

© 1984 ISIJ

3% けい素鋼の Goss 方位二次再結晶におよぼす冷間圧延の影響

論文

和田 敏哉*・黒木 克郎*²・岩山 健三*²

Effect of Cold Rolling on the {110}〈001〉 Secondary Recrystallization in 3% Silicon Steel

Toshiya WADA, Katsuro KUROKI and Kenzo IWAYAMA

Synopsis :

Cold rolling is a primary process for producing the texture of {110}〈001〉 in 3% silicon steel. Two types of experiments are made to evaluate the role of cold reduction. One is the change of rolling direction between cold rolling and hot rolling. Heavy cold reduction of 87% resulted in highly preferred orientation of the {110}〈001〉 secondary recrystallized texture regardless of the cold rolling direction, whereas lower cold reduction of 70% led to deviation of 〈001〉 axis to the hot rolling direction.

The second experiment is cold rolling with grooved roll during the early stage of cold rolling. Cold reduction with grooved roll led to the occurrence of smaller secondary grains with {210}〈001〉 and {310}〈001〉 orientations among the large {110}〈001〉 grains resulting in smaller average grain size as compared to the ordinary case.

1. 緒 言

一方向性けい素鋼板は、二次再結晶によつて、{110}〈001〉集合組織を発達させた鋼板である。この製造方法には、Goss 法と称せられる二段冷延法¹⁾と田口・坂倉らによつて開発され、世界の主要国で採用されるに至つた一段冷延法²⁾の二通りがある。この一段冷延法は AlN をインヒビターとして用い、高い最終冷延圧下率で製造するのが特徴で、その製品は {110}〈001〉の集積度が高く「高磁束密度一方向性けい素鋼板」と呼ばれた。後に BN を用いる一段冷延法³⁾、二段冷延法で磁束密度を高くする方法⁴⁾も発表された。集積度の高い Goss 方位を得る条件として、高い最終冷延圧下率と強いインヒビターの存在が必要である⁵⁾。

一方向性けい素鋼板は {110}〈001〉集合組織を揃えることと、鉄損を少なくすることが重要である。このためには二次再結晶粒度が小さいこと⁶⁾、{110}面がむしろ板面に対して 2° 程度の傾きをもつことが好ましい⁷⁾など磁区構造との関係から望ましい結晶組織の条件も明らかにされている。

本研究は冷延が二次再結晶にどのような意味か、また、冷延条件によつて二次再結晶粒径、結晶方位のコン

トロールが可能かどうかを知る目的で行つた探索的な二つの実験について報告するものである。

2. 実験 I 冷延方向を熱延方向から変えることの影響

2.1 実験方法

Table 1 に示す成分の鋼を熱延により 2.3 mm 厚の熱延板とした。この熱延板から Fig. 1 に示すように、熱延方向から 0°, 30°, 45°, 70°, 90°, の方向に切り出して実験試料を作製した。熱延と平行な試料 (以下、これを 0° 試料と呼び、他の試料もそれぞれ 30°, 45°, 70°, 90° 試料と呼ぶ)、70°, 90° の 3 試料については集合組織の比較を行つた。70° と 90° の試料は圧延率の比較も行い、90° の試料については 90.2% の圧延率の冷延も行つた。試料の処理工程と条件は Table 2 に示す。磁気特性は S・S・T (単板測定法) によつた。集合組織は通常の極点図と反転極点図法によつて調べた

Table 1. Chemical composition of the experimental material.

(weight %)						
C	Si	Mn	S	Al	N	Fe
0.053	2.93	0.080	0.026	0.030	0.0070	balance

昭和 59 年 3 月 7 日受付 (Received Mar. 7, 1984)

* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 工博 (Yahata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)第三技術研究所 (R & D Laboratories-III, Nippon Steel Corp.)

Table 2. Experimental procedure.

Hot band (2.3 mm)	→ Annealing (1 120°C)	→ Pickling	→ Cold rolling (70%, 87%)	→ Primary recrystallization (850°C, 5 min in wet H ₂)	→ MgO coating	→ Secondary recrystallization (1 200°C, 20 h in dry H ₂)
----------------------	--------------------------	------------	------------------------------	--	---------------	---

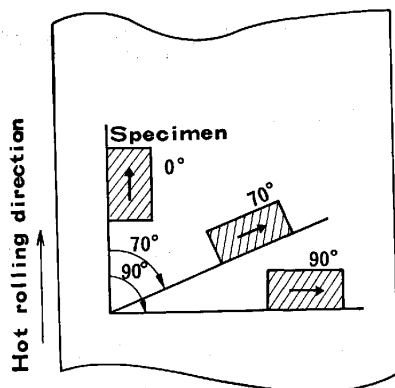


Fig. 1. Schematic diagram of specimens cut from hot rolled sheet.

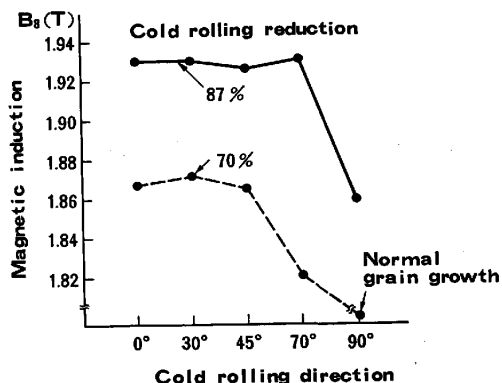


Fig. 2. Magnetic induction of specimens after secondary recrystallization.

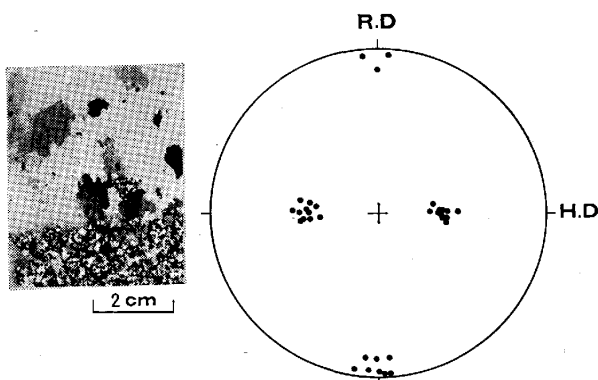


Fig. 3. Macro-structures and {200} pole figure of secondary recrystallized grains of the 90°-specimen cold rolled 87% and annealed at 1 200°C.

が、結晶粒の大きい、熱延板の表面層、二次再結晶粒については背面ラウエ法で、一個ずつ測定し極点図にプロットした。なお、冷延以降は基準を冷延方向にとつて整理し、熱延方向は (H・D) として示した。

2.2 実験結果と討論

Fig. 2 に 1 200°C 焼鈍後の各試料の磁束密度 B_s を示す。 B_s (800 A/M の磁化力における磁束密度) は二次再結晶集合組織の集積度を敏感に示す⁴⁾。この図で、87% 圧延率の場合をみると、 B_s の値は 90° 試料を除いて 1.93 T と高い値を示し、冷延方向による差は見られない。Fig. 3 に 90° 試料の二次再結晶後の結晶組織を示す写真と、二次再結晶粒についてラウエ法により測定した極点図を示している。90° 試料では二次再結晶は完全には発達しておらず、一次再結晶組織が残留している。しかし二次再結晶粒の {110} <001> 方位は他の試料と変わらない高い集積度となつている。極点図から B_s の値を推定すると約 1.94 T となり、0° 試料と変わらない。実測の B_s が低いのは一次再結晶組織が残留しているためである。

圧延率 70% の場合は、全体に B_s が低く、<001> の冷延方向への集積度が 87% 圧延率よりも低いことを示している。90° 試料の B_s が著しく低いのは、87% の場合と同じく、二次再結晶の不完全なことによる。

これらの結果から、冷延の圧延率が高いと {110} <001> 二次再結晶組織は、熱延方向に関係せず、一義的に最終の冷延方向にその <100> を集積するという重要な事実を得た。Fig. 4 は本実験に用いた熱延板焼鈍後の集合組織を示す {200} 極点図と、左側には圧延方向に平行な断面の顕微鏡組織を示している。(a) の粗大粒の結晶方位として、{110} が圧延面に平行なものが多いようであるが、方向は比較的ランダムである。(b) は中心層の延伸粒の集合組織を示す。これは鉄の圧延の最終安定方位である {111} <112>, {111} <110>, {100} <0vw> 等から構成されている。

Fig. 5 には 0°, 70°, 90° の試料について、冷延後と一次再結晶後の {200} 極点図を示している。87% の圧延率で冷延した後の集合組織は圧延による集合組織の形成が明瞭で、0° 試料では {111} ~ {112} <011>, {100} <0vw> 等が強い。70°, 90° 試料では {100} <0vw> が非常に強くなつていること、これと反対に {111} ~ {112} <uvw> 方位が減少していることがわかる。また 70°, 90° 試料では極点図が 0° 試料にくらべ対称性を失っており、とくに 90° 試料でこれが著しいことも示している。

一次再結晶集合組織についてみると、0° 試料はダブ

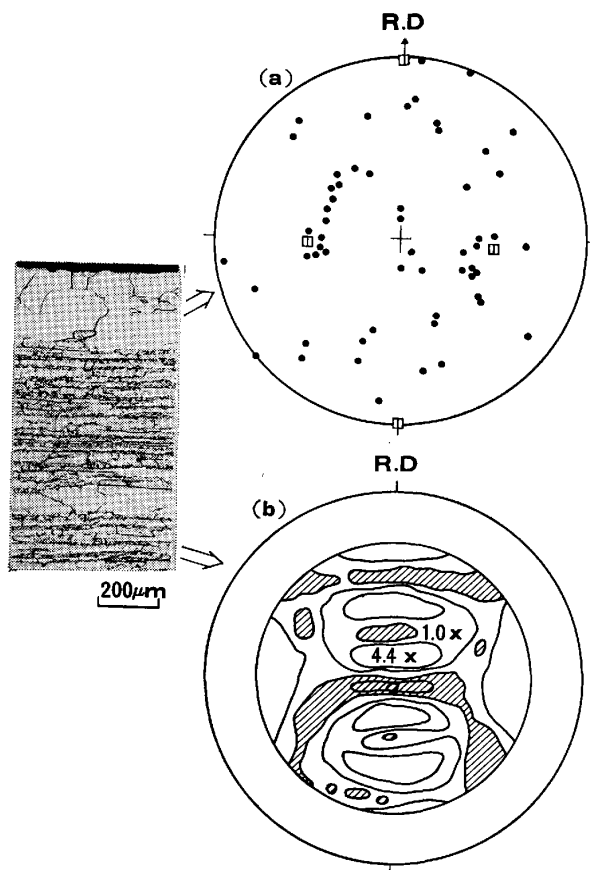


Fig. 4. Micro-structure and {200} pole figure of the 0°-specimen after hot coil annealing.

レットの $\{111\}\langle 112\rangle$ と $\{100\}\langle ouw\rangle$ が主方位である。70° 試料もほぼ同様の方位である。90° 試料では、この二つと異なり、0° 試料と同じ方位形成の途上にあるものと考えられるが、かなり分散した方位となっている。

Fig. 6 は 87% 冷延し、一次再結晶させた 0°, 70°, 90° の三試料について、圧延面に平行な結晶面の密度を測定したものである。 $\{110\}$ は非常に弱く、試料による差はない。 $\{200\}$ が 70°, 90° 試料で増加していること、90° 試料で $\{222\}$ がやや少ないことがわかる。

90° 試料を 87% 冷延し、一次再結晶させた後の極点図が、0° 試料の一次再結晶集合組織への途上である感じを与えたので、追加実験として 90° 試料を 0.225 mm 厚まで、90.2% の圧延率で冷延し、焼鈍する実験を行った。この結果を Fig. 7 に示す。(a) は冷延後、(b) は一次再結晶後の $\{200\}$ 極点図である。一見してわかるように、90.2% 冷延後は、0° 試料の極点図とほぼ等しい。 $\{111\}\langle 112\rangle$ と $\{100\}\langle ouw\rangle$ の方位をもち、明瞭な対称性をもった集合組織になっている。このことは、二次再結晶粒の発達に必要な一次再結晶集合組織をつくるための適正な圧延率が 0° 試料と 90° 試料では異なることを示している。90° 試料の二次再結晶が不十

分であった理由はここにあるものと考えられる。Fig. 8 に 70° 試料について、圧延率が 70% の場合の $\{200\}$ 極点図を示す。87% 冷延した時の 90° 試料と同じように方位の分散があり、対称性がない。

Fig. 9 は 70° 試料を 87% と 70% の圧延率で冷延し、最終工程まで処理した二次再結晶後の、 $\{200\}$ 極点図である。 $\{110\}\langle 001\rangle$ の集積度は 87% 圧延率では極めて高く、 $\langle 001\rangle$ は冷延方向に揃っている。70% 圧延率では分散が大きく、かつ熱延方向へ約 5° 偏っている。

3. 実験 II 溝付ロールによる冷延の効果

3.1 実験方法

実験 I と同じ素材を用いて、冷延ロール以外の条件も全く同じ工程と条件で処理する実験を行った。冷延方向は熱延方向と同じである。冷延ロールは Fig. 10 に示す二種類の溝をつけたロールを作製し、冷延の初期パスに用いた。熱延板 2.3 mm 厚から 1.5 mm 厚まで溝付ロールで冷延し、その後通常のロールで 0.30 mm 厚まで冷延した場合と、最初から通常のロールで冷延した場合とについて、集合組織の変化を比較した。

3.2 実験結果と討論

最終工程まで処理した試料は全部二次再結晶を完了していた。Fig. 11 に二次再結晶粒の極点図と結晶粒のスケッチを示す。(a) は通常のロール、(b) は縦溝ロール、(c) は 45° 溝付のロールの場合である。この図からわかるように、溝付ロールで初期パスを冷延した試料の極点図は通常のロールで冷延したものと異なっている。溝付ロールで圧延したものは $[001]$ 軸は冷延方向に平行で変わっていないが、 $\{110\}$ 面が圧延方向の $[001]$ 軸まわりに回転した結晶が多い。極点図中に記した B_g の値がこの三つでほとんど変わらないことは $[001]$ 軸の冷延方向への集積度が変わらないことを示している。結晶粒の中に書かれた番号は極点図中のそれと対応している。 $[001]$ 軸まわりに回転した結晶は、(b) では $\{210\}$ 程度まで、(c) では $\{310\}$ から $\{100\}$ 近くまでのものが存在する。これらの $[001]$ 軸まわりに $\{110\}\langle 001\rangle$ が回転した方位をもつ二次再結晶粒は、回転していない粒に比べ、その粒度が小さい傾向をもっている。従つて $\{210\}\langle 001\rangle$, $\{310\}\langle 001\rangle$ 等の粒の全体に占める割合はそれほど大きなものではない。しかし、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の粒の間に、割り込んだように発生しているため、二次再結晶の平均粒径を小さくする効果を生んでいる。

Fig. 12 は一次再結晶後の試料表面に平行な結晶面の

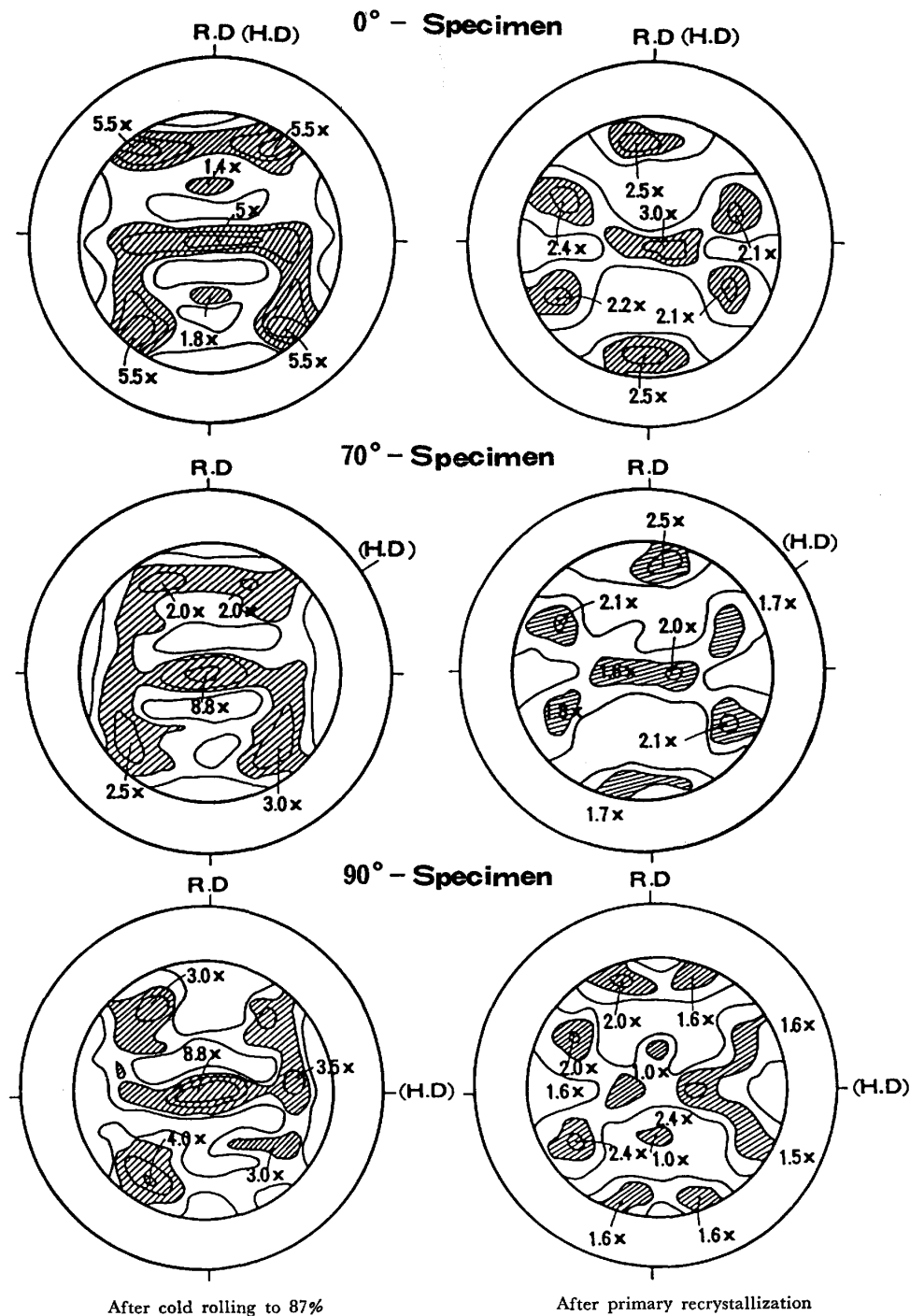


Fig. 5. $\{200\}$ pole figures of the specimens after cold rolling and after primary recrystallization annealing.

密度を示す。溝付ロールで冷延した場合、 $\{111\}$ が急激に減少している。このほか、 $\{210\}$ 、 $\{301\}$ が一次再結晶組織中に増加している。 $\{110\}$ はどのロールで圧延してもほとんど増減がない。この一次再結晶組織の変化は二次再結晶組織の変化に対応するものである。

4. 考 察

二次再結晶集合組織は、一次再結晶後の高温長時間焼

鈍で発達する。従つて、二次再結晶の核は一次再結晶粒の中にある。DUNN ら⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾ の先駆的研究は二次再結晶核の生成モデルの基本的な考え方を提供した。この考えによると、二次再結晶核は一次再結晶組織の主方位 (main component) から偏つた副方位 (deviating minor component) の一次再結晶粒 (以下一次粒という) から発生する。この副方位は体積的には 5% 以下である。この一次粒の粒径 D と、主方位の一次粒径 d との

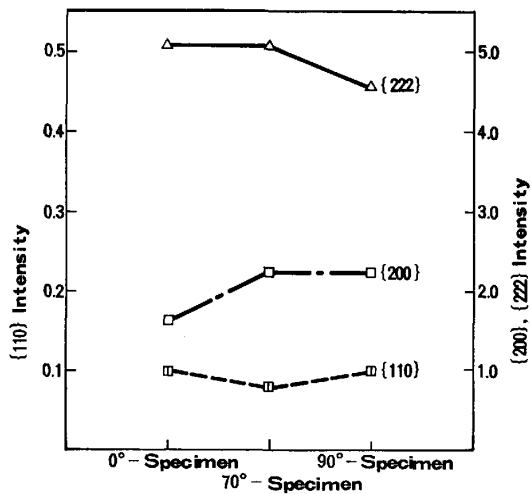
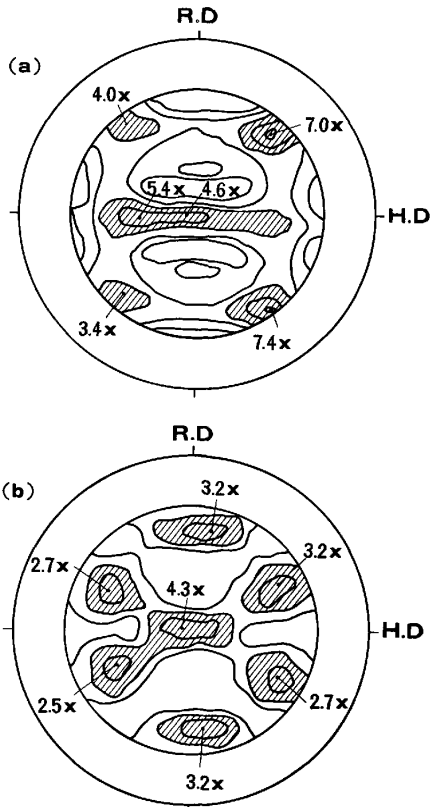


Fig. 6. Relative planar orientation density of surface layers of the specimens after 87% cold rolling and primary recrystallization annealing.

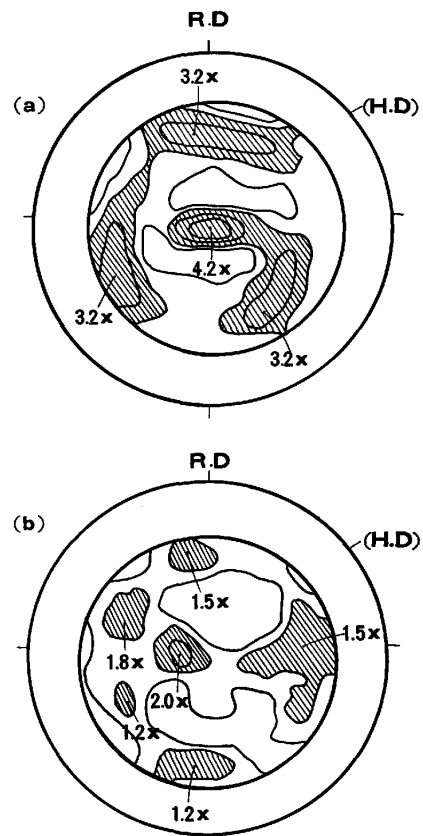


(a) After cold rolling to 0.225 mm.
(b) After cold rolling and primary recrystallization.

Fig. 7. {200} pole figure of 90°-specimen after cold rolling to 0.225 mm (90.2% reduction) and after primary recrystallization.

間に、 $D/d \geq 2$ の関係が成立するとき一次粒は二次再結晶粒（以下二次粒という）に成長する。

DUNN らは当時に行われていた再結晶集合組織形成についての二つの説, oriented nucleation と oriented growth を併せ, oriented nucleation and growth selec-



(a) After cold rolling.
(b) After cold rolling and primary recrystallization.

Fig. 8. {200} pole figures of the 70°-specimen after cold rolling of 70% and after primary recrystallization.

tivity という表現が二次再結晶の発達を適切に表現できると結論している。一次粒の中で二次粒に成長するのは、一次再結晶の際、他の方位よりも先に再結晶し、まだ再結晶していないマトリックスを食って優先的に成長する。このため一次粒の中で大きな粒径を持つことになる。この粒が粒界エネルギーによる駆動力、 $\Delta F/V = \gamma (1/d = 1/D)$ によつて成長し、一定の大きさに達し二次再結晶の核となる。ここで γ は粒界エネルギー、 V は体積分率、 d は一次粒の粒径、 D は二次粒へ成長する一次粒の粒径である。

DECKER と HARKER¹¹⁾ は {110}<001> を含むこれに近い方位をもつ多結晶を 40% 冷延し、X線による測定を行つた結果、{110}<001> 方位の粒が他の方位のものに比較して歪みを受けやすく、したがつて焼鈍に際して最初に再結晶し、優先的サイズを獲得すると報告している。和田ら¹²⁾は (110) [001] 単結晶を冷延すると周知のように {111}<112> の最終安定方位へ向かつて結晶の回転を生じるが、この回転は単結晶内で均一に起きるのではなく、早い部分と遅い部分があり、遅い部分は 70% の冷延後も (110) [001] 方位を保っていること、またこ

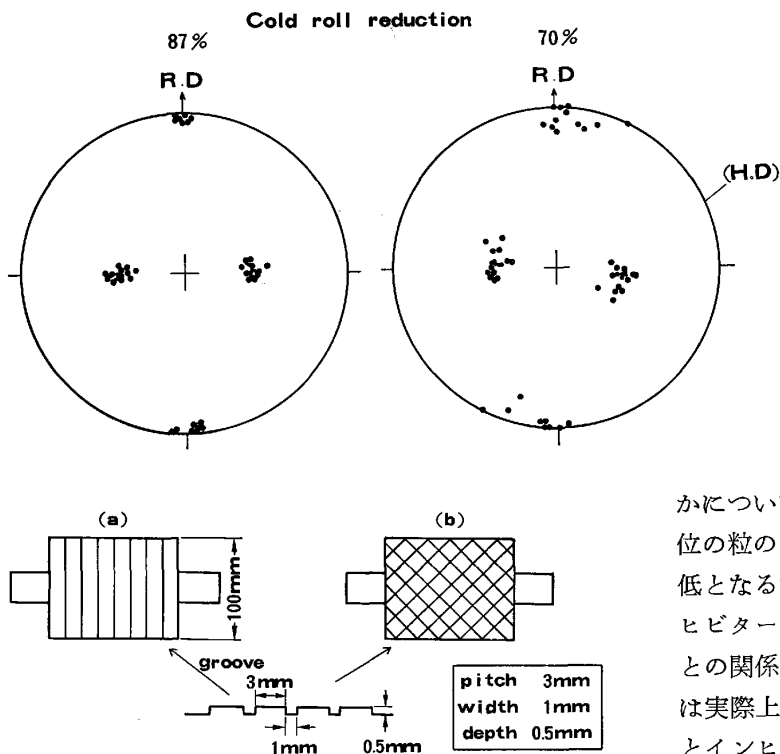


Fig. 9. $\{200\}$ pole figures of the 70°-specimen after the secondary recrystallization.

(a) parallel groove roll. (b) 45 degree groove roll.

Fig. 10. Rolls with grooves used in the experiment II.

の部分の歪みが最も大きいことを明らかにした。再結晶集合組織はもちろん $\{110\}\langle 001\rangle$ である。これらの研究は実際の工業的な製品をつくる場合とは素材が異なるとはいえず、歪みの大きい $\{110\}\langle 001\rangle$ が優先的に再結晶することを証明したものとえよう。

一次再結晶組織と二次再結晶組織の方位関係も重要な因子であろう。DUNN らはこれについて意味ある関係を見出すことには成功していない。SHINOZAKI ら¹³⁾、また DATTA¹⁴⁾は $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶を生む一次再結晶組織として、 $\{111\}\langle 112\rangle$ が必要であること、その機構として $\{110\}\langle 001\rangle$ と $\{111\}\langle 112\rangle$ の間には多数の対応粒界 (coincidence boundary) があることをあげている。

二次再結晶の出現の要件として、インヒビターの存在を忘れる訳にはいかない。DUNN らの研究はこのインヒビターのない単結晶で行われている。この場合に二次再結晶が発達した理由は高い集積度をもつ一次再結晶集合組織が存在したためである。多結晶の場合にはこのようなことを起こり得ない。

MAY と TURNBULL¹⁵⁾は MnS を含有する 3% けい素鋼を用いた研究を行い、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶の発達に MnS が有効であることを示した。その機構としては、弱い一次再結晶集合組織をもつ結晶粒の成長を抑制し、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位をもつ粒の成長を助けるものと説明している。なぜ $\{110\}\langle 001\rangle$ のみが二次粒の核となる

かについては、MnS を添加することによつて、この方位の粒の自由エネルギーが他の方位のものに比較して最低となるため、と言及しているのみである。その後インヒビターについて多数の研究が行われたが二次再結晶核との関係で論ぜられたものはない。インヒビターなしでは実際上二次再結晶は得られないのであるから、核生成とインヒビターの関係は今後明らかにすべき重要なテーマであろう。

以上のような二次再結晶に関するこれまでの視点から今回の研究を考察してみよう。

実験 I は熱延方向と冷延方向をずらして、70%、87% の圧延率で冷延を行ったものである。この結果、二次再結晶粒の方位は圧延率 70% では $[001]$ 軸が熱延方向に偏るが、87% の圧延率では、熱延の方向に関係せず、冷延方向に正しく配位する。つまり 70% 圧延率では熱延組織の影響を受けるが、87% 圧延率では冷延によつて一義的に $[001]$ 軸の配位が決まる。SHINOZAKI ら¹¹⁾は二段冷延法で同じように冷延方向を変える実験を行っている。この場合、中間焼鈍後に試料を圧延方向にずらして切り出し、60% の圧延率で最終の冷延を行う実験を行っている。その結果、 $\{110\}$ 面は各方向試料で得られたが、 $\langle 001\rangle$ 軸は全体に熱延方向への偏りが観察され、最終の冷延方向に $\langle 001\rangle$ 軸を配位したのは、熱延と平行、および直角の方向に切り出して冷延した試料のみであつた。

一段冷延法と二段冷延法の相違は冷延の回数と中間焼鈍の有無が見かけ上、大きい。しかし、もう一つの差は最終の冷延の圧延率である。二段冷延法では大きくてもせいぜい 60~70% までである。これに対して一段冷延法では 85% 以上と高い最終の圧延率である。ここに一段冷延法と二段冷延法の本質的な違いがあると言つてよいのではなからうか。

TAKASHIMA ら⁶⁾は AlN と MnS をインヒビターと

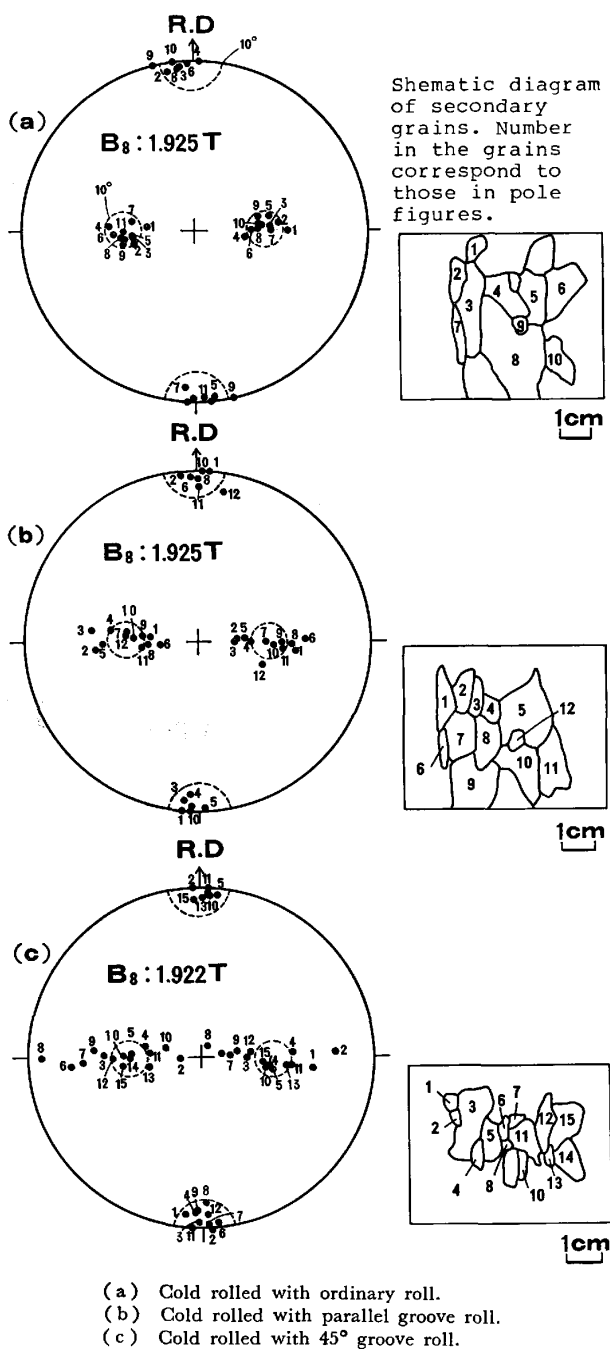


Fig. 11. $\{200\}$ pole figures of secondary recrystallized grains for three kinds of rolling conditions.

して含むけい素鋼を用いた研究を行い、二次再結晶粒の $\langle 001 \rangle$ 軸は最終冷延の圧延率とともに冷延方向に正しく配位することを示した。この場合一次粒の $\langle 001 \rangle$ 軸も圧延率とともに冷延方向に揃うこと、また大きな圧延率をとると一次再結晶粒の径が小さくなるため、インヒビターの抑制力が強い場合でないとは二次再結晶が起きないことを指摘している。

SHINOZAKI ら¹³⁾は $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位の二次粒の発達が一二次再結晶組織の中の $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位との関係があることを指摘している。本研究の 90° 試料では圧延率87

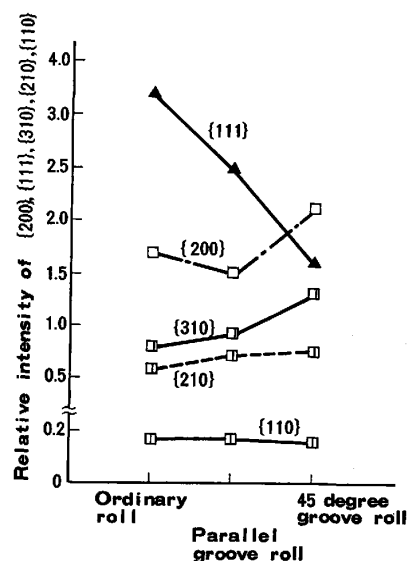


Fig. 12. Influence of cold reduction with groove roll on relative planer orientation intensity after primary recrystallization.

%の場合二次再結晶は十分に発達しておらず、一次再結晶粒が多少残留していた。しかし、発生した二次粒の $\langle 001 \rangle$ 軸は冷延方向に正しく配位していた。この試料の一次再結晶集合組織は他の方向の試料のように、 $\{111\}\langle 112 \rangle$ と $\{100\}\langle ovw \rangle$ の方位にはつきりと集中したものではなかつた。ところが、この 90° 試料に追加冷延し、圧延率90.2%とすると、一次再結晶後、他の試料と同じく、 $\{111\}\langle 112 \rangle$ と $\{100\}\langle ovw \rangle$ の集合組織を示す。さらに、これを高温焼鈍すると、二次再結晶は完全に発達し、87%冷延の場合に見られた一次再結晶の残留もない。強い一次再結晶集合組織をもつことが二次再結晶粒の成長を助けたものと考えられる。

実験IIは一段冷延法で冷延する場合の、冷延ロールに溝を付けて、冷延の初期パスに用いたものである。溝付ロールによる研究としては熊沢ら¹⁶⁾¹⁷⁾¹⁸⁾が直交溝を付けたロールで冷延することにより、高温焼鈍後 $\{100\}\langle uvw \rangle$ 方位集積度の高い組織が発達することを報告している。また、菅、嶋中¹⁹⁾は同じく溝付ロールによる圧延を行い、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位結晶の粒径や、 $\{210\}\langle 001 \rangle \sim \{001\}\langle 001 \rangle$ 方位成分に影響があつた、と述べている。本研究では、溝付ロールで圧延の初期パスを冷延することによつて、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 二次再結晶粒の中に $\{210\}\langle 001 \rangle$ 、 $\{310\}\langle 001 \rangle$ 等の方位をもつ粒が現れた。これと対応して、一次再結晶組織の中には $\{210\}\langle uvw \rangle$ 、 $\{310\}\langle uvw \rangle$ 等の方位が増加していることが観測された。

この事実は、溝付ロールによつて一次再結晶組織中に増加した $\{210\}\langle uvw \rangle$ 、 $\{310\}\langle uvw \rangle$ 等の中から新しく二次再結晶核へと成長したものがあることを示している。

このように、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶組織の中に、 $\langle 001\rangle$ 軸まわりに回転した系列の二次再結晶粒が出現する理由は、一次再結晶の際にこれらの方位が優先サイズを形成する大きな歪みエネルギーを持つていたためであろう。溝付ロールによる冷延によつて、通常のスムーズロールと圧延応力が異なり、圧延後の鋼板の蓄積エネルギーの面方位による変化の傾向が異なることが報告されている¹⁷⁾。すなわち、通常 70% 圧下率の冷延後の蓄積エネルギー (V) は $V_{110} > V_{111} > V_{100}$ であるものが溝付ロールで圧延されたものは $V_{100} > V_{111}$ となつている。

本実験の場合は、例えばスムーズロール冷延では $V_{110} > V_{210} > V_{310} > V_{100}$ であるものが、異常な応力によつて局部的に $V_{210} \geq V_{310} \geq V_{110}$ となつたと考えられる。

このような $\langle 001\rangle$ 軸まわりに回転した二次再結晶粒は、その粒径が小さく、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶粒の間に副生したように見える。冷延によつて、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 以外の方位をもつ結晶粒を出現させ、全体として $\langle 001\rangle$ 軸の冷延方向への集積度が変わらないような $\{hkl\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶集合組織が得られるならば、圧延方向のみでなく、直角方向の特性も良い、利用範囲の広い方向性珪素鋼板が得られる。また、二次再結晶の粒度を小さくすることによつて、磁区幅を小さくし、ひいては鉄損の低いけい素板を得ることができる²⁰⁾。

この二つの試みは、二次再結晶の核の生成について、冷延が極めて重要な働きをすること、通常の圧延応力以外の力が冷延時に作用すると、 $\langle 001\rangle$ 軸まわりに回転した $\{hkl\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶粒を出現させるという機構を明らかにした。

5. 結 言

3% けい素鋼の $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶に及ぼす冷延の影響について、二つの探索的実験を行った。一つは熱延方向と異なる方向に、70%、87% の圧延率で冷延する実験であり、他の一つは、冷延の初期パスに縦溝、45° 溝と二種類の溝付ロールで冷延するものである。実験の結果、次の事項が判明した。

(1) 冷延の圧延率が 87% と高い場合、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 二次再結晶組織は、熱延方向とは無関係にその $\langle 001\rangle$ 軸を冷延方向に正しく配位する。70% 圧延率の場合に

は、 $\langle 001\rangle$ 軸は熱延方向に傾く。 $\langle 001\rangle$ 方向の冷延方向への配位は熱延組織に依存せず、冷延率によつて決定される。

(2) 溝付ロールによる初期パスの冷延で、二次再結晶粒に $\{210\}\langle 001\rangle$ 、 $\{310\}\langle 001\rangle$ 等の $\{110\}\langle 001\rangle$ を $\langle 001\rangle$ 軸まわりに回転した二次再結晶粒が出現し、平均の二次再結晶粒を小さくすることがわかつた。

(3) 以上の二つの実験結果から、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の二次再結晶にとつて、冷延が極めて支配的因子であることが確認された。

文 献

- 1) N. P. Goss: 米国特許 196559 (1933)
- 2) 田口 悟: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 49
- 3) F. A. MALAGARI: IEEE Trans. on Magnetics, MAG-13 (1977), p. 1437
- 4) I. GOTO, I. MATOBA, T. IMANAKA, T. GOTOH and T. KAN: Soft Magnetic Material, 2 (1975), p. 262
- 5) K. TAKASHIMA, T. SATO and F. MATSUMOTO: AIP Conf. Proc., 29 (1975), p. 566
- 6) M. F. LITTMAN: J. Appl. Phys., 38 (1967), p. 1104
- 7) T. NOZAWA, T. YAMAMOTO, Y. MATSUO and Y. OHYA: IEEE Trans. on Magnetics, MAG-14 (1978), p. 252
- 8) C. G. DUNN: Acta. Metall., 1 (1953), p. 163
- 9) C. G. DUNN: Acta. Metall., 2 (1954), p. 173
- 10) C. G. DUNN and P. K. KOH: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 80
- 11) B. F. DECKER and D. HARKER: J. Appl. Phys., 22 (1951), p. 900
- 12) 和田敏哉, 黒木克郎, 原勢二郎: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 1158
- 13) M. SHINOZAKI, I. MATOBA, T. KAN and T. GOTOH: Trans. JIM., 19 (1978), p. 85
- 14) A. DATTA: IEEE Trans. on Magnetics, MAG-12 (1976), p. 867
- 15) J. E. MAY and D. TURNBULL: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 769
- 16) 熊沢増治, 中川恭弘, 本城 修: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1828
- 17) 熊沢増治, 岩山健三, 菅 洋三: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1838
- 18) 熊沢増治, 中川恭弘, 本城 修, 関根知雄: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 2334
- 19) 菅 孝宏, 嶋中 浩: 日本金属学会講演概要 (1978.4 月), p. 109
- 20) 和田敏哉, 岩山健三, 黒木克郎: 日本特許公報, 昭 58-55211