珪素鋼熱延板表面近傍の板厚方向への組織変化†

井口 征夫* 斉藤 文夫**

*川崎製鉄株式会社鉄鋼研究所

**川鉄システム開発株式会社

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 6 (1994), pp. 605-612

Structural Variation along Thickness Direction near Surface of Hot-Rolled Silicon Steel Sheet

Yukio Inokuti* and Fumio Saito**

*Iron & Steel Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Chiba

**Kawasaki Steel Systems R & D Corp., Chiba

Computer color mapping of the crystallographic orientation and lattice strain was performed on elongated and recrystallized grains at various thickness positions in the hot-rolled silicon steel sheet.

(1) At the 1/20 depth beneath the surface, in addition to the grains elongated in the rolling direction, “plate-like” elongated grains formed, with a rotation in the crystallographic plane of (110). These elongated grains comprised transverse deformation bands across a grain. Many recrystallized grains with random orientations formed preferentially at the grain boundary and in the deformation band, and were large, with an average grain size of 136 μm .

(2) At the 1/10 depth beneath the surface, the size of the elongated grains was heterogeneous. The elongated grains with Goss orientation were extremely large, and many small areas free from strain were present in the Goss-oriented grains.

(3) At the 3/20 depth beneath the surface, the grains elongated in the rolling direction and small-sized grains in the transverse direction formed with high frequency, and the elongated grains with Goss orientation became scarce. Recrystallized grains formed mainly at the grain boundary, but were small in size and relatively infrequent.

(4) The average size of the elongated grains at the 1/10 depth beneath the surface, where the elongated grains with Goss orientation formed, was the largest. These grains were smaller in the order of 3/20 and 1/20 depth.

(5) The formation frequency of recrystallized grains was smaller and less as the depth from the surface of the hot-rolled silicon steel sheet increased.

(Received November 29, 1993)

Keywords: hot-rolled silicon steel, Kossel technique, computer color mapping, elongated grain, recrystallized grain, structural variation in thickness direction, Goss grain, deformation band, grain boundary

I. 緒 言

一方向性珪素鋼板における磁気特性改善は Goss 方位 2 次再結晶集合組織の改善の歴史であるといっても過言ではない。2 次再結晶粒を優先的に発達させる Goss 核は、熱延板表面近傍から発生し、その後鋼板表面近傍において 2 回の繰り返し $\{110\}\langle 001 \rangle \rightleftharpoons \{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の集合組織変化、すなわちストラクチャ・メモリーによって継承され则认为られている⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。このため、Goss 核の発生源である熱延板表面近傍とその板厚方向にわたっての集合組織を詳細に調査・研究することは重要である。特に一方向性珪素鋼板においては熱間圧延中

に形成される鋼板の板厚方向にわたっての集合組織の不均一と局所的な $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ 変態による組織のムラとが存在し、これらの熱延組織の不均一をたくみに利用することによって珪素鋼板の製造が実現されている。

このような工業的重要性に加えて、学問的観点からも Goss 方位 2 次再結晶挙動の解明は重要な研究課題である。すなわち、Goss 粒の優先成長機構を解明するうえで、“本来冷延不安定方位である Goss 方位の結晶粒が何故優先成長するのか、また、そのような Goss 粒の発生の起源あるいは継承機構はどのようなものであるか”という基本的問題は Goss のミステリーとして未解決のまま残されてきた。

この問題の解明には 5~20 μm 程度の微細領域あるいは微細粒の結晶方位やひずみ量を熱延板とそれ以後の 2 次再結晶処理に至る各工程の鋼板について広範囲に測定する必要がある。近年 SACP (Selected Area Channeling Pattern)⁽⁵⁾や走査電顕

† 1993年度金属学会金属組織写真展(入賞)および1993年度国際組織写真展(カラー部門3位受賞)に一部発表

と Kossel 法とを組合せた装置が開発され⁽⁶⁾、従来のエッチピット法⁽⁷⁾やマイクロラウエ法⁽⁸⁾などと比べて測定精度($\pm\pi/360$ rad)、解析時間(約 150 s/grain)ともに著しく向上した。さらにこのようにして測定された結晶方位データは画像解析装置を用いて結晶方位マップとして表示することを通じて Goss 方位 2 次再結晶粒の優先成長機構の解明に用いられてきた⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾。

本報は Goss 方位 2 次再結晶核の発生源である一方向性珪素鋼熱延板の表面近傍から板厚方向への組織変化を透過 Kossel 法で測定した。さらにこれら結晶方位データを画像解析装置を用いて板厚方向における結晶配向の変化と、結晶粒界をはさむ方位差、ならびにひずみ量をコンピュータ・カラーマッピングで視覚化して熱延板の板厚方向における組織変化の様子を明らかにすることにより Goss 方位 2 次再結晶粒の優先成長機構を解明することを試みた。

II. 供試材および実験方法

供試材は Si : 3.35 mass%, Mn : 0.07 mass%, Se : 0.02 mass%, Sb : 0.025 mass%, および Mo : 0.013 mass% を含む一方向性珪素鋼の熱延板(板厚 2.7 mm)を用いた。この熱延板は組織が板厚方向にわたって不均一であるため⁽¹³⁾、まず光学顕微鏡によって熱延板の断面観察と X 線逆極点図法による鋼板表面から板厚方向にわたっての集合組織(面強度)分布の測定を行った。さらに熱延板表面から板厚方向 1/10 の深さ位置と中心位置の (200) 極点図も測定した。

透過 Kossel 法に用いた薄膜試料は次の手順で作成した。まず厚さ 2.7 mm の熱延板を 30 mm × 40 mm に切断した。その後本実験では (A) 1/20, (B) 1/10 および (C) 3/20 の深さ位置の Kossel 像撮影用試料を採取した。まず (A) の 1/20 の深さ位置の試料は片面を 0.065 mm, その裏面を 2.495 mm それぞれ機械研削した。次の, (B) の 1/10 の深さ位置の試料は片面を 0.2 mm, その裏面を 2.36 mm それぞれ機械研削した。さらに, (C) の 3/20 の深さ位置の試料は片面を 0.33 mm, その裏面を 2.23 mm それぞれ機械研削した。次いで, これらの (A), (B) および (C) の試料を 3% HF と 97% H₂O₂ 溶液で化学研磨して約 15 μ m 厚の薄膜とした後, 3% ナイタルでエッチングした。このようにして作成した Kossel 像撮影用の薄膜試料は光学顕微鏡により結晶組織を観察した後, 透過 Kossel 法により結晶方位, ひずみ量の詳細な測定を行った。まず, 透過 Kossel 装置⁽⁶⁾⁽¹⁴⁾の走査像を利用して, 興味ある伸長粒の結晶組織を現出した。次に, これら伸長粒の各位置あるいは結晶粒に, 数 μ m に集束させた電子線を照射して FeK α 線による Kossel 像をフィルム撮影した。このときの Kossel 像の撮影条件は, 加速電圧: 20 kV, 試料電流: 0.25 μ A, 1 枚のフィルム撮影時間: 約 45 s である。また, Kossel 像の結晶方位解析は, フィルム上に現れる任意の解析指数面と圧延面となす角度(γ), およびこれらの 2 面の交線が圧延方向となす角度(ϕ)を, コンピュータであらかじめ作図したチャートを用いて測定した⁽⁶⁾⁽¹⁴⁾。さらに, Kossel 像のひずみ量の測定は Kossel 像の 110 あるいは 200 回折線の線幅を測定し, ラインブロードニング量から求めた⁽²⁾⁽³⁾⁽¹⁵⁾。

次に, Kossel 像の結晶方位およびひずみ量の測定データを画像解析装置(画像博士)⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾を使用してカラーマッピングした。このマッピングにおける結晶粒の表示は, 透過 Kossel 装置で撮影した走査像の写真を画像解析装置の撮影管に入力した。次に伸長粒の各位置で測定した Kossel 像の結晶方位データ(γ, ϕ)を入力して, ステレオ三角形によるカラーマッピング表示に必要なパラメーターに変換した。そしてこれらの伸長粒の結晶方位の板面法線方向(ND)方位および圧延方向(RD)方位を, ステレオ三角形の 3 頂点に相当する青(001), 赤(011), 緑(111)の 3 原色を 0~256 レベルで混色して色調表示した⁽¹⁰⁾。また, マッピングに際し, 伸長粒中の各測定点の結晶方位データは同一伸長粒の近接測定点のデータと線型に補間して表示した。この表示方法はボロノイ分割法⁽¹⁾と異なり, コンピュータ・画像処理の計算量が増加するが, 伸長粒の圧延方向にわた

Fig. 1 (A) microphotograph and (B) variation of X-ray diffraction intensities of (110), (200), (222) and (211) planes along the thickness direction of hot-rolled silicon steel sheet.

っての結晶方位変化を的確に表示できる⁽¹⁷⁾。

伸長粒のひずみ量は Kossel 像の110あるいは200回折線のラインブロードニング量を0.18 mm以上, 0.09~0.18 mm, 0.09 mm以下の3段階に分けて, それに対応して, 輝度の変化を3段階に分けて格子状の輝度表示を行った。表示した格子状の輝度の鮮明なほど, 結晶中のひずみの大きいことを示す。

さらに伸長粒および結晶粒の結晶粒界は, Kossel 像を解析して得た隣接結晶方位の測定データ(γ, ϕ)を用いて逐次計算し⁽⁹⁾, 隣接伸長粒の方位差を3段階に分けて, 1~3画素分の大きさで表示した。すなわち, 隣接伸長粒の方位差が 25° 以上を3画素, $10\sim 25^\circ$ を2画素, 10° 以下を1画素で表示した。大きい画素ほど隣接伸長粒の方位差の大きいことを示す。

III. 実験結果

Fig. 1(A)は珪素鋼熱延板断面の組織を示すが, この結晶組織は板厚方向にわたって不均一であり, 表面近傍では伸長粒と小さい再結晶粒(等軸粒とも呼ばれる)が多く含まれ, 中心層では圧延方向に長く延びた伸長粒のみが生成している。また, Fig. 1(B)には熱延板表面から中心を経て裏側の表面に至るまでの各位置における(110), (200), (222)および(211)強度変化を示す。この珪素鋼熱延板の集合組織は表面近傍(正確には表面から板厚方向1/10深さ位置)において, (110)が最強となる。また中心位置では(100)[通常<110>繊維状組織と呼ばれている]が最強となり, ついで(222), (211)の順で, (110)は検出されない程度の強度となっている。さらに Fig. 2(a)および(b)には熱延板表面から板厚方向1/10深さ位置および中心位置の(200)極点図を示す。Fig. 2(a)の熱延板表面近傍においては, Goss 方位, Fig. 2(b)の中心位置では, {100}<011>から{211}

<011>を経由して{111}<011>に至る<110>繊維状組織である。このように珪素鋼熱延板は板厚方向において集合組織が極端に異なる。

Fig. 3(a)および(b)は熱延板表面から板厚方向1/20深さ位置における伸長粒と再結晶粒の板面法線, 圧延方向方位, ひずみ量および隣接粒との方位差を示す典型的なコンピュータ・カラーマッピングである。また, Fig. 4(a)および(b)は熱延板表面から板厚方向1/10深さ位置における伸長粒と再結晶粒の同様のコンピュータ・カラーマッピングである。さらに, Fig. 5(a)および(b)は熱延板表面から板厚方向3/20深さ位置における伸長粒と再結晶粒の同様のコンピュータ・カラーマッピングである。熱延板の板厚方向にわたっての伸長粒や再結晶粒の組織変化を的確に把握するため, これら Fig. 3~5 の6枚のカラー写真は同一倍率でカラーマッピングした。また, Fig. 6は結晶方位, ひずみ量および隣接粒との方位差の表示法を示したものである。また, Fig. 7および8は画像解析装置から求めた各深さ位置における伸長粒および再結晶粒の粒径分布と平均粒径をまとめて示したものである。なお, このときの粒径は結晶粒の真の面積を求めて, それを真円とした場合の直径で表示した。Fig. 3~5 の6枚のカラー写真および Fig. 7および8の伸長粒および再結晶粒の粒径分布と平均粒径から, 熱延板表面近傍の詳細な結晶組織には次のような特徴がある。

(1) 表面から1/20深さ位置では, 圧延方向に長く延びた伸長粒に加えて, (110)面内回転した扁平な伸長粒と圧延方向に対し斜方向に変形帯を有する伸長粒とが存在する。すなわち, Fig. 3(c)の模式図から, 伸長粒(H), (I)は部分的に(110)面内回転した領域からなる扁平な形態を示し, (F), (G), (J)は伸長粒中に変形帯(模式図の中で点線領域と斜線領域との境界を示す)を有する。なお, Fig. 3(c)の中の伸長粒(G)では, 点線領域と単一の斜線の領域のみのため判別できないが, カラーマ

Fig. 2 Comparison between the (200) pole figures for (a) 1/10 depth beneath the surface and (b) in the center of hot-rolled silicon steel sheet.

Fig. 3 Computer color maps of the orientation of elongated and recrystallized grains parallel to (a) the normal direction (ND), (b) rolling direction (RD) at 1/20 depth beneath the surface of hot-rolled silicon steel sheet and (c) schematic diagram of central area in Fig. 3(a) and (b). Large dotted lines seen in right sides represent elongated grains.

Fig. 4 Computer color maps of the orientation of elongated and recrystallized grains parallel to (a) the normal direction (ND) and (b) rolling direction (RD) at 1/10 depth beneath the surface of hot-rolled silicon steel sheet.

Fig. 5 Computer color maps of the orientation of elongated and recrystallized grains parallel to (a) the normal direction (ND) and (b) rolling direction (RD) at 3/20 depth beneath the surface of hot-rolled silicon steel sheet.

Fig. 6 Color display of (A) a stereographic projection of three basic colors, blue(001), red(011), and green(111), (B) strain of elongated grains, and (C) the boundary width showing the orientational difference between neighbouring grains.

ップから外れた右側の領域においては模式図の中の太い点線で示すような変形帯を形成している。また、これらの伸長粒の圧延方向方位は急激な変化を示している。さらに、多くの再結晶粒は伸長粒の粒界あるいは粒内の変形帯からランダム方位で優先生成し、これらの再結晶粒の平均粒径は $136\text{ }\mu\text{m}$ である。

(2) 表面から1/10深さ位置では伸長粒の大きさは不均一となり、Goss 方位の巨大な伸長粒が存在する。また、この Goss 方位伸長粒中にはひずみの存在しない正確な(110)[001]方位の小領域(Goss 核発生源と考えられている)が数多く存在する⁽¹⁾⁽²⁾。なお、この Goss 方位の巨大な伸長粒中には再結晶粒は生成していない。再結晶粒は、Fig. 4(b)の写真上部に見られる急激な軸方位変化を示す near{113}<332>-<110>方位の伸長粒中あるいは Fig. 4 の写真下部の near{110}<115>-<113>方位の伸長粒中あるいは粒界から再結晶粒が優先生成する。また、これらの再結晶粒の平均粒径は $98\text{ }\mu\text{m}$ で中程度の大きさである。

(3) 表面から3/20深さ位置では幅狭い伸長粒が多く存在し、かつひずみの小さい Goss 方位の伸長粒は少ない。また、これら Goss 方位伸長粒中にはひずみの存在しない正確な(110)[001]方位の小領域も極めて少ない。さらに、再結晶粒は主に粒界から生成し、平均粒径は $86\text{ }\mu\text{m}$ と小さく、かつ生成頻度も少ない。

(4) Goss 方位の巨大な伸長粒が存在する1/10深さ位置での伸長粒の平均粒径は $1714\text{ }\mu\text{m}$ と最も大きく、次に3/20深さ位置での伸長粒の平均粒径は $1138\text{ }\mu\text{m}$ で、1/20深さ位置では $764\text{ }\mu\text{m}$ と最も小さい。

(5) 再結晶粒は、熱延板表面から内部に行くにつれて結晶粒径が小さくなるとともに、生成頻度も少なくなる。

IV. 考 察

本研究のカラー写真は個々の伸長粒と再結晶粒の結晶方位を画像解析装置を用いて面方位(ND)と軸方位(RD)に分けて色調表示し、これら隣接粒との粒界表示および粒内のひずみを表示し、かつ同一倍率でマッピングしたのが特徴であり、珪素鋼熱延板板厚方向への組織変化を視覚化したものとして注目される。このような珪素鋼熱延板の組織変化は珪素鋼中のインヒビターの種類によって異なり、現在高級一方向性珪素鋼板では、本報の冷延二回法と AIN をインヒビターとして冷延一回法⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾を用いる実験例が最も良く知られている。本報では冷延二回法における熱延板板厚方向の結晶組織変化と Goss 方位2次再結晶核発生源について考察を行う。

1. 熱延板板厚方向の結晶組織変化

Table 1 は Fig. 7 および 8 の熱延板表面近傍の各深さ位置における伸長粒および再結晶粒の平均粒径と Fig. 3~5 のカラー写真の伸長粒と再結晶粒の生成状況とをまとめて示したものである。また、表中の熱延板中心位置の同様の結果は既に報告⁽²⁰⁾⁽²¹⁾したカラーマッピングから求めたものである。まず Table 1 の中の伸長粒は1/20の深さ位置では平均粒径が $764\text{ }\mu\text{m}$ で最も小さく、かつ(110)面内回転した偏平な伸長粒が多い。1/10の深さ位置では巨大な(110)[001]の伸長粒が優先生

Table 1 Average grain size and frequency of elongated and recrystallized grains in the thickness direction of hot-rolled silicon steel sheet.

Position in the hot-rolled sheet	Elongated grain		Recrystallized grain	
	Average size(μm)	Frequency	Average size(μm)	Frequency
(a) 1/20 depth	764	many and small	136	many
(b) 1/10 depth	1714	many and large	98	medium
(c) 3/20 depth	1138	many and small	86	scarce
(d) Center	1042	many and small	—	nil

成するため、平均粒径が $1714\text{ }\mu\text{m}$ で最も大きい。3/20の深さ位置では幅狭い伸長粒が生成するため平均粒径も $1138\text{ }\mu\text{m}$ で小さい。中心位置の伸長粒の平均粒径は $1042\text{ }\mu\text{m}$ で3/20の深さ位置と同程度である。このように、板厚方向の位置によって、伸長粒の平均粒径ならびに生成状況が極端に異なることが注目される。特に、熱延板板厚方向の(110)[001]の伸長粒の極端な組織変化は珪素鋼において観察される特有の現象でありきわめて注目される。この(110)[001]の伸長粒は他の方位の伸長粒に比較してひずみが大きく、かつ熱延中のひずみ開放も正確な(110)[001]の小領域ほど早く起こるためと考えられる。さらに中心位置では(110)[001]の伸長粒が全く生成していないとの報告⁽²⁰⁾⁽²¹⁾と併せ考えるならば、注目すべき現象である。

次に、Table 1 の中の再結晶粒は1/20の深さ位置では平均粒径が $136\text{ }\mu\text{m}$ で最も大きく、かつ数も多い。1/10の深さ位置では平均粒径が $98\text{ }\mu\text{m}$ で粒径、数ともに中程度である。しかし、(110)[001]の伸長粒からは再結晶粒が全く生成していないのが注目される。3/20の深さ位置では平均粒径が $86\text{ }\mu\text{m}$ で粒径が小さくなるとともに、数も少なくなる。そして中心位置では再結晶粒が全く生成していないのが注目される。このように熱延板板厚方向の各位置において再結晶粒においても、平均粒径と粒径分布の変化が見られる。これは表面近傍ほどひずみが大きく、これら結晶中に導入されたひずみを開放しようとする駆動力も大きくなるため、再結晶粒が大きく、かつ生成頻度も多くなると考えられる。

2. Goss 方位2次再結晶核発生源

一方向性珪素鋼熱延板の表面近傍(本実験結果からは1/10の深さ位置)に形成される Goss 方位の強い集合組織は、Goss 方位2次再結晶粒の核発生および優先成長に大きな影響を与える。本実験では、珪素鋼熱延板表面から1/10の深さ位置における結晶粒に巨大な Goss 方位の伸長粒が優先生成するのが見られた。そしてその伸長粒中にはひずみの存在しない正確な(110)[001]領域が多く存在するとともに、生成頻度も高いことが明らかとなった。表面から1/20の深さ位置では偏平な(110)面内回転した伸長粒と斜方方向に変形帯を有する伸長粒、およびランダム方位の再結晶粒が多く生成するため、1/20の深さ位置では Goss 方位2次再結晶核の発生に最適では

Fig. 7 Distribution of grain size and average grain size of elongated grains at (a) 1/20, (b) 1/10, and (c) 3/20 depth.

ない。また、表面から3/20の深さ位置は幅狭い Goss 方位伸長粒しか存在せず、かつそれらの伸長粒中にひずみの存在しない正確な(110)[001]領域が数少なく、生成頻度も少ないことから Goss 方位 2 次再結晶核の発生に不適であると考えられる。したがって、珪素鋼熱延板の表面から1/10の深さ位置で Goss 方位 2 次再結晶核発生源が最も安定に存在することができることが本実験のカラーマッピングの結果から明らかとなった。すなわち、従来の表面から1/10の深さ位置のみの結果では面積的(2 次元)な Goss 方位 2 次再結晶核発生源に関する実験結果しか解明できなかったが、本実験の板厚方向の解析によって、体積的(3 次元)な 2 次再結晶核発生源の状況が解明された。

このようにして発生した熱延板表面近傍の Goss 方位 2 次再結晶核はそれ以後の冷間圧延、中間焼鈍、脱炭焼鈍・1 次再結晶焼鈍後に至るまで鋼板表面近傍においてストラクチャ・メモリーによって継承され、最終の 2 次再結晶焼鈍処理において鋼板表面近傍の 2 次再結晶核はまわりの小さい 1 次再結晶粒を蚕食して、大きな Goss 方位 2 次再結晶粒に優先成長すると考えられる。

最後に、珪素鋼熱延板表面から板厚方向約1/10の深さ位置に何故 Goss 方位の結晶粒が優先生成するかという問題である。Shimizu ら⁽²²⁾は(100)[001]と(100)[011]の珪素鋼単結晶の試料を用いて熱間圧延を施した結果、Goss 方位が全く存在しなかった。これら単結晶の試料の熱延板表面近傍においても、強

Fig. 8 Distribution of grain size and average grain size of recrystallized grains at (a) 1/20, (b) 1/10, and (c) 3/20 depth.

い Goss 方位の集合組織が形成されること、そして Goss 方位の集合組織の形成は、熱延時のロールと鋼板との強い摩擦力による表面近傍の結晶のすべり回転によることを考察した。本実験から、熱延板表面近傍から1/10の深さ位置においては Goss 方位の強い集合組織が形成し、かつ巨大な Goss 方位伸長粒が優先生成することが明らかとなったが、何故熱延板表面から1/10の深さ位置においてこのような現象が優先的に起こるのか本実験において解明することができず、今後の重要な研究課題である。

V. 結 論

一方向性珪素鋼熱延板表面から板厚方向1/20, 1/10および3/20深さ位置における結晶粒の結晶方位およびひずみ量を透過 Kossel 法で測定し、さらにこれらの測定データは画像解析装置を用いて、コンピュータ・カラーマッピングされた。その結果、次のような結論を得た。

(1) 珪素鋼熱延板表面から1/20深さ位置では圧延方向に長く延びた伸長粒に加えて、(110)面内回転した偏平な伸長粒と圧延方向に対し斜方方向に変形帯を有する伸長粒とが存在する。また、再結晶粒は伸長粒の粒界あるいは変形帯からランダム方位で優先生成し、かつ粒径も大きい。

(2) 表面から1/10深さ位置では伸長粒の大きさは不均一と

なり、Goss 方位の巨大な伸長粒が優先生成する。また、この Goss 方位伸長粒中にはひずみの存在しない正確な(110)[001] 方位の小領域(Goss 核発生源と考えられている)が数多く存在する。

(3) 表面から3/20深さ位置では幅狭い伸長粒が多く存在し、かつひずみの小さい Goss 方位の伸長粒は少ない。また、再結晶粒は主に粒界から生成し、粒径が小さく、かつ生成頻度も少ない。

(4) Goss 方位の伸長粒は表面から1/10深さ位置で最も大きく、次に3/20, 1/20深さ位置の順に小さくなる。

(5) 再結晶粒は熱延板表面から板厚方向に深くなるにつれて結晶粒径が小さくなるとともに、生成頻度も少なくなる。

文 献

- (1) 井口征夫：日本金属学会会報, **27**(1988), 250.
- (2) Y. Inokuti, C. Maeda and Y. Ito: Trans. ISIJ, **25**(1984), 233.
- (3) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸：鉄と鋼, **70**(1984), 2053.
- (4) V. Y. A. Gol'dshteyn, S. V. Pashenko and T. A. Petrova: Phys. Met. Metall., **46**(1978), 109.
- (5) たとえば原勢二郎, 清水 亮：日本金属学会会報, **25**(1986), 1009.
- (6) 井口征夫, 清水 洋, 嶋中 浩：川鉄技報, **12**(1980), 89.
- (7) 田岡忠美, 小笠和男, 古林英一, 竹内 伸：日本金属学会誌, **30**(1966), 820.
- (8) 蒲地一義：微細束 X 線回折法, 微小焦点 X 線回折ならびに細束 X 線回折技術, 日本材料学会強度部門委員会, (1970), 1.
- (9) 前田千寿子, 井口征夫, 伊藤 庸：日本金属学会誌, **50**(1986), 869.
- (10) 井口征夫, 前田千寿子, 伊藤 庸：日本金属学会誌, **50**(1986), 874.
- (11) Y. Inokuti, C. Maeda and Y. Ito: Trans. ISIJ, **27**(1987), 139.
- (12) Y. Inokuti, C. Maeda and Y. Ito: Trans. ISIJ, **27**(1987), 302.
- (13) Y. Inokuti, C. Maeda, Y. Ito and H. Shimanaka: Trans. ISIJ, **23**(1983), 440.
- (14) 岩崎義光, 井口征夫, 嶋中 浩, 藤元克己：日本金属学会会報, **18**(1979), 632.
- (15) 井口征夫：バウンダリー, **6**(1990), No. 6, 32.
- (16) 齊藤文夫, 柳沢 満, 宮島 明：画像ラボ, **1**(1990), No. 6, p. 32.
- (17) A. Miyajima, O. Furukimi, M. Yanagisawa and F. Saito: Kawasaki Steel Technical Report, **22**(1990), 72.
- (18) 坂倉 昭：日本金属学会会報, **33**(1994), 34.
- (19) 高橋延幸：鉄と鋼, **80**(1994), N59.
- (20) 井口征夫, 柳沢 満, 後藤千寿子：日本金属学会誌, **54**(1990), 1183.
- (21) Y. Inokuti, M. Yanagisawa and C. Gotoh: Mat. Trans. JIM, **32**(1991), 1128.
- (22) Y. Shimizu, Y. Ito and Y. Iida: Met. Trans., **17A**(1986), 1323.