

一回冷間圧延法一方向性電磁鋼板の二次再結晶に及ぼすインヒビターの影響

中島正三郎*・高嶋 邦秀*・原勢 二郎*

Effect of Inhibitor on Secondary Recrystallization of Grain-oriented Electrical Steel Produced by Single-stage Cold Rolling Process

Shozaburo NAKASHIMA, Kunihide TAKASHIMA and Jiro HARASE

Synopsis:

A study has been made on the effect of inhibitors on the secondary recrystallization of the grain-oriented electrical steel produced by the single-stage cold rolling process.

(1) The specimen with MnS doesn't secondary-recrystallize at all. One with AlN partially does. Another with MnS and AlN completely does.

(2) For secondary recrystallization of Goss texture, the specimen with MnS and AlN has such following advantageous features as (a), (b) and (c) as compared with the specimen with MnS, and as (b) and (c) as compared with the specimen with AlN.

(a) Strong effect of inhibition on the boundary migration of primary grains during the heating period of final annealing.

(b) Small average size of primary grains.

(c) Strong densities of {110} and {111} poles in primary texture. That is, probably, abundant Goss nuclei and the texture easy to be consumed by Goss oriented grains.

Key words: single-stage cold rolling process; electrical steel; grain-oriented Si steel; secondary recrystallization; inhibitor.

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 3 mass% 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二次再結晶については、一次再結晶の組織、集合組織⁴⁾ とともにインヒビター⁵⁾ が重要である。インヒビターとしては、硫化物、セレン化物、窒化物等の析出物や Sb 等の粒界偏析型元素が数多く知られている¹⁾。一回冷間圧延 (冷延) 法一方向性電磁鋼板⁶⁾ には主として MnS および AlN がインヒビターとして活用される。一回冷延法一方向性電磁鋼板の二次再結晶に及ぼすこれら析出物の影響については、これまでに一、二の報告⁷⁾⁸⁾ があるが、いずれも、工程条件や試料成分

の影響が重複しており、必ずしもインヒビターの影響が十分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製造工程における MnS および AlN の挙動とこれらの一次再結晶および二次再結晶に及ぼす影響を明らかにすることである。

2. 実験方法

Table 1 に示す成分を含有する鋼を真空溶解し、Table 2 に示す実験条件で各工程を処理した。処理後、磁化力 800 A/m における磁束密度 (B_8 ; T) を測定した。測定後の試料の表面酸化膜を酸洗して除去し、マクロ組織を観察した。

熱間圧延 (熱延) 後、熱延板焼鈍後、脱炭焼鈍後および仕上げ焼鈍昇温過程の試料について、適宜、析出物、成分組織および集合組織を調査した。

MnS の含有量は、試料の板厚中央部 (1/2 × 板厚) か

Table 1. Chemical compositions.

Chemical compositions (mass%)						
Specimen	C	Si	Mn	S	sol. Al	N
(A)	0.065	3.02	0.075	0.0003	0.0003	0.0007
(B)	0.065	3.04	0.074	0.023	0.0003	0.0008
(C)	0.067	2.97	0.073	0.0006	0.0282	0.0103
(D)	0.062	3.05	0.076	0.025	0.0270	0.0089

Table 2. Experimental procedures.

- (1) Melting : 300 kg vacuum furnace → 50 kg ingots
- (2) Slab making : 1 250°C × 60 min → 40 mm (*t*)
- (3) Hot rolling : Heating 1 350°C × 90 min
Extraction (1 350°C) → Start of rolling (1 300°C); 40 s
Rolling (40 → 2.3 mm in 6 passes, 1 300 → 1 100°C); 20 s
Cooling in shower (1 100 → 550°C); 5 s
Cooling in natural air (550°C → RT)
- (4) Hot-band annealing : 1 120°C × 120 s → Air cool to 900°C → 100°C water quench
- (5) Cold rolling : 2.3 → 0.285 mm (*t*)
Aging : 250°C × 10 min × 5 times (1.6, 1.2, 0.8, 0.6, 0.4) mm (*t*)
- (6) Decarburizing annealing : 75 vol% H₂ + 25 vol% N₂,
Dew point 63°C, 850°C × 210 s
- (7) MgO coating : 95 mass% MgO + 5 mass% TiO₂
- (8) Final annealing : <Heating> 85 vol% H₂ + 15 vol% N₂,
15°C/h <Soaking> H₂, 1 200°C × 20 h
- (9) Sizing for SST : → 60 mm (*w*) × 300 mm (*l*)
- (10) Stress-relief annealing : 850°C × 4 h

ら採取したサンプルを定電位電解法により溶解し、ろ過し、残さを HCl と HNO₃ の混合溶液で溶解し、ろ過し、ろ過液の Mn 含有量を ICP 法で定量して求めた。

AIN の含有量は、試料の全厚から採取したサンプルをヨウ素メタノール溶液で溶解し、ろ過し、残さを NaOH 溶液で溶解し、ろ過し、ろ過液の Al 含有量を ICP 法で定量して求めた。

析出物の分散状況は、板厚中心層の板面平行面につき地金を Selective Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution Method (SPEED 法) により電解し、析出物をレプリカにとり、透過電子顕微鏡で観察した。

成分含有量は、試料の全厚から採取したサンプルを分析して求めた。

ミクロ組織については、板面に垂直で圧延方向に平行な面 (L 断面) を光学顕微鏡で観察した。平均結晶粒径は、L 断面の板厚方向全厚につき線分法で求めた。

集合組織については、板厚方向各部の板面平行面における主要面の極密度を測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 析出物

3.1.1 MnS および AlN の含有量

Fig. 1 に、各工程における MnS および AlN の含有量を示す。

(1) MnS (試料 B, 試料 D)

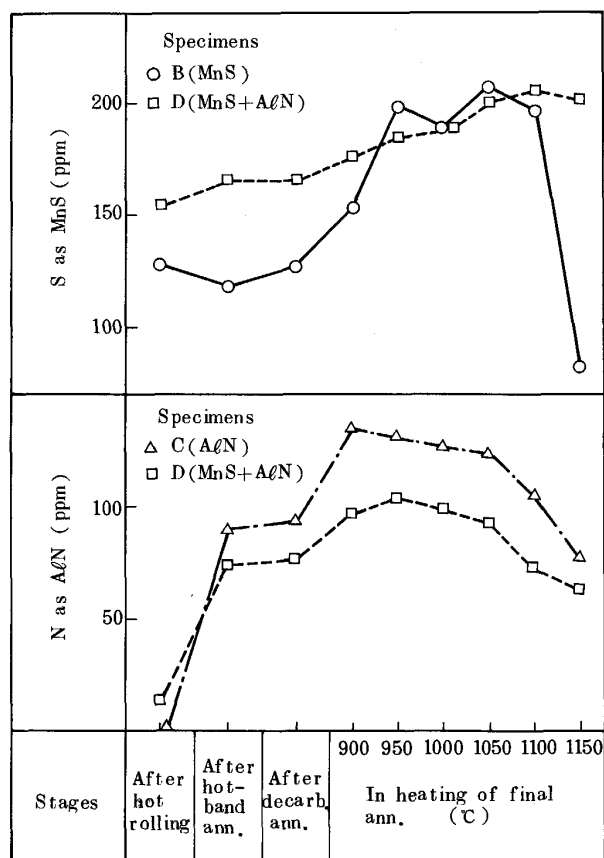


Fig. 1. Concentrations of MnS and AlN in each stage.

全般に、熱延後から脱炭焼鈍後までは変化が少なく、仕上げ焼鈍昇温過程の前半に増加し、後半で減少する傾向が認められる。試料 B にくらべ試料 D では、熱延後から仕上げ焼鈍昇温過程 900°C まで多く、950°C ~ 1 050°C でわずかに少なく、1 100°C 以上で多い。

WRIEDT⁹⁾ によれば、3 mass% Si 鋼における MnS の溶解度積は、 $\log \{(\text{Mn mass\%}) \times (\text{S mass\%})\} = -10590/T(\text{K}) + 4.092$ で表される。上式から、試料 B (Mn; 0.074, S; 0.023 mass%) および試料 D (Mn; 0.076, S; 0.025 mass%) における MnS の完全溶体化温度はそれぞれ 1 271°C および 1 281°C と計算される。1 350°C で均熱 90 min のスラブ加熱で、MnS は、大部分が溶体化していると考えられる⁹⁾。熱延において、素材の S 含有量に対し試料 B で 56%, 試料 D で 62% の S が MnS として析出している。熱延後で、試料 B にくらべ試料 D で MnS が多い理由の一つとして、試料 B より試料 D の方が Mn および S の含有量が多いことが考えられる。Mn および S の含有量が多い場合、析出開始温度が高く、熱延中に析出する MnS の量が多いと考えられる。また、Al 添加によって生じる Al₂O₃ や、熱延中に析出する AlN が MnS の析出を促進すること

も考えられるが、これらの点については、今後の検討が必要である。

(2) AlN (試料 C, 試料 D)

全般に、熱延後で少なく、熱延板焼鈍後で著しく増加し、脱炭焼鈍後でわずかに増加し、仕上げ焼鈍昇温過程初期に増加し、その後減少する傾向が認められる。試料 C にくらべ試料 D では、熱延後で多く、熱延板焼鈍後以降少ない。

岩山ら¹⁰⁾によれば、3 mass%Si 鋼における AlN の溶解度積は、 $\log \{(\text{Al mass\%}) \times (\text{N mass\%})\} = -10.062/T(\text{K}) + 2.72$ で表される。上式から、試料 C (sol. Al; 0.0282, N; 0.0103 mass%) および試料 D (sol. Al; 0.0270, N; 0.0089 mass%) における AlN の完全溶体化温度はそれぞれ 1335°C および 1314°C と計算される。1350°C で均熱 90 min のスラブ加熱で、AlN は、大部分が溶体化していると考えられる。

熱延中に、AlN は、試料 C ではほとんど析出せず、試料 D では素材の N 含有量 (初期 N) の 16% が AlN として析出している。試料 C にくらべ試料 D の方が、

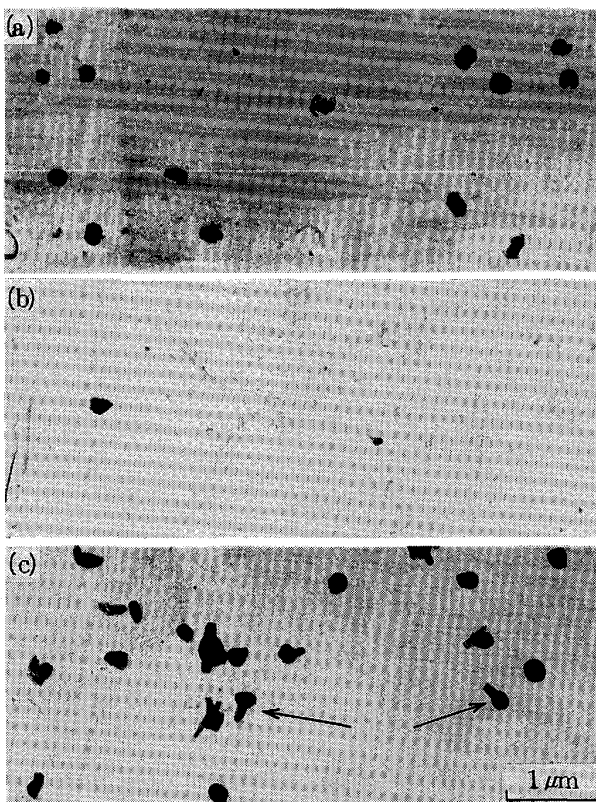
sol. Al および N 含有量が少なく AlN の析出開始温度が低いと考えられるにもかかわらず、熱延後で AlN 含有量が多いのは、後述のごとく熱延中に先に析出した MnS が核となり AlN の析出を促進する (Photo. 4) ためと考えられる。

熱延板焼鈍において初期 N に対し試料 C では 87%、試料 D では 83% までの N が AlN として析出している。試料 C にくらべ試料 D で N as AlN の析出割合および析出の絶対量が少ないのは、sol. Al および N の含有量が少ないためと考えられる。

仕上げ焼鈍昇温過程初期において AlN が増加するのは、雰囲気からの吸窒により新たな AlN が形成されるためである¹¹⁾。この場合、試料 C にくらべ試料 D で AlN の増加が少ないのは、後述のごとく試料 C にくらべ試料 D の方が吸窒量が少ない (Fig. 2) ためと考えられる。

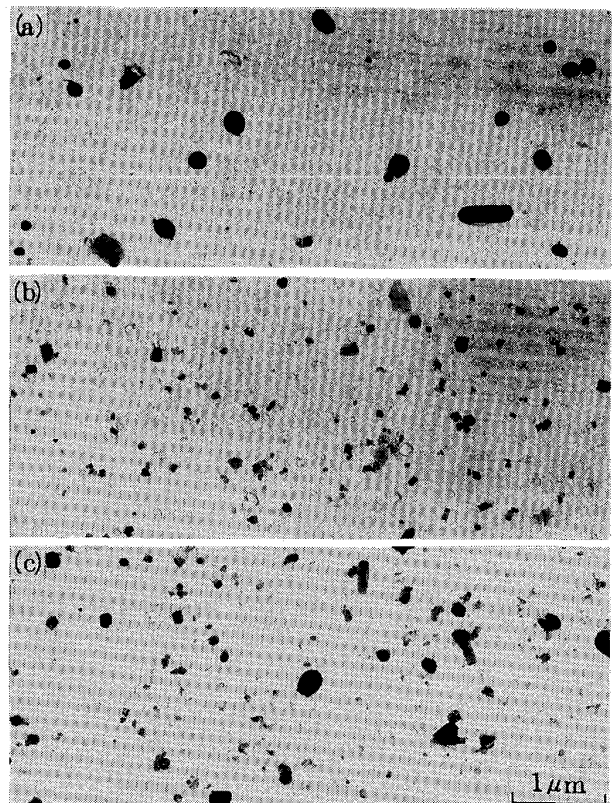
3.1.2 析出物の分散

Photo. 1 に、熱延後における析出物の分散状況の観察例を示す。試料 B では、粒状の析出物がみられる。



(a) Specimen B (MnS)
(b) Specimen C (AlN)
(c) Specimen D (MnS + AlN)

Photo. 1. Dispersions of precipitates after hot rolling (1/2×thickness).



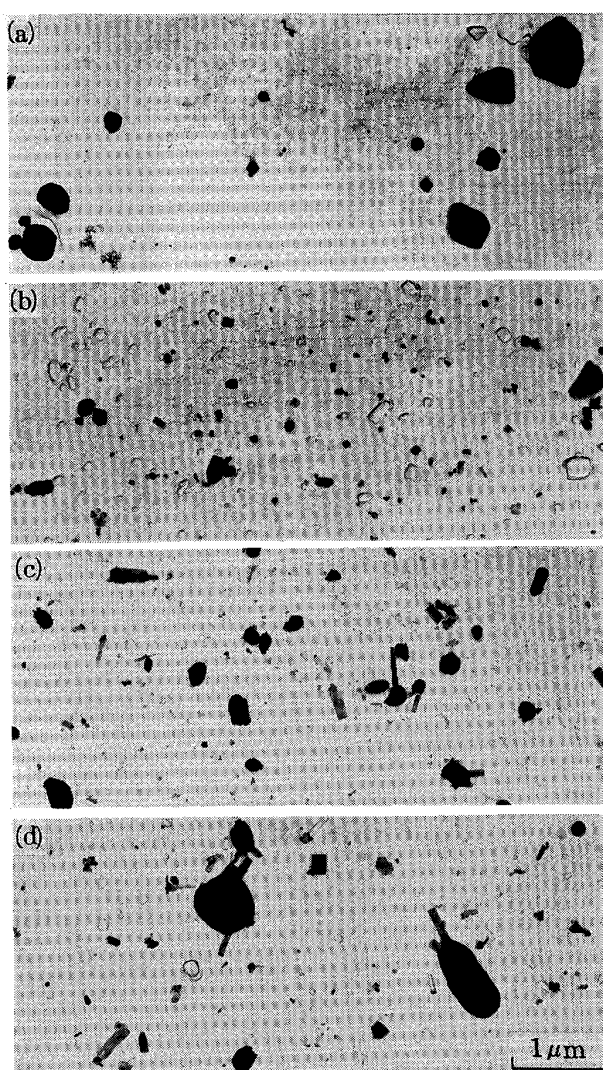
(a) Specimen B (MnS)
(b) Specimen C (AlN)
(c) Specimen D (MnS + AlN)

Photo. 2. Dispersions of precipitates after decarburizing annealing (1/2×thickness).

試料 C では、析出物はごく稀にしか認められない。試料 D では、試料 B と同様な粒状の析出物の外に、粒状の析出物に角型の析出物が付着した複合析出物がみられる (→で示す)。

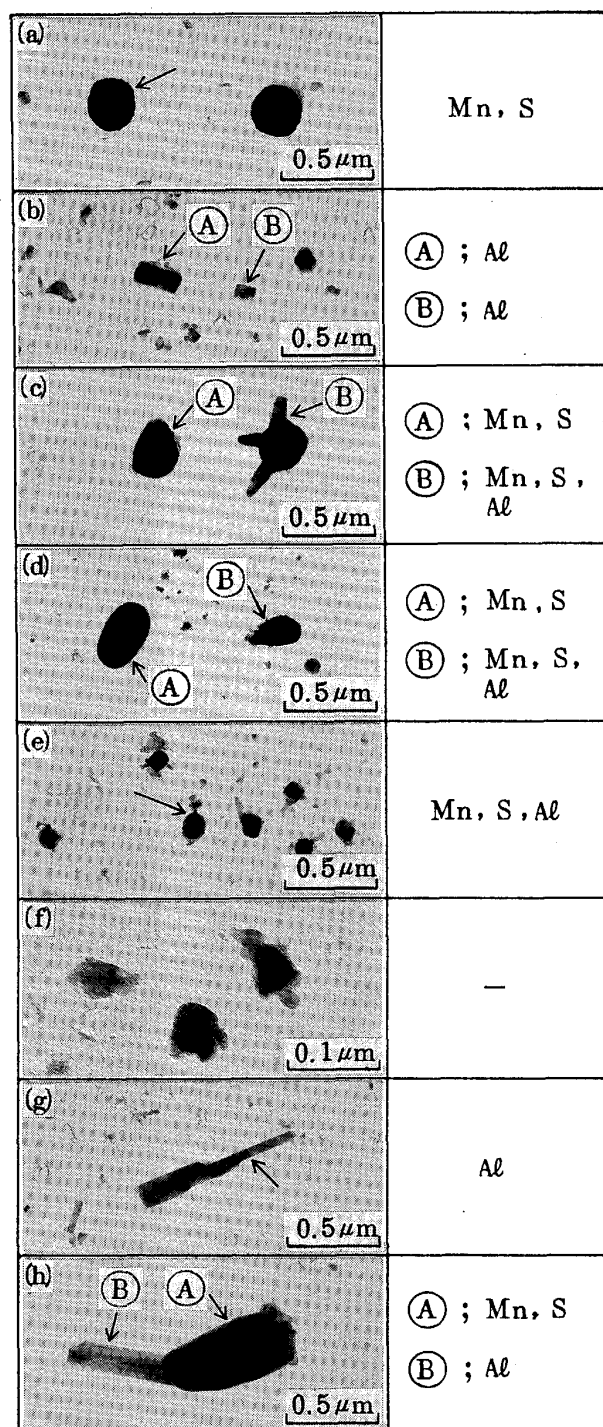
Photo. 2 に、脱炭焼鈍後における析出物の分散状況の観察例を示す。試料 B では、熱延後と大差ない。試料 C では、角型の微細析出物が多く認められる。試料 D では、熱延後の析出物に加え種々の型の微細析出物が新たに析出している。

Photo. 3 に、仕上げ焼鈍昇温過程における析出物の分散状況の観察例を示す。全般に、脱炭焼鈍後にくらべ



- (a) Specimen B (MnS) : 1050 °C
 (b) Specimen C (AlN) : 1050 °C
 (c) Specimen D (MnS+AlN) : 900 °C
 (d) Specimen D (MnS+AlN) : 1050 °C

Photo. 3. Dispersions of precipitates in heating of final annealing (1/2×thickness).



- (a) Specimen B hot-rolled
 (b) Specimen C decarb.-annealed
 (c)~(h) Specimen D
 (c) hot-rolled
 (d)~(f) decarb.-annealed
 (g), (h) interrupted on heating during final annealing (at 1050 °C)

Photo. 4. Chemical components of typical precipitates; EDX.

析出物の粗大化傾向が認められる¹¹⁾¹²⁾。

Photo. 4 に、各工程における代表的析出物の EDX による元素同定結果を示す。試料 B における熱延後の析出物について、Mn と S が検出された。同一試料の化学分析で MnS が確認されており (Fig. 1)，この析出物は MnS とみられる。試料 C における脱炭焼鈍後の析出物について、Al が検出された。本装置では、N の分析はできないが、同一試料の化学分析で AlN が確認されており (Fig. 1)，この析出物は AlN とみられる。試料 D における熱延後の析出物については、粒状のものは MnS で、角型の突起物は AlN とみられる。脱炭焼鈍後の析出物については、0.2~0.3 μm 程度の粒状のものは MnS，これらに付着している角型のものは AlN とみられる。0.1 μm 程度のものは MnS と AlN の複合析出物とみられる。0.05 μm 程度の微細なものは分析できなかった。これらの析出物において、倍率をあげて観察すると、複合析出物の形態を示すものが多い。仕上げ焼鈍昇温過程 1050°C においては、AlN とみられる粗大な棒状析出物や MnS と AlN の複合析出物とみられる粗大なものが認められる。複合析出物については、先に析出した MnS を核として AlN が追加析出したものと推定される。

3.2 脱炭焼鈍後および仕上げ焼鈍昇温過程における成分変化

Fig. 2 に、脱炭焼鈍後および仕上げ焼鈍昇温過程における S, N および sol. Al の含有量を示す。

(1) S 含有量 (試料 B, 試料 D)

全般に、仕上げ焼鈍昇温過程 1000°C まで変化は少なく、1050°C 以上で減少が著しくなる¹²⁾。試料 B にくらべ試料 D で高温における減少が遅い。試料 D における MnS と AlN の複合析出物 (Photo. 3) が MnS の分解および脱硫を遅らせる要因として考えられる。また、試料 D の表面には、 Al_2O_3 等の含 Al 被膜が形成していることが考えられ、これが障壁となり脱硫を遅らせることも考えられる。なお、1050°C 以上で、S as MnS の含有量 (板厚中心層につき分析; Fig. 1) より S の含有量 (板厚全厚につき分析) が低い場合が認められ、板厚方向に濃度勾配をもって脱硫が進むことが理解される。

(2) N 含有量 (試料 B, 試料 C, 試料 D)

試料 B では、ほとんど変化していない。試料 C および試料 D では、仕上げ焼鈍昇温過程前半に増加し後半に減少している。これは、Al を含む試料 C および試料 D において、仕上げ焼鈍昇温過程前半に吸窒と AlN の形成が、後半に AlN の分解と脱窒が起こる¹¹⁾ ためと考

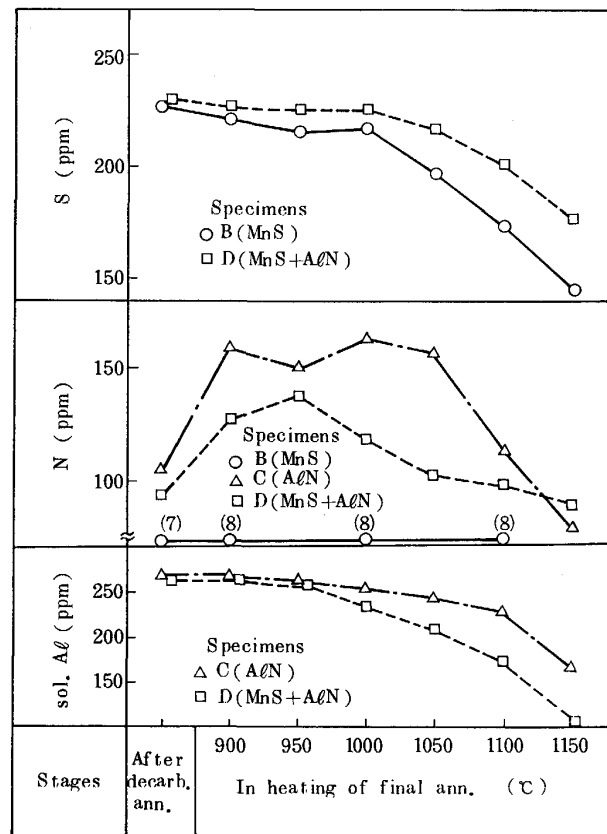


Fig. 2. Concentrations of S, N and sol. Al after decarburizing annealing and in heating of final annealing.

えられる。試料 C にくらべ試料 D で仕上げ焼鈍昇温過程初期の N の増加が少ない理由として、脱炭焼鈍後以降の試料の表面酸化層の違いや、S の含有による N の拡散速度へ影響等が考えられるが、これらの点については今後の検討が必要である。

(3) sol. Al 含有量 (試料 C, 試料 D)

全般に、仕上げ焼鈍昇温過程 950°C まで変化が少なく、1000°C 以上で減少が著しくなる。試料 C にくらべ試料 D で、高温における減少が速い。これは、試料 C にくらべ試料 D で、仕上げ焼鈍昇温過程初期における AlN の形成が少ない (Fig. 1) ため AlN の分解に要する時間が短いことによるものと考えられる。

3.3 一次再結晶

3.3.1 結晶粒径

Fig. 3 に、脱炭焼鈍後および仕上げ焼鈍昇温過程における平均結晶粒径の変化を示す。

脱炭焼鈍後の平均結晶粒径は、試料 A で最も大きく、次いで、試料 B, 試料 C の順に小さく、試料 D で最も小さい。仕上げ焼鈍昇温過程における平均結晶粒径は、試料 A では、温度に対しほぼ直線的に大きくなってい

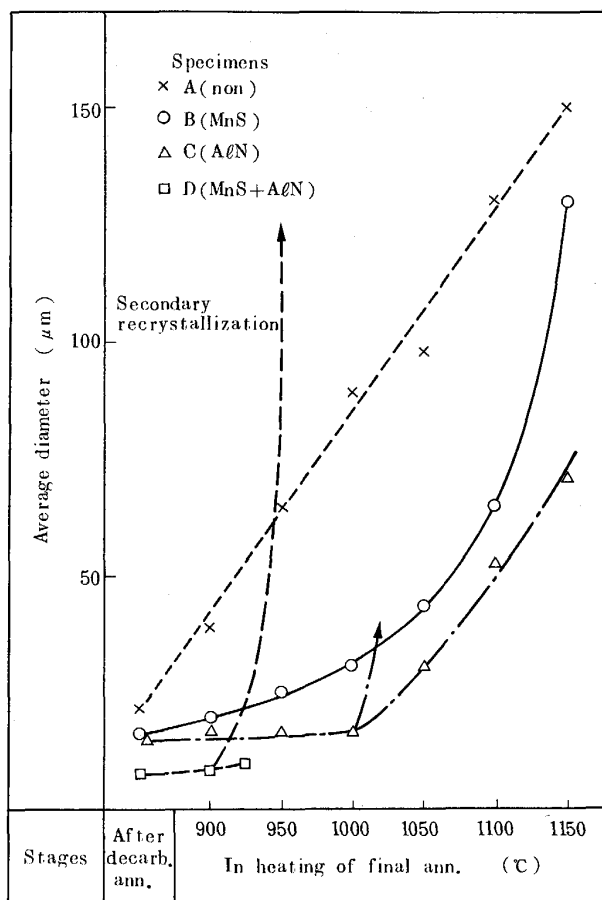


Fig. 3. Average grain sizes after decarburizing annealing and in heating of final annealing.

る。試料 B では、1000°C 程度まで比較的粒成長が遅く、1050°C 以上で急激に粗大化している¹²⁾。試料 C では、1000°C まで粒成長が著しく遅く、1050°C 以上で急激に粗大化している¹³⁾。また、1000°C で試料の一部に粗大粒が認められる。試料 D では、925°C まで他の試料より小さく、925°C で一部が、950°C で大部分が二次再結晶している (Photo. 6)。なお、試料 C、試料 D については、粗大粒を含まない箇所について平均結晶粒径を測定した。

試料 B にくらべ試料 C および試料 D で、仕上げ焼鈍昇温過程初期における粒成長が遅い理由として、含 Al 材について、この時期に雰囲気からの吸窒が起こり (Fig. 2)、新たに AlN が形成され (Fig. 1)、粒成長抑止力が補強されることが考えられる。

一次再結晶の結晶粒径は、まず一次再結晶過程での核生成と粒成長によってきまるが、一次再結晶後十分焼鈍した場合の結晶粒径については、ZENER の式¹⁴⁾より、 $\sigma V \{2/r - (3/4) \cdot (\rho/r_0)\} = 0$ (σ : 粒界エネルギー、 V : モル体積、 r : 結晶粒の平均半径、 ρ : 析出物の体積分率、 r_0 : 析出物の平均半径) が成り立つ。すなわち、 $d =$

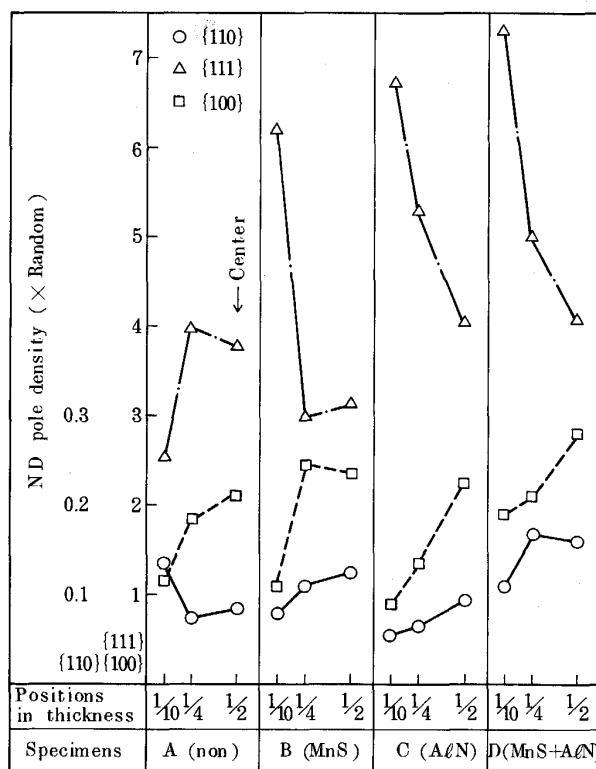


Fig. 4. Pole densities for primary-recrystallized specimens.

$(8/3) \cdot (d_0/\rho)$ (d : 結晶粒の平均粒径、 d_0 : 析出物の平均粒径、 ρ : 析出物の体積分率) が成り立つ。本実験の脱炭焼鈍においては、一次再結晶後十分焼鈍されていると考えれば、脱炭焼鈍後において試料 B にくらべ試料 D で平均結晶粒径が小さい (Fig. 3) ことは、試料 B にくらべ試料 D で析出物の量が多く (Fig. 1)、微細なものが多 (Photo. 2) ことから、上式より理解できる。しかし、その他の平均結晶粒径の違いについては、析出分散相のサイズ分布の定量的把握や S の粒界偏析状況調査等、今後の詳細な検討が必要である。

3.3.2 集合組織

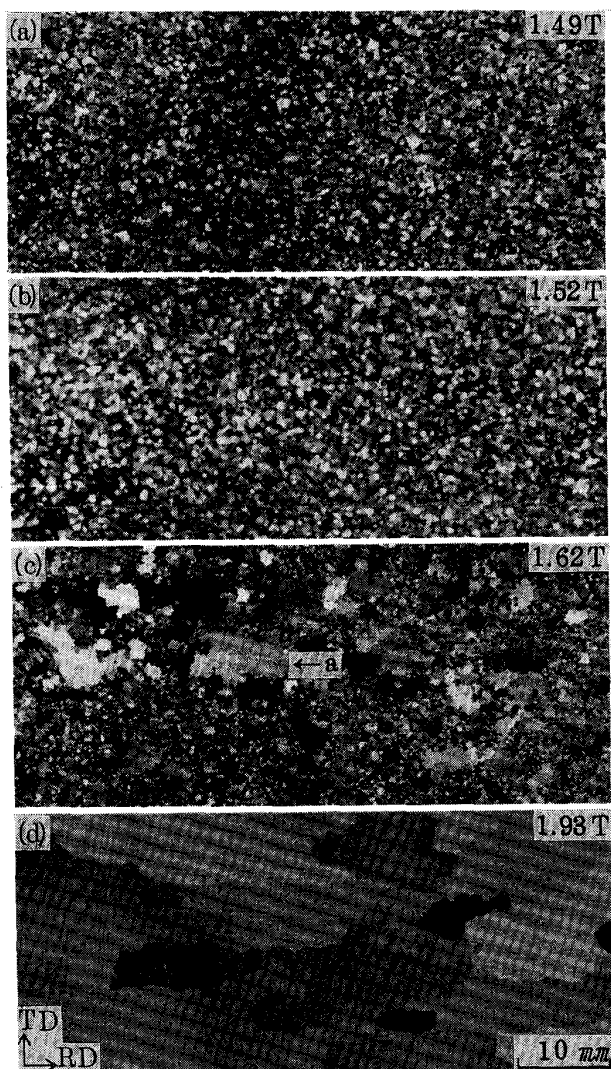
Fig. 4 に、脱炭焼鈍後の板厚方向各部における主要面の極密度を示す。全般に、 $\{110\}$ は少なく、 $\{111\}$ が最も多い。試料 A にくらべ試料 B では、表面層の $\{111\}$ が多い。試料 B にくらべ試料 C では、 $\{110\}$ が少なく、 $\{111\}$ が多い。試料 D では、 $\{110\}$ は試料 B より多く、 $\{111\}$ は試料 C と同等かむしろ多い。

酒井¹⁵⁾ は、一回冷延法一方向性電磁鋼板について、冷延前における微細 AlN の析出により一次再結晶で $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位が多くなると報告している。本実験においては、 $\{554\}$ については調査していないが、 $\{554\}$ と $\{111\}$ とは近い方位であり、本実験における AlN を含む場合の $\{111\}$ の増加は、酒井の報告と類似の傾向

を示しているといえる。

3.4 二次再結晶

Photo. 5 に、仕上げ焼鈍後のマクロ組織を示し、磁束密度 B_8 の測定値を付記する。試料 A および試料 B では全く二次再結晶しておらず、試料 C では一部に二次再結晶組織がみられ、試料 D では完全に二次再結晶している。磁束密度は、試料 A、試料 B で低く、試料 C でやや高く、試料 D で著しく高い。試料 C における粗大粒 a について (110)[001] からの傾きを背面反射ラウエ法により測定した結果、板面法線軸 (ND 軸)、板幅方向軸 (TD 軸) および圧延方向軸 (RD 軸) 回りに、



(a) Specimen A (non)
(b) Specimen B (MnS)
(c) Specimen C (AlN)
(d) Specimen D (MnS+AlN)
1.49 T etc : Induction B_8

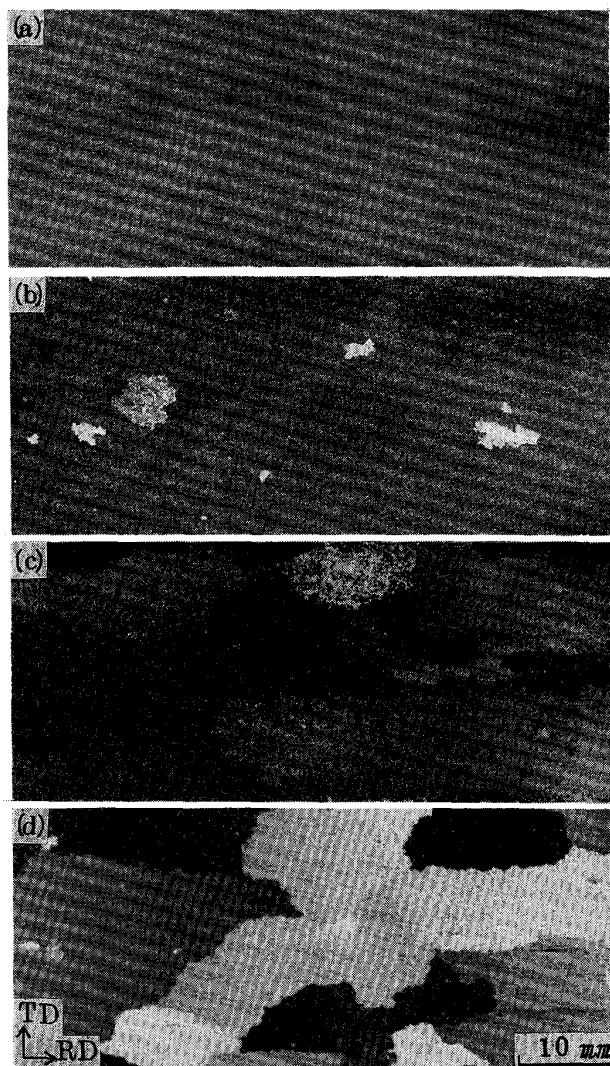
Photo. 5. Macrostructures after final annealing.

おのおの 2.5° , 1.3° および 1.5° であり、理想 Goss 方位に近い方位であった。

Photo. 6 に、試料 D の仕上げ焼鈍昇温過程のマクロ組織を示す。二次再結晶は、 925°C で一部に始まり、 950°C で大部分、 975°C ではほぼ完了している。

二次再結晶にはインヒビター⁵⁾、一次再結晶の粒径および集合組織⁴⁾が重要である。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止するなかで、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 方位二次再結晶組織が形成される⁴⁾。この場合、インヒビターとしての析出物は、サイズが小さく体積分率が大きいほど粒界移動抑止力が高い¹⁴⁾。

一次再結晶の平均結晶粒径は、小さいほど、比較的大きな Goss 核や成長過程の粗大 Goss 粒に食われやす



(a) 900 °C (b) 925 °C (c) 950 °C (d) 975 °C

Photo. 6. Macrostructures in heating of final annealing (Specimen D; MnS+AlN).

い¹⁶⁾。

Goss 方位の二次再結晶のためには、成長して粗大な Goss 粒となるべき Goss 核と Goss 核または Goss 粒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 TD 軸回りに約 35° の回転関係にあり、対応方位 $\Sigma 9^{17)}$ に近く、Goss 方位に食われやすい方位として知られている¹⁸⁾¹⁹⁾。

完全に二次再結晶した試料 D では、試料 A、試料 B にくらべ仕上げ焼鈍昇温過程初期におけるインヒビターの粒成長抑止力が強く (Fig. 3)、一次再結晶の平均結晶粒径が最も小さく (Fig. 3)、一次再結晶マトリックス中に $\{110\}$ および $\{111\}$ が最も多い (Fig. 4)。試料間の比較において、 $\{110\}$ が最も多い場合に $\{110\} \langle 001 \rangle$ が最も多く、 $\{111\}$ が最も多い場合に $\{111\} \langle 112 \rangle$ が最も多いと仮定すると、試料 D において一次再結晶マトリックス中に Goss 核および Goss 方位粒に食われやすい方位が最も多いことになる。

一部が二次再結晶した試料 C では、仕上げ焼鈍昇温過程初期におけるインヒビターの粒成長抑止力が試料とともに大きく一次再結晶の平均結晶粒径が試料 D に次いで小さい (Fig. 3)。集合組織 (Fig. 4) について試料 B と試料 C を比較すると、Goss 核の点では試料 B が、Goss 核に食われるべきマトリックスの方位の点では試料 C が、それぞれ、二次再結晶に有利と考えられる。仕上げ焼鈍昇温過程初期における粒成長は試料 C の方が著しく遅い (Fig. 3)。すなわち、試料 C では、仕上げ焼鈍昇温過程初期に追加形成される AIN が粒成長抑止力を増大させ、二次再結晶に有利な条件をつくり、一部に二次再結晶を発現させるに至ったと考えられる。

試料 D が二次再結晶を開始する温度は 925°C である。この時期、MnS および AIN は増加の途中であるが (Fig. 1)、一方で、既に析出物の粗大化が認められる (Photo. 3)。二次再結晶の発現とインヒビターの抑止力とのかわり合いに関する定量的な理解については、今後の詳細な検討が必要である。

4. 結 言

一回冷延法一方向性電磁鋼板について各製造工程における MnS および AIN の挙動とこれらの一次再結晶および二次再結晶に及ぼす影響を調査し次の結論を得た。

(1) 試料 A (インヒビターなし) にくらべ試料 B (MnS 単独利用) では、一次再結晶の平均結晶粒径が小さく、一次再結晶後の表面層に $\{111\}$ が多く、仕上げ焼鈍昇温過程の粒成長が遅い。しかし、試料 B では、

二次再結晶は発現しない。

(2) 試料 B にくらべ試料 C (AIN 単独利用) では、一次再結晶の平均結晶粒径がやや小さく、一次再結晶マトリックス中に $\{110\}$ が少なく、 $\{111\}$ が多く、仕上げ焼鈍昇温過程前半の粒成長が遅い。試料 C では、試料の一部に理想 Goss 方位に方い二次再結晶が発現する。

(3) 試料 C にくらべ試料 D (MnS と AIN の複合利用) では、一次再結晶の平均結晶粒径が小さく、一次再結晶マトリックス中に $\{110\}$ および $\{111\}$ が多い。試料 D では、仕上げ焼鈍昇温過程 925°C で二次再結晶が開始し、 975°C ではほぼ二次再結晶が完了する。

(4) インヒビターとして MnS と AIN を共に含有する場合は、MnS 単独の場合にくらべ次の (a)、(b)、(c) の三点で、AIN 単独の場合にくらべ (b)、(c) の二点で二次再結晶に有利と考えられる。

(a) 仕上げ焼鈍昇温過程前半におけるインヒビターの粒成長抑止力が大きい。

(b) 一次再結晶の平均結晶粒径が小さい。

(c) 一次再結晶マトリックス中の $\{110\}$ 極密度および $\{111\}$ 極密度が大きい。すなわち、Goss 核および Goss 方位粒に食われやすい粒が多いと考えられる。

文 献

- 1) 成田賢仁: 日本金属学会会報, **18** (1979), p. 8
- 2) N. P. GOSS: U. S. Patent No. 1, 965, 559 (1934)
- 3) R. M. BOZORTH: Trans. ASM, **23** (1935), p. 1107
- 4) C. G. DUNN: Acta Metall., **1** (1953), p. 163
- 5) J. E. MAY and D. TURNBULL: Trans. Metall. Soc. AIME, **212** (1958), p. 769
- 6) 田口 悟, 坂倉 昭, 高島弘教: 特公昭 40-15644
- 7) K. TAKASHIMA, T. SATO and F. MATUMOTO: AIP Conference Proceeding, No. 29 (1975), p. 566
- 8) 黒木克郎, 佐藤 駿, 和田敏哉: 日本金属学会誌, **40** (1979), p. 175
- 9) H. A. WRIEDT and H. HU: Metall. Trans. A, **7** (1976), p. 711
- 10) K. IWAYAMA and T. HARATANI: J. Mag. Mag. Mater., **19** (1980) Apr., p. 15
- 11) A. B. CHATTERJEA and B. R. NIJHAWAN: Metal Treatment and Drop Forging (1957) Feb., p. 54
- 12) J. W. FLOWERS and S. P. KARAS: J. Appl. Phys., **38** (1967), p. 1085
- 13) A. B. CHATTERJEA and B. R. NIJHAWAN: Metal Treatment and Drop Forging (1957) Jan., p. 3
- 14) C. S. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, **175** (1948), p. 15
- 15) 酒井知彦: 東京大学工学部学位論文 (1981)
- 16) M. HILLERT: Acta Metall., **13** (1965), p. 227
- 17) D. G. BRANDON, B. RALPH, S. RANGANATHAN and M. S. WALD: Acta Metall., **12** (1964), p. 813
- 18) J. W. FLOWERS and A. J. HECKLER: IEEE Trans. Mag., **12** (1976), p. 846
- 19) M. SHINOZAKI, I. MATOBA, T. KAN and T. GOTOH: Trans. Jpn. Inst. Met., **19** (1978), p. 85