
低鉄損方向性珪素鋼板の開発

Developments of Grain Oriented Si-Steel Sheets with Low Iron Loss

貞頼 捷雄(Toshio Sadayori) 飯田 嘉明 (Yoshiaki Iida) 福田文二郎(Bunjiro Fukuda) 岩本 勝生(Katsuo Iwamoto) 佐藤 圭司(Keiji Sato) 清水 洋(Yo Shimizu)

要旨：

方向性珪素鋼板の低鉄損化は、鋼板のゴス方位集積度方向による履歴損低減に始まり、ついで渦電流損の低減へと移行した。渦電流損の低減の1つの方法は、冶金学的なものであり、これは鋼板の結晶方位の配向性をできるだけ損なわずに、薄板化、高Si化、小粒径化したものである。この技術により0.18mm厚までの薄方向性珪素鋼板の製造が可能になった。他の方法は物理的な方法で磁区を細分化するもので、プラズマジェットを二次再結晶後の鋼板に局所的に照射することが有効である。プラズマジェット照射によって、鋼板被膜に損傷を与えずに、磁区を細分化させることができ、さらに大幅な鉄損の低減が可能になった。

Synopsis：

Two approaches for reducing iron losses in grain oriented Si-steel sheets were described. One is a metallurgical approach which reduces sheet thickness, increases Si content, and optimizes grain diameter without deteriorating texture orientation. Increase in C content, hot rolling at low temperature and low speed, and utilization of very fine carbides have been applied for that purpose. The other is a physical approach and is called the "domain refining technique". Plasma-jet (PJ) irradiation has been found to be effective for refining domain wall spacing without deteriorating surface coating of sheets. PJ irradiation has enabled further loss reduction in thin gauge grain-oriented Si-steel sheets.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Developments of Grain Oriented Si-Steel Sheets with Low Iron Loss



貞頼 捷雄
Toshio Sadayori
鉄鋼研究所 電磁鋼板
研究部長



飯田 嘉明
Yoshiaki Iida
鉄鋼研究所 電磁鋼板
研究部 主任研究員(部
長補)



福田 文二郎
Bunjiro Fukuda
鉄鋼研究所 電磁鋼板
研究部 主任研究員(課
長)



岩本 勝生
Katsuo Iwamoto
鉄鋼研究所 電磁鋼板
研究部 主任研究員(掛
長)



佐藤 圭司
Keiji Sato
鉄鋼研究所 電磁鋼板
研究部 主任研究員(課
長補)



清水 洋
Yo Shimizu
阪神製造所 珪素・表面
処理鋼板部 主査(部
長)

要旨

方向性珪素鋼板の低鉄損化は、鋼板のガス方位集積度向上による履歴損低減に始まり、ついで渦電流損の低減へと移行した。渦電流損の低減の1つの方法は、冶金学的なものであり、これは鋼板の結晶方位の配向性をできるだけ損なわずに、薄板化、高Si化、小粒径化したものである。この技術により0.18mm厚までの薄方向性珪素鋼板の製造が可能になった。

他の方法は物理的な方法で磁区を細分化するもので、プラズマジェットを二次再結晶後の鋼板に局部的に照射することが有効である。プラズマジェット照射によって、鋼板被膜に損傷を与えずに、磁区を細分化させることができ、さらに大幅な鉄損の低減が可能になった。

Synopsis:

Two approaches for reducing iron losses in grain oriented Si-steel sheets were described. One is a metallurgical approach which reduces sheet thickness, increases Si content, and optimizes grain diameter without deteriorating texture orientation. Increase in C content, hot rolling at low temperature and low speed, and utilization of very fine carbides have been applied for that purpose.

The other is a physical approach and is called the "domain refining technique". Plasma-jet (PJ) irradiation has been found to be effective for refining domain wall spacing without deteriorating surface coatings of sheets. PJ irradiation has enabled further loss reduction in thin gauge grain-oriented Si-steel sheets.

1 緒 言

今日、我々の生活は電気が無くては考えられないほど、電気に大きく依存している。電気の供給システムは発電機と変圧器で構成されており、この変圧器の鉄心として使用されているのが方向性珪素鋼板である。電力需要の増加に伴って、変圧器、ひいては方向性珪素鋼板の製造量は増加しており、1987年国内では、約57万台の変圧器¹⁾、30数万tの方向性珪素鋼板が製造されている。

変圧器の鉄心として方向性珪素鋼板に最も強く要求されるのは、鉄損、すなわち変圧器使用中に鋼板が発生する熱エネルギーロスが低いことであり、その規格も鉄損で決められている。変圧器の鉄損によって失われる電力損失は、国内の電力輸送部門にかぎって見ても、年間総電力量の6%を占める総電力損失の約18%、65億kWh、約1000億円(15円/kWh)にも達する^{2,3)}。2度にわたる石油危機以来、省エネルギー化の要請が強まり、低鉄損変圧器の使用を促進させるために、損失を金額評価する損失評価制度が主に海外で定

着してきている。

損失評価制度は、変圧器で発生する鉄損および銅損(巻線のJoule損)を各々の評価額によって金額換算し、これらを変圧器価格に足し合わせた総合価格(total owning cost)で変圧器を評価するものである。例えば、鉄心に高価格であるが従来より低鉄損の鋼板を使用した場合、その鋼板を使用することによる鉄損減少分の評価金額が、鋼板材料コスト上昇分より大きければ、その鋼板を使用する方が変圧器の総合価格が安くなり、より競争力を持つことになる。損失評価額は、発電コスト、電力需給状態、金利等により異なるが、鉄損で10~300万円/kWの範囲であり、銅損評価額は、銅損が負荷時にしか発生しないため、負荷率によって変動するが、鉄損評価額の2/3~1/5程度である。

このような損失評価制度の定着に伴い、方向性珪素鋼板の低鉄損化の要望が非常に強まっており、鉄鋼メーカーは、日々鋼板の低鉄損化に取り組んでいる。本論文では、方向性珪素鋼板の低鉄損化の経緯と、世界最高のグレードの薄方向性珪素鋼板および磁区細分化した方向性珪素鋼板の開発について述べる。

* 平成元年3月23日原稿受付

2 低鉄損化の経緯

1900年にR. A. Hadfield等によって、その優れた磁気特性が見出された珪素鋼板は、数年後には米、独などで熱間圧延珪素鋼板として工業化され、変圧器などに用いられるようになった。我国においても、1924年に八幡製鉄で、1931年には当社の前身の川崎造船所・製板工場であいついで製造が始まった⁴⁾。熱間圧延時代の鉄損低減は主にSiの増量、不純物の低減、酸化や窒化の防止などであった。

1934年にN. P. Gossによって発明された方向性珪素鋼板は、1950年代までに米国で製造技術の改善が行われ、ほぼ完成の域に達した。我国でも第2次大戦中から戦後にかけて、電気学会を中心に学会や業界の権威が協力して開発に取り組んだが、米国のレベルに達するのはなかなか困難であった。1958年には八幡製鉄がArmco社からの技術導入を行って、品質は急速に改善された⁵⁾。一方、当社は独自に開発を進め、1959年には方向性珪素鋼板(RG)の製造販売を開始した⁶⁾。

1968年になって、新日本製鉄が従来よりもさらに結晶方位のよく揃った高配向性珪素鋼板(Hi-B)の製造販売を開始した⁷⁾のを契機に、珪素鋼板製造技術の主導権は米国から日本に移った。当社は1973年に高配向性珪素鋼板(RGH)を開発した⁸⁾。現在、世界中で使われている高配向性珪素鋼板はHi-B系とRGH系のみである。

高配向性珪素鋼板の出現により、従来の鋼板より約10%の鉄損低減が可能になったが、これは結晶方位の揃いを良くし、履歴損を減少させたものである。この履歴損の減少により、従来、鉄損の約60%を占めていた渦電流損の比率が約70%に増加し(板厚0.30mmのRGとRGHの比較)、研究開発の主眼も渦電流損減少へと移行した。渦電流損は、板厚を減少させる、Si量等を上げ電気抵抗を高くする、粒径を小さくして180°磁区幅を減少させることによって低減できることは知られていた⁹⁾。しかし、例えば、結晶方位の集積度を悪くせずに、板厚や粒径の減少を図ることは、冶金学的

に相反することでもあり、実現は容易ではなかった。4章で詳述するように、当社では冶金学的な新しい技術を織り込み、0.23mm厚さの薄方向性珪素鋼板(23RGH)を開発した^{10,11)}。その後さらに薄い0.20mm, 0.18mmも製造可能となり¹²⁾、米国の変圧器メーカーを中心に好評を博している。

これらの冶金学的方法とは異なり、物理的に180°磁区幅を減少させ、渦電流損を低減させる方法も新たに開発された。その1つは、鋼板被膜の組成を低熱膨張組成にし、被膜の張力効果により鉄損を減少させるもので^{13,14)}、数%の鉄損の低減が可能となった。他の方法は、二次再結晶後の鋼板に局所的に歪みを導入し、磁区を細分化するもので、当初はスクラッチや鋼球によるケガキによる方法が提案されていたが、工業化されるには至らなかった¹⁵⁻¹⁷⁾。この技術は、新日本製鉄がパルスレーザー照射で(ZDKH)¹⁸⁾、次いで当社がプラズマジェット照射(RGH・PJ)¹⁹⁾で工業化に成功し、この分野でも日本の技術開発が世界の先頭を走っている。最近では、歪取焼鈍可能な磁区細分化技術も開発されつつある²⁰⁾。Fig. 1に、以上述べた珪素鋼板の鉄損低減の様子を示した。

3 渦電流損失の低減方法

方向性珪素鋼板の磁化は、主に主磁区である180°磁区の磁壁移動によって行われる。磁壁移動は磁束変化を伴うので、電圧を発生し渦電流と呼ばれる電流が流れ、渦電流損失を発生させる。

渦電流損は、磁化が一樣に変化するとした時、次式で与えられることが知られており、これを古典的渦電流損(P_{ei})と呼んでいる。

$$P_{ei} = (\pi d B_m f)^2 / 6 \rho \quad (\text{W/m}^3)$$

d : 板厚

B_m : 最大磁束密度

f : 周波数

ρ : 比抵抗

PryとBeanは²¹⁾、180°磁壁が時間に対し正弦波的に移動し、磁区幅が板厚より大きい時、渦電流損(P)が下式で与えられることを導き出した。

$$P = 1.63 P_{ei} (2L/d) \quad (\text{W/m}^3)$$

L : 180°磁区幅

これらの式から、渦電流損は、板厚が薄いほど、比抵抗が大きいほど、さらには180°磁区幅が狭いほど、減少するのがわかる。

180°磁区幅は、結晶粒界および鋼板表面の磁極による静磁エネルギー、磁壁のエネルギー、歪等による磁気弾性エネルギーの総和が最小になるように決定される。具体的には、結晶粒径、ゴス方位の〔001〕軸の板面に対するtilt角、被膜張力等によって決まる。tilt角、被膜張力が一定の場合、磁区幅は $\sqrt{D}$ (結晶粒径)に比例することが知られており²²⁾、結晶粒径が小さいほど、粒界に発生する磁極による静磁エネルギーを減少させるために磁区幅は減少する。

以上述べたように渦電流損は、鋼板を薄くし、Si量等を増やして比抵抗を上げ、結晶粒径を小さくさせることにより低減できる。

4 薄方向性珪素鋼板RGHの開発

渦電流損を支配する前述の材料要因、すなわち、厚さ、Si含有量および結晶粒径と鉄損との関係は、Littmann⁹⁾など多くの研究者によって調べられている。鉄損はこれらの要因に対して、単調に変化せず極小値をもつ関係にある。その理由は、渦電流損を減少させる方向にこれらの要因を変化させると、渦電流損の減少とは逆に、履歴損が増大することにある。

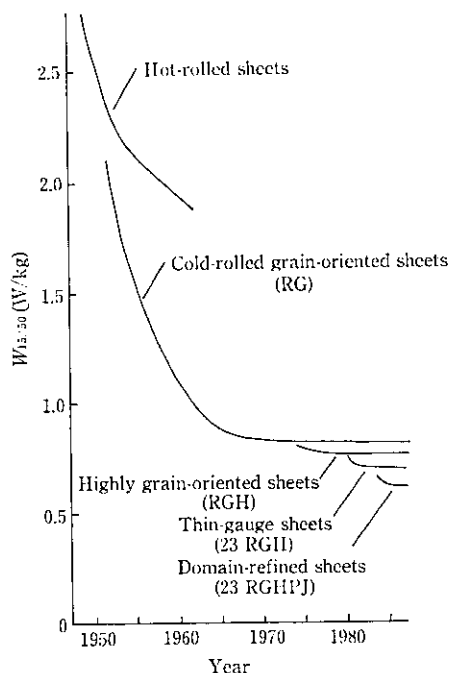


Fig. 1 Historical iron loss improvement of silicon steel sheets

履歴損の増加は、二次再結晶粒方位のゴス方位 (110) [001] からのずれが大きくなったり、二次再結晶組織の発達が不十分になったりして配向性が低下することに原因がある。

従来の研究では、鉄損極小値を与える板厚は 0.15~0.20 mm の間にあるとされているが、工業製品としては、1980 年代に入るまで、0.27 mm 以上の厚物しか実用化されていなかった。これより薄い鋼板を工業的に生産しても、高配向性を安定して付与することができないため、低鉄損が得られないのが実情であった。

薄方向性珪素鋼板 RGH は、以下に述べるように、渦電流損を減少させる手段として、鋼板を薄くすることに加えて、Si 含有量を増加すること、および結晶粒を小さくすることを配向性を損なわずに適用して、低鉄損化を実現したものである。

4.1 Si 含有量増加の効果

Fig. 2 は工業生産した RGH の Si 含有量と鉄損との関係を示す。従来の RGH の Si 含有量は 2.9% 程度であったが、冷間圧延技術の向上によって、圧延可能な Si 量上限を高めることができ、従来より 0.1 W/kg 程度の鉄損減少に成功している²³⁾。Si 量の増加が比抵抗の増大によって鉄損向上に有効であることは一般に知られていたが、当初必ずしも期待した鉄損改善効果が得られなかった。これは熱間圧延中に生じる粗大延伸粒のために最終高温焼鈍工程で二次再結晶粒の成長が妨げられたためであった。この解決策として、Si 量に応じた C 量の増量を行い、熱間圧延中に必要なオーステナイト相を形成させることによって熱延組織の改善が得られた²⁴⁾。Fig. 3

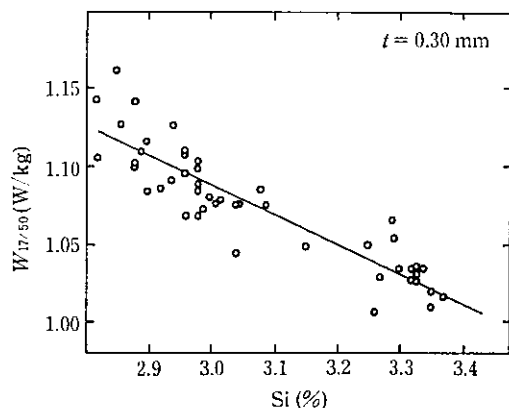


Fig. 2 Effect of Si content on iron loss

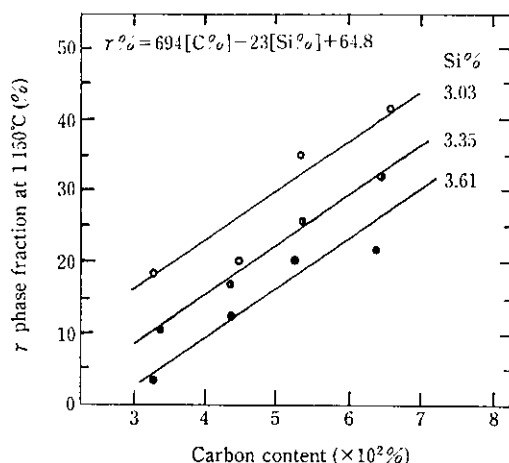


Fig. 3 γ phase fractions at 1150°C as a function of carbon and silicon contents

は 1150°C における γ 相の量を C, Si 量の異なる材料について実験的に求めた結果である。図に示す関係式より Si 含有量を増加したときに含有させるべき C 量が決定された。

4.2 結晶粒径減少の効果

製品の結晶粒径は、最終高温焼鈍の際に出現する二次再結晶粒の数に依存する。二次再結晶粒の出現頻度は、最終焼鈍の前工程である脱炭焼鈍において形成される一次再結晶集合組織と、結晶粒の正常粒成長を抑制するインヒビター (RGH では、MnSe の微細析出物と粒界偏析 Sb) の強さに依存する。2 回冷延工程をとる RGH では、一次再結晶集合組織中のゴス方位成分が強いほど二次再結晶粒は小さくなる。ゴス方位の起源は仕上熱間圧延工程にさかのぼり、熱延板表層中のゴス方位が強いほど、一次再結晶集合組織中のゴス強度は強くなる²⁵⁾。

熱間圧延でゴス強度を強めるためには、Fig. 4 に示すように鋼板と圧延ロール間の摩擦係数を大きくすることが有効である。摩擦係数は圧延速度や温度、ロール表面の潤滑油に影響され、インヒビター機能を損わない範囲でこれらを適当に定めることによって、二次再結晶粒の微細化に有利なゴス方位成分の強い熱延集合組織が得られた。

2 番目の方策は、最終冷間圧延前の鋼板に、10 nm 程度の極微細炭化物を緻密に析出分散させることである。従来、固溶 C が析出炭化物よりゴス方位成分の形成に有利であるといわれている²⁶⁾。Fig. 5 に示すように、最終冷延前の中間焼鈍における冷却を、高温

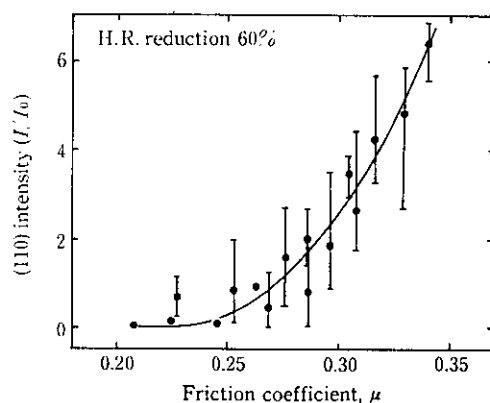


Fig. 4 Change of (110) intensity in the surface texture of hot-rolled sheet by frictional force during hot rolling

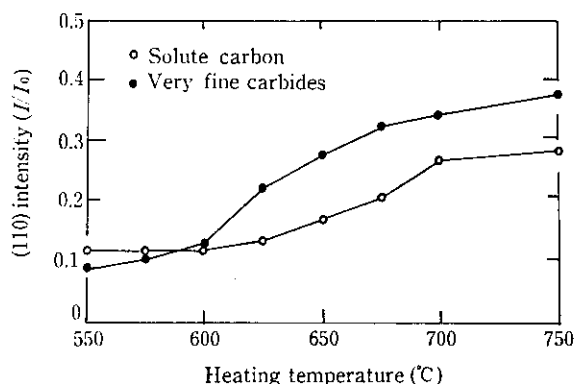


Fig. 5 Effect of carbon morphology on (110) pole intensity of recrystallized texture

域急冷・低温域徐冷のパターンとして極微細炭化物を析出させると、Cを固溶させたままの場合より冷延焼鈍後のゴス方位成分が強まる²⁷⁾。

これらの2つの方策で、配向性を損なわずに製品の二次再結晶粒を小さくでき、その効果は Fig. 6 に示すように、結晶粒寸法 1 mm 減少につき約 0.01 W/kg の鉄損減少になる。

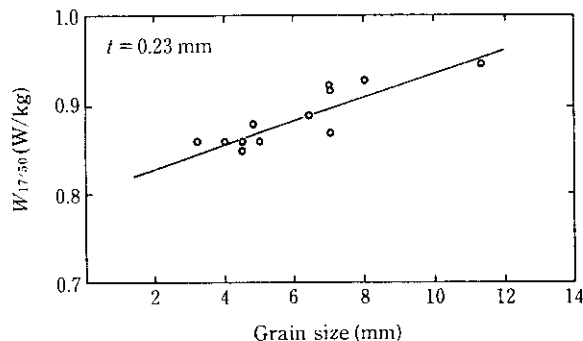


Fig. 6 Effect of grain size on iron loss

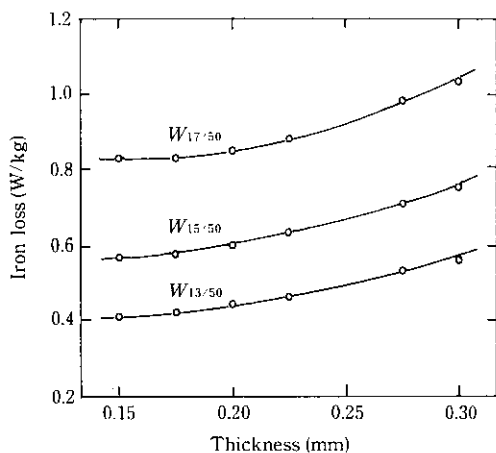


Fig. 7 Effect of thickness on iron loss

4.3 厚さ減少の効果

RGH は最終高温焼鈍の昇温過程において、800～950℃の所定温度で長時間均熱を施し、ゴス方位粒の成長を促すプロセスを特徴としている⁹⁾。この均熱時にインヒビター成分が分解し、表層への拡散が観察される。鋼板が薄くなると、表面積/体積比が大きくなるので、この現象がより顕著になり有効なインヒビター量が不足し、二次再結晶組織の発達が不十分になったり、配向性が低下する。したがって薄物製品をつくる場合、より強いインヒビターの確保が必要である。同時に適正な一次再結晶集合組織を得るための冷延圧下率、焼鈍条件の変更も重要になる。

Fig. 7 は工業生産した製品の厚さと鉄損との関係を示す。従来最もよく使われてきた 0.30 mm 厚に比べ、0.23 mm 厚では約 15%、0.15 mm 厚では約 20% の鉄損減少が達成されている。

5 プラズマジェット照射による磁区細分化技術

前章で述べたように、冶金学的に渦電流損を減少させ低鉄損化を図ったのが薄方向性珪素鋼板であるが、物理的に渦電流損を減少させるのが磁区細分化技術である。

3 章で述べたように、鋼板の結晶粒径が小さいほど、磁区幅が減少し渦電流損が低減する。磁区細分化の原理は、二次再結晶後の鋼板に局所的に歪を導入し、歪導入部にあたかも粒界のような作用をさせて磁区幅を減少させるものである。したがって、磁区細分化技術の適用は、一般的に両立の難しいゴス方位集積度向上による履歴損の減少と小粒径化による渦電流損減少を同時に達成可能にさせ、薄方向性珪素鋼板の鉄損をさらに減少させることができる。以下、プラズマジェットを用いた磁区細分化技術と当技術を RGH に応用した鉄損低減法について述べる。

5.1 プラズマジェット照射

気体を高温に加熱すると、気体粒子間の衝突が激しく起こり、電子と正イオンに分離する。このような、全体として電氣的に中性な電子とイオンの混合状態をプラズマと呼んでいる。プラズマの持つ



Before irradiation



After PJ irradiation

Photo 1 Domain refining by PJ irradiation

高温エネルギーは、溶射等から核融合まで幅広く応用されている。

磁区細分化に利用しているのは、プラズマジェット (PJ) である。これは気体をアーク放電でプラズマ化させ、このプラズマを、ノズルオリフィスと高速ガス流で強制的に冷却収束させ、より高温のプラズマにして (サーマルピンチ効果) ノズルより噴出させるものである。このように発生させた PJ の中心温度は 1 万 °C 以上である。

このような高温、高エネルギーのプラズマジェットを、鋼板の圧延方向と直角な方向にごく短時間照射すると、鋼板の被膜を全く損傷せずに磁区細分化できる。プラズマジェット照射部の磁区は、プラズマジェットによって導入された歪によって、鋼板内部の磁化が [100], [010] 方向にある、いわゆるストレスパターン磁区になる。このストレスパターンがあたかも粒界のような作用をして、ストレスパターンと 180° 磁区の境界に生じる磁極による静磁エネルギーを減少させるために、Photo 1 に示すように 180° 磁区幅が減少する。

プラズマジェット照射は、圧延方向に照射間隔をあけて行う。この照射間隔は、鋼板の結晶粒径が大きいほど、小さくする必要がある。これはプラズマジェット照射により、照射部に人工的に粒界が導入されたと考え、照射後の実質的な粒径を鉄損が最小になる最適結晶粒径 K_0 にする最適照射間隔 l_{opt} は、鋼板の粒径を D とすると、

$$l_{opt} = K_0 D / (D - K_0)$$

で与えられるので、 D が大きいほど、 l_{opt} は小さくなるからである。

5.2 プラズマジェット照射材の磁気特性

Fig. 8 に、0.23 mm 厚方向性珪素鋼板に PJ 照射した場合の照射前後の鉄損 $W_{17/50}$ を素材の 800 A/m における磁束密度 B_0 に対して示す。プラズマジェット照射による鉄損減少は、素材の B_0 値が高いほど大きく、最大約 16% の減少が認められる。また、プラズマジェット照射後の鉄損値は、素材の B_0 値に直線的に比例して減少する。これは、プラズマジェット照射により、渦電流損が粒径の大小にかかわらず同一程度になるまで減少するため、照射後の鉄損は履歴損に依存し、履歴損は B_0 値に直線的に比例して減少するためである。このように磁区細分化技術の最大の利点は、二次再結晶

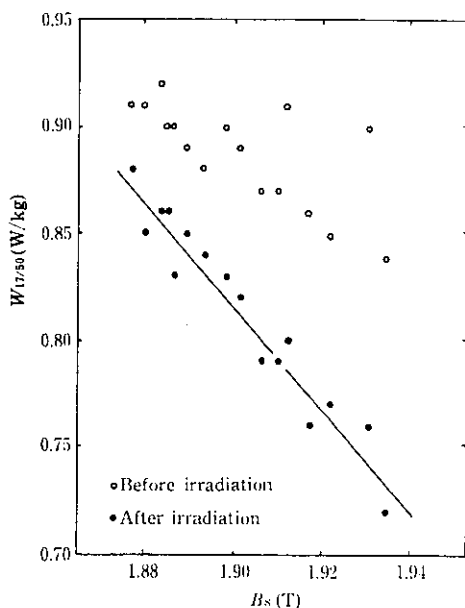


Fig. 8 Iron loss before and after plasma-jet (PJ) irradiation

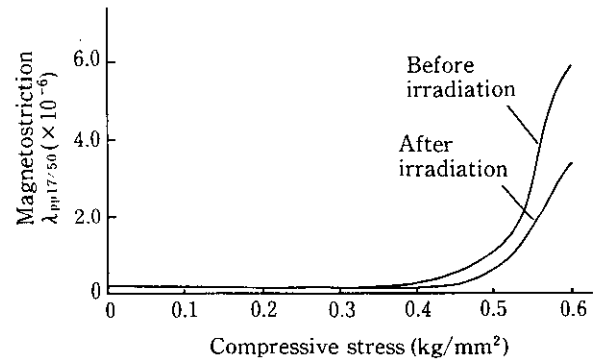


Fig. 9 Change of compressive stress sensitivity of magnetostriction by PJ irradiation

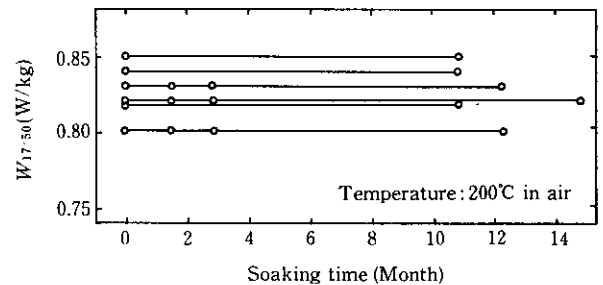


Fig. 10 Soaking-time dependency of iron loss of PJ-irradiated sheets

組織の配向性を上げれば、粒径が大きくても鉄損が減少することであり、従来にない鉄損の低減が可能になった。

Fig. 9 にプラズマジェット照射前後の磁気ひずみの圧延方向への圧縮応力特性を示す。圧縮応力特性は、わずかであるがプラズマジェット照射により改善されている。これは照射によって実質的な引張応力が付加されたことを示しており、この引張応力付加も磁区細分化に寄与している。

変圧器鉄心は最高約 130°C まで温度上昇する。この温度上昇によるエージング劣化を調べた結果を Fig. 10 に示す。プラズマジェット照射材は、200°C、最大 15 箇月のエージング試験でも鉄損の劣化は認められず、照射により導入された歪は、実際の変圧器使用温度では解放されないことを示している。

5.3 プラズマジェット照射材の実機特性

プラズマジェット照射材の実機特性を調べる目的で Fig. 11 に示す 2 種類の積モデルトランスを製作した。使用鋼板は 0.23 mm 厚のプラズマジェット照射材 (RGH・PJ) と照射無しの通常の RGH である。Table 1 に素材およびモデルトランスでの磁気特性を示した。通常のラップジョイントおよびステップラップジョイントいずれの場合も、RGH・PJ は RGH よりも低い鉄損を示し、また RGH・PJ のビルディングファクター (B.F.=トランス鉄損/素材鉄損) は RGH のそれとほぼ同じ値で、素材の特性が実機にそのまま反映されている。

磁区細分化された材料は、圧延方向の透磁率および渦電流損が減少しているので、低いビルディングファクターが期待されたが^{28,29)}、RGH・PJ のビルディングファクターは RGH と同等であった。この理由は、次のように推察される。磁区細分化した材料では、歪導入部での透磁率が減少するため、鋼板を積層した場合その部分では磁束が上下の鋼板に渡る可能性がある。この渡り磁束は板垂直方向の成分を持つため渦電流損を発生し鉄損を劣化させる。この渡り磁

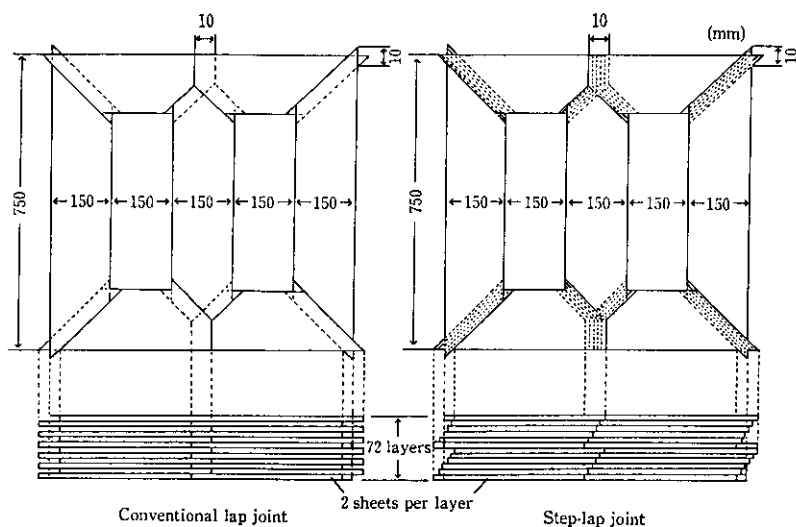


Fig. 11 Joint configurations of model transformer

Table 1 Iron loss of model transformers

Sheets grade	Magnetic properties of sheets		Magnetic properties of model transformer cores			
			Conventional lap joint		Step-lap joint	
	B_8 (T)	$W_{17/50}$ (W/kg)	$W_{17/50}$ (W/kg)	B.F.	$W_{17/50}$ (W/kg)	B.F.
RGH	1.89	0.91	1.08	1.19	1.06	1.16
	1.89	0.92	1.09	1.18	1.07	1.16
RGH-PJ	1.90	0.84	1.00	1.19	0.97	1.15
	1.90	0.84	1.01	1.20	0.98	1.17

束の発生が、磁区細分化材で期待されるビルディングファクターの減少を相殺していることが考えられる。

RGH・PJは、すでに国内外の積トランスメーカーで採用されて

おり、モデルトランス実験結果と同様、優れた素材特性が実際のトランスに反映されている。

6 結 言

変圧器鉄損低減化の要請に応えるべく、薄方向性珪素鋼板 RGH および磁区細分化技術応用の RGH・PJ を開発した。前者は、薄板化、Si 含有量増加および小粒径化を、鋼板のゴス方位の配向性を損なわずに達成したものである。後者は、プラズマジェットを用いて鋼板被膜に損傷を与えることなく鋼板地鉄に局所的な歪を導入させ、歪導入部にあたかも粒界のような作用をさせ磁区を細分化し鉄損をさらに減少させたものである。

これらの鋼板は、従来の鋼板に較べ大幅に鉄損が減少しており、変圧器の高効率化ひいては省エネルギーに大いに貢献できるものと確信している。

参 考 文 献

- 1) 通商産業大臣官房調査統計部：機械統計月報，(1988)，8月
- 2) 変電機器省エネルギー専門委員会：電気協同研究，40 (1984)，4
- 3) 佐藤正彦，深川裕正，加藤正夫：電力中央研究所報告，研究報告 685016，(1987)
- 4) 西山弥太郎，中島道文：鉄と鋼，20 (1934) 1，1
- 5) 田口 悟：日本機械学会誌，81 (1978) 710，46
- 6) 川崎製鉄(株)：特公昭 36-17154
- 7) S. Taguchi and A. Sakakura：J. Appl. Phys.，40 (1969) 3，1539
- 8) 的場伊三夫，今中拓一，松村 治，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) 2，175
- 9) M. F. Littman：J. Appl. Phys.，38 (1967) 3，1104
- 10) 山田茂樹，小畑良夫，貞頼捷雄：日本鉄鋼協会，昭和55年秋期講演概要
- 11) 清水 洋，矢戸 浩，伊藤 庸，嶋中 浩：電気学会マグネティクス研究会資料，Mag 81-35，(1981)
- 12) Y. Iida, K. Iwamoto, M. Sakaguchi, and Y. Ito: Proc. of ASM Conf. of Hard and Soft Magnetic Materials, 8710-007, (USA), (1987)
- 13) 新日本製鉄(株)：US Patent, No. 385668
- 14) H. Shimanaka, T. Ichida, S. Kobayashi, and T. Funahashi: IEEE, Trans. Mag., MAG-15, No. 6 (1979), 1595
- 15) マンネスマン：特公昭 50-35679
- 16) T. Yamamoto and S. Taguchi: Proc. SMM-2, (Czecho-Slovakia), (1975), 15
- 17) 新日本製鉄(株)：特公昭 58-5968
- 18) 新日本製鉄(株)：特公昭 57-2252
- 19) B. Fukuda, K. Sato, T. Sugiyama, A. Honda, and Y. Ito: Proc. of ASM Conf. of Hard and Soft Magnetic Materials, 8710-008, (USA), (1987)
- 20) H. Kobayashi, K. Kuroki, E. Sasaki, M. Iwasaki, and N. Takahashi: Physica Scripta, T24, (1988), 36
- 21) R. H. Pry and Bean: J. Appl. Phys.，29 (1958)，532
- 22) B. Fukuda, K. Sato, T. Ichida, Y. Ito, and H. Shimanaka: IEEE Trans. Mag., MAG-17, No. 6 (1981), 2878
- 23) H. Shimanaka, Y. Shimizu, T. Goto, Y. Iida, and U. Nishiike: Proc. of TMS-AIME Symposium, (USA), (1980), 157
- 24) R. L. Rikett and N. C. Fick: Trans. AIME, 167 (1946), 346
- 25) Y. Shimizu, Y. Ito, and Y. Iida: Metallurgical Transactions, 17A (1986), 1323
- 26) 阿部秀夫，高木甲子雄：鉄と鋼，57 (1971) 7，1123
- 27) 飯田嘉明，岩本勝生，後藤公道，的場伊三夫：鉄と鋼，70 (1984) 15，2041
- 28) B. Fukuda, K. Sato, Y. Shimizu, and Y. Ito: J. Appl. Phys.，55 (1984) 6，2130
- 29) A. Sakaida and A. J. Moses: EPS Conf. on SMM, (UK), (1985)