珪素鋼熱延板中心層における〈110〉繊維状組織の構造*

井口 征夫** 柳 沢 満*** 後藤千寿子****

J. Japan Inst. Metals, Vol. 54, No. 11 (1990), pp. 1183-1190

Structure of 〈110〉 Fiber Texture in the Central Area of Hot Rolled Silicon Steel Sheet*

Yukio Inokuti**, Mitsuru Yanagisawa*** and Chizuko Gotoh****

In an attempt to clarify the structure of the 〈110〉 fiber texture in the central area of hot rolled silicon steel sheet, computer color mapping was performed with image analyser using the orientation and strain data measured in advance in a Kossel examination. The results are summarized as follows: (1) The central area of the hot rolled silicon steel sheet is composed of grains elongated in the rolling direction, and it shows 〈110〉 fiber textures with {100}〈011〉, {100}〈001〉, near {113}〈110〉, and near {223}〈142〉. In this area, no {110}〈001〉 grain is formed. (2) In all the elongated grains, strain exists inside the grains themselves. Among them, the elongated grains of {100}〈011〉 and {100}〈001〉 have a small amount of strain and low lattice curvature (within 10°), whereas those of near {113}〈110〉 and near {223}〈142〉 have a large amount of strain and high lattice curvature (max. 30°). (3) The result of (2) is consistent with many previous experimental results of cold rolling and recrystallization using single crystals of silicon steel. (4) Most of the mutual elongated grains have high angle grain boundaries with a boundary width of 3 pixels. (5) The alternate formation of {100}〈011〉 or {100}〈001〉 and near {112}~{111}〈110〉 elongated grains occurs during the processes from slab heating to hot rolling. Thus, the energy decrease due to the alternate formation of these orientations in the elongated grains plays a more important role rather than the energy increase due to the formation of the high angle grain boundary, and its alternate formation is indispensable for developing highly oriented (110) [001] secondary grains in the processes up to the secondary recrystallization after hot rolling.

(Received June 19, 1990)

Keywords: silicon steel, hot rolled steel, Kossel technique, computer color mapping, image analyser, elongated grain, secondary Goss grain, grain boundary, fiber texture

I. 緒 言

一方向性珪素鋼板における磁気特性改善は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回のくりかえし{110}〈001〉⇄{111}〈112〉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ると考えられている⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。このため、Goss 核の発生源である熱延板の集合組織を詳細に調査・研究することは重要である。

この問題の解明には5~20 μm 程度の微小領域あるいは微細な結晶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 Channelling Pattern)⁽⁵⁾ や走査電顕と Kossel 法とを組み合わせた新しい装置が開発され⁽⁶⁾、従来のエッチピット法⁽⁷⁾ やマイクロラウエ法⁽⁸⁾ などと較べて測定精度(±π/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⁾。

本報では一方向性珪素鋼熱延板中心層における〈110〉繊維状組織を透過 Kossel 法で測定し、さらに画像解析装置を用いて集合組織中の各結晶の配向と、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・カラーマッピングにより視覚化して熱延板伸長粒の微細構造を明らかにした。

* 1990年4月第40回日本金属学会金属組織写真展覧会および1990年 International Metallographic Exhibition に一部発表

** 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Chiba)

*** 川鉄システム開発(株) (Kawasaki Steel Systems R & D Corp., Chiba)

**** 川崎製鉄(株)分析・物性研究センター (Instrumentation and Analytical Science Research Center, Kawasaki Steel Corp., Chiba)

II. 供試材および実験方法

供試材は Si : 3.35 mass%, Mn : 0.07 mass%, Se : 0.020 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。この熱延板は結晶組織および集合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層から板厚方向の集合組織(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 の深さ位置と中心層の(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 30×40 mm² に切断し、両面から各 1.27 mm ずつ機械研削することにより、0.16 mm 厚の試験片とし、ついで 3% HF と 97% H₂O₂ 溶液で化学研磨して約 15 μm 厚の薄膜とした後、3% ナイタルでエッチングした。これら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。透過 Kossel 装置⁽⁶⁾⁽¹⁴⁾の走査像を利用して、興味ある領域の組織(伸長粒)を現出し、これら伸長粒の各位置に、数 μm 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 μA, 1 枚のフィルム撮影時間 : 約 45 s である。次に、Kossel 像の結晶方位の解析は、フィルム上に現れる任意の解析指数面と圧延面とのなす角度(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を求めた⁽²⁾⁽³⁾⁽¹⁷⁾。

次に Kossel 像の結晶方位およびひずみ量の測定データは画像解析装置 Luzex 5000(ニレコ製)⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾を使用してカラーマッピングした。このカラー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像管に入力した。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は、Normal Direction (ND) および Rolling Direction (RD) でステレオ三角形の 3 頂点に相当する青(001), 赤(011), 緑(111)の 3 原色を 0~255 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形に補間(linear interpolated method)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っての結晶方位変化を適確に表示できる⁽¹⁷⁾。

さらに伸長粒の結晶粒界は、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°~25° 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結晶粒の方位差の大きいことを示す。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。

III. 実験結果

Fig. 1(A) に珪素鋼熱延板の断面組織を示す。この組織は板厚方向にわたって不均一であり、表面近傍では等軸粒が多く含まれ、中心層では圧延方向に長く延びた伸長粒が生成している。また **Fig. 1(B)** には熱延板の板厚各位置における(110)および(200)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。また中心層では(200)[通常<110>繊維状組織と呼ばれている]が最強となる。さらに **Fig. 2(a)** および **(b)** は熱延板表面近傍および中心層における(200)極点図を示す。熱延板表面近傍は、Goss 方位, 中心層では、{100}<011>から {211}<011>を経由して {111}<011>方位を含む<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。

Figs. 3 および **4** は珪素鋼熱延板の中心層における伸長粒の結晶方位[Normal Direction (ND) および Rolling Direction (RD)]の典型的なコンピュータ・カラーマッピングである。また **Fig. 5** は伸長粒の結晶方位、ひずみ量および隣接伸長粒の結晶粒界の表示法を示したものである。**Figs. 3** および **4** から、すべての結晶粒は圧延方向に長く伸びた伸長粒として生成しており、結晶中にひずみが存在することがわかる。この珪素鋼熱延板中心層では Goss 方位の結晶粒が全く存在せず、{100}<001>, {100}<011>, near {113}<110>, および near {223}<142>方位の伸長粒が優先生成した<110>繊維状組織である。例えば{100}<011>方位の伸長粒は RD のカラー写真では赤色, ND の写真では青色に表示される。またこれらの中で{100}<011>, {100}<001>方位の伸長粒は孤立して生成し、粒内の結晶方位差が小さく(10°以内), ひずみも小さい。これ

† 通常、ひずみの存在しない結晶粒の Kossel 像は 110, 200, 211 および 220 の低指数回折線が鮮明にフィルム上に現出する。しかしながら本研究の伸長粒においては結晶中にひずみが存在するために強度の強い K α_1 線のブロードニングした 110 あるいは 200 回折線のみが現出する⁽³⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。

に対して near $\{113\}\langle 110 \rangle$, near $\{223\}\langle 142 \rangle$ 方位の伸長粒は数個の集団で生成するとともに, 結晶方位差が大きく (最大で 30°) ひずみも大きいのが特徴である.

さらに隣接伸長粒の粒界は大部分 3 画素として表示され, 25° 以上の大傾角粒界となっているものも注目される. また, このときの伸長粒は $\{100\}\langle 001 \rangle$ あるいは $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位と near $\{112\} \sim \{111\}\langle 011 \rangle$ 方位が交互に生成しているのが特徴である.

IV. 考 察

Figs. 3 および 4 のカラー写真は, 個々の伸長粒の結晶方位を色調表示し, 隣接伸長粒との粒界表示に加えて, 従来明らかでなかった伸長粒のひずみを結晶方位と直接対応づけて表示したのが特徴であり, 珪素鋼熱延板中心層の

$\langle 110 \rangle$ 繊維状組織中の伸長粒の構造を明らかにしたものとして注目される. つぎにこれらの伸長粒の生成過程と構造についての考察を行う.

1. 伸長粒の生成過程

Fig. 6 は珪素鋼のスラブ加熱から熱延仕上工程に至るまでの熱延板中心層における伸長粒の生成過程を模式図で示したものである. Fig. 6(A) はスラブ中のインヒターを解離・固溶させるため 1300°C 以上の高温で加熱処理を施したときのスラブ断面の結晶組織の模式図である. 結晶

Fig.1 (A) structure and (B) variation of related (110) and (200) X-ray inverse pole intensities in thickness direction of hot rolled silicon steel sheet.

Fig. 2 Comparison of (200) pole figures in (a) 1/10 depth under steel surface and (b) central area of hot rolled silicon steel sheet.

Fig. 3 Computer color mapping of orientations of elongated grains parallel to normal direction (ND).

粒は高温の加熱処理によって粗大化するが、このときのスラブの粗大粒の結晶方位はランダムである。次にこのスラブは Fig. 6(B) に示すように粗圧延によってシートパーとなる。粗圧延後のシートパーは Fig. 6(C) に示すように引き続き熱間仕上げ圧延(通常熱間圧延と呼ぶ)される。このように珪素鋼スラブの粗大結晶粒が熱間圧延によって熱延板中心層においては伸長粒になる。そして固溶されていたインヒビターは熱延中に微細析出する。

Figs. 3 および 4 から、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位の伸長粒はスラブ加熱中に粗大化した $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位の結晶粒が熱間圧延により圧延方向にわたって単に延伸されたもので、マトリックスはひずみが少ないことがわかる。すなわち $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位伸長粒は転位の単純すべりのため、ひずみが主に粒界に蓄積され、マトリックスはひずみの小さい状況となっている。これに対して $\{111\}\langle 011 \rangle$ 方位の伸長粒は熱延中に小さなセル状の複雑な転位が形成されるためマトリックスにひずみが大量に蓄積される。このため $\{111\}$

$\langle 011 \rangle$ 方位の伸長粒は結晶方位差が大きくなり、再結晶を進行させやすい状態となるが、熱延板中心層では Goss 方位粒や他の方位の再結晶粒等が全く存在しない。このことから、熱延中において $\{111\}\langle 110 \rangle$ 伸長粒から再結晶粒が生成するよりも、例えば、マトリックスに急激な方位差を有する deformation band が生成することによって、 $\{111\}\langle 011 \rangle$ 方位に近い方位を有する数個の小さな伸長粒の集団となると考えられる。

本実験の上述の伸長粒の結晶方位とひずみ量との関係は、例えば $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位の結晶粒は冷延によって deformation band などは形成されず均一な組織で、マトリックスにひずみが蓄積されないため再結晶が起りにくく⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾、 $\{111\}$ 結晶粒はひずみが蓄積されるため再結晶が優先的に起こるという従来の珪素鋼単結晶を用いた冷延・再結晶の実験結果⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾とよく対応している。なお $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位の単結晶の冷延ではコーナー部の影響を除去し、均一な冷延を行わないと再結晶が起こることが知

Fig. 4 Computer color mapping of orientations of elongated grains parallel to rolling direction (RD).

られている。本実験は多結晶の実験であるためひずみが伸長粒の粒界近傍と粒内では異なること、また加工の温度によっても異なる(本実験は1000°C以上の熱間圧延中での処理)ため、上述の単結晶の結果をそのまま比較することは不適切であるとも考えられる。しかしながら本実験では種々の方位を有する伸長粒を同一条件下での伸長粒のひずみの大小について議論しているので、個々の方位をもつ単結晶で別々にひずみを加えて実験するよりも精度が増す。また、Figs. 3 および 4 のカラー写真から、{100}<011>方位の伸長粒は大きな孤立粒として生成しているにもかかわらず、ひずみが小さく、かつ圧延方向にわたってマトリックスの色調変化は少なく、結晶方位差が10°以内と比較的小さい。これに対して near {111}<011>方位の伸長粒は比較的小さな粒で、数個の集団で生成し、しかも結晶中のひずみが大きい。さらに、多くの場合圧延方向にわたって伸長粒内の色調が大きく変化し、粒内の結晶方位差が大きい。また、{100}<011>あるいは{100}<001>方位の伸長粒

は near {112}~{111}<011>方位の伸長粒にはさまれた状況で生成していることが注目される。また、これらの隣接伸長粒の結晶粒界は大部分3画素の方位差の大きいものとなっている。

2. 伸長粒の構造

Fig. 7 は<110>繊維状組織中の伸長粒の結晶方位および構造の相違を模式図で比較して示す。Fig. 7(a)は{100}<011>あるいは{100}<001>と{211}~{111}<011>方位の巨大な面積を占有する2つの伸長粒が1つの高傾角粒界を形成した状況を示す。Fig. 7(b)の上方は{100}<011>あるいは{100}<001>方位の伸長粒において(100)面内を回転した比較的小傾角、例えば2画素以下の粒界が形成された状況を示す。そして一方、下方の{112}~{111}<011>の伸長粒内では<011>軸を回転した比較的小傾角、例えば、2画素以下の粒界が形成され、{100}面内のものと異なったコロニーを形成した状況を示す。また、Fig. 7(c)は本研

Fig. 5 Color display of (A) stereographic projection of three basic colors, blue (001), red (011) and green (111), (B) strain of elongated grains, and (C) boundary widths showing deviation angles of orientations of mutual grains.

Fig. 6 Schematic diagram showing formation of elongated grains during processes from slab heating to hot rolling.

Fig. 7 Schematic diagram showing difference of structure formation due to orientation inside elongated grains.

究の熱延板中心層の伸長粒の形成状況を示したもので、 $\{100\}\langle 011\rangle$ あるいは $\{100\}\langle 001\rangle$ と $\{112\}\sim\{111\}\langle 011\rangle$ の伸長粒が交互に3画素の大傾角粒界で形成されている状況を示す。Fig. 7(a)の大きな $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位の伸長粒は熱延以後の1次冷延、中間焼鈍、2次冷延、脱炭・1次再結晶焼鈍および2次再結晶焼鈍処理に至るまで継承される。したがって、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位伸長粒の領域は2次再結晶焼鈍後に、Goss方位2次再結晶粒が成長せず、圧延方向にランダムに近い方位の細粒の集団(通常異常粒と呼ばれている)がスジ状に形成されるために磁気特性が大幅に劣化する。このため良好な磁気特性を得るためには、Fig. 7(a)よりも、Fig. 7(b)、さらに望ましくは本実験で示したFig. 7(c)のように、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位伸長粒の占有面積を小さくし、かつ再結晶を進行させる $\{111\}\langle 011\rangle$ 方位伸長粒を生成させることが重要となる。またFig. 7(c)の伸長粒は熱延中において、一方は $\{100\}\langle 011\rangle$ あるいは $\{100\}\langle 001\rangle$ 方位の冷延安定方位の伸長粒に、もう一方は $\{112\}\sim\{111\}\langle 011\rangle$ 方位の冷延安定方位の伸長粒に、しかも1つおきに生成することが注目される。この場合 $\{100\}\langle 011\rangle$ あるいは $\{100\}\langle 001\rangle$ 方位の伸長粒ではマトリックス中のひずみは小さく、ひずみは主に粒界に蓄積されて粒界エネルギーが大きくなっている。一方、 $\{111\}\langle 011\rangle$ 方位の伸長粒はマトリックスに主にひずみが蓄積される。したがってFig. 7(c)のような伸長粒の構造は結晶方位の相違による粒界エネルギーの増加を考察しても上述の交互の結晶方位配列を行った方がエネルギー低下に有利であると考えられる。 $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位伸長粒は高傾角粒界ではさまれ、しかも占有面積を小さくすることによって熱延板以後の工程処理において、この伸長粒の領域が他の方位の結晶粒に蚕食され、結果として最終の2次再結晶処理におい

て異常粒の形成が阻止される。このような中心層における伸長粒の生成状況は、純鉄の巨大大粒に圧縮変形⁽²²⁾を加えたときのdeformation band形成の際にも認められており、また珪素鋼熱延板表面近傍の伸長粒においても起こることが知られている⁽²⁾。その場合は、表面近傍の1つの伸長粒の中で、例えば2種類の空間的に等価な $(210)[\bar{1}23]$ と $(210)[123]$ 方位のマトリックスバンドが圧延方向に対し、斜方方向にdeformation bandを交互に形成する。DillamoreとKatoh⁽²³⁾はB.C.C.金属のPencil Glideを仮定した計算結果において、 (110) 面から (411) 面に至る領域の結晶面が最も不安定であり、この領域近傍から離れた結晶面は、一方は (100) 面の冷延安定方位、もう一方は (111) 面の安定方位に変位すると述べている。また最近Hutchinson⁽²⁴⁾は純鉄のbicrystalを圧縮変形と再結晶処理を施したときの結晶粒界の調査を報告しているが、結晶粒界をはさんだ結晶粒の方位形成に関するエネルギー的な議論までに至っていない。

最後に上述の変形・再結晶によるエネルギー議論は、一方向性珪素鋼板の磁区構造の細分化⁽²⁵⁾と同様と考えられる。すなわちFig. 7の結晶粒を磁区にたとえると、Fig. 7(a)は大きな交互の磁区構造のため、鉄損(エネルギーロスを表わすファクター)を十分に低下させることが不可能である。これに対してFig. 7(c)は磁区構造を細分化しているため鉄損を十分に低下させることが可能であることがすでに知られており、今後結晶粒と粒界の研究分野においても重要な研究課題と考えられる。

V. 結 論

方向性珪素鋼熱延板中心層の伸長粒を透過Kossel法で

測定し、さらにこれら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を用いて、伸長粒のコンピュータ・カラーマッピングを行った。その結果次のような結論を得た。

(1) 熱延板中心層の結晶粒はすべて圧延方向に長く伸びた伸長粒で、 $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$, near $\{113\}\langle 110\rangle$, near $\{223\}\langle 142\rangle$ 方位粒が優先生成した $\langle 110\rangle$ 繊維状組織である。また中心層には Goss 方位の粒は全く存在しない。

(2) 珪素鋼中心層ではすべての伸長粒にひずみが存在する。これらの中で $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位の伸長粒は結晶方位差が小さく(10° 以内)、ひずみも小さい。これに対して near $\{113\}\langle 011\rangle$, near $\{223\}\langle 142\rangle$ 方位粒は結晶方位差が大きく(最大で 30°)ひずみも大きい。

(3) 珪素鋼中心層の伸長粒において得られた結晶方位とひずみ量との結果は、従来珪素鋼単結晶を用いた冷延・再結晶において得られた結果とよく対応している。

(4) 隣接伸長粒の粒界は大部分 3 画素の大傾角粒界として表示される。

(5) $\{100\}\langle 011\rangle$ あるいは $\{100\}\langle 001\rangle$ 方位と $\{112\}\sim\{111\}\langle 110\rangle$ 方位の伸長粒がスラブ加熱から熱延終了までに交互に優先形成する。このような高傾角粒界の形成による粒界エネルギーの増加よりも交互の結晶方位の優先形成の方がエネルギー低下に有利であり、かつ Goss 方位に集積した 2 次再結晶粒を得る上でも有利であると考えられる。

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**(1985), 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, 微小集点 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 and 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) 古君 修, 山本厚之, 今中 誠, 西池氏裕：鉄鋼協会第86回計測部会資料, 1984年3月15日.
- (16) 古君 修, 山本厚之, 今中 誠, 西池氏裕：鉄と鋼, **70**(1984), S566.
- (17) 井口征夫：バウンダリー, **6**(1990), No. 6, p. 32.
- (18) 井口征夫, 柳沢 満, 後藤千寿子：第40回日本金属学会金属組織写真展覧会作品資料, 1990年, 東京工業大学, 4月3日～5日, および1990年度 International Metallographic Exhibition 作品資料, Ohio, (1990) July 22～25, U.S.A.
- (19) 和田敏哉, 松本文夫, 黒木克郎：日本金属学会誌, **32**(1968), 767.
- (20) T. Tanaka, E. Furubayashi and S. Takeuchi: Trans. ISIJ, **6**(1966), 290.
- (21) 橋本 修, 大橋延夫, 藤本克己：鉄と鋼, **57**(1971), 1155.
- (22) Y. Inokuti and R. D. Doherty: Acta Met., **26**(1978), 61.
- (23) I. L. Dillamore and H. Katoh: Metall. Sci., **8**(1974), 73.
- (24) H. B. Hutchinson: Acta Met., **37**(1989), 1047.
- (25) 市山 正：鉄と鋼, **69**(1983), 895.