

# 方向性電磁鋼板の最近の進歩

高橋 延幸\*

Nobuyuki TAKAHASHI

Recent Development of Grain Oriented Silicon Steels

## 1 はじめに

電磁鋼板は、効率的に電気と磁気のエネルギー変換を可能とする磁心材料であり、その特性を生かして電力機器の鉄心に使用される。電磁鋼板を大別すると、主として変圧器に用いられる方向性電磁鋼板と、発電機や電動機に用いられる無方向性電磁鋼板がある。

珪素を添加した電磁鋼板の製造は、1900年に英国でHadfield<sup>1)</sup>が鉄心用薄鋼板に珪素を添加すると鉄損が減少することを発見したことから、1903年にドイツで、1906年に米国ではじまった。

図1に示すように、Si含有量が増すと磁気異方性エネルギー、飽和磁気ひずみ率が小となり透磁率が増す。また比抵抗 $\rho$ が増すので、渦電流損が減少し磁気特性が良くなる。一方飽和磁気 $B_s$ は減少する。しかしSi含有量が増えると鋼板は機械的に固く脆くなって圧延が困難になる。したがって、初期には製造上の困難があったが<sup>2)</sup>、鋼板の炭素含有量を下

げることから始まり、次第にSi含有量を増やし、高級なものではSi含有量も4.5~5%に増し、さらに、高温で長時間焼鈍して鉄損を減少させ高級変圧器用に使用された。これらはいずれも熱間圧延による熱延電磁鋼板であったが、冷間圧延技術の進歩に伴い、回転機用のものから次第に冷延電磁鋼板になり、焼鈍は箱焼鈍から連続焼鈍にかわってきた。

電磁鋼板の発展で画期的なものが方向性電磁鋼板である。1926年に本多と茅<sup>2)</sup>は鉄の磁気異方性を発見し、図2のように、 $\langle 100 \rangle$ 軸が磁化容易軸であることを示した。この磁気異方性を利用して圧延方向の磁性を画期的に向上させた方向性電磁鋼板が1934年にGoss<sup>3)</sup>によって発明され、米国で工業化された。二次再結晶現象を工業的に活用し $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位を発達させた電磁鋼板である。日本の方向性電磁鋼板の生産も米国からの技術導入から始められたが、1968年に高磁束密度方向性電磁鋼板が新日本製鉄で開発され、磁性は大幅に向上した。

図3に示すように、電磁鋼板の歴史は低鉄損化技術の開発の歴史であるということができる。また、電磁鋼板の消費量は発電量に比例するといわれ、電磁鋼板の生産量も年々増加を続け、今後も開発途上国の水準向上と共に増え続けるであろう。

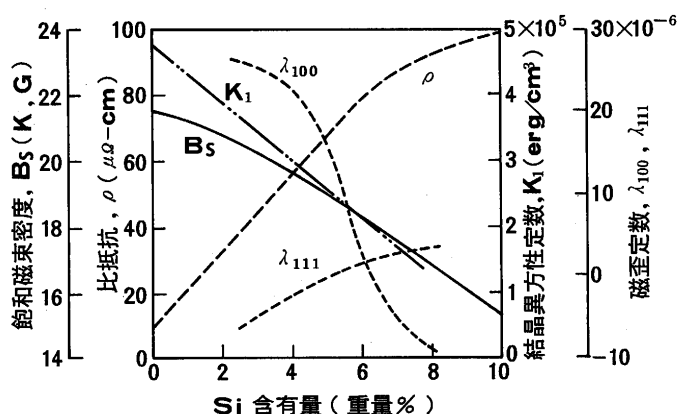


図1 Si含有量と珪素鋼板特性

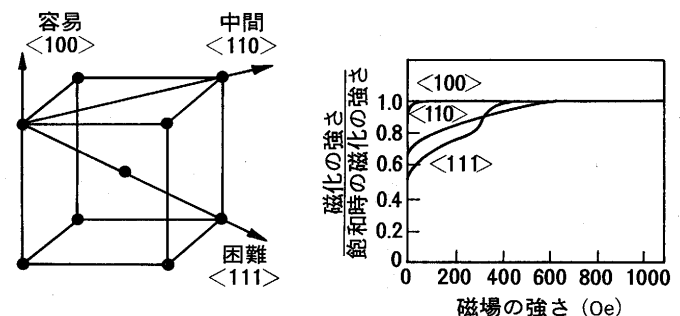


図2 鉄の結晶構造と磁気特性

平成4年11月25日第29回金属関係六学協会東北支部連合シンポジウム「21世紀を支える鉄鋼材料の新しいメタラジー」にて一部発表  
平成5年6月2日受付 平成5年7月2日受理 (Received on June 2, 1993; Accepted on July 2, 1993)

\* 新日本製鉄株式会社技術開発本部参与 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 299-12)

Key words: electrical steel; texture; secondary recrystallization; core loss; magnetic domain; domain refining.

最近、Power および Computer Magnetics分野でも低鉄損（省エネルギー）でかつ機器の高効率化、小型化および低騒音化が可能な磁性材料への要望が一段と強まっている。このような背景のもとに従来の電磁鋼板のほかに極薄Si-Fe, 6.5%Si-Fe等の開発も進められている。ここでは方向性電磁鋼板の最近の進歩と開発動向について述べる。

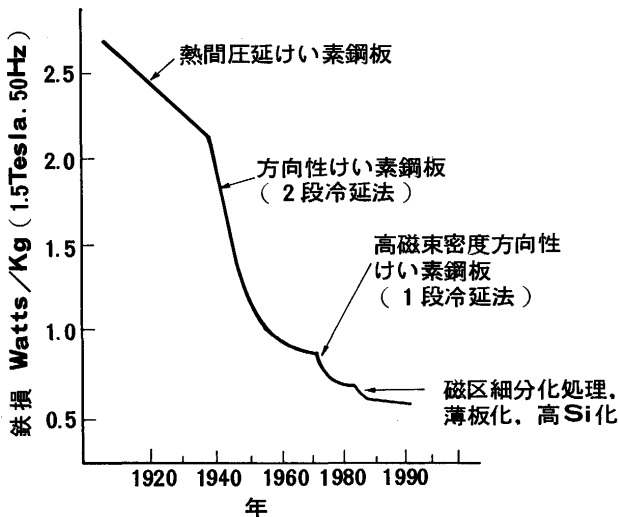


図3 商用電磁鋼板の最低鉄損の推移

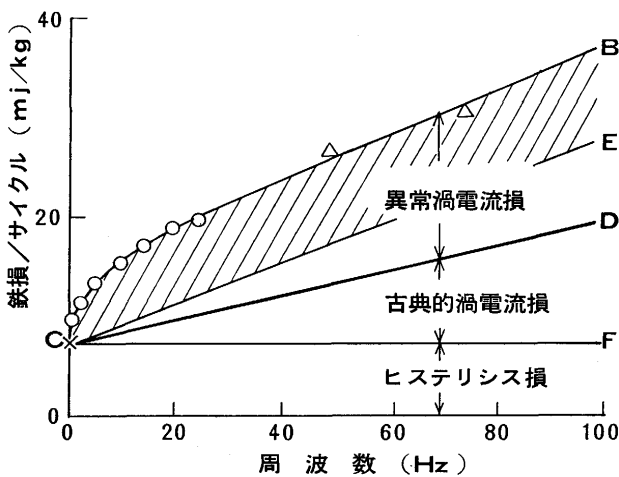


図4 3%SiFe鉄損の周波数依存性

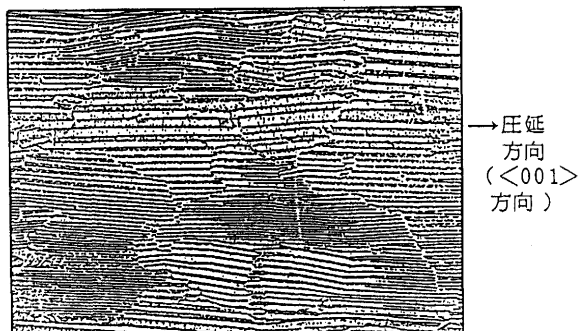


図5 方向性電磁鋼板の180°磁壁

## 2 鉄損と磁区

### 2.1 鉄損に及ぼす因子

電動機、変圧器等の電力機器では、電気エネルギーをできるだけ小さい機器でいかに効率よく変換また伝送できるかが重要な問題となる。電力機器の損失は巻線に電流を流すために生じる銅損と鉄心を磁化することによって生じる鉄損が主なものである。一方、方向性電磁鋼板が鉄心として使用される変圧器においては、欧米その他の国では、変圧器鉄損が仕様より1kW減少当たり、たとえば100万円変圧器の価格が安いと評価するいわゆる鉄損評価制度が古くから行われている。これは鉄損が0.1kW/kg低い材料は1トン当たり約10万円高くてもよいことを意味しており、鉄損の経済的な評価が非常に高いことが分る。

方向性電磁鋼板の鉄損は非可逆的な磁壁移動によるヒステリシス損失と周波数の2乗に比例する渦電流損失からなるとされ、Williamsら<sup>4)</sup>により鉄損への影響因子は次のように要約されている。(1){110}<001>方位集積度が高くなると共に鉄損は減少する。(2)板厚が減少すれば渦電流損が減少するので鉄損が下がる。しかし最低鉄損を示す板厚があり、それより薄くなるとかえって鉄損が増大する。これは薄くなると表面粗度などによる磁壁のpinningのために非可逆的な磁壁移動が多くなって損失が増大するためである。(3)無方向性電磁鋼板のように結晶粒が非常に小さい場合は結晶粒寸法が大きいほど鉄損が低くなる傾向を示すが、方向性電磁鋼板のように結晶粒寸法が1mm以上のものでは、かえって結晶粒寸法が大きくなると鉄損が増加する。

### 2.2 鉄損発生機構と磁区

全鉄損はヒステリシス損と古典的渦電流損の和であらわすことができる。しかしながら、図4のように実際の鉄損値(CB)は計算値(CD)よりかなり大きくなる。実測値と計算値との差を異常渦電流損という。実測値と合わない理由は、計算値は磁化変化は磁性体の各部で一様に起こると仮定したことによる。実際の磁化は主として図5に示す180°磁壁の移動によるので磁化は局部的となる。Pryら<sup>5)</sup>は等速に移動する180°磁壁による局部磁化の寄与を計算(CE)したが、約50%の異常渦電流損が残る。これは実用材料には、(1)<001>軸の圧延面に対する傾き、(2)結晶粒間の<001>軸のずれ、(3)材料表面の凹凸、(4)内部歪み、介在物および格子欠陥等、に寄因するMagnetic irregularityが存在し、これらが主として磁化中のランセット磁区の発生消滅、磁束の偏り、磁壁のpinning効果を介して磁化に関与することによると考えられている。

したがって、方向性電磁鋼板の鉄損を低減するためには、Si量増加と板厚減少(いずれも電気抵抗増加)で古典的渦電流損を低下させることと、{110}<001>方位集積度の向上、

磁壁間隔の細分化および歪や不純物の除去などにより異常渦電流損を低下させる必要がある。

### 2・3 磁区細分化による低鉄損化技術

図6は3%Si-Fe単結晶の鉄損の結晶方位依存性と張力の付与による鉄損減少効果を示す。図7は図6と同じ単結

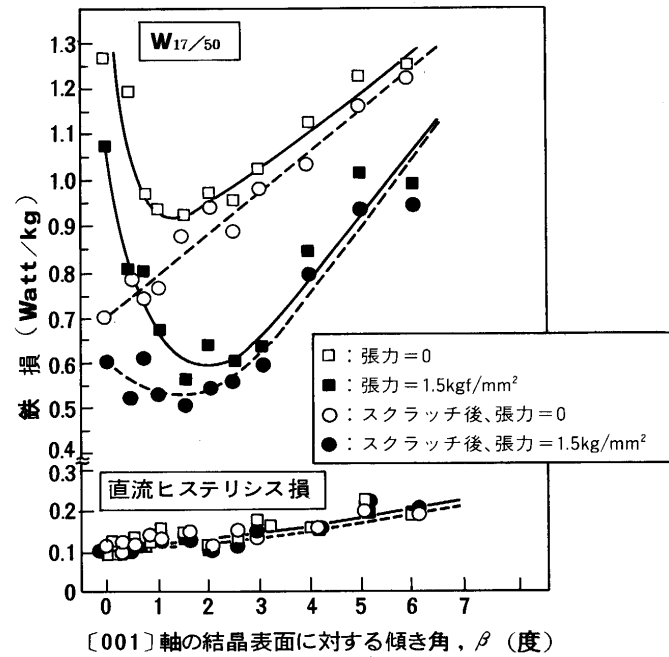


図6 {110} <001> 近傍の方位をもつ単結晶の鉄損と <001> 軸の結晶表面に対する傾きとの関係に及ぼす外部張力およびスクラッチの影響。板厚 0.20mm

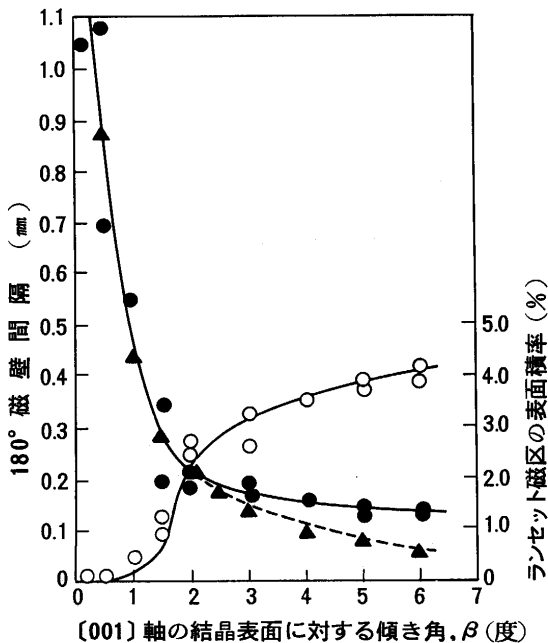


図7 {110} <001> 近傍の方位をもつ 3%SiFe単結晶 (0.20mm厚) の180°磁壁間隔および表面補助磁区 (Lancet Domain) 面積割合と <001> 軸の結晶表面に対する傾き角 ( $\beta$ ) との関係

晶の180°磁壁間隔及びランセット磁区密度と結晶方位との関係を示す。鉄損は結晶が適当な傾き角をもつ場合に最も低くなり、張力の付与により鉄損はさらに低減する。結晶方位と鉄損との関係は図7から $\beta < 2^\circ$ での増加は180°磁壁間隔の増大、 $\beta > 2^\circ$ での増加はランセット磁区密度の増大に対応することがよく理解できる。

張力による180°磁壁間隔の細分化は、張力なし( $\sigma = 0$ )のとき<001>軸の傾きによる表面自由磁極による静磁エネルギーがランセット磁区の形成によって下げられていたのが、張力とランセット磁区との磁気弾性相互作用によってランセット磁区が消滅し、そのかわりに180°磁壁間隔の細分化によって補われるためである。したがって $\beta = 0^\circ$ のときは磁極が生じないので原理的には張力による磁区の細分化は生じない。

張力付与による低鉄損化効果は工業的には鋼板と鋼板の表面に施されたセラミック皮膜の熱膨張の差を利用して実用化されている。

図6にはボールペンスクラッチによる鉄損減少効果も同時に示している。この効果は前述の張力付与による低鉄損化効果と異なり結晶が理想的{110} <001> 方位に近いほど大きい。スクラッチ後張力を付与すると鉄損はさらに減少する。機構としてはスクラッチにより板に局部的に導入された弾塑性歪により磁気弾性エネルギー的にランセット磁区と同様な性質をもつ補助磁区が形成され180°磁壁間隔の細分化をもたらすと考えられている。図8にボールペンスクラッチによる180°磁壁間隔の細分化の様子を示す。

黒木ら<sup>6)</sup>により発見された方向性電磁鋼板に局部歪を導入することにより180°磁壁間隔を細分化させる、即ち低鉄損化させる方法は人工的磁区細分化による低鉄損化技術としてレーザー照射による歪導入技術を使って工業化された<sup>7)</sup>。そ

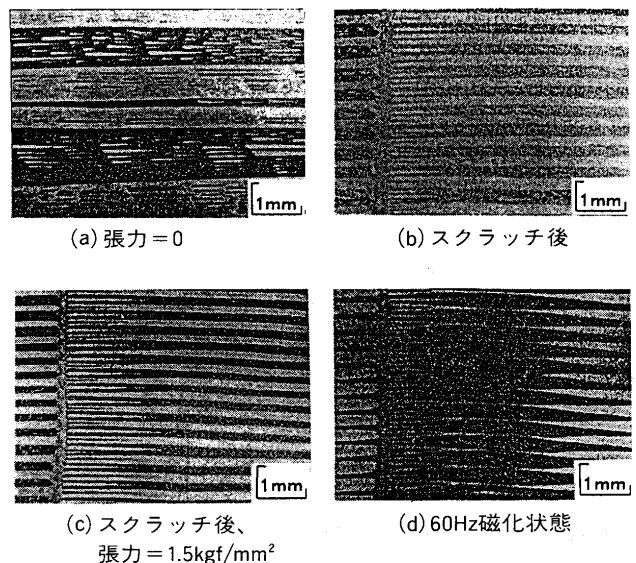


図8 ボールペンスクラッチによる180°磁壁間隔の細分化

の後プラズマ炎を使った技術も開発された<sup>9)</sup>。

人工的な180°磁壁間隔の細分化による低鉄損化技術の開発は、磁束密度を高くするため{110}<001>方位集積度を高めると図7に示したように180°磁壁間隔が拡大し鉄損が大きくなると云う磁気物性的課題、ならびに{110}<001>方位集積度を高めようとする二次再結晶粒径が大きくなり粒径効果により鉄損が大きくなると云う金属学的課題を同時に解決する画期的なものであり、超高磁束密度極低鉄損と云う先端的方向性電磁鋼板開発への道を開いたと云うことが出来る。

変圧器の鉄心には主として大型の変圧器に使われる積鉄心と小型の変圧器に使われる巻鉄心がある。巻鉄心は鉄心加工後加工により導入された歪を除去するために歪取り焼鈍が施される。レーザー照射等の歪導入法で磁区細分化された方向性電磁鋼板は歪取り焼鈍されると導入された歪が消失し鉄損は磁区細分化前の状態に戻ってしまう。そこで巻鉄心用の方向性電磁鋼板用の磁区細分化による低鉄損化技術、即ち耐熱磁区細分化技術の開発が行われた。

原理的には歪導入以外の方法で鋼板の表面近傍に補助磁区を人工的に発生させればよく、詳細は高橋・野沢らの報告<sup>9)10)</sup>にゆだね、工業化に使用された方法のみを以下に述べる。

#### (1) 溝効果

方向性電磁鋼板の圧延方向(<001>方向)の直角方向に適当な深さの溝を入れると自由磁極が現れ、補助磁区を形成し張力の付与により、磁区を細分化させる。なお溝を刻印しなくても、非磁性又は半磁性の物質を同様の形状で鋼板表面に嵌入しても同様な効果がある。

#### (2) 異方位微結晶導入効果

溝と同様の形状で{110}<001>結晶内に狭い幅で結晶方位の異なる結晶粒が形成されると{110}<001>結晶との粒界近傍に<001>磁化容易軸の方向の違いに起因した補助磁区が形成され磁区細分化に寄与する。

1987年、方向性電磁鋼板の表面に歯型ロールで線状のスコアを導入し、最終の製造工程である鋼板形状矯正ラインの熱処理を利用し、スコア加工による歪を除去すると共にスコア一部に微結晶粒を再結晶させる方法による耐熱磁区細分化技術の開発が報告<sup>11)</sup>され、直ちに工業化された。この技術では上記の(1)及び(2)の効果が共に使われている。

以上の様に方向性電磁鋼板のすべての用途に適用出来る磁区細分化技術が出そろったことにより、今後は磁区細分化を前提とした方向性電磁鋼板の新しい開発が進められるであろう。前述の様に、また図6からも明らかな様に磁区細分化技術は{110}<001>方位集積度の高い材料にとりわけ効果がある。したがって今後の方向性電磁鋼板開発の方向は{110}<001>方位集積度の向上技術にむけられるであろう。

## 3 方向性電磁鋼板

### 3・1 高磁束密度方向性電磁鋼板の製造方法と製品の特性

方向性電磁鋼板は前述の様に表面が薄いセラミックで被覆された複合材料である。セラミック被覆は絶縁膜と鋼板に張力を付与する役割を持っている。鋼板は二次再結晶により{110}<001>方位にそろえられたmm~cm単位の結晶粒から成り、高磁束密度方向性電磁鋼板の<001>軸の圧延方向への集積度は約3°以内である。

表1に新日本製鉄及び川崎製鉄<sup>12)</sup>の高磁束密度方向性電磁鋼板と従来の方向性電磁鋼板<sup>13)</sup>の製造工程を示す。製造条件の基本的に異なる点は新日本製鉄の方法は鋼成分にAlとNが含まれ一回の高圧下率冷間圧延で製造されるのに対し、川崎製鉄と従来の方法はAlとNが添加されず二回の中程度の圧下率の冷間圧延で製造されることである。

製品特性としての磁束密度( $B_8$ )は従来の方法の製品が1.84程度であるのに対して新日本製鉄の高磁束密度の製品の $B_8$ は1.93程度と高い。

この磁束密度のちがいは、基本的には上述の製造条件の違い、即ちインヒビターとしてAIN使用の有無、及び冷間圧延方法の違いにもとづくものと考えられる。

### 3・2 磁束密度({110}<001>二次再結晶方位集積度)の支配因子

Si-Fe、即ち方向性電磁鋼板の二次再結晶機構は明らかになっているとは必ずしも云えない。二次再結晶現象は一次再結晶粒の正常粒成長ではなく異常粒成長であるので、一般的には一次再結晶粒成長を抑制する微細析出物を中心とするインヒビターの重要性が認められている。表1に示した各製造法で鋼成分にMn, S, SeがあるのはインヒビターとしてMnSやMnSeを使っていることを示しており、AlとNはAINをインヒビターとしていることである。

表1 高磁束密度方向性電磁鋼板の製造工程

従来の方向性鉄素鋼板の製造工程 <sup>(13)</sup>	新日本製鉄方式	川崎製鉄方式 <sup>(12)</sup>
製鋼(3%Si Mn, SあるいはSe)	3%Si 製鋼Al, N Mn, S	製鋼(3%Si Mn, Se, Sb)
熱間圧延 ノルマライジング 一次冷間圧延	熱間圧延 高温焼鈍, 急冷 一段強冷間圧延 (>80%)	熱間圧延(板厚3mm) ノルマライジング 一次冷間圧延
中間焼鈍		中間焼鈍
二次冷間圧延(圧下率 50%)		二次冷間圧延(圧下率 60~70%)
脱炭焼鈍	脱炭焼鈍	脱炭焼鈍
仕上焼鈍(通常1,100°C) 箱焼鈍	仕上焼鈍	820~900°C 二次再結晶焼鈍 1,100°C以上の 純化焼鈍
平担化焼鈍 コーティング	平担化焼鈍 コーティング	平担化焼鈍 コーティング

近年、原勢<sup>14)</sup>らは3%Si-Feで二次再結晶発生の可否は一次再結晶集合組織と二次再結晶集合組織との対応関係(Σ9)の有無に依存することを示し、一次再結晶集合組織の重要性を示した。{110}<001>方位とΣ9の対応関係のある一次再結晶集合組織での主な方位は{111}<112>方位である。一般に一次再結晶方位としての{111}<112>方位は冷延圧下率が80%以上位から現れ、90%程度で最も発達しそれ以上の冷延圧下率では漸次消滅する<sup>15)</sup>。新日本製鉄の製造法で冷延圧下率が80%以上とされているが、現象的には{111}<112>の挙動とよく対応する。また一次再結晶{111}方位は低冷延圧下率で{111}<011>、高冷延圧下率で{111}<112>と変化するが、冷間圧延を繰返すと各圧下率の累積的な方位変化を示す。表1の二回冷間圧延による製造法でも二回の圧延により{111}<112>が1次再結晶集合組織中に発達している<sup>16)</sup>。

一次再結晶方位としての{110}方位も冷延圧下率に影響され、約60%程度の冷延圧下率で最も発達するが冷延圧下率の増加につれ減少する。しかし冷延圧下率が高いほど{110}<001>方位からのずれが少くなる<sup>17)</sup>。また{110}方位は{111}方位と異り冷間圧延の繰返しによって再生とも云う挙動を示し、常に冷延圧下率が60%程度で最も発達する。したがって表1の冷延条件から二次再結晶の核と云うべき一次再結晶集合組織中の{110}<001>方位の集積度(ずれの少さ)は新日本製鉄、川崎製鉄、従来法の順となり、{110}<uvw>の量は逆の順になる。即ち{110}<001>二次再結晶方位の集積度は{110}<001>一次方位の集積度と同じ順序になり、二次再結晶粒数は逆の順序となると考えられる。

新日本製鉄の製品の結晶粒径はcm単位であり、一次再結晶粒径の10μmから計算すると1000万ヶ台の粒のなかの1ヶが二次再結晶粒として成長することになる。このことを粒成長速度から考えると出来るだけ高温で二次再結晶させることが望ましく、そのためには高温まで安定なインヒビターの使用が必要であろう。表1に示されたインヒビターとしてのMnSとAlNは溶解度積からの計算では高温での溶体化挙動はほぼ同じである。しかし図9に示すように仕上焼鈍中の鋼板中のSとNとの変化からは脱Sが脱Nよりも低温から起こっている。これはSが焼鈍分離剤として鋼板表面に塗布されているMgOと反応し脱硫されると考えられる。したがってAlNのほうがMnSより高温まで安定なインヒビターと云えよう。

二次再結晶にインヒビターが絶対的に必要かどうかは大いに関心のある問題である。Kronbergら<sup>18)</sup>が行ったCuの二次再結晶、荒井ら<sup>19)</sup>の行った4.5%Si-Feの二次再結晶ではいずれもインヒビターらしき元素は添加されていない。今後の研究を期待したい。

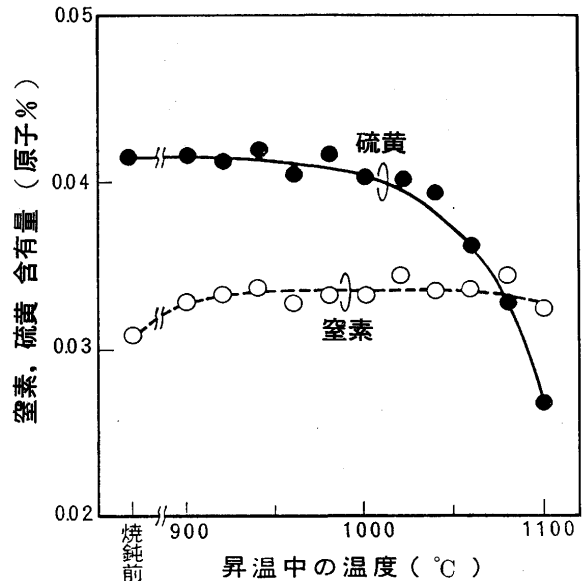


図9 仕上焼鈍中のインヒビターの変化

### 3.3 最近の開発動向

方向性電磁鋼板の最近の技術開発動向を公開特許、発表論文などを見て気づくことは、熱間圧延に先立つスラブ加熱に関連する技術開発が各社で進められている。表1に示した方向性電磁鋼板の製造法はいずれもMnSなどのインヒビター成分を製鋼段階から添加し、熱延のスラブ加熱で完全溶体化し後続の工程で微細析出させることをポイントとしている。そのためスラブ加熱温度は1300°C以上の高温が必要で、この超高温スラブ加熱が方向性電磁鋼板製造技術にさまざまな影を落としていた。それらを改善するための技術開発が進められている。代表的なものは次の二つの技術である。

#### (1) 新しいスラブ加熱技術

従来スラブ加熱は大部分が炉加熱方式で行われているが、高周波誘導加熱や通電加熱技術を使ったスラブ加熱技術が開発されている。これはスラブ加熱時間の短縮が一つの狙いであるが、同時に結晶粒組織制御を容易にし磁性向上をもたらすことが期待される。

#### (2) 低温スラブ加熱による方向性電磁鋼板製造技術

表1の各製造法のようにインヒビターを製鋼段階から造り込む技術ではスラブの超高温加熱は金属学的にも不可欠である。そこで後工程、即ち二次再結晶処理に出来るだけ近い工程でインヒビターを造り込む、具体的にはNのinjectionでAlNを形成させることで超高温スラブ加熱を不必要とする技術が開発されている。この技術は単に低温スラブ加熱技術と云うよりも、従来のいわば先天的インヒビター方式の技術に対して、後天的インヒビター方式の技術と云うべきもので方向性電磁鋼板製造法の新しい技術概念とし、またこの技術により従来の技術では製造が困難であるような新しい製品の製造に発展することが期待される。

## 4 おわりに

電磁鋼板の開発の歴史は低鉄損化の歴史であり、このことは今後も永遠の課題としてさらに(1)磁束密度向上,(2)薄手化,(3)Si量増加ならびに現在開発中の技術も加え進められるであろう。しかしこれら高機能製品は先進国むけのもので、変圧器の省エネルギー化、小型化および低騒音化に貢献するであろう。しかし開発途上国ではいまだに熱延珪素鋼板も使われている現状を直視し、地球の環境問題、エネルギー問題を開発途上国の社会基盤整備と調和させながら克服するために果すべき電磁鋼板の役割を考え、この目的を果たすために必要とされる電磁鋼板を見極め、全技術を結集しその開発を進めることも必要であろう。

### 文 献

- 1) W.F.Barret, W.Brown and R.A.Hadfield : Sci. Trans. Roy. Dublin Soc., **1** (1900), p.67
- 2) K.Honda and S.Kaya : Sci. Repts. Tohoku Univ., **15** (1926), p.721
- 3) N.P.Goss : U.S.Patent 1965559 (1934)
- 4) H.J.Williams, W.Schockley And C.Kittel : Phys. Rev.,**80** (1950), p.1090
- 5) R.H.Pry and C.P.Bean : J.Appl. Phys., **29** (1958), p.532
- 6) 黒木克郎, 田中 収 : 特開報昭53-137016
- 7) T.Iuchi, S.Yamaguchi, T.Ichihama, M.Nakamura, T.Ishimoto and K.Kuroki : J. Appl. Phys. **53** (1982), p.2410
- 8) B.Fukuda., K.Sato, T.Sugiyama, A.Honda and Y.Ito : Proc. of ASM Conf. of Hard Soft Magnetic Materials, 8710-008 (USA) , (1987)
- 9) N.Takahashi and T.Nozawa : IEEE Trans. Mag. Mag.,**22** (1986), p.490
- 10) T.Nozawa and N.Takahashi : Proc. of International Meeting on Advanced Material (1989)
- 11) H.Kobayashi, E.Sasaki, M.Iwasaki and N.Takahashi : Soft Magnetic Materials Conference Digests 402 (1987)
- 12) 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), p.175
- 13) 田口 悟 : 日本金属学会会報, **13** (1974), p.49
- 14) J.Harase, R.Shimizu, K.Kuroki, T.Nakayama, T.Wada and T.Watanabe : Proc. of JIMIS-4 (1986), p.563
- 15) 高橋延幸 : 学位論文 (1991) 京都大学
- 16) S.Matsuo : ISIJ Int., **29** (1989), p.809
- 17) K.Takashima, T.Sato and F.Matsumoto : Preprint from AIP Conference Proc. No. 29, Mag., materials- (1975), p.565
- 18) M.L.Kronberg and F.H.Wilson : Trans. AIME **185** (1949), p.501
- 19) 荒井賢一, 大森賢次, 佐藤俊行 : 学振第136委員会, 第13回会議資料