

一方向性電磁鋼板の二次再結晶に及ぼす添加 および冷間圧延時の時効条件の影響

河面 弥吉郎*・中島 正三郎*²・高嶋 邦秀*³・原勢 二郎*³

Effect of Tin Addition and Condition of Inter-pass Aging in Cold Rolling
on Secondary Recrystallization of Grain-oriented Electrical Steel

Yakichiro KAWAMO, Shozaburo NAKASHIMA, Kunihide TAKASHIMA and Jiro HARASE

Synopsis : A study was made on the effect of the inter-pass aging during cold rolling on the secondary recrystallization of the grain-oriented electrical steel with Sn produced by the single-stage cold rolling process. The following conclusions were obtained.

(1) The specimen without Sn yields a perfect secondary recrystallization structure in case of no inter-pass aging and 200°C inter-pass aging, but no secondary recrystallization in case of 300°C inter-pass aging. This failure of secondary recrystallization is attributed to the smallest amount of the product of {110} and {111} densities in the primary texture, that is, the smallest opportunity of meeting for Goss nuclei with easily consumable grains by them. The specimen with Sn yields a perfect secondary recrystallization structure in all cases of the inter-pass aging mentioned above. This is attributed to the small size of primary grains, the large amount of the product of {110} and {111} densities in the primary texture, and the large amount of effective inhibitors.

(2) The core loss of the specimen with Sn cold rolled with the inter-pass aging is very small because of the high magnetic flux density and the small size of secondary grains.

Key words : single-stage cold rolling process ; electrical steel ; grain-oriented electrical steel ; secondary recrystallization ; cold rolling ; inter-pass aging ; tin addition.

1. 緒言

一方向性電磁鋼板は、主としてトランスの鉄芯材料として用いられ、磁化特性が優れていること、鉄損が低いことが重要である。一方向性電磁鋼板は、Si約3mass%を含有し¹⁾、二次再結晶により、圧延面に{110}面を、圧延方向に<001>軸を揃えた、いわゆるGoss組織²⁾³⁾とすることにより製造される。

一方向性電磁鋼板の低鉄損化の方策の一つとして、二次再結晶粒径の細分化がある⁴⁾。松本ら⁵⁾は、MnSおよびAlNを主インヒビターとして活用する一回冷間圧延(冷延)法一方向性電磁鋼板(一回冷延法一方向性電磁鋼板)⁶⁾について、冷延の途中で時効処理を行うと、二次再結晶の粒径が減少し、磁束密度が向上し、鉄損が低減すると報告している。高嶋ら⁷⁾は、一回冷延法一方向性電磁鋼板について、Snを添加すると、二次再結晶の粒径が減少し、鉄損が低減するという知見を明らかにしている。両者のメカニズムの関連については、これまでに、必ずしも明らかにされていない。

本研究の目的は、一回冷延法一方向性電磁鋼板の二次再結晶に及ぼす、時効処理およびSn添加の単独および複合の影響を明らかにすることである。

2. 実験方法

C : 0.07, Si : 3.1, Mn : 0.08, S : 0.024, sol.Al : 0.028, N : 0.008mass%を含有する鋼を真空溶解炉で溶解し、(A) Sn無添加(Sn : 0.001mass%以下；試料A)、および、(B) Sn添加(Sn : 0.15mass%；試料B)の、二種類の成分のインゴットに分注し、Table 1に示す実験条件で各工程を処理した。冷延については、板厚2.3mmから0.285mmまでをロール径150mmのリバース式圧延機で冷延した。時効処理については、(a)時効処理なし(無時効)、(b)200°C×10min×10回(200°C時効)、(c)300°C×10min×10回(300°C時効)の三種類の条件で行った。時効処理は、 $\ln(t_i/t_{i+1})$ (ただし、 t_i : i 番目の時効処理の板厚、 t_{i+1} : $i+1$ 番目の時効処理の板厚)が一定の条件で行った。

平成4年12月22日受付 平成5年6月4日受理 (Received on Dec. 22, 1992; Accepted on June 4, 1993)

* 新日本製鉄(株)技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp.)

* 2 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (現：九州共立大学工学部) (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., now Faculty of Engineering, Kyushu Kyoritsu University, 1-8 Ziyugaoka Yahatanishi-ku Kitakyushu 807)

* 3 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Experimental procedures.

- (1) Melting : 300kg vacuum furnace, → 50kg ingots.
- (2) Slab making : 1250°C × 60min, → 40mm(t).
- (3) Hot rolling : 1350°C × 90min, 40mm(t) → 2.3mm(t).
- (4) Hot-band annealing : 1120°C × 120s, → air cooling to 900°C, → 100°C water quenching.
- (5) Cold rolling : 2.3mm(t) → 0.285mm(t).
Inter-pass aging ; after reduced equivalently in ratio.
 - (a) without
 - (b) 200°C × 10min × 10times
 - (c) 300°C × 10min × 10times
- (6) Decarburizing annealing : 75vol%H₂ + 25vol%N₂, Dew point 63°C, 850°C × 210s.
- (7) MgO coating : 95mass%MgO + 5mass%TiO₂.
- (8) Final annealing : <Heating> 85vol%H₂ + 15vol%N₂, 15°C/h. <Soaking> H₂, 1200°C × 20h.
- (9) Sizing for SST : → 60mm(w) × 300mm(l).
- (10) Stress-relief annealing : 10vol%H₂ + 90vol%N₂, 850°C × 4h.

歪取焼鈍後、磁気特性を測定し、測定後の試料の表面酸化層を除去してマクロ組織を観察した。熱間圧延(熱延)後、冷延後そして脱炭焼鈍後のそれら試料につき、硬度、ミクロ組織、集合組織および析出物を調査した。

一次再結晶粒の粒径は、板面に垂直で圧延方向に平行な断面 (L断面) について画像解析法により求めた。この場合、結晶粒の断面を等面積の円とみなし、粒径を計算した。

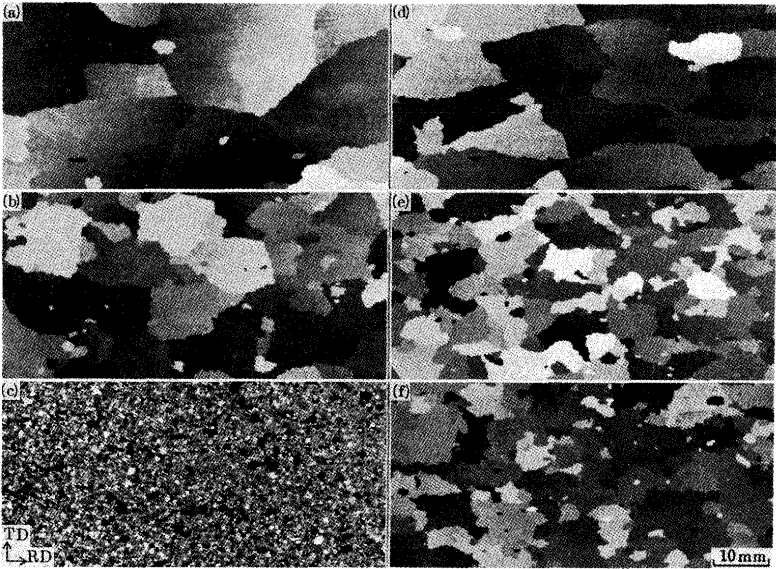
二次再結晶粒の粒径は、板面平行面について線分法で求めた。この場合、長手方向については、幅方向に15mm間隔の200mm長さを3箇所、幅方向については、長手方向に50mm間隔の60mm長さを5箇所測定し、それぞれ、平均した。

3. 実験結果

3・1 二次再結晶

Fig. 1 に、歪取焼鈍後の試料のマクロ組織を示す。Sn無添加を300°Cで時効したときには細粒となった。他の条件では二次再結晶が生じた。

Fig. 2 に、試料の圧延方向(長手方向)および板面に平行で圧延方向に垂直な方向(幅方向)における二次再結晶粒の平



Specimen (a)~(c)A, (d)~(f)B (with Sn)
Inter-pass aging in cold rolling
(a)(d) Without (b)(e) 200°C×10min, 10times
(c)(f) 300°C×10min, 10times

Fig. 1. Macrostructures of specimens after final annealing.

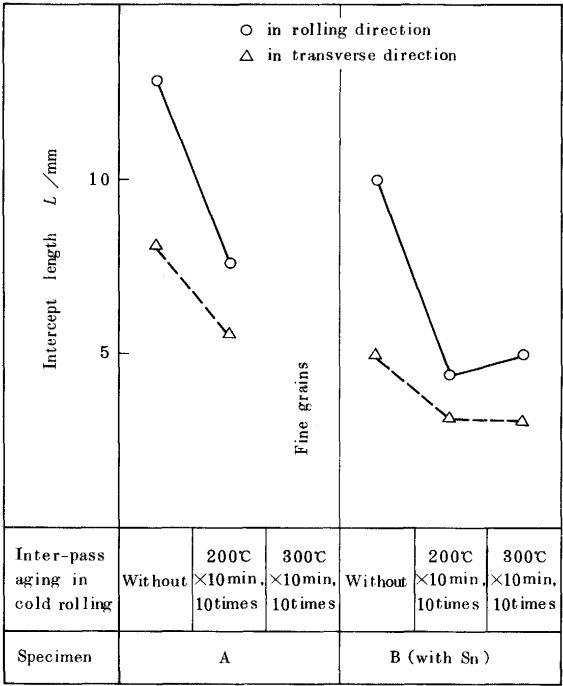


Fig. 2. Average sizes of secondarily recrystallized grains (measured in rolling direction and in transverse direction by intercept method).

均粒径(粒径)を示す。粒径は、全般に、幅方向より長手方向の方が大きい。

Sn無添加材：200°C時効により粒径は小さくなる。この減少代は、幅方向より長手方向の方が大きい。

Sn添加材：Sn添加によって粒径は減少する。Sn添加材に時効処理を付与すると、粒径はさらに減少する。

3・2 磁気特性

Fig. 3 に、磁化力800A/mにおける磁束密度(B₈; T)および周波数50Hz、磁束密度1.7Tにおける鉄損(W_{17/50}; W/kg)を示す。

Sn無添加材：200°C時効を行うと、磁束密度がやや低下し、

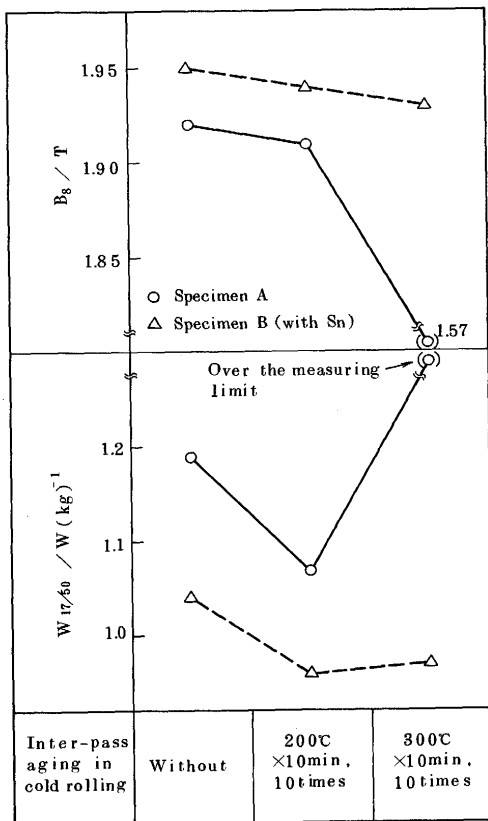


Fig. 3. Magnetic properties for specimens after stress-relief annealing.

鉄損が低減する。300°C時効では、磁束密度は著しく低下し、鉄損は著しく増大する。

Sn添加材：Sn添加材では、Sn無添加材にくらべ、全般に、磁束密度が高く、鉄損が低い。磁束密度は、時効処理を付与すると低下する。鉄損は、200°C時効では低減するが、300°C時効では200°C時効よりもやや増大する。

3・3 硬度

Fig. 4に、熱延板焼鈍後および冷延後の試料について、L断面の板厚中心部におけるビッカース硬度を示す。Sn無添加材にくらべSn添加材の方が硬度が高い。冷延後では、無時効から200°C時効さらに300°C時効の順に硬度は増大する。

3・4 冷延後の集合組織

Fig. 5に、冷延後の試料について、表面下板厚の1/4部分の板面平行面における主要面の極密度を示す。

Sn無添加材：無時効にくらべ200°C時効では、{110}、{210}および{310}が増加し、{111}および{100}が減少する。200°C時効にくらべ300°C時効では、{110}、{210}および{111}が増加し、{310}および{100}が減少する。

Sn添加材：Sn無添加材にくらべ、{210}が多い以外は、何れの方角もやや少ない。時効による集合組織の変化については、200°C時効にくらべ300°C時効で{310}および{100}が増加する以外は、Sn無添加材とほぼ同じ傾向を示す。

3・5 脱炭焼鈍後の結晶粒径

Fig. 6に、脱炭焼鈍(一次再結晶焼鈍)後の試料のL断面に

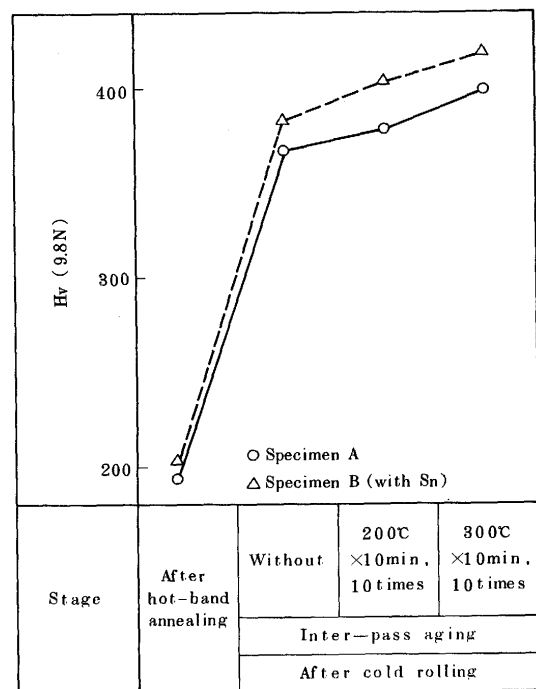


Fig. 4. Hardnesses of specimens after hot-band annealing and after cold rolling (measured at 7 midthickness points on longitudinal section and averaged).

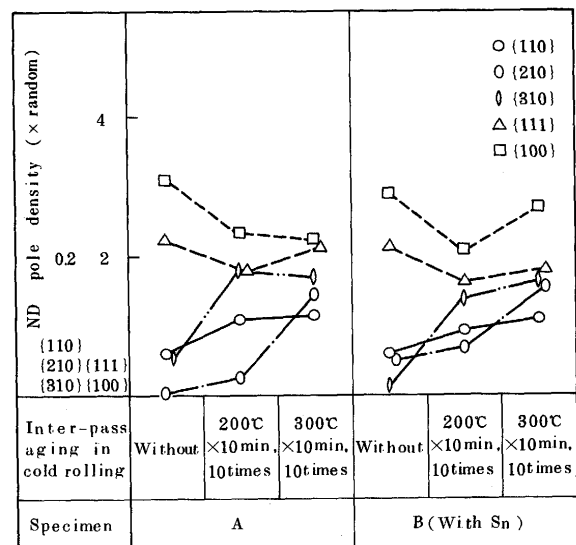


Fig. 5. Pole densities for specimens after cold rolling (1/4×thickness).

における、結晶粒の平均粒径(粒径)を示す。Sn無添加材にくらべSn添加材では、粒径が小さい。粒径は、無時効の場合に最も大きく、200°C時効の場合に最も小さい。

3・6 脱炭焼鈍後の集合組織

Fig. 7に、脱炭焼鈍後の試料について、表面下1/4×板厚部の板面平行面における主要面の極密度を示す。

Sn無添加材：無時効にくらべ200°C時効では、{110}、{210}および{310}が増加し、{111}および{100}が減少する。200°C時効にくらべ300°C時効では、{100}が増加し、{110}およ

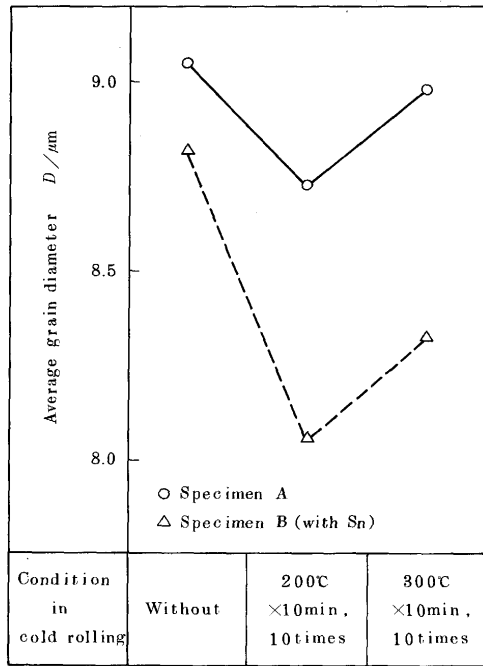


Fig. 6. Average sizes of recrystallized grains for specimens after decarburizing annealing (measured in longitudinal section by image analysis method).

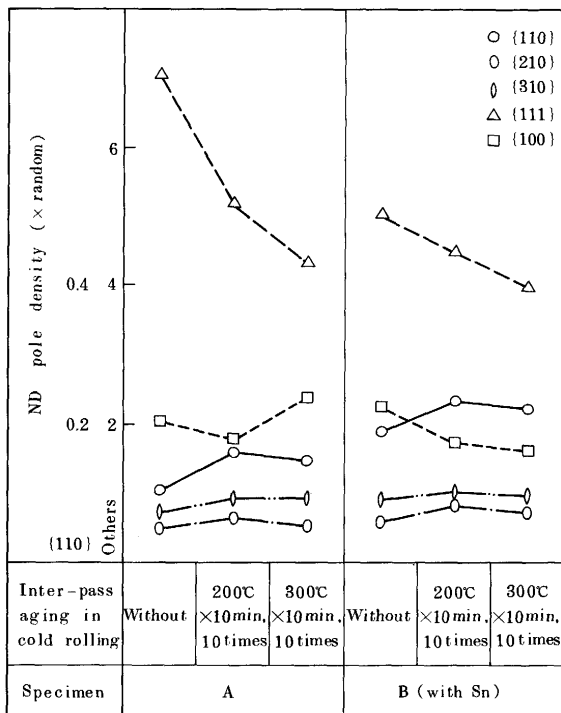


Fig. 7. Pole densities for specimens after decarburizing annealing ($1/4 \times$ thickness).

び{210}がやや減少し,{111}が減少し,{310}は変化しない。

Sn添加材: Sn無添加材にくらべ,{110}が多く,{210}および{310}がやや多く,{111}が少ない,時効処理による集合組織の変化は,Sn無添加材と類似の傾向を示す。

Fig. 8に, Fig. 7における{110}極密度と{111}極密度の積を示す。Sn添加材の積の値は,Sn無添加材のそれにくらべ

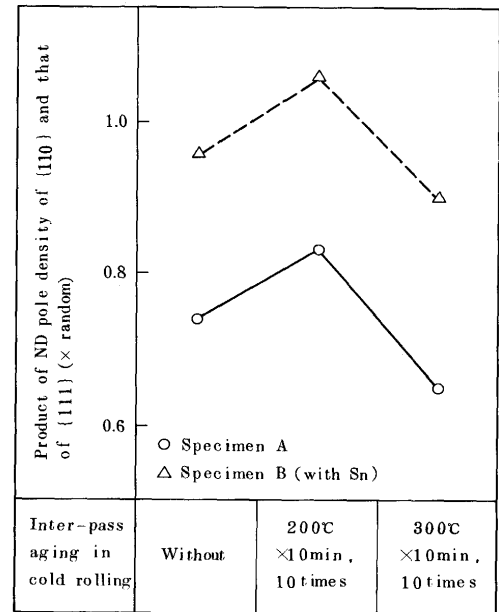


Fig. 8. Products of ND pole density of {110} and that of {111} for specimens after decarburizing annealing ($1/4 \times$ thickness).

て大きい。200°C時効で最も大きく,300°C時効で最も小さい。

3・7 析出物

Fig. 9に,各工程における無時効材のMnS析出量を示す。熱延後から熱延板焼鈍後さらに脱炭焼鈍後まで,順次,MnS量は増大する。Sn無添加材にくらべSn添加材では,MnS量が多い。両者におけるMnS量の差は,熱延後より,熱延板焼鈍後および脱炭焼鈍後で拡大する。

Fig.10に,各工程における無時効材のAlN析出量を示す。Sn無添加材にくらべSn添加材では,各工程において,AlN量がやや少ない。AlN量は,熱延後にくらべ熱延板焼鈍後で著しく増加し,さらに,脱炭焼鈍後でやや増加する。

Fig.11に,無時効材について,脱炭焼鈍後の表面下の板厚の $1/4$ 部分における析出物の分散状況を,透過電子顕微鏡で

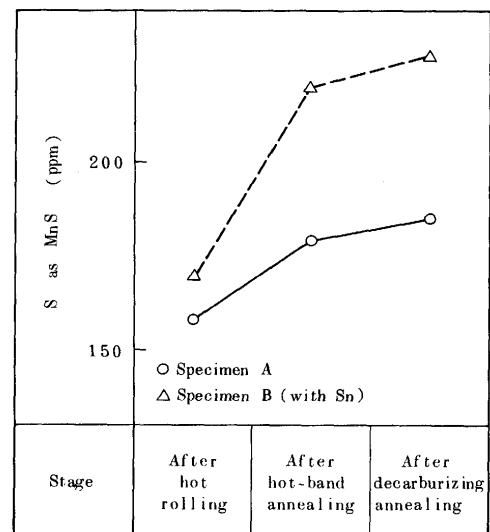


Fig. 9. Contents of MnS in specimens in each stage.

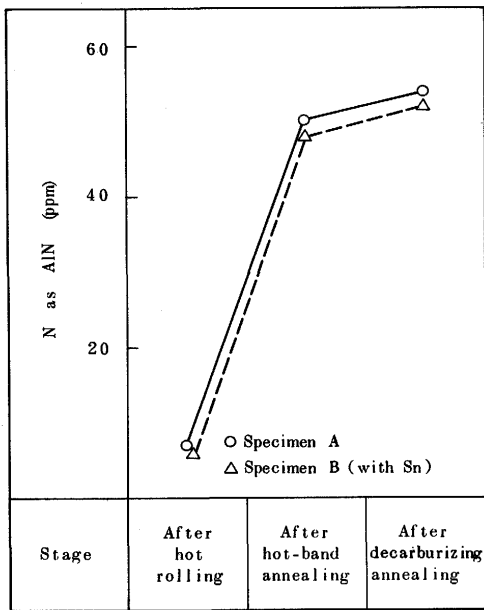


Fig. 10. Contents of AlN in specimens in each stage.

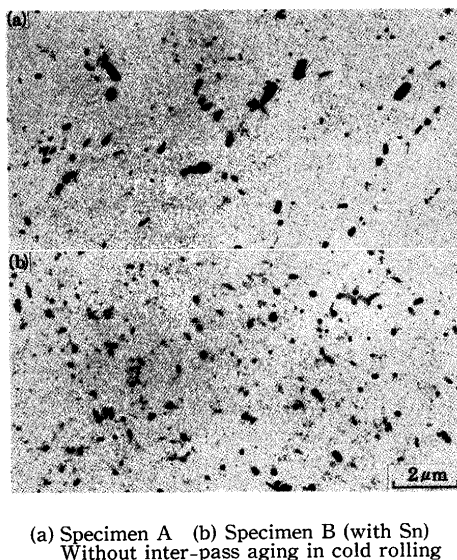


Fig. 11. Dispersions of Precipitates in specimens after decarburizing annealing ($1/4 \times$ thickness).

観察した代表例を示す。Sn無添加材に比べSn添加材では、析出物の分散が微細均一である。

なお、時効材についてもMnS析出量、AlN析出量および析出物の分散状況を調査したが、無時効材の場合と同様の結果であった。

4. 考察

4・1 二次再結晶 (Fig. 1, Fig. 2)

一方向性電磁鋼板の二次再結晶には、一次再結晶の粒径、集合組織⁹⁾およびインヒビター⁹⁾が重要である。一次再結晶粒は、平均粒径が小さいほど、比較的大きいGoss核や成長

過程の粗大Goss粒に食われやすい¹⁰⁾。Goss方位の二次再結晶組織を得るためには、成長して粗大なGoss粒となるべきGoss核と、Goss核に食われやすい方位のマトリックスが必要である。 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位はGoss方位と板面に平行で圧延方向に垂直な軸 (TD軸) 回りに約 35° の回転関係にあり、Brandon¹¹⁾の対応方位 $\Sigma 9$ に近く、Goss方位に食われやすい方位として知られている¹²⁾¹³⁾。インヒビターが一次再結晶マトリックス粒の粒成長を抑制するなかで、比較的粒径の大きいGoss核がマトリックス粒を食って成長し、粗大なGoss方位粒からなる二次再結晶組織が形成される⁸⁾。この場合、インヒビターとしての析出物は、体積分率が大きく、サイズが小さいほど粒界移動抑制力が大きい¹⁴⁾。これらの既知の知見と対比しながら、以下に、本実験における二次再結晶結果について考察する。

Sn無添加材：Sn無添加材では、 300°C 時効では二次再結晶せず全面細粒になった。一次再結晶の粒径については、無時効より 300°C 時効の方が小さかった (Fig. 6)。この点からは、 300°C 時効で二次再結晶しなかったことは説明できない。一次再結晶集合組織において、 300°C 時効で $\{111\}$ が最も少なく (Fig. 7)、 $\{110\}$ 極密度と $\{111\}$ 極密度の積が最も小さかった (Fig. 8)。 $\{111\}$ が少ない場合、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ も少なく、 $\{110\}$ 極密度と $\{111\}$ 極密度の積が小さい場合、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 極密度と $\{111\} \langle 112 \rangle$ 極密度の積も小さいと考え、 300°C 時効では、Goss核に食われやすい方位粒が最も少なく、Goss核とGoss核に食われやすい方位粒の遭遇チャンスが最も少ないと考えられる。この意味において、 300°C 時効の場合、二次再結晶が起こりにくいと考えられる。無時効にくらべ 200°C 時効で二次再結晶の粒径が減少した。また、無時効にくらべ 200°C 時効の方が、一次再結晶集合組織において $\{110\}$ が多かった。 $\{110\}$ が多い場合に $\{110\} \langle 001 \rangle$ も多いと考えれば、 200°C 時効による二次再結晶粒の細粒化は、Goss核の富化と関連づけて理解される。谷野ら¹⁵⁾は、時効処理により二次再結晶粒が細粒化するのは、時効処理により一次再結晶集合組織において $(210)[001] \sim (120)[001]$ が増加し、これらの方位が二次再結晶においても継承され、TD軸方向に小傾角で接し合う二次再結晶粒が形成されるためであろうと考察している。この考察により、幅方向の粒径の減少について理解できる。本実験においても、無時効にくらべ 200°C 時効では、一次再結晶集合組織において $\{210\}$ および $\{310\}$ が増加しており (Fig. 7)、本実験結果は、この考察に符合しているといえる。ただし、時効処理による二次再結晶粒径の減少量が幅方向より長手方向の方が大きい点については、この考察からは理解しにくく、今後の検討が必要である。

Sn添加材： 300°C 時効についてSn無添加材と比較すると、一次再結晶の粒径が小さく (Fig. 6)、一次再結晶集合組織において $\{110\}$ が多く (Fig. 7)、 $\{110\}$ 極密度と $\{111\}$ 極密度の積が大きく (Fig. 8)、MnS含有量が多く (Fig. 9)、析出物の分散が微細均一である (Fig. 11)。これらの傾向は、何れも二

二次再結晶を容易化する方向と考えられる。これらの要因が複合的に作用して、300°C時効において、Sn無添加材では二次再結晶しなかったにもかかわらず、Sn添加材では100%二次再結晶したものと考えられる。また、Snは、粒界偏析型元素として知られており¹⁶⁾、Sn自体が二次再結晶に影響を及ぼすことも考えられる。

Sn添加材の二次再結晶の粒径は、何れの時効条件においてもSn無添加材にくらべ小さい。これは、一次再結晶集合組織において、何れの時効条件においてもSn無添加材より{110}、{210}および{310}が多い(Fig. 7)ことと対応していると考えられる。無時効にくらべ200°C時効では、二次再結晶粒が細粒化した。200°C時効付与による細粒化の傾向と一次再結晶集合組織における{110}、{210}および{310}の変化の傾向との対応については、Sn無添加材の場合とほぼ同様である。200°C時効にくらべ300°C時効では、二次再結晶の粒径は変わらないか、やや増大した。一次再結晶集合組織において、200°C時効にくらべ300°C時効では、{110}、{210}および{310}は、ほとんど変わらないか、むしろ減少している(Fig. 7)。先にみたごとく、二次再結晶粒径の変化の傾向とこれら一次再結晶集合組織の変化の傾向は、対応していると考えられる。

4・2 磁気特性(Fig. 3)

磁束密度：Sn無添加材にくらべSn添加材では、磁束密度が向上した。Barisoniら¹⁷⁾は、熱延板焼鈍後に急冷すると、一次再結晶集合組織の{110}が増加し、磁束密度が高くなると報告している。本実験においても、Sn添加により一次再結晶集合組織において{110}が増加することから、上記の報告と類似の傾向として理解される。100%二次再結晶している範囲で、時効処理により、磁束密度はやや低下した。松本ら⁹⁾は、時効処理により磁束密度が高くなると報告している。本実験結果は、この報告と逆の傾向を示している。なお、Sn無添加材の300°C時効における磁束密度の著しい低下は、Goss方位でない細粒の発生(Fig. 1)による。

鉄損：Sn添加および時効処理により鉄損が低減した。Sn添加材に時効処理を行うとさらに鉄損が低減した。Sn添加による鉄損の低減は磁束密度の向上と二次再結晶粒の細粒化(Fig. 2)によるものであり時効処理による鉄損の低減は二次再結晶粒の細粒化によるものと考えられる。一方向性電磁鋼板は、磁束密度が高いほど、粒径が小さいほど、鉄損が低減することをLittmann⁴⁾は報告している。本実験結果は、この報告と符合している。なお、Sn無添加材の300°C時効における鉄損の著しい増大は、Goss方位でない細粒の発生(Fig. 1)による。

4・3 一次再結晶の粒径(Fig. 6)

一次再結晶の粒径は、Sn無添加材にくらべSn添加材で減少し、無時効にくらべ200°C時効で減少した。この理由として、Sn添加あるいは200°C時効の場合に冷延後の硬度が増大する(Fig. 4)ことから、冷延中に格子欠陥が増加し、引き続

く、脱炭焼鈍において、再結晶の核が増加することが考えられる。200°C時効にくらべ300°C時効では、冷延後の硬度はさらに増大するにもかかわらず、一次再結晶の粒径は増大した。この原因については現状では不明であり、今後の検討が必要である。Sn添加により一次再結晶の粒径が減少する理由としては、上記の外に、Sn添加による、MnS析出量の増加(Fig. 9)、析出物の微細均一化(Fig. 11)、さらに、Snの粒界偏析による粒成長抑制作用の増大が考えられる。

4・4 一次再結晶集合組織(Fig. 7)

時効処理により、一次再結晶集合組織において{110}、{210}および{310}が増加し、{111}が減少した。これは、時効処理により試料表面部に{110}～{120}が増加するという松本ら⁹⁾の報告と類似の傾向であり、時効処理の特徴について、非常に強い{111}強度とかなり弱い{110}強度を挙げているTaninoら¹⁸⁾の報告と一致せず、時効処理により{111}が減少するという原勢ら¹⁹⁾の報告と同じ傾向といえる。

Sn添加により、{110}、{210}および{310}が増加し、{111}が減少した。Sn添加材に時効処理を行うと、特に、{110}が増加した。小松ら²⁰⁾は、Cuを含有するSi鋼について、Sn添加により、一次再結晶後に、{110}、{210}および{111}が増加すると報告している。本実験材にはCuを含有していないが、本実験結果は、Sn添加により{110}および{210}が増加する点でこの報告と一致し、{111}が減少する点でこの報告と逆の傾向を示している。一次再結晶集合組織と冷延集合組織(Fig. 5)を比較すると、時効処理による{110}、{210}および{310}の増加、{111}の減少、および、Sn添加による{111}の減少については、両者で傾向がほぼ共通している。その他の方位については、両者の間の対応は明確でない。

4・5 析出物(Fig. 9～Fig. 11)

著者ら²¹⁾²²⁾は、先に、一回冷延法一方向性電磁鋼板について、Sn等の添加により脱炭焼鈍後の析出分散相が微細均一化すると報告した。小松ら²⁰⁾は、同じく、Cuを含む材料について、Sn添加により熱延後および熱延板焼鈍後において微細な硫化物の数が増加し、これが、脱炭焼鈍後まで継承されると報告している。本実験において、Cu等を含有しない材料について、Sn添加により、熱延後のMnS析出量が増加し、熱延板焼鈍後および脱炭焼鈍後のMnS析出量がさらに増加し、脱炭焼鈍後の析出分散相が微細均一化することが明らかになった。

5. 結言

Sn添加有無の材料について、一回冷延法一方向性電磁鋼板の二次再結晶に及ぼす冷延時効処理の影響を調査し、次の結論を得た。

(1) Sn無添加材の場合、無時効および200°C時効では、100%二次再結晶するが、300°C時効では、二次再結晶せず全面細粒となった。これは、無時効および200°C時効にくらべ

300°C時効では、一次再結晶集合組織において、{111}が減少し、{110}極密度と{111}極密度の積が減少することから、Goss核に食われ易い方位粒が減少し、Goss核とGoss核に食われ易い方位粒との遭遇チャンスが減少するためと考えられる。

Sn添加材の場合、無時効、200°C時効および300°C時効の何れの場合も100%二次再結晶した。Sn添加により、一次再結晶粒の平均粒径が減少した。一次再結晶集合組織において{110}が増加し、{111}は減少するが、{110}極密度と{111}極密度の積が増大した。このことから、Goss核とGoss核に食われ易い方位粒の遭遇チャンスが増大すると推定される。また、脱炭焼鈍後においてMnS析出量が増加し、析出分散相が微細均一化した。これらの要因が重なって、300°C時効の場合、Sn無添加材では二次再結晶しなかったにもかかわらず、Sn添加材では100%二次再結晶したものと考えられる。

(2) Sn添加材に冷延時効処理を行うと、二次再結晶粒は細粒化される。これは、この場合に、一次再結晶集合組織において{110}が増加することと符合しており、Goss核の著しい増加によるものと考えられる。Sn無添加材に比べSn添加材では、磁束密度が高く、Sn添加材に時効処理を行うと、上記の二次再結晶粒の細粒化とあいまって、著しく鉄損が低減する。

文 献

- 1) 田口 悟：日本金属学会会報，13(1974)，p.49
- 2) N. P. Goss: U. S. Patent 1,965,559, (1934)
- 3) R. M. Bozorth: Trans. Am. Soc. Met., 23(1935), p.1107
- 4) M. F. Littmann: J. Appl. Phys., 38(1967), p.1104
- 5) 松本文夫，黒木克郎，高嶋邦秀：日本金属学会第81回講演大会概要集，(1977)，p.339
- 6) 田口 悟，坂倉 昭，高嶋弘教：日本特許，特公昭40-15644
- 7) 高嶋邦秀，松本文夫，田中 収，黒木克郎：特開昭53-134722
- 8) C. G. Dunn: Acta Metall., 1 (1953), p.163
- 9) J. E. May and D. Turnbull: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p.769
- 10) M. Hillert: Acta Metall., 13(1965), p.227
- 11) D. G. Brandon, B. Ralph, S. Ranganathan and M. S. Wald: Acta Metall., 12(1964), p.813
- 12) J. W. Flowers and A. J. Heckler: IEEE Trans. Magn., MAG-12(1976), p.846
- 13) M. Shinozaki, I. Matoba, T. Kan and T. Gotoh: Trans. Jpn. Inst. Met., 19(1978), p.85
- 14) C. Zener: Quoted by C. S. Smith, Trans. Metall. Soc. AIME, 175(1948), p.15
- 15) 谷野 満，松尾宗次，進藤卓嗣，酒井知彦，松本文夫：鉄と鋼，67(1981)，p.579
- 16) M. P. Seah: Surf. Sci., 53(1975), p.168
- 17) M. Barisoni, M. Barteri and R. R. Bitti: IEEE Trans. Magn., MAG-11(1975), p.1361
- 18) M. Tanino, M. Matsuo, T. Shindo, T. Sakai and F. Matsumoto: 6th International Conference of Textures of Materials, (1981), p.938
- 19) 原勢二郎，黒木克郎，清水 亮，和田敏哉：鉄と鋼，70(1984)，p.416
- 20) 小松 肇，進藤卓嗣，松本文夫，谷野 満：鉄と鋼，70(1984)，p.417
- 21) S. Nakashima, K. Takashima, K. Kuroki and M. Harada: IEEE Trans. Magn., MAG-18(1982), p.1511
- 22) 中島正三郎，和田敏哉，黒木克郎，岩山健三：鉄と鋼，69(1983)，S601