© 1987 ISIJ

論文

Fe-3% Si 合金の2次再結晶に及ぼす AlN 析出の影響

原勢二郎*・高嶋邦秀*2・清水 亮*3・渡辺忠雄*4

Effect of AlN Precipitation on the Secondary Recrystallization of Fe-3% Si Alloy

Jirou HARASE, *Kunihide* TAKASHIMA, *Ryo* SHIMIZU and *Tadao* WATANABE

Synopsis:

In an attempt to clarify the mechanism of the secondary recrystallization in 3% Si steel containing AlN and MnS as inhibitors, the relationship between the sharpness of the secondary recrystallization texture and the precipitation behaviour of AlN and MnS was investigated through changing the dew point of primary annealing atmosphere and the dew point and the N_2 partial pressure of secondary annealing atmosphere.

1) The precipitation of AlN during secondary recrystallization annealing increases more when the dew point at primary annealing atmosphere is 69°C than when it is 50°C, in the case the N_2 partial pressure of the secondary recrystallization annealing atmosphere is high.

2) When the precipitation of AlN is adequately supressed during secondary recrystallization annealing by controlling either the dew point of the primary annealing atmosphere or the N_2 partial pressure of the secondary recrystallization annealing atomsphere, the onset of the secondary recrystallization temperature is raised and the sharp secondary texture is obtained.

3) The secondary recrystallization mentioned above can be successfully explained by the new mechanism of secondary recrystallization considering the special grain boudary migration characteristics of coincidence boundaries under precipitates and the distribution of the coincidence boundaries in the primary matrix.

Key words: recrystallization; texture; grain boundary; precipitation; electrical steel; AlN; secondary recrystallization; MnS; inhibitor.

1. 緒 言

一方向性珪素鋼板は，2次再結晶により，圧延面に平行に(110)面を，圧延方向に[001]軸を揃えた，いわゆるGoss方位と呼称される集合組織を有した材料であり，工業化された一方向性珪素鋼板の[001]軸の圧延方向からのずれ角度は，10°以内と極めて小さい．このような集積度の高いGoss 2次再結晶粒の優先成長のメカニズムについては，これまでも多くの研究がなされてきたが[1)~5)]，まだ不明の点が多い．AlNとMnSを粒成長のインヒビターとして，1回冷延法で製造される一方向性珪素鋼板[6)]の2次再結晶挙動は，2次再結晶焼鈍雰囲気のN_2分圧に影響されるが[7)]，そのメカニズムは明らかではない．そこで著者らは，焼鈍雰囲気を制御し，集積度の高いGoss 2次再結晶を優先成長させる方法を検討し，その結果を粒界性格分布と関連づけて考察することを試みた．

2. 実 験 方 法

Table 1に示すAl含有量の異なる2種類の成分の2.3 mm厚の熱延板をTable 2に示す条件で処理し1次再結晶板とした．この1次再結晶板をTable 3に示し

Table 1. Chemical composition of hot-rolled specimens (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	S	Sol. Al	N
A	0.044	2.94	0.070	0.027	0.022	0.0056
B	0.044	2.94	0.070	0.021	0.027	0.0061

昭和53年10月本会講演大会にて発表 昭和61年8月28日受付 (Received Aug. 28, 1986)

* 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター Ph. D. (Stainless Steel & Titanium Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*2 新日本製鉄(株)素材第四研究センター (Material Research Lab.-Ⅳ, Nippon Steel Corp.)

*3 新日本製鉄(株)第3技術研究所 (R & R Laboratories-Ⅲ, Nippon Steel Corp.)

*4 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

た恒温焼鈍または Fig. 1 に示した等速加熱焼鈍により2次再結晶させた．等速加熱焼鈍の場合，昇温過程の900°C から 1 100°C までの温度領域で，25°C 間隔で試料を引き出し，直ちに水冷した．

2次再結晶に及ぼす表面層の結晶粒径の影響を知る目的で，75%H_2-25%H_2，露点 −10°C 以下の雰囲気で，1 000°C×60 min および，1 100°C×30 min の2種類の恒温焼鈍（Ⅰ）を行い，表面層の結晶粒径を変えた試料を作つた後，100%H_2 雰囲気で，1 100°C×300 min の恒温焼鈍（Ⅱ）を行い，2次再結晶させた．これらの試料の組織を光学顕微鏡で観察した．2次再結晶焼鈍後の試料は，2次再結晶集合組織の集積度を敏感に示す磁束密度 B_8[8]（800 A/M の磁化力における磁束密度）を測定した．

AlN と MnS の析出分散形態は，小泉らの方法[9][10]で作成した抽出レプリカ試料を透過電子顕微鏡で観察することで調査した．AlN と MnS の析出量の定量化は，電解分離した残渣を化学分析することで行つた．板厚方向の AlN と MnS の析出量の分布を求めるため，板厚が20〜30 μm 減少するごとに電解抽出をわけて行つた．更に板厚方向の Al 量の分布をイオンマイクロアナライザーで調査した．

Table 2. Preparation of primary recrystallized specimens.

Hot Band (2.3 mm$t$)→Annealing (1 100°C, 2 min)→Pickling→Cold※
※rolling (0.3 mm$t$)→Annealing (850°C, 90 s, D.P. 50°C, 69°C, <−10°C)

Table 3. Isothermal annealing condition.

Heating cycle	Atomosphere
975°C×300 min	100% H_2, 75% H_2-N_2, 50% H_2-N_2 D.P.<−10°C, 10°C

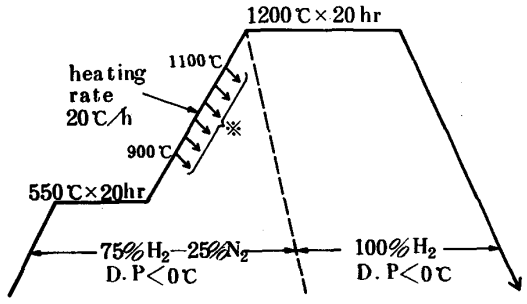


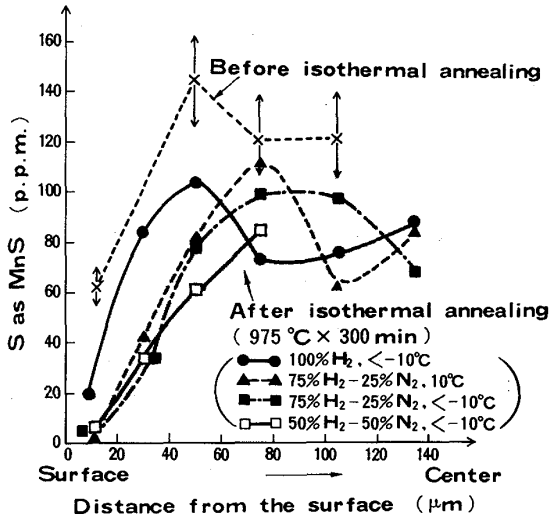
Fig. 1. Constant rate heating annealing condition.

3. 実 験 結 果

3·1 板厚方向の AlN, MnS の析出挙動に及ぼす熱処理雰囲気の影響

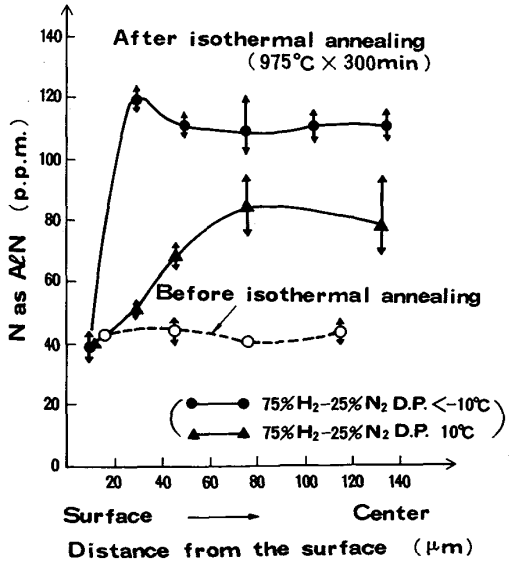
Fig. 2 に恒温焼鈍後の MnS の板厚方向の析出量の変化を示した．MnS 析出量は，恒温焼鈍前の1次再結晶板の状態ですでに板厚表面層付近で少ない分布をしているが，恒温焼鈍により MnS の析出量は全体として減少し，特に表面層では著しい．しかし焼鈍雰囲気中の H_2 含有率や露点の影響は少ない．

Fig. 3 に恒温焼鈍後の AlN の板厚方向の析出量の変



Specimen B

Fig. 2. Distribution of MnS along the thickness of the specimen after isotermal annealing.



Specimen B

Fig. 3. Distribution of AlN along the thickness of the specimen after isothermal annealing.

化を示す．AlN は1次再結晶板の状態では板厚方向でほぼ均一に析出しているが，恒温焼鈍により板厚方向の分布が大幅に変化する．更に AlN 析出量は恒温焼鈍雰囲気の影響を大きく受けている．

恒温焼鈍の露点が 10°C の場合，AlN の析出量は，表面層では恒温焼鈍前と同一レベルで最も低く，約 60 μm 深さまではなだらかに増加し，その後は板厚中心までほぼ一定の値を示している．一方恒温焼鈍の露点が −10°C 以下の場合は，板厚表面では 10°C の場合と同じく恒温焼鈍前と同一レベルで低く，それから約 30 μm 深さまで析出量が急激に増加し，その後板厚中心までほぼ一定になる．析出量の増加は恒温焼鈍の露点が −10°C 以下の場合の方がかなり大きい．

恒温焼鈍でなぜ板厚方向の AlN の析出量が変化したのかを明らかにする目的で，イオンマイクロアナライザー（スポットサイズ：10 μm）で板厚方向の Al 量の変化を調査した．結果を Fig. 4 に示す．露点 10°C の場合は Al は板厚表面で低く，その後約 60 μm 深さまでの間でなだらかに増加している．露点 −10°C 以下の場合は表面で低く，約 30 μm 深さまでの間で増加し，その後板厚中心までほぼ一定である．この結果は，Fig. 3 の AlN の板厚方向の変化とよく対応しており，恒温焼鈍条件で AlN の析出量が板厚方向に勾配を生ずるのは，雰囲気からの水分による Al の選択酸化により，表面層

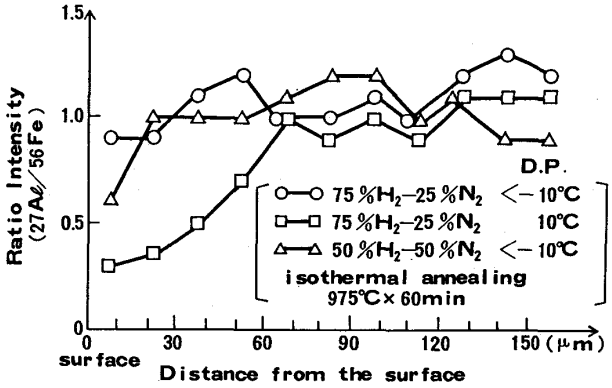
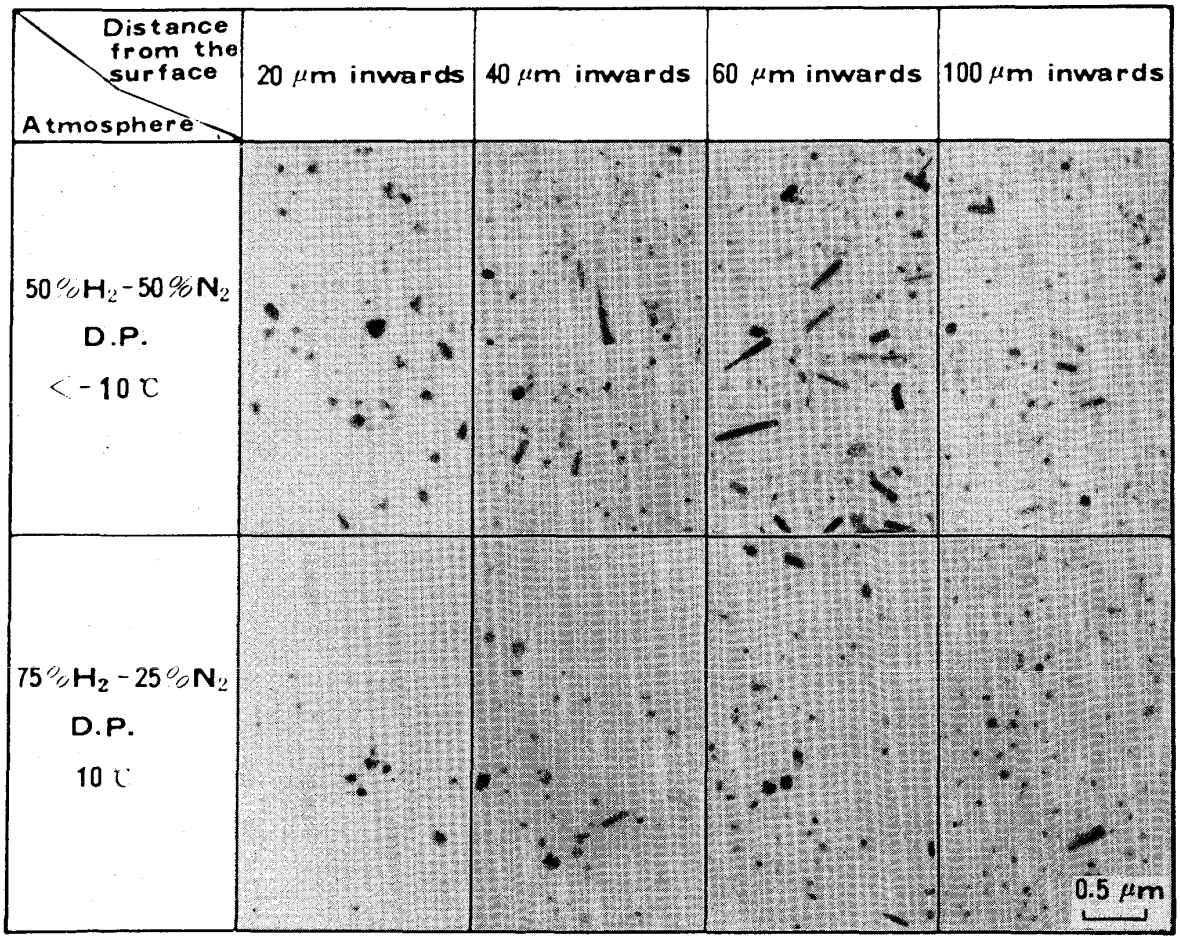


Fig. 4. Effect of the annealing atmosphere on the aluminium content along the thikness direction.



975°C×300 min　Specimen B, primary rec. anneal, 850°C×90 s, 100% H_2 D. P. 69°C

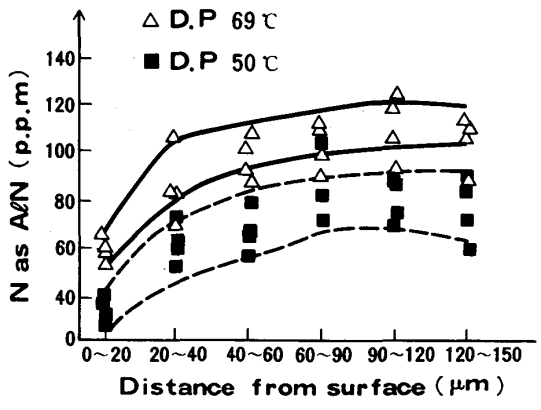
Photo. 1. Effect of atmosphere on the distribution of AlN along the thickness of the specimen after isothermal annealing.

近傍ではAl_2O_3の析出により固溶 Al の量が低下し，それに対応して析出 AlN の量が減少するものと推定した．

一方，表面層近傍のある範囲を除くと，恒温焼鈍の露点が 10°C の場合は，−10°C 以下の場合に比較して，Fig. 4 から Al 量が同一であるにもかかわらず，AlN の析出量が少ない．これは −10°C 以下の露点の焼鈍では鋼板表面に酸化膜の生成が少ないのに対して，10°C の露点ではSiO_2を多く含んだ酸化膜が生成し，この膜が雰囲気からのNの吸収を抑制し，AlN の析出量が少なくなつたものと考えられる．

恒温焼鈍後の板厚方向の析出物の電顕観察結果の一例を Photo. 1 に示す．析出相は主として AlN である．恒温焼鈍の露点が 10°C の場合は，表面層から約 60 μm までの各位置では，深さ 100 μm より中心層で観察される微細な析出物や，大きな針状の析出物がほとんど観察されない．また恒温焼鈍の露点を −10°C 以下で行つた場合は，鋼板表面から約 20 μm までの点では微細な析出物はほとんどなく，40 μm より中心層では微細な析出物と針状の大きな析出物が共に観察される．これらの観察結果は Fig. 3 の AlN の分析値とよい対応をしている．

次に等速加熱焼鈍実験での析出物の変化について説明する．Fig. 5 に昇温過程の 975°C で引き出した試料の板厚方向の AlN の析出量の変化を示す．恒温焼鈍の場合と同様に板厚表面層近傍では中心層と比べて AlN の析出量が少ない．これは恒温焼鈍の場合と同様 Al の選択酸化による表面層近傍の固溶 Al の減少に基づくものと考えられる．この場合，1次再結晶焼鈍時の露点が 69°C と高い場合に AlN 析出量が多い．これは，鋼板性状が，Nを通しやすい性質を持つているため，N_2分圧の高い雰囲気で熱処理した場合は，雰囲気からのNの吸収が多くなり，AlN の析出が増加したものと考えられる．



Specimen was extracted at 975°C

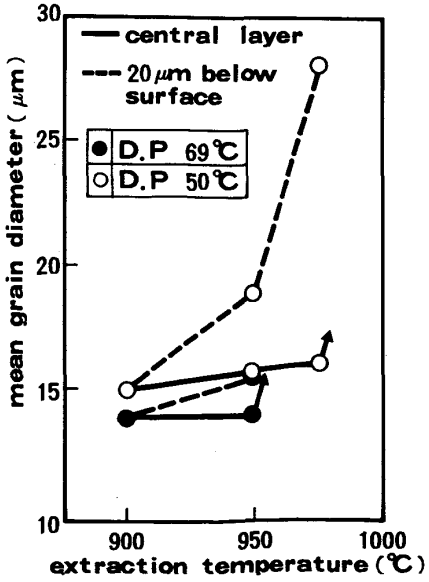
Fig. 5. Effect of dew point of primary annealing atmosphere on the precipitation of AlN.

3·2 2次再結晶挙動に及ぼす AlN 析出の影響

等速加熱焼鈍過程の材料Aの結晶粒径変化を Fig. 6 に示す．板厚中心と比べて表面の結晶が成長しやすい傾向がみられる．1次再結晶焼鈍時の露点が 69°C の場合が 50°C の場合に比べて粒成長が抑制される傾向を示す．

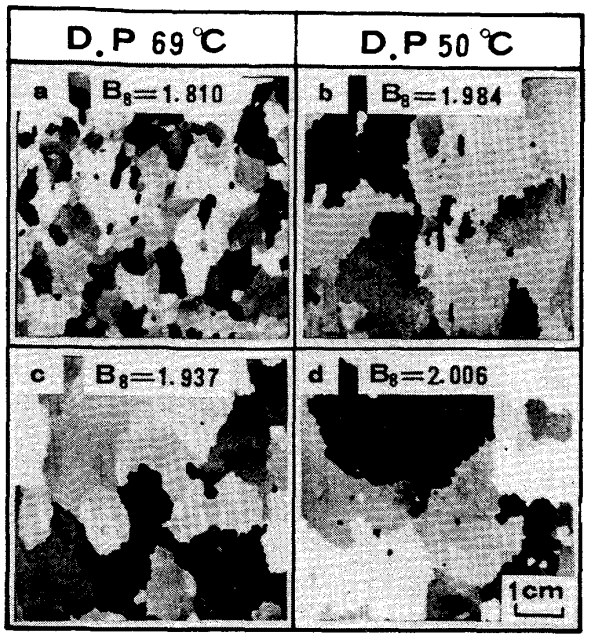
また2次再結晶開始温度（昇温途中の引き出し試料断面を観察し，板厚全面をほぼ貫通した結晶粒の存在が観察された温度）は，1次再結晶焼鈍の露点 69°C の場合が 950°C であり，露点 50°C の場合の 975°C と比べて 25°C 低温であつた．材料Bも材料Aと似た傾向を示したが，昇温過程の結晶粒径はやや大きい．2次再結晶開始温度は，1次再結晶焼鈍の露点が 69°C の場合が 1 000°C，露点が 50°C の場合が 1 025°C で材料Aと比べて 50°C 高温であつた．露点 69°C の場合が，露点 50°C の場合と比べて，加熱過程の粒成長が抑制されたのは，Fig. 5 に示したごとく，加熱過程での AlN の析出量が多いためと推察される．

一方，もう一つのインヒビターである MnS の析出状況は，Fig. 2 に示したように，焼鈍時の雰囲気でほとんど影響を受けないことから考えて，焼鈍雰囲気による2次再結晶挙動の変化とは直接の関係はないと言える．1 200°C の焼鈍が終了した時点での試料のマクロ組織及び磁束密度 B_8 を Photo. 2 に示す．材料 A, B いずれも1次再結晶焼鈍の露点が 69°C と高い場合の方が，2次再結晶粒径が小さく，磁束密度が低い．しかし材料Bは A と比べ相対的に2次再結晶粒径が大きく，磁束密度



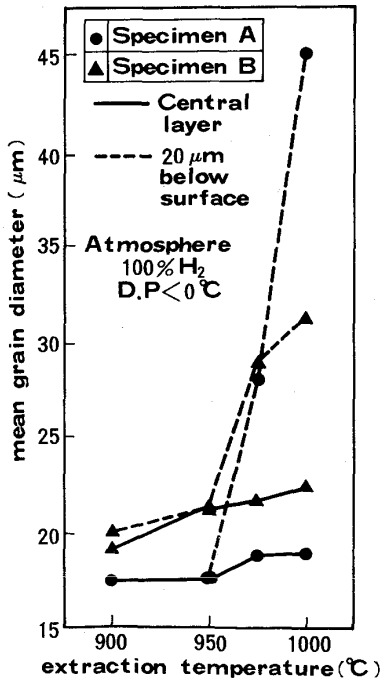
Specimen A

Fig. 6. Grain grawth behaviour during annealing.



a, b : Specimen A　c, d : Specimen B

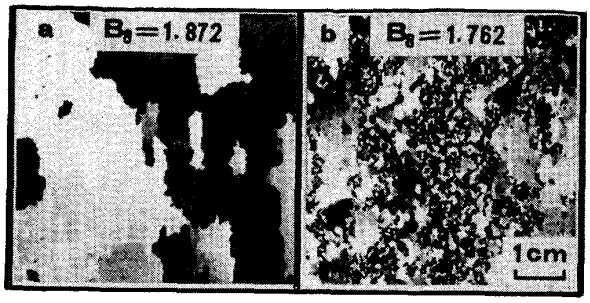
Photo. 2. Effect of dew point of primary annealing on the macro structure and the magnetic induction B_8 annealed in 25%N_2-75%H_2, D. P.<0°C.



Dew point of primary annealing is 69°C

Fig. 7. Grain growth behaviour during annealing.

が高い．以上の結果から，昇温過程での AlN の析出を抑え，2次再結晶開始温度を高温にすることが，2次再結晶集合組織の集積度を高めると考えられた．そこで昇温過程の雰囲気を 100%H_2 にすることでN吸収による



a : Specimen A　b : Specimen B

Photo. 3. Macro structure and magnetic induction B_8 annealed in 100H_2, D. P.<0°C. Dew point of primary annealing is 69°C.

AlN の析出を抑えることを試みた．等速加熱焼鈍過程の結晶粒変化を Fig. 7 に示す．75%H_2 雰囲気の場合と比べ粒成長しやすい．Photo. 3 に焼鈍終了後のマクロ組織及び磁束密度 B_8 を示す．材料Aは完全に2次再結晶したが，材料Bでは，一部2次再結晶しない部分が発生した．材料Bの磁束密度が低いのはこのためである．この結果から，材料Bでは AlN の析出をおさえすぎたと言える．材料Bが2次再結晶が不完全となつたのは，ここには示さなかつたが，材料Aと比べ，昇温過程で AlN が粗大化する傾向が強いためと思われる．材料Aは昇温過程の雰囲気を 75%H_2 で行つた場合 (Photo. 2) に比べて磁束密度が高く，2次再結晶粒径が大きい．これは，100%H_2 雰囲気で焼鈍することで AlN の析出を抑えられ，2次再結晶温度が高温になつたためと考えられる．

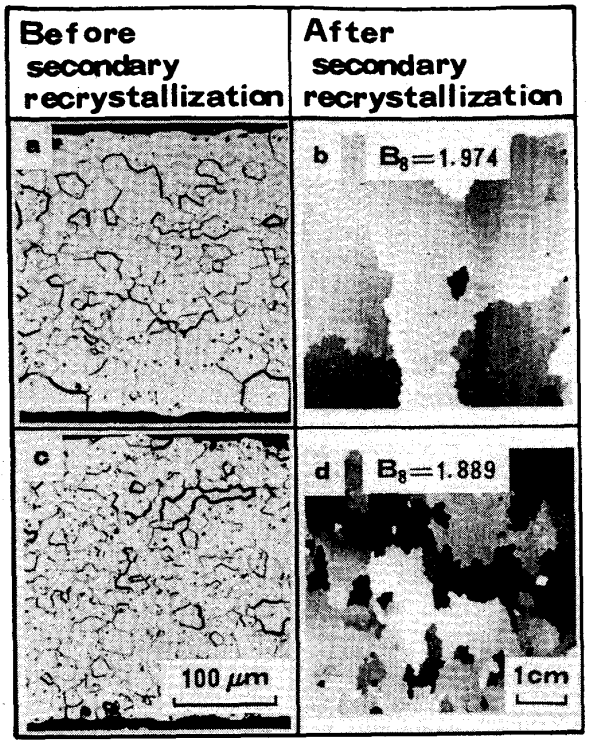
以上の実験結果から，集積度の高い2次再結晶組織を発達させるためには，2次再結晶焼鈍の昇温過程における AlN の析出量を適当に制御し，2次再結晶開始温度を高温にすることが必要であると結論できる．

3・3　2次再結晶に及ぼす表面結晶粒層の影響

Fig. 6 の等速加熱焼鈍実験で，集積度の高い2次再結晶集合組織が得られた時，2次再結晶開始直前の結晶粒が板厚表面で，中心層と比べて大きく成長している傾向がみられた．そこで恒温焼鈍で板厚表面の結晶粒径を変化させた後，2次再結晶させ，2次再結晶に及ぼす表面結晶粒層の影響を調査した．

Photo. 4 に恒温焼鈍(Ⅰ)後の板断面の光顕組織と恒温焼鈍(Ⅱ)後のマクロ組織及び磁束密度の1例を示した．

恒温焼鈍(Ⅰ)で，表面層の結晶粒を大きく成長させた後，2次再結晶させた場合は，2次再結晶粒径が大きく，磁束密度が高いことがわかる．この場合，恒温焼鈍(Ⅱ)を 1000°C の低温で行つた場合，表面層の結晶粒を大



a, c : Annealed at 1 100°C × 30 min and 1 000°C × 60 min in 75%H_2-25%N_2, D.P.<0°C respectively
b, d : Annealed at 1 100°C×300 min in 100%H_2, D.P.<0°C

Photo. 4. Effect of coarse grain layer on the magnetic induction B_8 of secondary texture.

きく成長させた試料は，2次再結晶せず，2次再結晶可能温度（臨界2次再結晶温度）が高温となつた．恒温焼鈍(Ⅰ)後，どの程度表面層を除去したら2次再結晶しなくなるか調査したところ，表面層の結晶粒を大きく成長させた試料では，表面層を厚さ約 60 μm(両面で 120 μm) 除去しても完全に2次再結晶したが，表面層の結晶を大きく成長させていない試料では，完全に2次再結晶させるには，厚さ約 15 μm が除去限界で，60 μm 除去した場合は，2次再結晶率は，約 20% に低下した．表面層の結晶粒を大きく成長させたことは，2次再結晶核発生領域を拡大したことを示唆している．

4. 考　　察

4·1 2次再結晶とインヒビターの強さの関係

溶質原子や析出物が存在する場合，粒界移動速度は遅くなるが，対応粒界等の特殊な粒界はその影響を受けにくいとの報告がある[11)~13)]．そこで粒成長過程における一般粒界と対応粒界の粒界移動の速度差を ΔV で表す．Zener によれば，析出物による結晶粒成長阻止効果は，析出物の体積分率に比例し，粒径に反比例[14)]すると言われているので，ここではそれにもとづきインヒビターの強さ I を $I=f/r$ と定義する．f は析出物（この場合は AlN と MnS）の体積分率，r は析出物の平均粒径を表す．ΔV はインヒビターの強さがある範囲内であれば，インヒビターの強さが大きいほど大きく，インヒビターの強さが一定の時は，温度が高いほど，結晶粒径が小さいほど大きいとする．

ところで本実験に用いた1次再結晶板の対応粒界密度（ここで言う対応粒界密度は，仮想の結晶粒に対して対応関係にある結晶粒の存在密度を意味し，通常の直接境を接している結晶粒相互の対応関係ではない）は，理想 Goss 方位が最も高く，Goss 方位から離れるに従つて減少している[15)]．そこで2次再結晶核形成の素過程を，1次再結晶板の表面層近傍のインヒビター強度の相対的に弱い部分において，対応関係のある粒界で優先的に粒界移動が起こると考える．すなわち対応粒界密度の高い結晶粒が優先的に成長し，2次再結晶核になるものと考える．

今，結晶方位 m の結晶の対応粒界密度を $F(m)$ とし，温度 T_1，インヒビターの強度 I_1 の時の ΔV を $\Delta V_1(I_1)$ で表す．結晶 m が2次再結晶核となるのは，$F(m)$ と $\Delta V_1(I_1)$ の積がある臨界速度差 K_{cr} を超えた時とすると次式が成立する．

$$\Delta V_1(I_1)\times F(m)=K_{cr} \quad \cdots\cdots (1)$$

インヒビター強度 I_2 の時，温度 T_1 で結晶方位 n の結晶が2次再結晶核になる場合は次式が成立する．

$$\Delta V_1(I_2)\times F(n)=K_{cr} \quad \cdots\cdots (2)$$

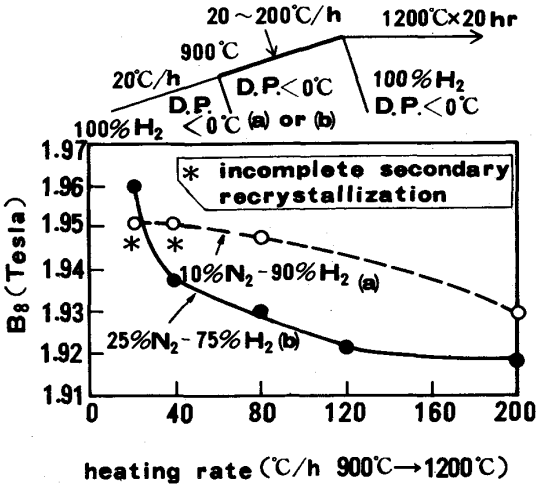
今，$I_2>I_1$ とすると，粒径が同じ場合，$\Delta V_1(I_2)>\Delta V_1(I_1)$ であるから $F(n)<F(m)$ となる．すなわち，インヒビターが強い場合は，より低い対応粒界密度を持つ結晶粒も2次再結晶核となり得ることになる．

次に2次再結晶開始温度について考察する．今インヒビター強度 I_2 のとき，結晶方位 m の結晶粒が温度 T_x で2次再結晶核となつたとすると次式がなりたつ．

$$\Delta V_x(I_2)\times F(m)=K_{cr} \quad \cdots\cdots (3)$$

$F(m)>F(n)$ であるから(2)，(3)式より $\Delta V_x(I_2)<\Delta V_1(I_2)$，すなわち結晶粒径が同一なら $T_x<T_1$ となる．つまりインヒビターが強いほど，より低温で2次再結晶核が形成されることを示す．従つて，等速加熱焼鈍においては，ある温度でまず最も対応粒界密度の高い結晶方位が2次再結晶核を形成し，温度の上昇による ΔV の増加により引き続き対応粒界密度の低い結晶方位粒も2次再結晶核を形成する．最終的な2次再結晶集合組織は，2次再結晶核発生速度と，2次再結晶核の成長速度の競合関係で決まる．

この考え方を確認する目的で，2次再結晶焼鈍の昇温



Main chemical composition before annealing was : Al : 0.03%, N : 0.007%, S : 0.024%, Si : 2.92%

Fig. 8. Effect of heating rate and N_2 partial pressure in the constant rate annealing on the magnetic induction of secondary texture.

速度とインヒビター強度を変えたときに，2次再結晶集合組織の集積度がどう変化するか調査した．インヒビターの強さは焼鈍雰囲気の N_2 分圧を変えることで変化させた．結果を Fig. 8 に示す．インヒビターが強い(25%N_2+75%H_2 雰囲気焼鈍）時，磁束密度 B_8 は昇温速度が速いほど低下している．これは，昇温速度が速いほど ΔV が増加し，より対応粒界密度の低い方位までも2次再結晶核発生を起こし，2次再結晶集合組織の集積度が低下したと解釈できる．インヒビターが弱い(10%N_2+90%H_2 雰囲気焼鈍）時は，磁束密度 B_8 に及ぼす昇温速度の影響は小さく，昇温速度の遅い場合に2次再結晶率がわずかに低下している．これは，インヒビターが弱い場合，2次再結晶温度が高温になると共に，マトリックスの粒成長もしやすい．従つて，温度上昇による ΔV の増加よりもマトリックスの粒成長及びインヒビターの強度低下による ΔV の減少効果が大きいため，対応粒界密度の低い結晶粒は，2次再結晶核となりにくいと解釈できよう．AlN の析出を適当に抑え2次再結晶温度を高めることで，集積度の高い2次再結晶組織が発達すると言う本実験から得られた知見は，ここで考察したメカニズムでほぼ説明できたと言えよう．

4・2　2次再結晶に及ぼす表面結晶粒層の影響

4・1 で考察した2次再結晶のメカニズムにもとづくと，臨界2次再結晶温度直上で2次再結晶させることは，ΔV を小さくすることになり，対応粒界密度の高い結晶が2次再結晶粒として成長する．本実験結果から板厚表面層の結晶粒を大きく成長させた試料は，臨界2次再結晶温度がより高温であるので，同一温度で2次再結晶させた場合は，集積度の高い2次再結晶集合組織が得られることになる．従つて，表面層の結晶粒を成長させた後，2次再結晶させることは，2次再結晶の集積度を高めるために本質的に必要な条件ではないとも考えられる．

ところで，3・2 の実験結果や，Fig. 3, Fig. 5 等に示した板厚方向の AlN の濃度分布から，表面層の結晶粒を大きく成長させた場合，2次再結晶核発生位置は，マトリックス部分と，この大きく成長した結晶粒の境界付近であると推定される．従つて，2次再結晶開始前に表面層の結晶粒を大きく成長させることは，2次再結晶核発生の板厚方向の位置を変化させる可能性がある．ところで1次再結晶板の Goss 方位の集積度は板厚方向で変化していることは，よく知られていることである．従つて表面層の結晶粒を成長させることは，2次再結晶核発生位置の変化を通じて2次再結晶の集積度に関与する可能性がある．その点についても今後検討が必要であろう．

5. 結　　論

本研究により，次の事項が明らかとなつた．

(1) 2次再結晶挙動が，1次，2次再結晶焼鈍雰囲気で大幅に変化するのは，AlN の析出挙動変化によるものであり，MnS は直接関与しない．

(2) 1次再結晶板では，AlN は板厚方向に一様に分布している．2次再結晶焼鈍過程で板表面層では，Al の選択酸化により，中心層と比べて相対的に AlN の濃度が低い部分が形成される．このような領域の形成が，2次再結晶核生成に不可欠であると推察された．

(3) 1次再結晶焼鈍時の露点が 69°C と高い場合は，Nの通過しやすい酸化層が形成され，引き続く2次再結晶焼鈍過程で，AlN の析出量が増加する．その結果1次再結晶粒の粒成長が抑制され，より低温で2次再結晶が完了する．この場合得られた2次再結晶粒径は小さく，集積度が低い．このメカニズムは，対応粒界と一般粒界の粒界移動速度差 ΔV は，インヒビターが強いほど大きく，対応粒界密度と ΔV の積が，ある臨界速度差 K_{cr} に達した時点で2次再結晶核が形成されるという仮説に基づくと，よく説明できる．

文　　献

1) *J. E.* MAY and *D.* TURNBULL: Trans. Metall. Soc. AIME, **212** (1958), p. 769
2) *M.* SHINOZAKI, *I.* MATOBA, *T.* KAN and *T.* GOTOH: Trans. JIM., **19** (1978), p. 85
3) *Y.* INOKUTI, *G.* MAEDA, *Y.* ITO and *H.* SHIMANAKA: The Sixth Inter. Conf. on Textures of Materials, II (1982), p. 948

4) *T.* SAKAI, *M.* MATUO, *M.* TANINO, *T.* SINDO and *M.* SHIOZAKI: The Sixth Inter. Conf. on Textures of Materials, II (1982), p. 938
5) *N. C.* PEASE, *D. W.* JONES, *M. H. L.* WISE and *W. B.* HUTCHINSON: Met. Sci., **15** (1981), p. 203
6) *S.* TAGUCHI, *A.* SAKAKURA and *H.* TAKASHIMA: U. S. Patent 3287183 (1966)
7) *T. J.* NICHOL and *J. W.* SHILLING: IEEE Trans., **12** (1976), p. 858
8) *I.* GOTO, *I.* MATOBA, *T.* IMANAKA, *T.* GOTOH and *T.* KAN: Soft Magnetic Material, **2** (1975), p. 262
9) 小泉真人，菊地　勁，板東誠志郎: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1113
10) 小泉真人，菊地　勁，板東誠志郎: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1351
11) *K. T.* AUST and *J. W.* RUTTER: Trans. Metall. Soc. AIME, **215** (1959), p. 119
12) 中江　仁，田頭考介，松緑　剛: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 333
13) *J.* HARASE, *R.* SHIMIZU and *T.* WATANABE: Proc. 7th Risø Int. Conf. on Metallurgy and Materials Science (1986), p. 343
14) *C.* ZENER: Private communication to *C. S.* SMITH, Trans. AIME, **175** (1949), p. 15
15) *J.* HARASE, *R.* SHIMIZU, *K.* KUROKI, *T.* NAKAYAMA, *T.* WADA and *T.* WATANABE: Supplement to Trans. JIM, **7** (1986), p. 563