要約版

川崎製鉄技報
KAWASAKI STEEL GIHO
Vol.29 (1997) No.3

川崎製鉄の方向性電磁鋼板の歴史と最近の進歩

History and Recent Development of Grain Oriented Electrical Steel at Kawasaki Steel

森戸　延行（Nobuyuki Morito）　小松原　道郎（Michiro Komatsubara）　清水　洋（Yoh Shimizu）

要旨：
川崎製鉄は方向性電磁鋼板を 1961 年に RG の商品名で生産開始して以来，一貫して低鉄損化技術を追及し，1981 年には世界最初に高磁束密度低鉄損の薄方向性 RGH（板厚 0.23 mm，0.20 mm）を商品化した。ついで物理的手法による鉄損低減を狙い，鋼板表面へのプラズマ炎照射法（RGHPJ）および微細溝形成法（RGHPD）の磁区制御技術を開発し，低鉄損変圧器材料として高い評価を得ている。最近では，RGH に採用したインヒビターの改良により，さらに磁束密度を向上させることに成功し，世界最高級の磁区制御・低鉄損新製品（New RGH PD）の供給も可能となった。これらの技術開発の経緯および今後の展望を概説した。

Synopsis：
Since Kawasaki Steel had begun to manufacture a grain oriented electrical steel sheet "RG" in 1961, it was always seeking after a low iron loss technology to have successfully made the commercialization of "thin gage RGH" (0.23 mm, 0.20 mm in thickness) having high magnetic flux density and low iron loss, in 1981. Then, Kawasaki Steel has developed "RGHPJ" by using plasma jet and "RGHPD" of fine grooving to reduce iron loss, both of which materials obtain a high evaluation as core materials for low iron loss transformers. Recently a heat-resistant domain-controlled new product "New RGH PD" exibiting low iron loss has been commercialized by using a highly grain oriented electrical steel through the improvement of inhibitors RGH.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

川崎製鉄の方向性電磁鋼板の歴史と最近の進歩*

川崎製鉄技報
29 (1997) 3, 129–135

History and Recent Development of Grain Oriented Electrical Steel at Kawasaki Steel

森戸　延行
Nobuyuki Morito
技術研究所　副所長・工博

小松原　道郎
Michiro Komatsubara
技術研究所　電磁鋼板研究部門長・工博

清水　洋
Yoh Shimizu
川鉄テクノリサーチ(株)　専門技監

要旨

川崎製鉄は方向性電磁鋼板を 1961 年にRGの商品名で生産開始して以来，一貫して低鉄損化技術を追及し，1981 年には世界最初に高磁束密度低鉄損の薄方向性 RGH（板厚 0.23 mm，0.20 mm）を商品化した。ついで物理的手法による鉄損低減を狙い，鋼板表面へのプラズマ炎照射法（RGHPJ）および微細溝形成法（RGHPD）の磁区制御技術を開発し，低鉄損変圧器材料として高い評価を得ている。最近では，RGH に採用したインヒビターの改良により，さらに磁束密度を向上させることに成功し，世界最高級の磁区制御・低鉄損新製品（New RGH PD）の供給も可能となった。これらの技術開発の経緯および今後の展望を概説した。

Synopsis:

Since Kawasaki Steel had begun to manufacture a grain oriented electrical steel sheet "RG" in 1961, it was always seeking after a low iron loss technology to have successfully made the commercialization of "thin gage RGH" (0.23 mm, 0.20 mm in thickness) having high magnetic flux density and low iron loss, in 1981. Then, Kawasaki Steel has developed "RGHPJ" by using plasma jet and "RGHPD" of fine grooving to reduce iron loss, both of which materials obtain a high evaluation as core materials for low iron loss transformers. Recently a heat-resistant domain-controlled new product "New RGH PD" exibiting low iron loss has been commercialized by using a highly grain oriented electrical steel through the improvement of inhibitors RGH.

1　緒　　言

方向性電磁鋼板は，鋼板を構成する結晶粒がゴス方位と呼ばれる(110)[001] 方位からなり，圧延方向の磁気特性が非常に優れた 3% Si 鋼であり，変圧器の鉄心材料として不可欠のものである。変圧器の内部では，用いられる鉄心材料に起因する電力損失（鉄損）と巻線抵抗に起因する電力損失（銅損）が発生するが，1995 年度電力会社統計によれば，我国の送配電中の変圧器による損失合計は総発電量の 1.7% に当たる年間約 170億 kWh であると言われ，鉄損はその約 60%，100億 kWh と推定されている。日本国内はもとより，発展途上国での電力需要は今後一段と増加する傾向にあり，地球環境問題の一環として省エネルギーに対する要請の高まりにともない，損失の少ない鉄心材料が使用されることの意義は地球的規模でも極めて大きなものがある。

川崎製鉄は，戦後間もなく方向性電磁鋼板の開発研究に着手し，独自技術によって 1960 年代初めに広幅方向性電磁鋼板の製品化に成功して以来，今日まで一貫して低鉄損化を指向し，高級品の開発と安定供給に努めてきた。方向性電磁鋼板の基本製法は 1930 年代半ばに米国で開発されたが，過去四半世紀における画期的な品質改善と量産技術の確立は日本で達成され，川崎製鉄は新日本製鐵(株)とともにこの分野における世界の指導的役割を果たしている。

以下に川崎製鉄における技術開発の歴史の概要，最近の進歩，および将来の展望を述べる。

2　方向性電磁鋼板の開発の歴史

川崎製鉄での方向性電磁鋼板の開発は前身である川崎重工業(株)時代の 1948 年に始まる。最初は葺合工場の片隅にあった研究室での小規模実験からのスタートで，安価な工業化を狙ったスキンパス法が中心であった。本格的な開発は 1955 年に入り，ゴス工程[1]によって G15 相当の製品が得られたところから始まった。本章では 1955 年以降最近までの川崎製鉄の方向性電磁鋼板の歴史を簡単にふり返ってみたい。

川崎製鉄の方向性電磁鋼板が他社の技術を借りない独自技術であるといわれるのは，結晶方位制御に欠かせないインヒビター成分としての MnSe の活用に負うところが大きく，1959 年から実コイルでの試験が繰り返された。当時，世界の主流は Armco 社(米)の指導による MnS をインヒビターとする冷延 2 回法工程であったが[2,3]，独自開発路線を目指した川崎製鉄の技術陣は数多くの粒界偏析型元

* 平成 9 年 9 月24日原稿受付

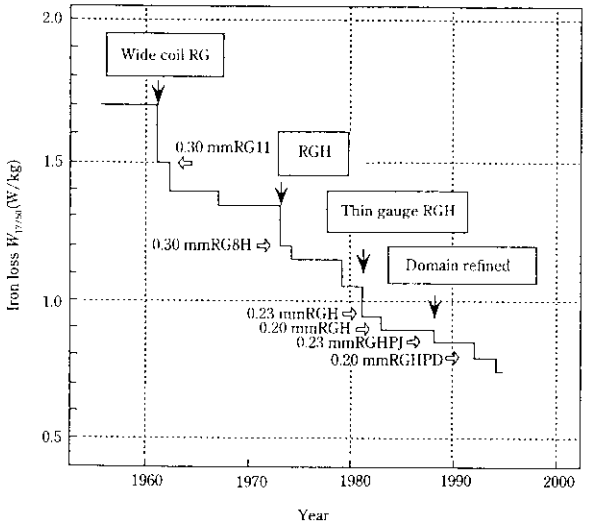

Fig. 1 Historical trend of iron loss improvement in Kawasaki Steel

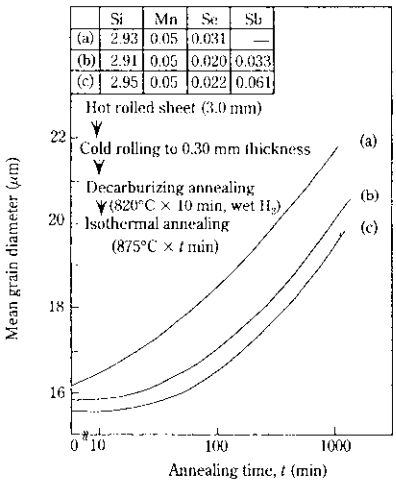

Fig. 2 Effect of mixed inhibitors, Se and Sb on the normal grain growth of primary recrystallization grains

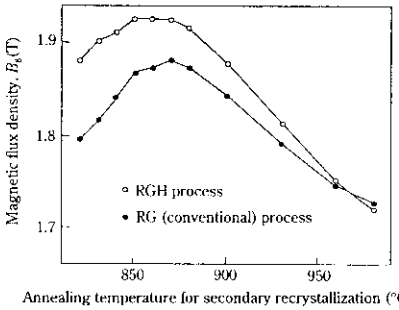

Fig. 3 Effect of secondary recrystallization temperature on magnetic flux density B_8 of RG and RGH

素についての調査，研究の中から MnSe が MnS より優れた粒界移動抑制効果を示すことを見出し[4]，工業化を成功させた[5]。当初は細幅ラインによる小規模生産であったが，葺合工場での No. 1 ゼンジマーミルの導入と連続焼鈍炉の稼働によって，1961 年「RG」の商品名で板厚 0.35 mm および 0.30 mm の広幅 RG11［鉄損規格 $W_{15/50}$ < 1.15 W/kg（0.35 mm），1.10 W/kg（0.30 mm）］が供給できるようになり，生産量の急速な伸びをもたらした。

電磁鋼板の発達の歴史は鉄損改善の歴史と言われているが，川崎製鉄もこの後いくつかの大きな技術開発を達成し，鉄損を向上させた。**Fig. 1** は川崎製鉄における鉄損改善の経緯を示したものである。1960 年当時と比較して，最近では約 1/2 の鉄損水準に達している。この間の大きな改善技術について以下に述べる。

2.1 RGH の開発

方向性電磁鋼板の電磁特性は磁化特性と鉄損特性の両者で評価される。磁化特性の良好な鉄心材料を使用すると，励磁電流の低下や機器の小型化が可能になる。一方，鉄損特性が良好な鉄心材料を有する電気機器を使用すれば，熱として失われるエネルギーを少なくし，消費電力を節約できる。当社は欧米の鉄損重視の傾向を踏まえ，磁束密度の向上は鉄損向上の一手段と位置づけ，一貫して低鉄損化を指向する研究開発を続けてきた。しかし，1968 年に八幡製鐵からオリエントコア「ハイビー」が発表され[6]，需要家の評価が高まるにつれ，川崎製鉄においても高磁束密度材料の開発に拍車がかかった。開発には約 3 年を要したが，1973 年に「RGH」の商品名で高磁束密度方向性電磁鋼板の販売を開始した[7]。

結晶方位の方向性を高めるには理想方位に近いゴス核を選択的に成長させる強力なインヒビターの存在が不可欠で，新インヒビターの開発が最大の課題であった。インヒビターには硫化物や窒化物のように微細析出物を形成し，その pinning 効果で一次再結晶粒の正常粒成長を抑制するものと，粒界偏析傾向のある固溶原子の drag 効果によって粒成長を抑制するものの 2 種類の存在が知られていた。RGH の開発の第一の要点はこの 2 種類のインヒビターの複合効果によって，より強力な抑制効果を生みだすことを見出した点にある。すなわち，RG のインヒビターである MnSe に Sb を複合添加することによって，**Fig. 2** に示すように，粒成長抑制効果を著しく高めることができた[8,9]。一般に 2 次冷延圧下率が 60% より高くなるとともに一次再結晶集合組織の表層 (110) 強度，すなわちゴス強度が減少し，ゴス粒の 2 次再結晶を難しくすることが知られている。一方，冷延圧下率が増すほどゴス方位集積度は高まる。インヒビターの抑制力を高めたことで，それ以前のゴス工程より 10% 以上も高い 60～70% の 2 次冷延圧下率を採用でき，より理想方位に近い方向性電磁鋼板の製造を可能にした。

RGH 開発のもう一つの要点は，ゴス方位の 2 次再結晶粒をできるだけ低温で発達させるための，最終仕上焼鈍における低温保持工程の導入である。数多いゴス核の中からより理想方位に近い結晶粒を選択するための 2 次再結晶条件を詳細に調べた結果，低温で核生成した 2 次粒ほど理想方位に近いゴス粒であるという重要な知見を得，有力な手段として実コイルへの適用が検討された。一般に工業的規模で行われる最終仕上焼鈍における昇温速度は，コイルの大きさと炉の熱容量で決められて通常 20～30°C/h であり，2 次再結晶は 900°C 以上で開始した。この 2 次再結晶温度を 50°C 以上低くするための方策として，2 次再結晶のための低温長時間保持を含む 2 段焼鈍工程が採用され，**Fig. 3** に示されるように，1.88T以上の B_8 値が安定して得られるようになった。

さらに強調すべき点は，RGH の基本工程確立と相前後して開発された良好なフォルステライト被膜形成技術[10]と新しい絶縁コーティング[11,12]の適用である。従来のコーティングに比べて熱膨張係数が著しく低く，鋼板に強い引っ張り応力を与えることができた。方向性の良い RGH に適用したことで鉄損低減とともに，**Fig. 4** に示

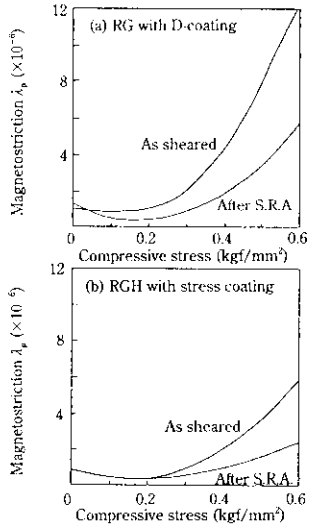

Fig. 4 Stress sensitivity of magnetostriction of RGH with the stress coating and of RG with conventional phosphate coating

Table 1 Basic manufacturing process of RG and RGH

Process	RG	RGH
Steel making (inhibitor elemnets)	MnSe or MnS	MnSe and Sb
Hot rolling (finished thickness)	2 mm	3 mm
1st cold rolling Intermediate ann.	70%	75%
2nd cold rolling Decarburization ann.	50%	65%
Box annealing	1 step heating with relatively high heating rate	2 step heating with secondary recrystallization stage at 820–900°C
Coating and flattening	Phosphate coating	New phosphate coating

Table 2 Typical magnetic properties of RG and RGH in 1974

Thickness	0.30 mm		0.35 mm	
Grade (JIS)	$W_{17/50}$ (W/kg)	B_8 (T)	$W_{17/50}$ (W/kg)	B_8 (T)
RG10	1.23	1.85	1.35	1.85
RG9	1.17	1.86		
RG9H			1.30	1.88
RG8H	1.17	1.88	1.24	1.89
RG7H	1.11	1.89		

すように，磁気歪低減にも顕著な効果を示し，変圧器の低騒音化に貢献した。

RGH は従来材のインヒビターの強化によって冷延圧下率を高めることができたが，基本的には **Table 1** に示すようにゴス工程の延長である冷延 2 回法工程で製造される。この方式の利点は，ゴス核が多いために 2 次再結晶が容易で磁性ばらつきが少ない点と，結晶粒が比較的小さく低鉄損を得やすい点にあった。**Table 2** に開発当時の RGH の代表的電磁特性を示している。当初は板厚 0.30 mm および 0.35 mm の RGH からスタートしたが，その後，高純度化，方位集積改善技術の開発，および Si 量の増加など[13]により，1979 年

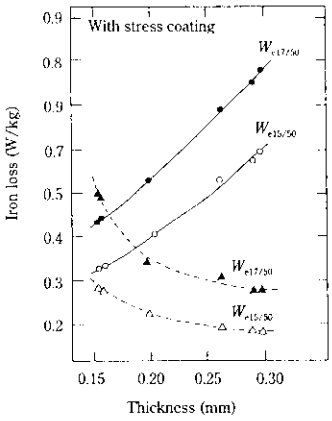

Fig. 5 Influence of thickness change on eddy current loss and hysteresis loss

には RG 6 H (0.30 mm 厚 $W_{17/50} \leqq 1.05$ W/kg) までのグレードアップを達成した。RGH の製造技術はスウェーデンの Surahammars 社に技術輸出され，世界的な評価を得るところとなった。

2.2 薄方向性 RGH の開発

1974 年（1 次）と 1979 年（2 次）に相次いで起こった石油ショック以降，エネルギー価格の高騰による世界的な省エネルギー気運の高まりの中で，変圧器の鉄心材料への低鉄損化要求は年々強まる傾向にあった。川崎製鉄は新たな鉄損改善手段としていち早く薄方向性電磁鋼板の開発に着手した。当時の最も薄い製品板厚は 0.27 mm であった。製品板厚を薄くすると渦電流損が減少するが，反面板厚の減少にともないヒステリシス損の増加が生じ，**Fig. 5** に示すように，両者の和となる全鉄損を最低にする板厚は 0.15～0.23 mm の間に存在する[14]。このことは広く知られていたが，製品板厚が薄くなると 2 次再結晶挙動が不安定になり，計算通りの鉄損改善効果を得難い点が問題であった。また，変圧器メーカーにとっても鉄心組み立て工数が増えることから，当時はまだ薄方向性電磁鋼板は歓迎されなかった。

最初の開発目標は $W_{17/50}$ 0.90 W/kg 以下の板厚 0.20 mm と 0.23 mm の RGH の製品化で，RGH の基本工程をベースに冷延圧下率配分の見直しと 2 次再結晶の安定化を図ることを主眼に開発が進められた。最適な冷延圧下率配分は製品板厚が薄くなっても大きな変化はなく，熱延板の板厚を薄くすることによって対応できたが，方位集積の良い 2 次再結晶を安定して得ることは簡単ではなかった。

一つの問題は 2 次粒径が大きくなり，目標鉄損に達しないことであった。この対策として 1 次再結晶集合組織におけるゴス核の密度を増やす方法が検討された。第一の方策はゴス方位形成の起源である熱延工程に逆上り，熱延板表面層のゴス強度を高めることであった。高摩擦熱延がゴス強度アップに有効であることからロールと板の摩擦係数を高める圧延速度，圧下配分が選ばれた[15]。第二に，2 次冷延前の鋼板中に微細炭化物を分散させることで冷延中の転位の易動度を下げセル形成を促進することによって，ゴス核の密度を増やすことができた[16]。このため中間焼鈍では均熱終了後の急冷と，それに続く低温域での徐冷とを組み合わせる特殊なヒートパターンが採られた。このようにして 2 次再結晶粒微細化技術が確立され，**Fig. 6** に示すように，目標鉄損に合格する薄方向性電磁鋼板が作れるようになった。また，その他にも占積率を下げないための薄型被膜形成技術[17]や，外観形状を損なわない操業技術など，工業化の前に解決すべき課題は多かった。

Table 3 Specification and typical magnetic properties of thin gauge RGH in 1983

Grade	Thickness	Specification		Typical magnetic properties		
		$W_{15/60}$(W/lb)	$W_{17/50}$(W/kg)	$W_{15/60}$(W/lb)	$W_{17/50}$(W/kg)	B_8(T)
8 mil MOH	0.20 mm	≦ 0.38	≦ 0.98	0.36	0.88	1.89
9 mil MOH	0.23 mm	≦ 0.40	≦ 1.00	0.38	0.92	1.89

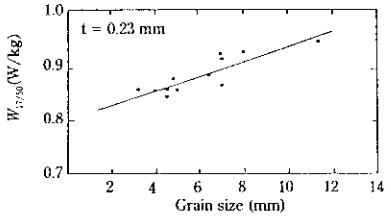

Fig. 6 Relationship between grain size of grain oriented electrical steel and iron loss

1981 年に製品化の目処がつき，その夏から PR を開始した[18]。**Table 3** は開発当時の薄方向性電磁鋼板の鉄損規格値および，代表特性を示したものである。当初は 0.23 mm 厚 RGH が主であったが，1983 年からは巻鉄心用に 0.20 mm 厚の RGH の販売も開始した。その頃，米国では鉄損評価制度が導入されたため，巻鉄心だけでなく，積鉄心にも薄方向性電磁鋼板が採用され，北米向け生産量が急激に増大した。

2.3 磁区細分化技術の開発

これまでの鉄損改善の方策は不純物の低減，結晶方位集積度の改善，結晶粒の微細化，板厚の低減などすべて金属学的なものであったが，これらとはまったく発想を異にした物理学的手法によって渦電流損を低減させる，磁区細分化技術が開発された。新しい手法は鋼板表面に圧延方向とほぼ直角な方向に線状の低透磁率領域を導入することによって生じる磁極の反磁界効果によって磁区の細分化を図るもので，原理は以前から知られていたが[19]，工業化には至らなかった技術である。

最初に工業化に成功した新日本製鐵（株）のレーザー光照射法[20]に続き，川崎製鉄も 1987 年に新しい磁区細分化方向性電磁鋼板「プラズマコア（RGHPJ）」の販売を開始した[21]。川崎製鉄の方法は，細く絞られた高温のプラズマ炎を鋼板表面に照射して透磁率低下領域を導入するもので，高エネルギーのプラズマ炎の短時間照射であるため，表面のコーティングが損傷せず，照射後の再コーティングが不要であるという特徴を有した。プラズマ照射による鉄損低減効果は方向性の優れたもの程大きいことから，B_8 の高い 0.23 mm 厚の RGH に適用することで，**Fig. 7** に示すように，約 10% の鉄損改善を果たした[22]。この方式の弱点は，鋼板熱処理温度が 500°C を越えると鉄損改善効果が失われ始め，歪取焼鈍を必要とする巻トランスには使用できないことであった。このため，800°C 程度の歪取焼鈍に耐える耐熱型磁区細分化技術の開発が課題になった。

プラズマコアの販売開始から 4 年後の1991年に，エッチング法によって線状溝を形成させる耐熱型磁区細分化技術の開発に成功し，翌年より「RGHPD」の商品名で販売を開始した[23]。新しい方式は，最終冷延板表面の圧延方向と直角に近い方向に線状溝を電解エッチングによって形成させるもので，溝の側面に生成する磁極の反磁界効果を利用したものである。詳細は本号の別報に紹介されている。この方式は積，巻どちらのタイプの鉄心にも適用できる利点を有するだけでなく，プラズマ照射方式と異なり，**Fig. 8** に示すように，

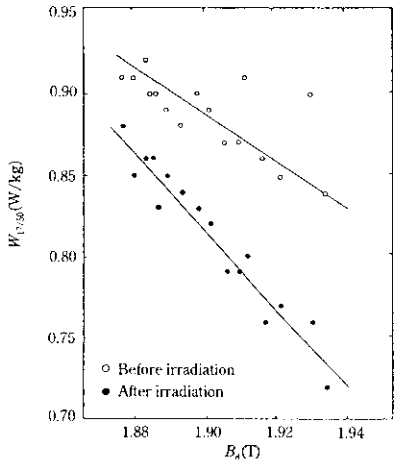

Fig. 7 Iron loss before and after plasma jet irradiation

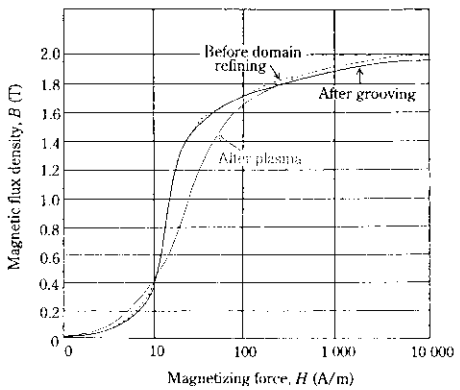

Fig. 8 Magnetization curves of RGHPJ and RGHPD

1.7T 以下の比較的低い磁束密度域の磁化特性に優れているので，低騒音変圧器用鉄心に有利な材料との評価を得つつある。**Table 4** に RGHPD の代表磁気特性を RGHPJ と比較して示している。エッチング法による鉄損改善効果はプラズマ照射と同等であるが，B_8 値が若干減少する。ただし，この B_8 減少は結晶方位集積度の変化によるものではなく，溝による断面積減少に起因するものである。この技術は次章に示す方向性のさらに優れた New RGH にも適用され，より一層の鉄損改善が可能になり，高度化する需要家の要望に応えている。

3 最近の進歩

前述したように，川崎製鉄は高磁束密度材料，薄ゲージ低鉄損材料，磁区細分化低鉄損材料と，適宜，世界最高レベルの製品を開発し，需要家の好評を博してきた。しかし，電力用変圧器鉄心材料としての方向性電磁鋼板への低鉄損化，低騒音化の要請は省エネルギーや環境問題が重要になるに伴い，一段と厳しくなっている。これ

Table 4 Specification and typical magnetic properties of RGHPJ and RGHPD in 1992

Grade	Thickness	Specification		Typical magnetic properties		
		$W_{15/60}$(W/lb)	$W_{17/50}$(W/kg)	$W_{15/60}$(W/lb)	$W_{17/50}$(W/kg)	B_8(T)
23RGHP090	0.23 mm	≦0.38	≦0.90	0.35	0.83	1.90
20RGHPD085	0.20 mm	≦0.36	≦0.85	0.335	0.80	1.87

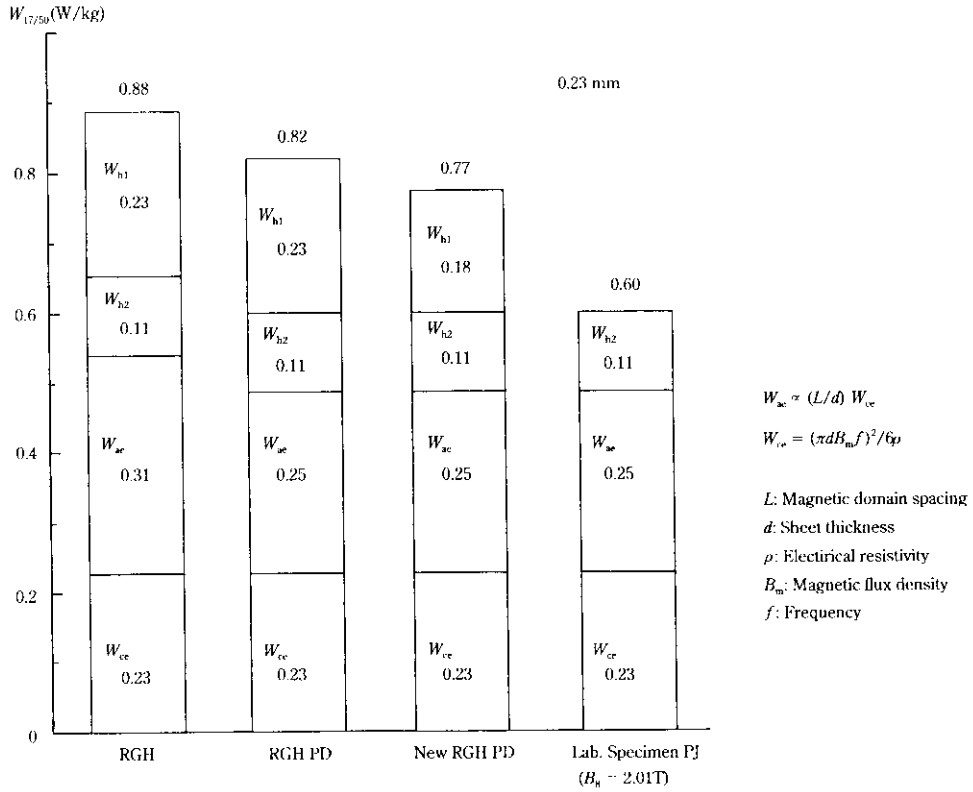

Fig. 9 Iron loss components of RGH, New RGH and lab. specimen with 2.01T of B_8

らの要請，特に低鉄損化の要請に応えるための研究開発を行った。

板厚 0.23 mm の RGH (B_8 = 1.91T) の半定量的な鉄損構成を **Fig. 9** の左端部に示す。$W_{17/50}$ の場合，全鉄損 0.88 W/kg から履歴損 0.34W/kg を除いた値として定義する渦電流損 0.54 W/kg は全鉄損の約 60% を占める。この内の約 40% は磁化が一様に変化するとして計算した古典的渦電流損 W_{ce} に相当し，残りの約60%は180°磁壁移動に伴う局所的な磁化変化から計算した異常渦電流損 W_{ae} である。

渦電流損の低減には板厚の低減，あるいは Si 増量による比抵抗増大が有効であるが，生産性阻害の点から現状の板厚と Si 量が限界に近いと考えられる。残された W_{ae} 低減の方法は磁区細分化技術の適用である。Fig. 9 に示すように，磁区細分化処理された RGHPD は W_{ae} が 0.06 W/kg 低減している。しかし，これ以上の磁区細分化は現行の技術では履歴損を急激に増大させて，逆に全鉄損を劣化させてしまうので適用できない。

一方，直流鉄損として定義される履歴損を構成する因子は，Fig. 9 に示すように結晶方位に依存する因子 W_{h1} と依存しない因子 W_{h2} の 2 種からなるが，分離して計測するのは不可能なので各々の損失量を推定してみる。まず第一に，磁壁は結晶粒界によって移動の抵抗を受ける。この抵抗は結晶粒間の方位差が大きい程大きくなるので，(110) [001] 方位への集積度の指標である B_8 値に主に依存すると考えられる。単結晶でかつ方位が理想方位に等しい場合，すなわち B_8 値が飽和磁束密度 B_s に等しい場合には，この抵抗 W_{h1} は消失すると予測されるので鉄損の B_8 依存性を調査することで W_{h1} の値を評価できる。

Fig. 10 に広範囲の B_8 値を有する 0.23 mm 厚の RGH を用いて得た $W_{17/50}$ と B_8 値の関係を示した。線状溝形成 (grooving) による耐熱型磁区細分化処理材については，磁区細分化処理を施さない場合の製品の B_8 値を横軸に採っている。Fig. 10 において，磁区細分化処理材の鉄損の B_8 値による変化は結晶方位に依存する因子 W_{h1} の変化によるものであり，また鉄損を構成するその他の因子 W_{ae}，W_{ce} および W_{h2} の値はほぼ一定と考えられる。そこで，B_8 値を理想状態の B_s = 2.03T に外挿した時に得られる履歴損から，W_{h1} を 0 とし W_{h2} を求めることができる。これより B_8 = 1.91T の 0.23 mm 厚 RGH では，W_{h1} = 0.23W/kg の結晶方位に依存する履歴損が存在することになり，結晶方位に依存しない履歴損として W_{h2} = 0.11 W/kg の値を得る。

上ら[24]は，実験室で B8 = 2.01T を示すほぼ単結晶に近い方向性電磁鋼板試片を作成し，PJ による磁区細分化処理を施したところ，Fig. 9 の右端部に示すように $W_{17/50}$ = 0.60 W/kg の値を得，履歴損は 0.12 W/kg であった。この値は結晶方位以外の要因に依存する履歴損として，B_8 値からの外挿によって得た値 0.11 W/kg と良い一致を示している。

なお，磁壁移動は地鉄と被膜界面の凹凸によって抵抗を受けると考えられる。西池ら[25]と野沢ら[26]は製品板の被膜を除去し，さらに

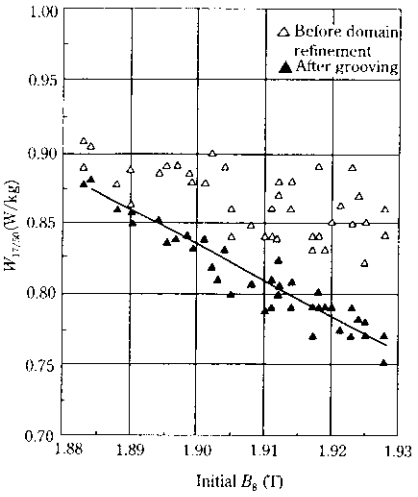

Fig. 10 B_8 dependence of iron loss in RGH with and without domain refinement (0.23 mm)

化学研磨などで鋼板表面を鏡面化した。この処理前後の履歴損を計測し，0.23 mm 板厚では，0.10～0.14 W/kg の鏡面化による履歴損低減値を得ている。

以上の履歴損の構成に関する試算から，まず第一に B_8 値の向上，第二に地鉄表面の平滑化が鉄損低減に有効な手段であることがわかる。低鉄損化の手段としての B_8 値の向上，すなわち，2 次再結晶粒方位の集積度の向上は，方向性電磁鋼板の開発初期からのテーマであるが，今日においても有効性を減じていないと考えられる。近年の研究により，次の要因が 2 次再結晶粒の方位集積度の向上のために重要であることが分かってきた。

(1) インヒビターの複合添加

ゴス方位粒以外の結晶粒の正常粒成長を抑制するインヒビターとして，MnS または MnSe の単独添加が行われていたが，AlN，BN などの窒化物および Sb，Sn などの粒界偏析型固溶元素をさらに加えた複合添加が，抑制効果を増強させることが明らかになった。

(2) 最終仕上げ（2 次再結晶）焼鈍時のインヒビター劣化抑制

850～1 100°C の温度領域で生じる 2 次再結晶過程あるいはその前過程において，正常粒成長を抑えるインヒビターである MnS (Se) や AlN などの析出物が，鋼板表面の被膜や鋼板層間の雰囲気の影響によって解離固溶し，正常粒成長抑制効果を弱める事実や，逆に追加析出して，ゴス方位からずれた粒の成長を促進する現象が見出されてきた[27]。その結果，この悪影響を抑制することが 2 次再結晶方位の集積度を高めるのに有効であることが分かった。

以上の研究開発のポイントを基として，RGH の B_8 特性をさらに向上させた新しい RGH である New RGH を開発した[28-30]。New RGH の特徴はインヒビターとして MnSe と AlN の複合添加としたことであり，それに加え RGH の場合よりも Sb 添加効果を，より積極的に利用している点である。

New RGH の最終仕上げ焼鈍工程の途中，2 次再結晶前（正常粒成長がやや進行した 1 次再結晶粒の状態）で引き出した鋼板の平均結晶粒径におよぼす Sb 添加有無の影響を **Fig. 11** にまとめた[31]。Sb 添加鋼では，ゴス方位からずれた粒の多い板厚中心層の粒成長が強く抑制されているが，Sb 無添加鋼ではその抑制力が弱い。また，**Photo 1** に 900°C で引き出した RGH 試料の表面近傍の MnSe 分布を示した[32]。Sb 無添加では表面近傍の MnSe が消失し，その

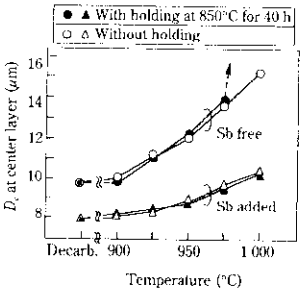

Fig. 11 Change in average primary grain sizes at center and surface part during final annealing

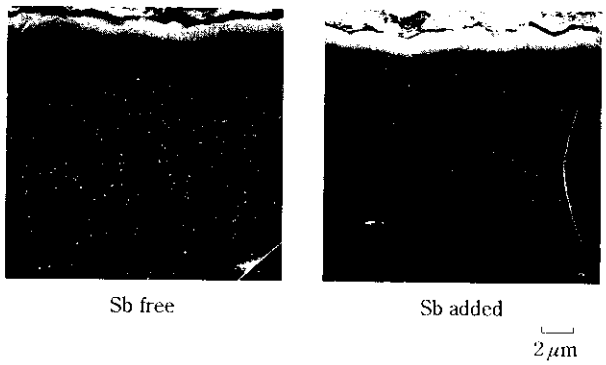

Photo 1 Cross sectional SEM observation of inhibitor precipitation in the vicinity of the surface

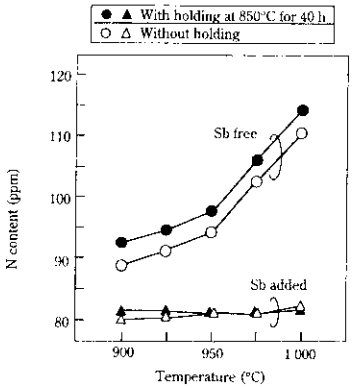

Fig. 12 Change in N content during final annealing

抑制効果は低下しているが，Sb 添加材では消失の程度は低い。**Fig. 12** は，New RGH における 2 次再結晶途中での鋼中N量の変化を示している[31]。Sb 無添加ではN量の増大が観察される。すなわち，浸窒が生じているのに対して，Sb 添加材ではそれが抑制されている。N 量増大にともなう表面層の過度の粒成長抑制効果は，ゴス方位からずれた粒の成長が促進されるため好ましくない。したがって Sb 添加にともなう浸窒抑制効果により良好な方位の 2 次再結晶粒が発生したものと考えられる。

New RGH の開発により，RGH に比較して B_8 値の高い材料が誕生した。**Table 5** に各板厚の代表的な磁気特性を示した。B_8 値の向上に対応して鉄損特性は予測通りに改善された。特に 0.23 mm 厚の耐熱型磁区細分化材では，0.80 W/kg を切るレベルの製品が提供できるようになった。Fig. 9 は従来の RGH と比較して示した New RGH PD の鉄損要因構成である。New RGH PD は，RGH PD に比

Table 5 Typical magnetic properties of New RGH

Grade	Thickness	$W_{15/60}$(W/lb)	$W_{17/50}$(W/kg)	B_8(T)
23New RGHPD	0.23 mm	0.34	0.77	1.89
23New RGH	0.23 mm	0.37	0.86	1.93
27New RGHPD	0.27 mm	0.37	0.84	1.89
27New RGH	0.27 mm	0.40	0.93	1.93
30New RGH	0.30 mm	0.45	1.02	1.93
35New RGH	0.35 mm	0.51	1.14	1.93

べて，結晶方位に依存する履歴損が減少している。0.27～0.35 mmの厚物では特に B_8 値の向上は磁気歪の低減につながり，変圧器の低騒音化をもたらしている。本号の別報にある製品紹介において，New RGHの品質と実機性能評価を報告する。

4 将来の展望

核融合のような画期的な技術開発や，風力，太陽光発電のような自然エネルギー発電の経済性の成立は，地域的な特殊性を除けばまだ見通しが立たない状況にあるので，増大する電力需要はこれからも石油や原子力に頼らざるを得ない。したがって，電力コストも長期的に見れば上昇すると予想される。一方，積コア型の送電用変圧器と積および巻コア型の配電用変圧器から成る送配電システムは，室温超電導のような夢の技術が実現されない限り変化は考えられない。変圧器自体も高効率化のための部分的な改良は実現するが，基本的な構造が変化するとは考えにくい。結局，以上の展望から変圧器鉄心材料としての方向性電磁鋼板への要請は従来のそれと基本的には変わらず，低鉄損化の要請は今後とも不断に続くと予想される。低鉄損化は最も基本的な要求であるが，変圧器の小型化と低騒音化の要請もやはり弱まることはないと考えられる。

今後の技術開発の展望としては，前述したように方向性電磁鋼板の鉄損を決定している要因の比抵抗，板厚，磁区巾，結晶方位集積度，地鉄／被膜界面粗度[33]などの最適化を推進することでさらに優れた方向性電磁鋼板を提供できるものと考える。

5 結　言

方向性電磁鋼板の発達の歴史は鉄損改善の歴史と言われているが，当社でも1961年にRGの商品名で生産して以来，いくつかの大きな技術開発を達成して，鉄損を改善させてきた。その節目となった主要な技術は，

(1) 高磁束密度方向性電磁鋼板RGHの開発（1973年）
(2) 薄方向性RGHの開発（0.23 mm：1981年，0.20 mm：1983年）
(3) プラズマ照射法磁区細分化材RGHPJの開発（1987年）
(4) エッチング溝法・耐熱型磁区細分化材RGHPDの開発(1991年)
(5) 磁束密度をさらに向上させたNew RGHの開発（1994年）

などである。

このうち，最近の進歩として特筆されるのは(4)と(5)である。耐熱型磁区細分化材RGHPDは積，巻どちらのタイプの鉄心にも適用でき，低磁場特性に優れ，低騒音化をもたらす材料である。New RGHベースの23RGHPDNは $W_{17/50}$ 値が0.77 W/kgの低鉄損特性を有し，電力トランスの低鉄損化，小型化に寄与できる。また，0.27～0.35 mm厚のNew RGHは B_8 値が1.93Tの高磁束密度特性を有し，この材料を使用することにより電力用変圧器の低騒音化を実現できる。

方向性電磁鋼板は，今日すでに完成度の極めて高い製品であるが，各要素技術をさらに理想状態に近づけることにより，改良の余地はまだ存在すると考えている。今後とも低鉄損化を中心とする需要家の要請に応え，社会の省エネルギー化に貢献してゆきたい。

参考文献

1) N. P. Goss: *Trans. ASM*, **23**(1935), 511
2) J. E. May and D. Turnbull: *Trans. Met. Soc. AIME*, **212**(1958), 769
3) V. W. Carpenter: U.S. Patent 2 385 332 (1945)，特公昭 27-2409
4) 斉藤達雄：日本金属学会誌，**27**(1963), 186
5) 川崎製鉄(株)：特公昭 36-17154
6) 田口 悟，和田敏哉，山本孝明，松本文夫，坂倉 昭，植野 清：製鉄研究，**276**(1972), 1032
7) 川崎製鉄(株)：特公昭 51-13469
8) 的場伊三夫，今中拓一，松村 恰，後藤公道，市田敏郎，菅 孝宏，小林 繁，福田文二郎，平田二郎，：川崎製鉄技報，**7**(1975)2, 39
9) I. Goto, I. Matoba, T. Imanaka, T. Goto, and T. Kan: 2nd Conf. Proc. of Soft. Magnetic Materials, Cardiff, (1975), 262
10) 川崎製鉄(株)：特公昭 58-14859
11) 川崎製鉄(株)：特公昭 56-52117
12) H. Shimanaka, I. Matoba, T. Ichida, S. Kobayashi, and T. Funahashi: 2nd Conf. Proc. of Soft Magnetic Materials, Cardiff, (1975), 269
13) H. Shimanaka, Y. Shimizu, T. Goto, Y. Iida, and U. Nishiike: Proc. of TMS-AIME Symp., USA, (1980), 157
14) 清水 洋，宍戸 浩，伊藤 肅，嶋中 浩：マグネティクス研究会 MAG 81-35 (1981)
15) Y. Shimizu, Y. Ito, and Y. Iida: *Metallur. Trans.*, 17A (1986), 1323
16) Y. Iida, K. Iwamoto, T. Goto, and I. Matoba: Proc. of ICO-TOM, **7**(1984), 607
17) 川崎製鉄(株)：特公昭 57-32716
18) 川崎製鉄(株)：U.S. Patent 4 579 608 (1986)
19) S. Chikazumi and K. Suzuki: *J. Phys. Soc. Japan*, **10**(1955), 523
20) 新日本製鐵(株)：特公昭 57-2252
21) 川崎製鉄(株)：特開昭 62-96617
22) B. Fukuda, K. Sato, Y. Shimizu, and Y. Ito: *J. Appl. Phys.*, **55**(1984), 2130
23) 川崎製鉄(株)：特公平 3-69968
24) 上（川崎製鉄技術研究所）ら：私信
25) 西池氏裕，飯田嘉明，後藤公道：マグネティクス研究会，MAG 85-78 (1985)
26) 野沢忠生：日本応用磁気学会誌，**12**(1988), 1
27) 小松原道郎，早川康之，黒沢光正，岩本勝生，石飛宏成：*CAMP ISIJ*, **4**(1991), 835
28) 川崎製鉄(株)：U.S. Patent 5 244 511 (1993)
29) 川崎製鉄(株)：U.S. Patent 5 269 853 (1993)
30) 川崎製鉄(株)：U.S. Patent 5 666 842 (1997)
31) M. Komatsubara, Y. Hayakawa, K. Sadahiro, and T. Kan: 13th Annual Conf. on Properties and Applications of Magnetic Materials, IIT, (1994)
32) 黒沢光正，早川康之，小松原道郎：*CAMP ISIJ*, **3**(1990), 799
33) Y. Inokuti, K. Suzuki, and Y. Kobayashi: *Mater. Trans. JIM*, **34**(1993), 7