

一方向性珪素鋼の2次再結晶機構



井 口 征 夫*

Mechanism of Secondary Recrystallization in Grain Oriented Silicon Steel

Yukio INOKUTI

1. 結 言

一方向性珪素鋼板は1934年にGoss¹⁾によつて製造法が発明され、主として米国のArmco社を中心として研究開発されてきた²⁾³⁾⁴⁾。その後の種々の改善、例えばCARPENTERら²⁾による連続焼鈍で脱炭する方法、LITTMANNら⁴⁾によるスラブ高温加熱による1次再結晶粒成長抑制剤(インヒビター)の微細析出を利用する手法等により一方向性珪素鋼の磁気特性は著しく向上した。第一期の技術開発による製造方法は中間焼鈍をはさむ2回冷延法であり、1960年頃まで改良が続いたが以降は大きな変化がなく技術的にも到達し得る限界にきているように考えられていた。

このような状況に大きな変化を与えたのが1968年新日本製鉄が発表したHi-B^{5)~17)}の名称をもつ高磁束密度一方向性珪素鋼板であり、その後川崎製鉄も1973年に高磁束密度一方向性珪素鋼板RG-H^{18)~20)}の生産を開始した。さらに1977年米国GE社からB添加高磁束密度一方向性珪素鋼板²¹⁾²²⁾が発表され、続いてアレーゲニー社はGE方式で試作を開始した²³⁾²⁴⁾。しかしながらこの製造方法は工業的に安定生産が容易でなく市場への供給量は少ないといわれている。したがつて現在高級一方向性珪素鋼板は上記の日本の2社の技術を主体に製造されており、日本はこの分野の開発において世界の先導的役割を果し、世界の省エネルギーに大きく寄与している。これらの高磁束密度一方向性珪素鋼板は2次再結晶粒の[100]軸の圧延方向への集積度を従来の一方向性珪素鋼板の平均7~10°から平均3~4°へ著しく改善したものである。本報ではこの第二期の間に発達した2次再結晶組織制御について著者の研究結果を中心とした解説を行う。

2. 第一期に対応する研究成果

一方向性珪素鋼板に関する基礎研究は冷延・再結晶集合組織と析出分散相を主体に進められて来た。まず一方向性珪素鋼板のGoss方位集合組織の発生に関して五

弓、阿部ら^{25)~27)}による多結晶体の研究に端を発し、DUNN²⁸⁾²⁹⁾、DUNNとKOH^{30)~33)}、WALTERとHIBBARD^{34)~36)}、HU^{37)~40)}、田岡、古林ら^{41)~45)}による珪素鋼単結晶の実験から、{111}〈112〉方位の冷延集合組織の重要性が指摘されている。また析出分散相に関してはFAST⁴⁶⁾によるNの実験に始まり、MAYとTURNBULL⁴⁷⁾⁴⁸⁾により2次再結晶を起こすためには析出分散相の存在により、1次再結晶粒の成長を抑制することが必要であることが示された。その後FIEDLER^{49)~52)}、FLOWER⁵³⁾⁵⁴⁾、SWIFT⁵⁵⁾、斉藤⁵⁶⁾、田口、坂倉¹¹⁾¹²⁾⁵⁷⁾、松岡⁵⁸⁾⁵⁹⁾により硫化物、窒化物等の析出分散相の存在による2次再結晶への影響に関する研究が行われた。

以上開発第一期に対応する研究は2次再結晶粒の優先成長、すなわち“冷延不安定方位であるGoss方位がなぜ優先成長するのか”という疑問と2次再結晶を起こすための条件の解明に主眼が置かれた。しかしながら当時の実験は今日のような微量のインヒビターと集合組織制御により高度に集積したGoss方位2次再結晶粒を得ることができる試料を用いていないため、第二期の開発に対応する高級一方向性珪素鋼板の2次再結晶機構を必ずしも明確に説明できるものではなかつた。

3. 第二期に対応する研究成果

3.1 Goss方位2次再結晶核の生成位置と分布状況

2次再結晶は1次再結晶組織中の特定のGoss方位の1次再結晶粒(2次再結晶核)が他の方位の1次再結晶粒を蚕食して異常結晶粒成長する現象である。DUNN²⁸⁾は3%珪素鋼の単結晶試料を用いて冷延・再結晶後の2次再結晶初期の構造を最初に観察したが、最も重要な過程である核生成については詳細な観察を行っていない。その後PHILIPとLENHART⁶⁰⁾は2次再結晶初期に鋼板の表面近傍に存在する大きな結晶粒が2次再結晶核であろうと予想して、結晶方位測定を試みたが失敗したと述べている。一方光法⁶¹⁾⁶²⁾は2次再結晶処理前に鋼板の表面層を除去すると2次再結晶が起こりにくくなり、しかもGoss方位集積度が低下することから2次再結晶の

昭和59年2月27日受付(Received Feb. 27, 1984)(依頼解説)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 工博(Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

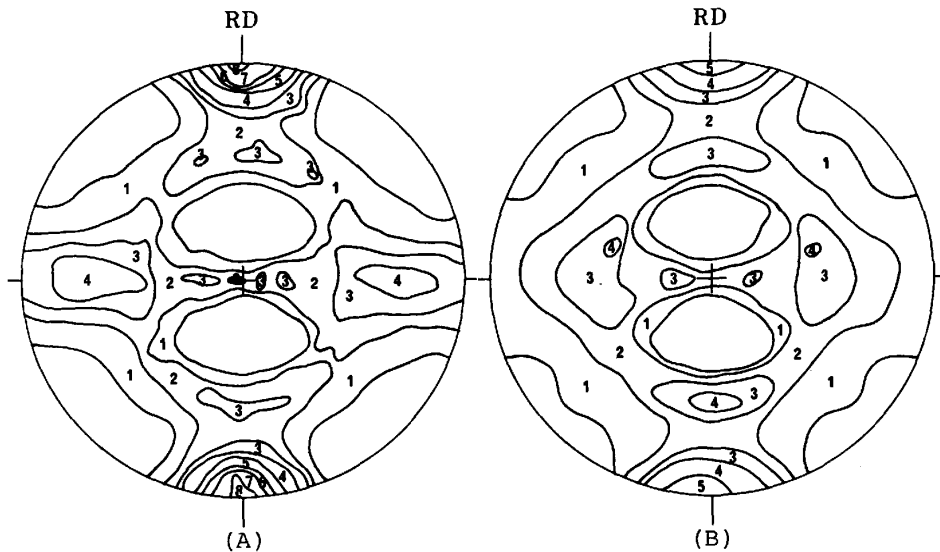


Fig. 1. (200) pole figures of (A) 1/10 depth under the surface and (B) center of the as-decarburized and primary recrystallized steel sheet, prior to the secondary recrystallization.

Table 1. The grain size of (A) 1/10 depth under the surface and (B) center of primary recrystallized steel sheet, prior to the secondary recrystallization.

	(110)[001] grain	Matrix grain
(A) 1/10 depth under the surface	33-98 μm	18 μm
(B) Center	13-25 μm	18 μm

核発生は表面近傍が優先しているであろうと推測した。

INOKUTI ら⁶³⁾⁶⁴⁾は高級一方向性珪素鋼板の2次再結晶前の脱炭・1次再結晶焼鈍板を板厚方向にわたってX線による集合組織変化とKOSSEL法により1次再結晶粒の詳細な方位測定を行い、Goss方位2次再結晶核は鋼板の中心層よりも表面近傍において優先生成することを示した。Fig. 1は鋼板表面から板厚方向1/10深さの位置と中心層の集合組織の比較を示すが、表面近傍と中心層の集合組織はかなり異なることがわかる。すなわち表面近傍の集合組織は(110)[001]、(210)[001]、(310)[001]方位が強い。これに対して中心層の集合組織は(111)[11 $\bar{2}$]、(111)[1 $\bar{1}$ 0]、(120)[001]方位が強い。またFig. 2は鋼板表面から板厚方向1/10深さの位置の1次再結晶粒をKOSSEL法で調査したときの結晶粒方位解析の模式図であるが、赤で示したGoss方位の1次再結晶粒は圧延方向に長さ約600 μm 、幅約150 μm の特定領域内に優先生成し、しかもその領域内では単一の大きな結晶粒と数個の結晶粒が集合体の群落を形成しているのが注目される。これら鋼板表面近傍のGoss方位結晶粒径はTable 1から明らかのように他の方位の結晶粒径よりも2~6倍大きい。他方中心層について同様のKOSSEL法で調査した結果ではGoss方位を有する1次再結晶粒はFig. 2の赤の領域で見られるようなGoss方位粒の集合体として生成しているのではなく単独で1個

1個独立して存在し、しかもその結晶粒径も小さく他の方位のマトリックス結晶粒径と同程度である。したがってGoss方位2次再結晶核は鋼板の中心層ではなく表面近傍の圧延方向に長く伸びた特定領域内で、Goss方位の大きな1次再結晶粒の集合体の群落として優先生成するのが特徴である。またFig. 2の赤の領域のGoss方位1次再結晶粒集合体の独特の生成状況から判断すれば、Goss方位2次再結晶核は2次再結晶直前の脱炭・1次再結晶焼鈍において生成したものではなく、それ以前の工程、例えば中間焼鈍あるいはそれよりもさらに前の熱延工程において既にGoss方位結晶粒を優先生成させるための素地ができあがっていたものと判断される。

最近PEASE ら⁶⁵⁾はSACP (Selected Area Channeling Pattern) 法により2次再結晶焼鈍前の1次再結晶粒の方位測定を行いGoss方位2次再結晶核発生が表面から限定した深さにおいて優先的に起こることを示した。しかしながら2次再結晶核の大きさおよび分布状況は上記の結果と一致していない。この原因は明らかではないがおそらくインヒビターの相違によるのではないかと考えられる。

Fig. 3は高級一方向性珪素鋼板の中間焼鈍後の鋼板表面から板厚方向1/10深さの位置の1次再結晶粒をKOSSEL法で調査したときの結晶方位解析の模式図⁶⁵⁾⁶⁷⁾である。中間焼鈍後のGoss方位1次再結晶粒は脱炭・1次再結晶焼鈍の場合と同様、鋼板表面近傍において圧延方向に長く伸びた特定領域内でGoss方位1次再結晶粒が集合体を形成し、かつ結晶粒径は他の方位より2~4倍大きい。また中心層にはGoss方位の大きな1次再結晶粒の集合体は存在しない。このように中間焼鈍においても既に鋼板表面近傍の特定領域においてGoss方位1次再結晶粒が優先生成することから、Goss方位2次再

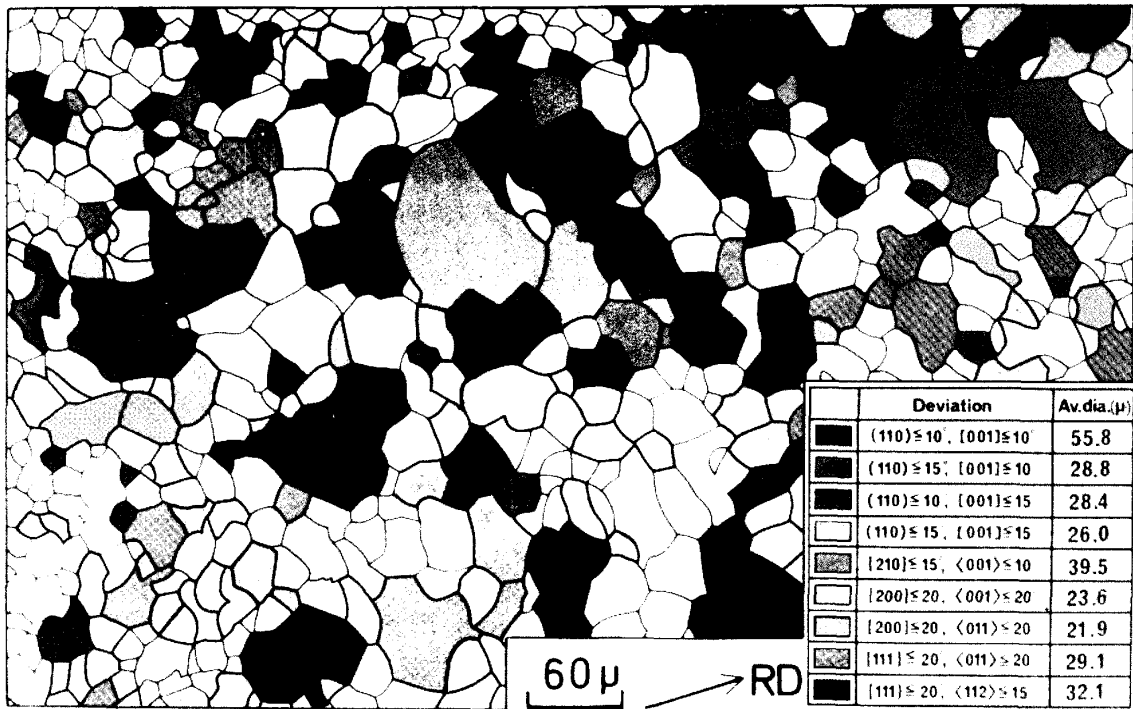


Fig. 2. The schematic illustration of the orientation analysis of the primary grains done by TK technique in the 1/10 depth under the surface of the as-decarburized and primary recrystallized steel sheet, prior to the secondary recrystallization.

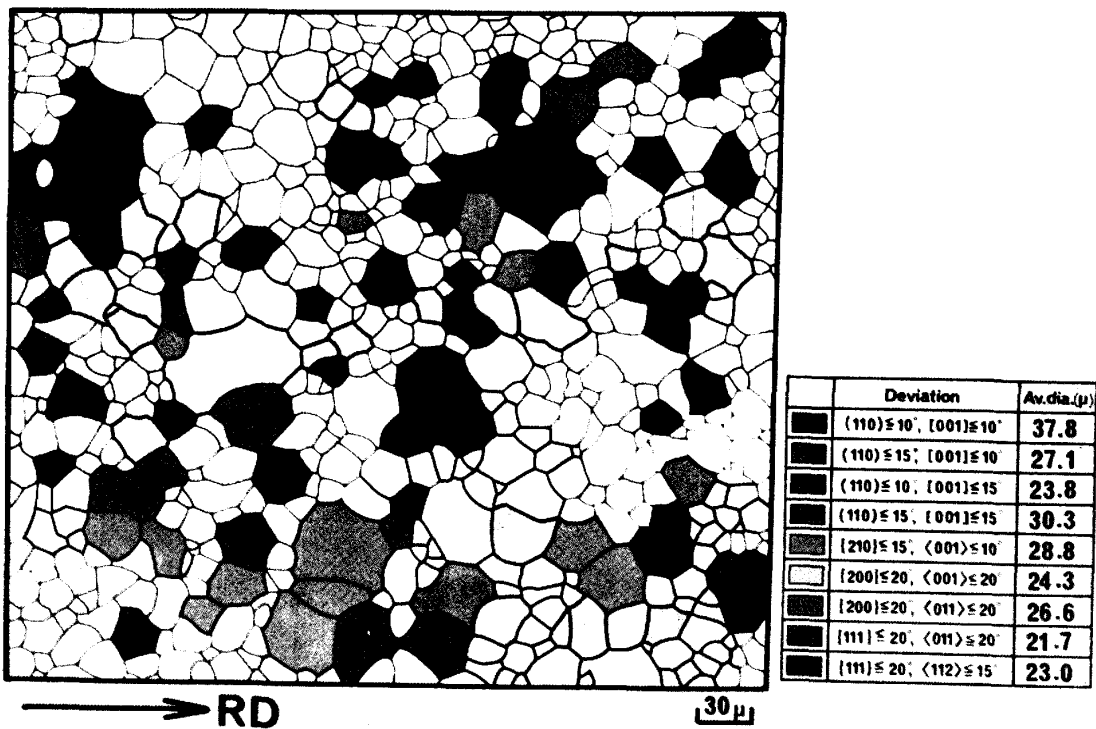


Fig. 3. The schematic illustration of the orientation analysis of the primary grains done by TK technique in the 1/10 depth under the surface of the intermediate annealed steel sheet.

結晶核の発生の起源は中間焼鈍より前の熱延過程において起こると考えられる。

3.2 Goss 方位 2 次再結晶核発生の起源

珪素鋼の熱延組織は板厚方向にわたって不均一で表面近傍では等軸粒が多く、中心付近では伸長粒であること、またそれに対応して集合組織も異なることが報告されている^{68)~80)}。Fig. 4 は高級一方向性珪素鋼熱延板の板厚方向にわたつての (110) および (200) 面強度変化と断

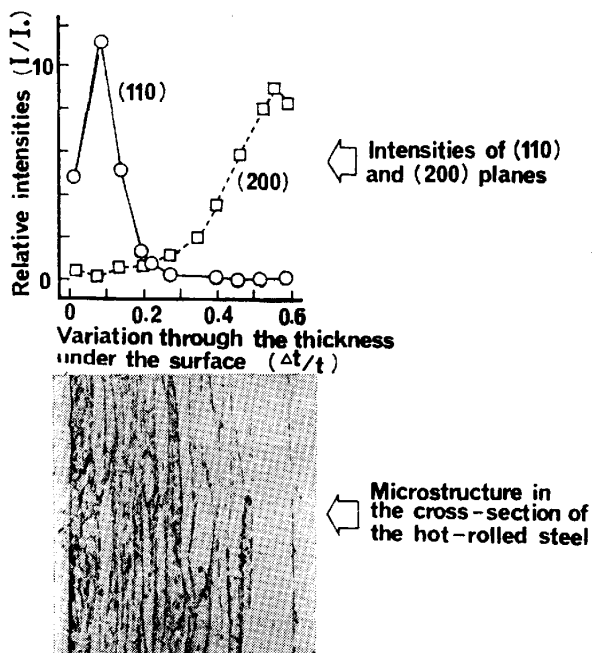


Fig. 4. The variation of intensities of (110) and (200) planes through the thickness from the surface to the center of the hot-rolled steel sheet. The bottom micrograph shows the microstructure in the cross-section of the hot-rolled steel sheet.

面組織を示す。熱延板の集合組織は表面から板厚方向 1/10 深さの位置において (110) 面が最も強く、中心層では (200) 面が強い。また Fig. 5 には熱延板の表面から板厚方向 1/10 深さの位置と中心層の (200) 極点図の比較を示すが、表面近傍の集合組織は Goss, 中心層の集合組織は <011> 繊維組織である。

Photo. 1 は熱延板の Goss 強度が最強である位置を KOSSEL 法により調査した結果⁷⁷⁾⁷⁸⁾を示す。この位置の結晶組織は圧延方向に長く伸びた Goss 方位伸長粒と 10~60 μm 程度の等軸 (再結晶) 粒から構成される。この Goss 方位伸長粒は KOSSEL ラインの幅広がりから明らかのようにひずみの存在する未再結晶粒であるが、未再結晶粒中の黒い斜線で示した長さ 100~1000 μm, 幅 100 μm 程度の小さな領域においてはひずみの存在しない鋭い KOSSEL パターン ($K_{\alpha 1}$ と $K_{\alpha 2}$ ラインの両方が明瞭に観察され、単結晶で得られると同等の鋭いラインを示す) が得られる。次に詳述する解析からこのひずみの存在しない小さな領域が Goss 方位 2 次再結晶核の発生源であり、しかも Goss 核発生源の結晶方位はひずみの存在する Goss 方位未再結晶領域に比べてより正確な Goss 方位を示す。

Fig. 6 は熱延板表面近傍の Goss 方位 2 次再結晶核発生源 {(A) の斜線で示す領域} を従来⁷⁸⁾の考えと比較して示したものである。すなわち従来 Goss 方位 2 次再結晶核の発生源は表面近傍の再結晶組織中の Goss 方位の結晶粒 {Fig. 6 中の (C) の結晶粒} あるいは deformation band や highly curved position から発生した Goss 方位の再結晶粒 {Fig. 6 中の (B) の結晶粒} ではないかと想像されていた。また冷延不安定方位である Goss 方位 2 次再結晶核発生の機構に関する解答

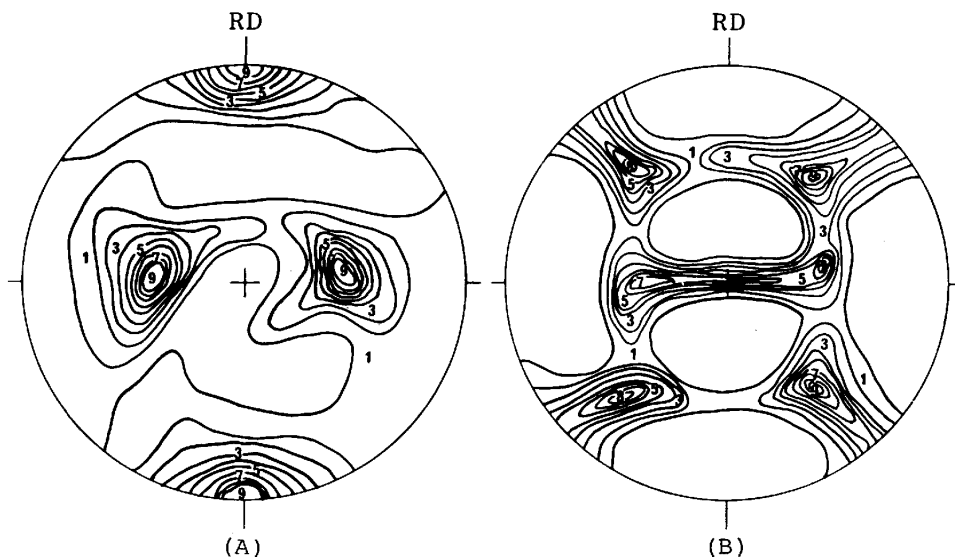


Fig. 5. (200) pole figures of (A) 1/10 depth under the surface and (B) center of the hot-rolled steel sheet.

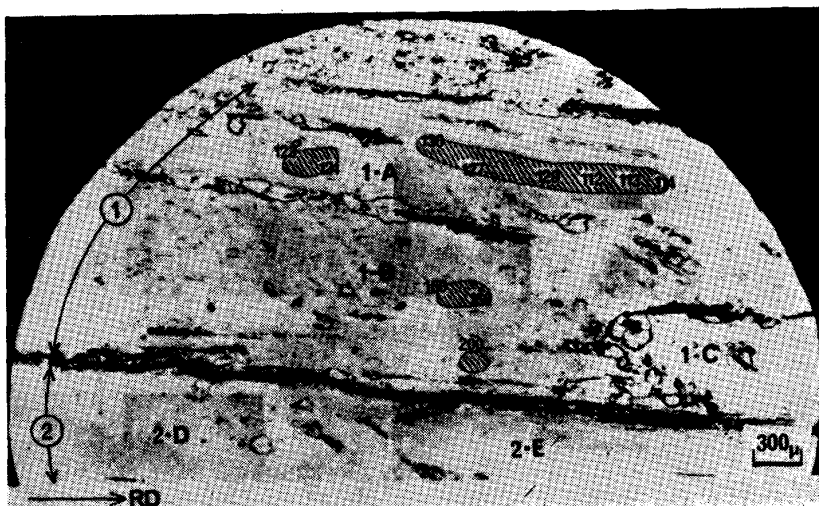


Photo. 1. The highly oriented (110)[001] areas with the line sharpening TK patterns taken from the polygonized (110)[001] matrix bands in 1/10 depth under the surface of the hot-rolled steel sheet.

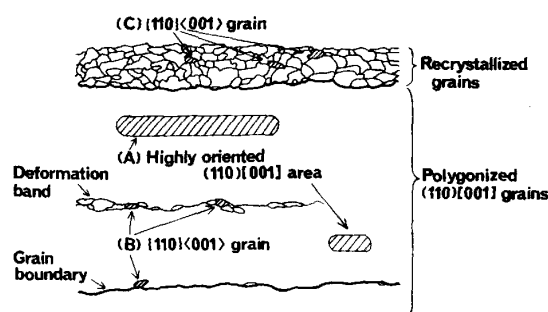


Fig. 6. The comparison of the formation of (110)[001] grains in the vicinity of the surface of the hot-rolled steel sheet.

として Goss 核発生源はまわりに Goss 方位未再結晶粒に大切に保護された状況，すなわち卵にたとえるならば卵の白味が Goss 方位未再結晶粒中のひずみの存在する領域，卵の黄味の部分がひずみの存在しない小さな領域となつていのである。

3.3 Goss 方位 2 次再結晶核発生源からの継承機構

初期の研究において阿部⁷⁰⁾は MnS インヒビターを含有した方向性珪素鋼の製造工程中の組織の変化から Goss 方位 1 次再結晶粒の生成に関する考察を行った。それによると熱延板内部に多量に含まれる {112}⟨110̄⟩ 方位の組織が 1 次冷延においてこの方位を保有し，中間焼鈍において ⟨110⟩ 軸に関して約 35° の回転により {111}⟨112̄⟩ 方位近傍の 1 次再結晶粒が生成し，2 次冷延でそれが {111}⟨112̄⟩ 方位となり，この deformed matrix から脱炭・1 次再結晶焼鈍時に Goss 方位の 1 次再結晶粒が発達する機構を提案した²⁶⁾²⁷⁾⁷⁰⁾。珪素鋼熱延板中の {112}⟨110̄⟩ 方位の存在は MÖBIUS⁶⁹⁾ や松岡⁷¹⁾によつても指摘されている。又松岡⁷¹⁾は Goss 方位 2 次再結晶発達に熱延集合組織が支配因子ではないことも述べている。

これに対して GOL'DSHTEYN ら⁷²⁾は珪素鋼熱延板の構造が Goss 方位集合組織に影響を与えること，そしてこの熱延集合組織からの継承，すなわち“ストラクチャ・メモリー”(Structure Memory)の存在の重要性を指摘

した。

最近 INOKUTI^{77)~80)}らも高級一方向性珪素鋼板の熱延板表面近傍の強い Goss 方位集合組織が 2 次再結晶粒の発達に重要な役割を果たすことを示した。特に Goss 方位 2 次再結晶核発生の起源は熱延板表面近傍で長く伸びた Goss 方位未再結晶粒中に存在する無歪みの小領域であり，この小領域こそが Goss 方位 2 次再結晶核になることを述べた。このような Goss 方位組織の継承機構を著者は GOL'DSHTEYN ら⁷²⁾を支持してストラクチャ・メモリー⁷⁸⁾⁸⁰⁾と呼び特徴づけている。すなわち前節で述べたように中間焼鈍あるいは脱炭・1 次再結晶焼鈍後の表面近傍(いずれも表面から板厚方向 1/10 深さの位置)の Goss 方位 1 次再結晶粒の生成状況，特に分布および大きさを詳細に解析すると Fig. 6 中の(A)の領域，すなわち Goss 方位未再結晶粒中のひずみの存在しない小さな領域が Goss 方位 2 次再結晶核の発生源であると考えた方が矛盾なく説明できるのである。このような熱延板表面近傍の Goss 方位 2 次再結晶核発生源の構造は 1 次冷延で ⟨110⟩ 軸に関して約 35° の回転により，{111}⟨112̄⟩ 方位の冷延組織となる。そして中間焼鈍において {111}⟨112̄⟩ 方位の冷延組織が ⟨110⟩ 軸に関して約 35° の回転により再び鋼板表面近傍に {110}⟨001⟩ 方位の 1 次再結晶組織となる。次の 2 次冷延により再び {111}⟨112̄⟩ 方位の組織になつた後，脱炭・1 次再結晶焼鈍で再び {110}⟨001⟩ 方位の 1 次再結晶組織が表面近傍に優先生成する機構である。そして最終の 2 次再結晶焼鈍において表面近傍の 1 次再結晶組織中の大きな Goss 方位 1 次再結晶粒(2 次再結晶核)が優先成長し Goss 方位 2 次再結晶粒になる。

このように熱延板表面近傍の強い Goss 方位組織が 2 次再結晶に重要な役割を果たす実験事実として表面近傍の Goss 方位組織を研削すると 2 次再結晶粒の Goss 方位集積度が極端に低下する⁸¹⁾ことから，Goss 方位 2 次再結晶核の発生源は熱延板内部の {112}⟨110̄⟩ 方位の組織よりもむしろ表面近傍の Goss 方位組織から起こると

考えた方が妥当である。また酒井⁸²⁾らはインヒビターの異なる一方向性珪素鋼の熱延板を表面研削後 1 回冷延法および 2 回冷延法により 2 次再結晶挙動を調査した結果、表面研削により Goss 方位集積度が低下することを示した。次に鋼板表面近傍の 2 回のくりかえし $\{110\}\langle 001\rangle \rightarrow \{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$ 方位の集合組織変化、すなわちストラクチャ・メモリーの機構に関して述べよう。今までの実験は熱延後、中間焼鈍後、脱炭・1 次再結晶核の結果で、1 次冷延および 2 次冷延を施したときの鋼板表面近傍の微細構造が十分には解明されていない。けれども従来 3% 珪素鋼の $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$ 方位単結晶について 70% 程度の冷延・再結晶処理では $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle \rightarrow \{110\}\langle 001\rangle$ 方位の集合組織変化を示すことが多くの実験^{29)~45) 83)~85)} で示されている。また珪素鋼の多結晶試料^{86)~89)} においても $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle \rightarrow \{110\}\langle 001\rangle$ 方位変化が可能であることから Goss 方位の 2 次再結晶核は熱延板表面近傍における組織がストラクチャ・メモリーによつて継承されると考えられる。

さらに珪素鋼のようなフェライト単相に近い鋼種においてなぜ熱延板表面近傍に強い Goss 方位集合組織が形成され、しかも板厚方向にわたつて集合組織が不均一になるかという問題が大きな疑問として残される。最近清水^{90) 91)}は珪素鋼の $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位の単結晶試料を熱延すると約 40% 以上の圧下率において表面近傍に強い Goss 方位集合組織が形成されること、また井口⁹²⁾は微量 Mo を添加した一方向性珪素鋼熱延板表面近傍の Goss 方位強度が最大となる位置よりもさらに表面近傍の集合組織は $\{110\}$ 面の結晶面が揃っているが、圧延方向が $\langle 001\rangle$ 軸より $\pm 20^\circ$ まで回転した状況であることを示した。このように熱延板表面近傍の興味ある実験結果が示され今後の研究成果に期待するとこ

ろが多い。

3.4 Goss 方位 2 次再結晶粒の優先成長

巨大な 2 次再結晶粒が優先的に発達する条件^{93)~96)} として、① 1 次再結晶組織中の 2 次再結晶核が他の方位の 1 次再結晶粒よりも大きく、かつ 1 次再結晶集合組織中に結晶粒成長抑制作用があること、② 2 次再結晶粒を発達させるに十分なインヒビターの 1 次再結晶粒抑制作用があることが必要であると考えられている。

Fig. 7 は一方向性珪素鋼板の Goss 方位 2 次再結晶核生成と優先成長を模式図^{97) 98)} で示したものである。Fig. 7 の (a) は 2 次再結晶焼鈍前の脱炭・1 次再結晶焼鈍において表面から内部に約 30~50 μm 入つた位置(板厚の約 1/10 の深さ)に 1 次再結晶粒の 2~6 倍の大きさの Goss 方位 1 次再結晶粒の集合体が特定領域内に既に生成していることを示す。次の 2 次再結晶焼鈍初期においてこれらの、Goss 方位 2 次再結晶核は Fig. 7 (b) に示すように大きな Goss 方位粒に合体して数個の大きな 2 次再結晶核となる。この合体现象は NIELSEN⁹⁹⁾ が示した幾何学的合体 (Geometrical Coalescence) に

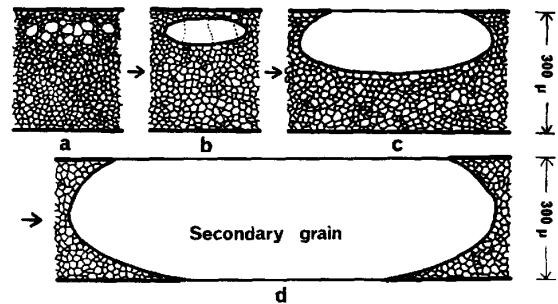


Fig. 7. The sequence of the nucleation and preferential growth of $(110)[001]$ secondary grains at an incipient stage during secondary recrystallization.

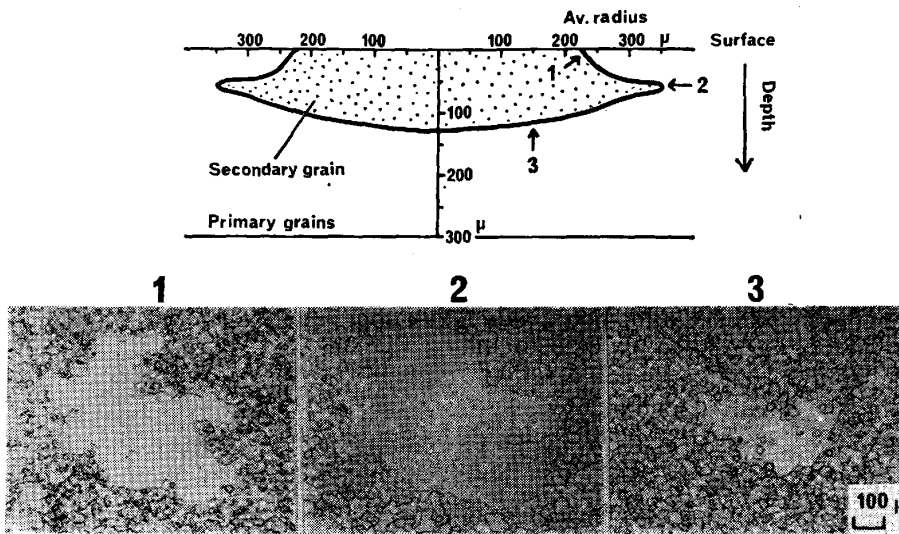


Fig. 8. The morphology in the cross-section of a growing secondary grain. Numbers of 1, 2 and 3 of the bottom micrographs show the secondary grain at about 15, 40 and 140 μm depths, respectively, under the surface of the steel sheet.

類似している。さらに2次再結晶焼鈍を施すと特定領域内で優先成長して一つの大きな2次再結晶粒となり600~1000 μm のパンケーキ状に成長する。Fig. 8は2次再結晶初期のGoss方位2次再結晶粒の断面観察⁹⁷⁾を示すが、2次再結晶粒の成長の先端は表面から内部に約30~50 μm 入った位置であることが注目される。酒井ら¹⁰⁰⁾はAl添加高級一方向性珪素鋼の脱炭・1次再結晶板および2次再結晶初期段階をエッチピット法により観察した結果Goss方位2次再結晶核は表面近傍の大きなGoss方位1次再結晶粒(Pre-Goss)が局部的に集団をなし、しかも2次再結晶核はパンケーキ状よりもつと薄い板状に近いことを示した。さらに2次再結晶焼鈍をするとFig. 7の中の(c)のように成長した2次再結晶粒は板厚を貫通するまで成長し続ける。この大きなGoss方位2次再結晶粒の成長過程では $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$ 方位の1次再結晶粒は2次再結晶粒に蚕食されやすく、 $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{1\bar{1}2\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 001\rangle$ 方位の1次再結晶粒は蚕食されにくい¹⁰²⁾。さらにFig. 7の中の(d)の2次再結晶粒は板厚貫通後2次再結晶粒同士がお互いにぶつかり合うまで成長し、最終的に数mmの大きさにまで巨大成長する。

4. 結 言

KOSSEL法による微小領域の結晶方位ならびに歪み量の測定結果を中心に高級一方向性珪素鋼の2次再結晶機構の概説を行つたつもりであるが、本報で示した実験結果で2次再結晶機構を解明したとは言い難い。特に珪素鋼中の微量のインヒビターが2次再結晶に大きく影響を与えるので今後の研究成果に期待するところが大きい。

文 献

- 1) N. P. Goss: U. S. P., 1965559 (1934)
- 2) V. W. CARPENTER and J. M. JACKSON: U. S. P., 2287467 (1942)
- 3) V. W. CARPENTER: U. S. P., 2385332 (1945)
- 4) M. F. LITTMANN and J. E. HECK: U. S. P., 2559340 (1952)
- 5) Hi-B製造の解説として6), 代表特許7)~9), 代表論文10)~17)を参照
- 6) 田口 悟: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 49; 鉄と鋼, 62 (1976), p. 905; 日本機械学会誌, 81 (1978), p. 46; 鉄鋼界, 28 (1978) 2, p. 24; 電気評論, 64 (1979), p. 815
- 7) 田口 悟, 坂倉 昭, 高島弘教: 特許公報昭40-15644号
- 8) 漆山信夫, 田口 悟, 坂倉 昭, 和田敏哉, 植野清: 特許公報昭46-23820号
- 9) 田中 収, 山本孝明, 高田敏彦: 特許公報昭53-28375号
- 10) 市山 正, 山口重裕, 井内 徹, 黒木克郎: 特許公報昭57-2252号
- 11) S. TAGUCHI and A. SAKAKURA: Acta Metall., 14 (1965), p. 405
- 12) A. SAKAKURA and S. TAGUCHI: Metall. Trans., 2 (1971), p. 205

- 13) S. TAGUCHI and A. SAKAKURA: J. Appl. Phys., 40 (1969), p. 1539
- 14) T. YAMAMOTO and T. NOZAWA: J. Appl. Phys., 41 (1970), p. 2981
- 15) T. YAMAMOTO, S. TAGUCHI, A. SAKAKURA and T. NOZAWA: IEEE Trans. Mag., MAG-8 (1972), p. 677
- 16) S. TAGUCHI, A. SAKAKURA, F. MATSUMOTO, K. TAKASHIMA and K. KUROKI: J. Mag. Magn. Mat., 2 (1976), p. 121
- 17) T. IUCHI, S. YAMAGUCHI, T. ICHIYAMA, M. NAKAMURA, T. ISHIMOTO and K. KUROKI: J. Appl. Phys., 53 (1982), p. 2410
- 18) 今中拓一, 菅 孝宏, 小畑良夫, 佐藤 徹: 特許公報昭51-13469号
- 19) I. GOTO, I. MATOBA, T. IMANAKA, T. GOTOH and T. KAN: Proc. Soft Magnetic Materials, 2 (1975), p. 262
- 20) 的場伊三夫, 今中拓一, 松村 洽, 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
- 21) H. E. GRENOBLE: IEEE Trans. Mag., MAG-13 (1977), p. 1427
- 22) H. C. FIEDLER: IEEE Trans. Mag., MAG-13 (1977), p. 1433; Metall. Trans., 8A (1977), p. 1307; Electrotech. Cas., 29 (1978), p. 584; J. Appl. Phys., 50 (1979), p. 2372; J. Mag. Magn. Mat., 19 (1980), p. 21
- 23) F. A. MALAGARI: IEEE Trans. Mag., MAG-13 (1977), p. 1437
- 24) F. A. MALAGARI and H. C. FIEDLER: J. Mag. Magn. Mat., 19 (1980), p. 18
- 25) 五弓勇雄, 阿部秀夫, 高橋 久: 日本金属学会誌, 13 (1949), p. 9
- 26) 五弓勇雄, 阿部秀夫: 日本金属学会誌, 8-14 (1950), p. 68
- 27) I. GOKYU and H. ABE: Proc. First World Met. Congress (1951), p. 580
- 28) C. G. DUNN: Acta Metall., 1 (1953), p. 163
- 29) C. G. DUNN: Acta Metall., 2 (1954), p. 173
- 30) P. K. KOH and C. G. DUNN: Trans. AIME, 203 (1955), p. 401
- 31) C. G. DUNN and P. K. KOH: Trans. AIME, 206 (1956), p. 1017
- 32) C. G. DUNN and P. K. KOH: Trans. AIME, 209 (1957), p. 81
- 33) C. G. DUNN and P. K. KOH: Trans. AIME, 212 (1958), p. 80
- 34) J. L. WALTER and W. R. HIBBARD, Jr.: Trans. AIME, 212 (1958), p. 731
- 35) J. L. WALTER, W. R. HIBBARD and C. G. DUNN: Acta Metall., 8 (1960), p. 126
- 36) W. R. HIBBARD, Jr. and W. R. TULLY: Trans. AIME, 221 (1961), p. 336
- 37) H. HU: Trans. AIME, 221 (1961), p. 130
- 38) H. HU: Recovery and Recrystallization of Metals (1962), p. 311 [Interscience Publishers]
- 39) H. HU: Trans. AIME, 224 (1962), p. 75
- 40) H. HU: Trans. AIME, 230 (1964), p. 572
- 41) T. TAOKA, E. FURUBAYASHI and S. TAKEUCHI: Trans. ISIJ, 6 (1966), p. 290
- 42) T. TAOKA, E. FURUBAYASHI and S. TAKEUCHI: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 95

- 43) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 45 (1968), p. 162
- 44) E. FURUBAYASHI: Trans. ISIJ, 9 (1969), p. 222
- 45) 古林英一: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 734
- 46) J. D. FAST: Philips Res. Rep., 11 (1956), p. 490
- 47) J. E. MAY and D. TURNBULL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 769
- 48) J. E. MAY and D. TURNBULL: J. Appl. Phys., 30 (1959), p. 210S
- 49) H. C. FIEDLER: Trans. AIME, 221 (1961), p. 1201
- 50) H. C. FIEDLER: Trans. AIME, 227 (1963), p. 776
- 51) H. C. FIEDLER: Trans. AIME, 230 (1964), p. 95
- 52) H. C. FIEDLER: Trans. AIME, 239 (1967), p. 260
- 53) J. W. FLOWERS, Jr. and S. P. KARAS: J. Appl. Phys., 38 (1967), p. 1085
- 54) J. W. FLOWERS and A. J. HECKLER: IEEE Trans. on Magnetics, MAG-12 (1976), p. 846
- 55) W. M. SWIFT: Metall. Trans., 4 (1973), p. 153
- 56) 齊藤達雄: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 186, p. 191
- 57) A. SAKAKURA: J. Appl. Phys., 40 (1969), p. 1534
- 58) 松岡 孝: 鉄と鋼, 52 (1967), p. 1007
- 59) T. MATSUOKA: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 19, p. 238
- 60) T. V. PHILIP and R. E. LENHART: Trans. AIME, 221 (1961), p. 439
- 61) 光法弘視, 的場伊三夫, 後藤公道, 菅 孝宏: 鉄と鋼, 61 (1975), S 146
- 62) 光法弘視, 菅 孝宏, 嶋中 浩: 鉄と鋼, 64 (1978), S 260
- 63) Y. INOKUTI, Y. SHIMIZU, C. MAEDA and H. SHIMANAKA: Proc. 1st Ris ϕ International Symposium on Recrystallization (1980), p. 71 [Ris ϕ National Laboratory, Denmark]
- 64) 井口征夫, 清水 洋, 前田千寿子, 嶋中 浩: 日本金属学会講演概要 (1980・10 月), p. 186
- 65) 井口征夫, 前田千寿子: 鉄と鋼, 69 (1983), S 599
- 66) N. C. PEASE, D. W. JONES, M. H. L. WISE and W. B. HUTCHINSON: Met. Sci., 15 (1978), p. 109
- 67) Y. INOKUTI and C. MAEDA: Trans. ISIJ, 24 (1984), p. 655
- 68) H. MÖLLER and H. STÄBLEIN: Arch. Eisenhüttenwes., 29 (1958), p. 377
- 69) H. E. MÖBIUS: Arch. Eisenhüttenwes., 29 (1958), p. 423
- 70) 阿部秀夫: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1221
- 71) 松岡 孝: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1179
- 72) V. YA. GOL'DSHTEYN, S. V. PASHCHENKO and T. A. PETROVA: Phys. Met. Metall., 46 (1978), p. 109
- 73) 酒井知彦, 塩崎守雄, 高階喜久男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 427
- 74) 松尾宗次, 谷野 満, 進藤卓嗣, 酒井知彦, 速水哲博: 鉄と鋼, 67 (1981), S 578
- 75) M. MATSUO, T. SAKAI, M. TANINO, T. SHINDO and S. HAYAMI: The Sixth International Conference on Textures of Materials, II (1982), p. 918 [ISIJ, Tokyo]
- 76) 松尾宗次, 進藤卓嗣, 松本文夫, 谷野 満, 酒井知彦: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1202
- 77) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸, 嶋中 浩: 鉄と鋼, 68 (1982), S 545
- 78) Y. INOKUTI, C. MAEDA, Y. ITO and H. SHIMANAKA: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 441
- 79) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1284
- 80) Y. INOKUTI, C. MAEDA and Y. ITO: to be published
- 81) Y. INOKUTI: Unpublished Data
- 82) 酒井知彦, 高階喜久男, 島津高英, 筑摩頭太郎: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1289
- 83) 五弓勇雄, 松尾宗次: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 1158
- 84) 和田敏哉, 黒木克郎, 原勢二郎: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 1158
- 85) 進藤卓嗣, 松本文夫, 谷誠一郎, 松尾宗次, 谷野満: 鉄と鋼, 68 (1982), S 547
- 86) 中江 仁, 岡田亜紀良: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 1086
- 87) 中江 仁, 田頭考介, 松縁 剛: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 333
- 88) 田頭考介, 中江 仁: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 683
- 89) H. NAKAE and K. TAGASHIRA: Trans. JIM., 14 (1973), p. 15
- 90) 清水 洋, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 66 (1980), S 426
- 91) 清水 洋, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1199
- 92) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸: 鉄と鋼, 70 (1984), S 567
- 93) B. J. GERALD 著, 小原嗣朗訳: 回復および再結晶 (1968), p. 116 [丸善]
- 94) 阿部秀夫: 再結晶 (1969), p. 156 [共立出版]
- 95) F. HAESSNER: Recrystallization of Metallic Materials, 2nd Ed. (1978), p. 97 [Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart]
- 96) R. W. CAHN and P. HASEN: Physical Metallurgy, 3rd Ed. (1983), p. 1658 [Elsevier Science Publishers BV]
- 97) Y. INOKUTI, C. MAEDA, Y. ITO and H. SHIMANAKA: The Sixth International Conference on Textures of Materials, II (1982), p. 948 [ISIJ, Tokyo]
- 98) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸, 嶋中 浩: 日本金属学会講演概要 (1981・11 月), p. 320
- 99) J. P. NIELSEN: Recrystallization, Growth and Textures, (1966), p. 141 [ASM, Metal Park, Ohio]
- 100) 酒井知彦, 塩崎守雄, 高階喜久男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 428
- 101) T. SAKAI, M. MATSUO, M. TANINO, T. SHINDO and M. SHIOZAKI: The Sixth International Conference on Textures of Materials, II (1982), p. 938 [ISIJ, Tokyo]
- 102) 井口征夫, 清水 洋, 嶋中 浩: 日本金属学会講演概要 (1979・10 月), p. 224