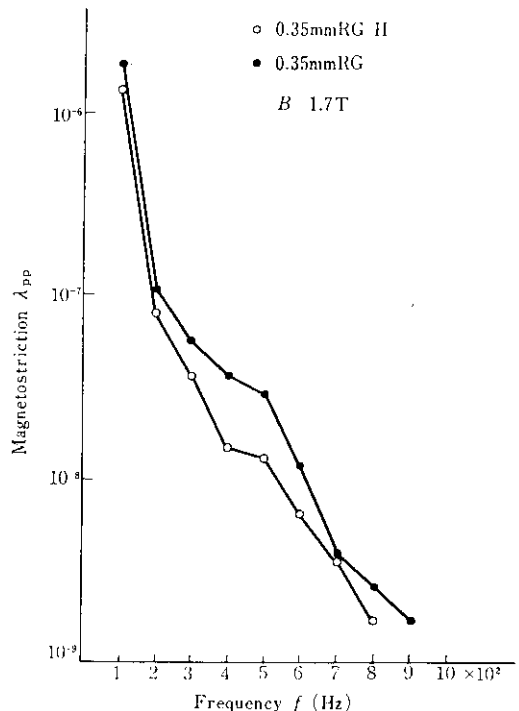


Fig. 13 Harmonic components of magnetostriction for RG-H and RG

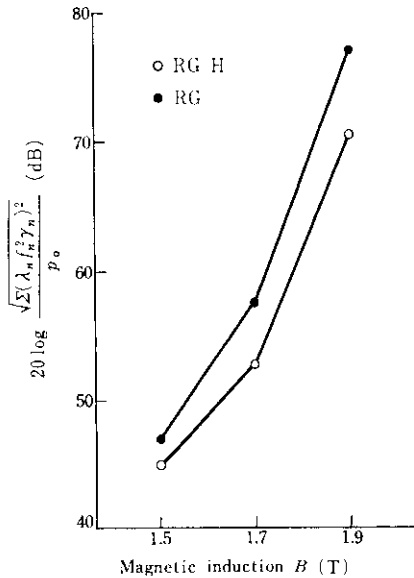


Fig. 14 Calculated acoustic power level of magnetostrictive vibration for RG-H and RG

今まで述べてきたように、新製品 RG-H は結晶方位の改善と被膜の強い引張応力によってすぐれた磁気ひずみ特性を持っているが、さらに磁気ひずみの高調波成分に関してもすぐれており、低騒音材として期待できる。

5. RG-H を用いた変圧器の特性

以上述べてきたことから、RG-H を鉄心に使用した変圧器は、従来の材料を使用した変圧器に比べて種々の特性向上が期待される。このことを確認するため、RG-H と従来品を用いて変圧器を製造し、その特性を比較した。比較試験に用いた RG-8H (0.30 mm) と RG-9 (0.30 mm) の素材のエプスタイン特性を Table 3 に示す。この素材を用いて設計磁束密度 1.75T、容量 75kVA の巻鉄心型変圧器を製造した。製品の

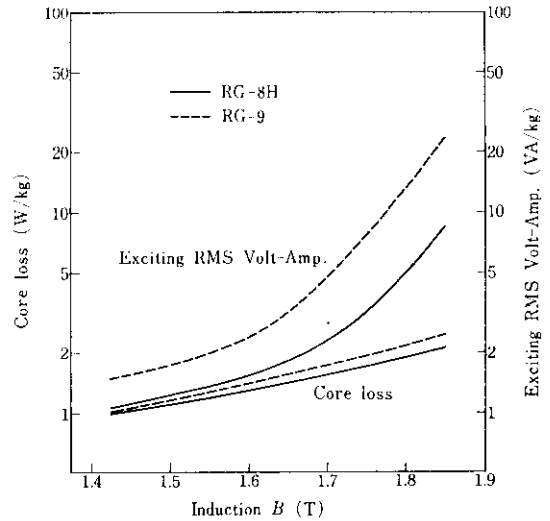


Fig. 15 Core loss and exciting characteristics of distribution transformers 1 ϕ , 60Hz, 75kVA wound core (Lap joint-core type) (Same design for RG-8H and RG-9)

励磁実効電力および鉄損の比較を Fig. 15 に示す。磁束密度 1.75T のところで比較すれば、RG-9 に比べて RG-8H の方が励磁実効 VA が 62%，鉄損が 14% 減少し、素材の特性向上から期待されとうりの変圧器の特性向上が得られている。また、騒音に関しても RG の 45dB に対して RG-H の 42dB と 3dB の減少がみられた。欧米では、変圧器を評価するのに損失評価の制度が取り入れられている。これは鉄損を金額に換算して評価するもので、鉄損が減少すればそれだけ省エネルギーにつながり、電力費が安くてすむという考えにたっている。この損失評価に準じて RG-H による鉄損減少分を金額に換算してみる。欧米における損失評価の平均的な値として、13~15万円/kW を使用すると、前述の 75kVA の変圧器の鉄損は、RG-9 を使用した場合が 1.98W/kg、RG-8H を使用した場合が 1.70W/kg であり、RG-9 の代り

Table 3 Core loss and exciting characteristics of Epstein specimens

	Thickness (mm)	W17/50 (W/kg)	W17/60 (W/kg)	VA17/50 (VA/kg)	VA17/60 (VA/kg)	B ₈ (T)
RG-8H	0.30	1.14	1.51	1.87	2.45	1.91
RG-9	0.30	1.29	1.72	3.20	4.00	1.83

Table 4 Core loss and exciting characteristics of Epstein specimens

	Thickness (mm)	W17/50 (W/kg)	W17/60 (W/kg)	VA17/50 (VA/kg)	VA17/60 (VA/kg)	B_0 (T)
RG-9H	0.35	1.27	1.68	2.00	2.55	1.89
RG-9	0.35	1.33	1.74	2.54	3.40	1.85

に RG-8H を使用することは、36 400～42 000円/t の評価金額差となる。この変圧器の鉄心には、120kg の珪素鋼板を使用しているので、1 台当り 4 400～5 000 円程度、RG-H を使用することにより商品価値が高くなる。この変圧器を使う側では、RG-H を使用した変圧器で年間約 3 000 円の電力の損失を低減できるので、2 年足らずで差額を回収できる。

以上は巻鉄心型変圧器の例であるが、次に積層鉄心型変圧器の例を示す。積層鉄心型では、0.35mm の鋼板が主として使われる。素材の特性を Table 4 に示す。この素材を用いて 3 相 100MVA の変圧器を作った結果を Fig. 16 に示す。比較の従来材が非常に特性の良い鋼板のために、変圧器特性の差が小さくみえるが、素材の特性向上に比例して、変圧器特性が向上している。積層鉄心型変圧器は大容量のものが多くだけに、

この特性向上による効果は大きい。

近年、大型化した変圧器が、電力需要の多い人口密集地区周辺にも設置されるようになり、変圧器騒音が環境問題の一つとして取り上げられるようになった。建築資材の高騰も著しく、防音壁も非常に高価なものとなっている。そのため、変圧器の設置場所によっては、設計磁束密度を下げて騒音を小さくする必要が生じる。たとえば、設計磁束密度を 0.1T 下げると約 3 ホーン騒音が減少することが知られている。そのかわり鉄心材料は約 6 % 使用量が増加し、変圧器が大型化してしまう。このような場合に RG-H を使用すれば、設計磁束密度を下げなくても 3 ホーン程度の騒音の減少が期待でき、そのメリットは非常に大きい。

6. む す び

RG-H は、当社が開発研究の結果商品化した新しい方向性珪素鋼板である。その製造工程は基本的には従来の 2 回冷延法に属するが、従来工程の個々の技術を新しい見地から再検討し、次のような改良を加えて完成した。

- (1) S あるいは Se と Sb を複合添加して粒成長抑制力を増大させた。
- (2) 熱延板の厚みを増し、同時に冷延圧下率を高めて、1 次再結晶組織を (110) [001] 方位粒の 2 次再結晶にとってもっとも適したものとした。
- (3) 仕上焼鈍の昇温過程において、より低い温度で 2 次再結晶粒を発生・成長させた。
- (4) 低熱膨張組成からなる絶縁コーティングを施し、製品の鋼板に強い張力を付与した。

このような種々の改良により、RG-H は従来の方向性珪素鋼板と比較して、次のような非常にすぐれた特性を持っている。

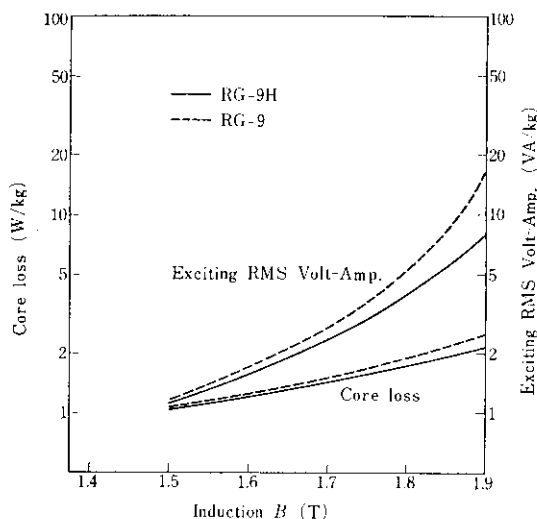


Fig. 16 Core loss and exciting characteristics of lamination transformers 3 ϕ , 50Hz 100MVA (Same design for RG-9H and RG-9)

- (1) 磁束密度 B_m は 1.88T 以上の値を有し、従来の最高級品に比べて約 0.10T 向上した。
- (2) 鉄損は従来の最高級品に比べて 1 グレード以上向上した。
- (3) 磁気ひずみは、無応力下および圧縮応力下のいずれの場合においても少なく、変圧器騒音と強い相関が知られている磁気ひずみの高調波成分も大幅に減少した。

このようなすぐれた磁気特性をもつ RG-H を用いた変圧器では、従来の材料を用いた変圧器に比べて、鉄損、励磁実効電力、騒音がいずれも改良されることが確認された。また、磁束密度の高い RG-H を使うと変圧器の設計磁束密度を高くすることが可能であり、変圧器の鉄心断面積が減少す

るので、変圧器を小型化できることも確認された。

上記のような種々の長所が認められ、RG-H は各電機メーカーにおいて本格的に採用されつつある。電力の有効利用と変圧器の低騒音化は近年ますます大きな課題となってきたが、RG-H は、必ずこの要請にこたえるであろう。

また、RG-H の製造技術は広く世界から注目されており、すでに昭和49年1月にスウェーデンの有力な珪素鋼メーカーであるシュラハンマー社へ製造技術を供与している。

本研究の遂行にあたり、ご指導とご協力を賜わった技術研究所および関係部課の各位に対し、心から感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) N. P. Goss : U.S. Patent 1,965,559
- 2) J. E. May : U.S. Patent 2,867,558
- 3) 今井ほか : 特公昭36-17154
- 4) 今中ほか : 特開昭49-61019
- 5) 菅ほか : 日本金属学会, 昭和50年春期講演大会発表予定
- 6) 光法ほか : 日本鉄鋼協会, 昭和50年春期講演大会発表予定
- 7) A. T. Moses, S. M. Pegler and J. E. Thompson : Proc. IEEE, 119 (1972) 8, 1222
- 8) J. W. Shilling and G. L. Houze Jr. : IEEE Mag. 10, (1974) 2, 195
- 9) 磁性材料常置専門委員会 : 電気学会技術報告, (1971) 101, 1