未再結晶オーステナイト域で熱間圧延した 低炭素鋼の方位組織形態

松岡 才二 森田 正彦
古 君 修 小原 隆史

川崎製鉄株式会社技術研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 61, No. 8 (1997), pp. 671-677

Oriental Morphology of Low Carbon Steel Rolled in Nonrecrystallized Austenite Region

Saiji Matsuoka, Masahiko Morita,
Osamu Furukimi and Takashi Obara

Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Kurashiki 712

The application of an EBSD technique in an SEM reveals a new approach to analyze a morphology of low carbon steel rolled in the nonrecrystallized austenite region. The bainitic ferrite structure has a grain size of 5 to 20 microns and a strong $\{332\}\langle 113 \rangle$ and $\{311\}\langle 011 \rangle$ transformation texture is developed as observed by the conventional measuring method. (1) The grain observed in the etched steel with conventional microscopy is defined as a region where a misorientation between adjacent points is within 1° , surrounded by boundaries having a misorientation over 2° by means of EBSD. In this steel, some of the grain boundaries include subboundaries having a misorientation from 2 to 5° . (2) Orientation colonies, which consist of some grains having a misorientation between adjacent grains within 15° , are observed with EBSD. These colonies are flat-elliptical in shape corresponding to a deformed austenite grain before transformation, resulting in the transformation from deformed one austenite grain to some ferrite grains with variant selection. (3) The orientation colony is divided into some regions which consist of a few grains having a misorientation between adjacent grains within 5° , resulting in the transformation from divided austenite grain to some ferrite grains with the same variant or close variants of the K-S relation. (4) In an orientation colony, each grain has a misorientation within 15° , leading to the transformation from austenite to ferrite with a close variant of the K-S relation. (5) These experimental results suggest that a bainite transformation might have proceeded in such a way that the Bain strain or shear strain corresponding to the Bain strain as first occurred and the variant selection is controlled by this strain.

(Received March 25, 1997)

Keywords: *electron back scattering diffraction, low carbon steel, bainitic transformation, transformation texture, variant selection*

I. 緒 言

制御圧延とは、低炭素鋼を未再結晶オーステナイト(γ)域で熱間圧延することにより、微細なフェライト(α)粒を得ることを目的とした加工熱処理であり、熱間圧延ままで高強度と高靱性を有する鋼板が得られる⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。

通常の熱間圧延においては、高温の再結晶 γ 域での圧延-再結晶の繰り返しにより γ 粒は細粒化され、これが $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態して α 粒が微細化される。これに対して制御圧延は、未再結晶安定 γ 域で強圧下を加えることに大きな特徴があり、未再結晶 γ 域圧延により、 α 粒の核生成頻度が高くなるため、再結晶 γ 域圧延材に比べてさらに微細な α 粒が得られる。制御圧延は、未再結晶 γ 域における加工を利用して α

粒を細粒化させる点で、従来の圧延法と本質的に異なる。

ところで、制御圧延された鋼板には、変態集合組織が強く発達することが報告されており⁽²⁾⁽³⁾⁽⁶⁾⁻⁽¹⁶⁾、このような変態集合組織は、鋼板の材料特性に影響を及ぼす⁽²⁾⁽³⁾⁽⁸⁾⁽¹⁶⁾。これまで変態集合組織形成に関しては、鋼成分および熱延条件の点から主に研究されてきた。一方、変態集合組織の分野において重要な問題の一つに、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時のバリエーション選択則およびその選択機構の解明がある。すなわち、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に、結晶学的に等価な多数の方位の異なるバリエーションのうち、特定のものが生じやすい現象(バリエーション選択)を支配する法則を見出すことである⁽¹¹⁾⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。バリエーション選択に関する研究は、変態集合組織の形成機構の解明につながるため、変態集合組織の分野において学術的に興味あるとともに、制御圧延鋼の材料特性の異方性の改善につながるもの

Fig. 1 (a) optical micrograph and (b) scanning electron micrograph showing the morphology of the steel (TD section) rolled in the nonrecrystallized austenite region.

Fig. 2 $\phi=45^\circ$ section of the crystallite orientation distribution function of the steel rolled in the nonrecrystallized austenite region.

に黒太線で境界を表した図(Orientation Imaging)である。Fig. 1(a)に示した光学顕微鏡組織写真に対応した組織が観察され、EBSDにより熱延板のマクロな組織が復元できることが分かる。ここで特徴的なことは、赤線で示した隣接測定点間の方位差が 2° 以上 5° 未満である境界(亜粒界)が多数

Fig. 3 (a) EBSD analysis of orientation imaging (TD section), no shading, and (b) orientation imaging, tolerance= 1° .

Fig. 4 EBSD analysis showing the grain boundary misorientation angle distribution of the steel rolled in the nonrecrystallized austenite region compared with the steel rolled in the recrystallized austenite region.

観察されることである。Fig. 3(b)は許容角度を 1° に設定し、隣接測定点間の方位差が 1° 以内の領域を同一色にてカラー表示させた Fig. 3(a)と同一視野の図である。なおカラーマ

ッピング時の色は、方位等とは関係なく無作為に色付けしている。

Fig. 3(b)には、5~20 μm の大きさの同一色の領域が観察される。EBSD の測定ピッチが 0.5 μm であることから、この領域は方位差が 1° 以内である20個以上の測定点の集合体であり、かつ方位差が 1° より大きな境界に囲まれている。この同一色の領域は、Fig. 3(a)に示した境界で囲まれた領域とはほぼ対応する。さらに Fig. 1(b)の走査型電子顕微鏡により観察された結晶粒と、そのサイズおよび形状がほぼ一致する。したがって、未再結晶 γ 域熱延板にエッチングにより観察される結晶粒は、粒内の方位差が 1° 以内で、かつ隣接結晶粒と 2° 以上の方位差を有する粒界に囲まれた領域に対応する。本論文では、EBSD によるこのような領域を「結晶粒」と呼ぶことにする。この時、観察される結晶粒界の一部は、Fig. 3(a)の赤線で示した亜粒界である。なお、EBSD 解析により復元した組織と顕微鏡観察による組織とは、完全に一致しているわけではない。透過型電子顕微鏡による組織観察を含め、組織と結晶方位との関係をより詳細に検討する必要がある。

Fig. 4に EBSD 解析により得た結晶粒間方位差(Grain Boundary Misorientation)の分布を示す。なお、隣接する測定点の方位差が 2° 以上の時、隣接測定点間に結晶粒界が存在すると考えて、粒界の存在量(結晶粒界頻度)を解析した。結晶粒界頻度は、全隣接測定点の数に対する方位差 2° 以上の隣接測定点の数の比(発現頻度)で表し、これを Fig. 4の縦軸に表示した。比較として極低炭素鋼を再結晶 γ 域にて熱間圧延した時の結果を合わせて示す。再結晶 γ 域にて熱間圧延した極低炭素鋼板は、結晶粒間方位差が $45\sim 50^\circ$ で発現頻度がピークを示し、方位差の減少および増加とともに単調にその頻度が低下する。一方、未再結晶 γ 域熱延材は、結晶粒間方位差が $45\sim 50^\circ$ で発現頻度がピークを示すものの、その頻度は再結晶 γ 域熱延板に比べて低く、さらに方位差が $2\sim 5^\circ$ で再びその頻度が増加する。結晶粒間方位差が $2\sim 5^\circ$ の発現頻度は、TD 断面よりも ND 断面の方が高い。この現象は Fig. 3(a)に示した亜粒界の存在によるものであり、未再結晶 γ 域熱延板には隣接結晶粒との方位差が 2° から 5° の亜粒界が形成されているため、 $2\sim 5^\circ$ の方位差の発現頻度が増加したといえる。

(2) 方位コロニーの観察

未再結晶 γ 域熱延板の TD 断面を EBSD 解析した結果を Fig. 5に示す。EBSD の測定ピッチは 1 μm 、観察面は Fig. 3に示したものと別の視野であり、低倍率で広い領域について測定した。粒界は、隣接する測定点の方位差が 2° 以上 15° 未満の時に細線、 15° 以上の時に太線で表した。この時、カラー表示の許容角度を 5° から 15° まで変化させた。許容角度を 5° に設定した時、10~50 μm の大きさで、かつ圧延方向に伸びた同一色の領域が観察される。この同一色の領域は、隣接する測定点の方位差が 5° 以内の領域であり、 5° よりも大きな方位差を有する境界に囲まれた結晶粒の集合体であ

る。許容角度を 5° から 15° に増加させるに従い、圧延方向に伸びたコロニー状の同一色の領域が大きくなる。この同一色の領域は、隣接測定点との方位差が許容角度以内の近い方位を有するものである(以後、これを方位コロニーと呼ぶ)。すなわち、未再結晶 γ 域熱延板には、隣接測定点との方位差が互いに 15° 以内で、かつ 15° よりも大きな境界で囲まれた方位コロニーが形成されることが明らかになった。なお、今回採用した EBSD 解析では、同一色の領域内に隣接測定点間の方位差が 15° 以上の太線が存在しても、それが閉じた境界でなければ領域とは認知していない。

未再結晶 γ 域熱延板に形成される方位コロニーの形態を立体的に把握するため、Fig. 5と同様に ND 面および RD 面について許容角度を 15° に設定して EBSD 解析した。Fig. 6に結果を示すが、長軸(RD 方向)と短軸(TD 方向)との比が 3~4 である、圧延方向に伸ばされた扁平楕円体の形状を有する方位コロニーが観察される。

以上のように、本研究で採用した EBSD 解析により、従来の組織観察法では現出できなかった方位コロニーが復元できることが明らかになった。

IV. 考 察

1. 方位コロニーの結晶学的特徴

方位コロニーに関しては、フェライト系ステンレス鋼で形成されることが報告されているが⁽²⁶⁾、未再結晶 γ 域熱延板に関しては、これまで報告例がない。最初に、この方位コロニーの生成起源について考察する。

Fig. 6に示したように、未再結晶 γ 域熱延板には圧延方向に伸ばされた扁平楕円体の形状を有する方位コロニーが観察される。再結晶 γ 域にて圧延された等軸 γ 粒が、未再結晶 γ 域圧延により圧延方向に伸ばされたものと仮定すると、未再結晶 γ 域での圧下率は約70%であるため、加工 γ 粒の形態は長軸と短軸との比が 3~4 の扁平楕円体になると推定される。このことは以下のように説明できると考えられる。方位コロニーは未再結晶域熱延前の γ 結晶粒に相当する。これが未再結晶域での熱延により変形されて、長軸と短軸との比が 3~4 の扁平な形状になった。この領域が Fig. 6や Fig. 5(c)では、方位差 15° 以内の類似方位を持っているという事実から、変形に続いて起きる変態によっても、最初の γ 結晶粒が 15° 以内にしか分散しなかったことを意味する。すなわち、1つの加工 γ 粒から隣接結晶粒との方位差が 15° 以内の α 粒が生成し、方位コロニーを形成したと考えられる。

Fig. 5に示した方位コロニーが、いかなる方位分散を有するのかを調べた結果を Fig. 7に示す。Fig. 7(a)は、Fig. 5(c)に示した許容角度を 15° に設定した時の方位コロニーの一部を赤色にて色付けした図である。Fig. 7(c)に、測定点の方位を $\{100\}$ 正極点図上にプロットした図(Discrete Pole Figure)を示す。黒色は全測定点をプロットしたものであり、8の字タイプの典型的な変態集合組織を示す。赤色は

Fig. 5 EBSD analysis of orientation imaging (TD section) showing the change in morphology with tolerance. (a) tolerance=5°, (b) tolerance=10° and (c) tolerance=15°.

Fig. 6 EBSD analysis of orientation imaging, tolerance=15°, showing the formation of colonies.

方位コロニー内の測定点を表す。Fig. 7(b)は方位コロニーの一部を、許容角度を5°に設定して色付けした図である。その時の測定点の方位をFig. 7(b)と同じ色で{100}正極点図上にプロットした図をFig. 7(d)に示す。

赤色で示した方位コロニーは、隣接結晶粒との方位差が5°以内の結晶粒群(A, B, …, H)により構成されていることが分かる。この方位コロニーは、隣接結晶粒との方位差が15°以内の結晶粒群であるが、方位コロニー内全体では約45°の方位分散を有する。これは従来報告されているように、加工された γ 粒は局所的にすべりの活動が相違し、不均一な変形帯を形成するため、加工オーステナイトは変態前にすでに方位の多少異なる小領域に分割されているためであると考えられる。この小領域の変態後の姿がFig. 7(b)のA,

Fig. 7 EBSD analysis of orientation imaging (TD section) and {100} discrete pole figure. (a) orientation imaging, tolerance=15°, (b) orientation imaging, tolerance=5°, (c) {100} discrete pole figure taken from (a), (d) {100} discrete pole figure taken from (b).

B, Cなどに対応すると推定される。そのため、たとえ $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態で最初の γ 結晶粒が15°以内にしか分散しなかったとしても、この小領域を単位として変態後の結晶方位が若干異なり、方位コロニー内全体では約45°の方位分散になったのではないかと考えられる。この点に関しては、今後、より詳細な解析が必要である。

Fig. 8にFig. 7にて得られた結果を模式図に示す。 α 変態前の加工 γ 粒は圧延方向に伸ばされた扁平楕円体の形状を示す。この時、加工 γ 粒は方位の異なる小領域(A, B, C, D, E, …)に分割されていると考えられる。これが $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態する時には、1つの大きな加工 γ 粒が同じ方位に変態するのではなく、小領域に分割された加工 γ 粒が、それぞれ隣接結晶粒との方位差が5°以内の結晶粒群(A, B, …, H)に変態する。隣接する結晶粒群(A-B, A-E, …)は、方位差が互いに15°以内である。

2. 未再結晶 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時のバリエーション選択

変態集合組織に関する研究は、これまで多くなされてきたが、その主たる手段は計算機によるシミュレーションであった。通常、加工 γ の圧延集合組織が実測できないため、純銅型の圧延集合組織を仮定し、K-S関係⁽²⁷⁾(またはBain関係⁽²⁸⁾, N関係⁽²⁹⁾)を満足するような結晶方位を計算機シミ

シミュレーションで求め、実測の α 変態集合組織と比較検討する方法が採られてきた。その際、K-S 関係を満足する24通りのバリエーションが等価に作用する時と、特定のバリエーションのみが作用する場合を計算することにより、バリエーション選択の有無が議論されてきた。さらに、バリエーション選択機構に関するモデルも提案され、シミュレーションに組み込まれてきた。また薄鋼板における $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織に関する新しい理論に基づいた計算機シミュレーションも行われている⁽¹⁸⁾。

Fig. 6 に示したように、未再結晶 γ 域熱延板には、隣接結晶粒との方位差が互いに 15° 以内の方位コロニーが観察される。加工 γ 粒から生成する α 粒が、バリエーション選択がない条件下で変態すると、ランダムに近い α 粒が生成するため、方位コロニーは観察されないはずである。すなわち、加工 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時には、K-S 関係を満たす24通りのバリエーションが同等に生成するのではなく、特定のバリエーションのみが選択されることが、本研究結果よりいえる。 α 変態前の加工 γ には圧延集合組織が発達しているため、加工 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に特定のバリエーションが優先的に生成することにより、変態後も強い集合組織が保たれる。

K-S 関係では、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に24通りのバリエーションを有するが、最も近いバリエーションで変態した場合には、 α 粒の方位差は 10.5° である⁽¹⁴⁾。Fig. 7(b)に示した方位コロニー内の結晶粒群(A, B, ..., H)は、同一 γ 粒内から生成し、かつ隣接結晶粒間の方位差が 5° 以内の領域と考えられるため、加工 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に際しては、K-S 関係の同一バリエーションまたは近接した方位のバリエーションのいくつかを選択されて α 変態したと考えられる。

ところで、立方体方位をもつ γ 方位と K-S 関係にある24個の α 方位(バリエーション)のうち、8個は互いに近接した方位をもつ(近接バリエーションと呼ぶ)ことが示されている⁽²⁷⁾。古林⁽¹⁴⁾によれば、近接バリエーション間の方位差は $10.5 \sim 21.1^\circ$ であり、近接バリエーション以外の方位差は 47.1° 以上であることから、変態集合組織を考慮する上で、近接バリエーションとそ

れ以外のバリエーションを区別することが重要である。Fig. 7(b)に観察された方位コロニー内の結晶粒群(A, B, ..., H)は、隣接結晶粒との方位差が互いに 15° 以内であることから、隣接する結晶粒群はそれぞれ互いに近接バリエーションの関係にあるといえる(例えば A-B, B-C, B-E, ...)。なお、未再結晶 γ 域熱延板において近接バリエーションが選択される理由は、変態機構と関連がある現象であると考えられるので、詳細は次節において述べる。

本研究で得られた方位コロニー内の方位分散(約 45°)は、近接バリエーション間の最大方位差 21.1° よりも大きく、かつ近接バリエーション以外の方位差である 47.1° 以上よりも小さい。これは、古林の計算では変態前は方位分散のない γ 結晶を仮定しているが、本実験材は変態前にすでに方位の多少異なる小領域に分割されているためであると考えられる。そのため、たとえ $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態で近接バリエーションが形成しても、この小領域を単位として変態後の結晶方位が若干異なると考えられる。これに関しては、今後、より詳細な解析が必要である。

Fig. 8 に示した模式図を用いて、未再結晶 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時のバリエーション選択についてまとめると、以下のようになる。加工 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時には、小領域(A, B, C, D, E, ...)に分割された加工 γ 粒が、それぞれ K-S 関係の同一バリエーションまたは近接した方位のバリエーションのいくつかを選択されて α 変態すると考えられる。隣接する結晶粒群は、方位差が互いに 15° 以内であることから、 α 変態前の初方位が異なるものの、隣接する結晶粒群(A-B, A-E, ...)は近接バリエーションの関係を有すると考えられる。

3. ベイナイト変態機構

ベイナイト変態に関しては、これまで多くの研究がなされている⁽³⁰⁾。変態機構に関しては、シア変態説と拡散変態説といった、相反する二つの考え方がある。本研究では、EBSD という新しい解析手法を用い、バリエーション選択という観点から、ベイナイト変態機構の解明を試みる。

バリエーション選択(またはバリエーション制限)自身は、合金元素の長距離拡散を必要とする析出においても起こることが報告されている。析出物の形成によって生じる整合歪が外力等と相互作用してバリエーションが選択されることが知られているように、応力がバリエーション選択に関与している。本研究で用いる Bain 歪モデルは、格子変形(Bain 歪)が応力によって助長されるようなバリエーションが選択されるという説である⁽³¹⁾。なお、Tsuzaki ら⁽³²⁾により提案されている「せん断型ベイナイト変態モデル」のように、ベイナイト変態はマルテンサイト変態と同様の機構が支配している、と仮定して検討を行った。

K-S 関係の近接バリエーションは、Bain の3つのバリエーションの一つに近接しているが、古林⁽¹⁴⁾によれば、マルテンサイト変態機構として3方向の Bain 歪(格子変形)のいずれが選ばれるかがバリエーション選択を支配していると仮定すると、最大で 21.1° しか方位差のない K-S 関係のバリエーション(近接バ

Fig. 8 Schematic illustration of the formation of colony with variant selection during transformation from deformed austenite to ferrite.

リアント)だけが形成する理由を説明できるとしている。

前節にて述べたように、未再結晶 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時には、1 つの加工 γ 粒がいくつかの小領域に分割され、それぞれの小領域が K-S 関係の同一バリエーションまたは近接した方位のバリエーションで変態し、かつ、方位コロニー内の隣接する結晶粒群間は近接バリエーションの関係を有する。

この実験事実は、Bain 歪(格子変形)がバリエーション選択に重要な役割を果たしているのではないか、という考えを示唆する。すなわち、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態において、格子変形またはそれに相当するせん断歪が最初に起きれば、上記の実験結果は説明しやすい。K-S 関係の近接バリエーションは、Bain 関係の 3 つのバリエーションのどれかに方位が近接しているからである。最近、Kajiwarara⁽³³⁾は Fe-Ni-Mn 合金のマルテンサイト変態を高分解能透過電子顕微鏡で観察し、この合金で K-S 機構による 2 重せん断機構が起きていることを実験的に証明した。この機構においても、最初に起きると考えられる第 1 せん断歪は、Bain 歪の最大分解せん断歪にほぼ等しく、Bain 歪を引き起こす応力は K-S 機構の第 1 せん断歪を最も生みやすいという関係にある。どの方位のバリエーションが選択されるかという点では、Bain 歪を考えるモデルと K-S 機構によるモデルではほとんど同じ結果になる⁽¹⁴⁾。なお、本研究で採用した EBSD による集合組織解析からでは、Bain 歪を考えるモデルと K-S 機構によるモデルを区別することは難しい。

V. 結 言

未再結晶オーステナイト域にて熱間圧延した市販の低炭素鋼熱延板を用い、ミクロ組織と集合組織を調べた結果、以下のことが明らかになった。なお、この熱延板は、粒径が 5~20 μm のベイニチックフェライト組織を示し、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ と $\{311\} \langle 011 \rangle$ を主方位とする変態集合組織が発達している。

(1) 熱延板にエッチングにより観察される結晶粒は、粒内の方位差が 1° 以内で、かつ 2° 以上の方位差を有する粒界に囲まれた領域に対応する。この時、結晶粒界の一部は、方位差が 2° 以上 5° 未満の亜粒界を含む。

(2) 熱延板には、隣接結晶粒との方位差が 15° 以内の結晶粒の集合体である方位コロニーが存在する。その方位コロニーは圧延方向に伸びた扁平楕円体であり、その形態が未再結晶 γ 域における圧下率と対応することから、方位コロニーは α への変態前に加工された一つの γ 結晶粒であったと考えられる。

(3) 方位コロニーは、隣接結晶粒との方位差が 5° 以内の結晶粒群に分割されることから、それぞれの結晶粒群は変態に際し、K-S 関係の同一バリエーションまたは近接した方位のバ

リエーションに変態した領域の集まりであると考えられ、それら領域の集合体として方位コロニーが形成される。

(4) 方位コロニー内では、隣接結晶粒との方位差が互いに 15° 以内であることから、方位コロニー内の隣接する結晶粒群は、それぞれ相互に近接バリエーションの関係を有する。

(5) 以上の実験結果は、ベイナイト変態(未再結晶 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態)において、最初に Bain 歪またはそれに相当するせん断歪を生じ、それが変態のバリエーション選択を支配していると仮定すると、矛盾なく説明できる。

本研究の内容につき貴重な御意見をいただいた古林英一氏に感謝の意を表する。

文 献

- (1) 田村今男：鉄と鋼，74(1988)，18.
- (2) 田中智夫：日本金属学会会報，17(1978)，104.
- (3) T. Tanaka: International Metals Reviews, 4(1981)，185.
- (4) 梅本 実：熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態，日本鉄鋼協会，(1985)，17.
- (5) 牧 正志：第161・162回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会，(1996)，1.
- (6) 阿部秀夫，伊藤邦夫，福元亮一：日本金属学会誌，31(1967)，37.
- (7) 阿部秀夫，伊藤邦夫：日本金属学会誌，31(1967)，1300.
- (8) 稲垣裕輔，栗原 極，小指軍夫：鉄と鋼，61(1975)，991.
- (9) 小指軍夫，稲垣裕輔：日本金属学会会報，15(1976)，261.
- (10) H. Inagaki: Trans. ISIJ, 17(1977)，166.
- (11) 稲垣裕輔：日本金属学会会報，21(1982)，408.
- (12) 柚島登明，小川陸郎：鉄と鋼，65(1979)，1747.
- (13) 古林英一：鉄と鋼，71(1985)，1155.
- (14) 古林英一：鉄と鋼，71(1985)，1359.
- (15) E. Furubayashi, H. Miyaji and M. Nobuki: Trans. ISIJ, 27(1987)，513.
- (16) 西田 稔，加藤俊之：鉄と鋼，75(1989)，941.
- (17) 橋本 修：博士学位論文，大阪大学，(1981).
- (18) 橋本 修，佐藤 進，田中智夫：鉄と鋼，66(1980)，102.
- (19) A. D. King and T. Bell: Metall. Transactions A, 6A(1975)，1419.
- (20) 鮎山 恵，皆川昌紀，牧 正志，田村今男：鉄と鋼，74(1988)，1839.
- (21) 原勢二郎，清水 亮：日本金属学会会報，25(1986)，1009.
- (22) 井口征夫，清水 洋，嶋中 浩：川鉄技報，12(1980)，89.
- (23) 井口征夫，前田千寿子，伊藤 庸：日本金属学会誌，50(1986)，874.
- (24) B. L. Adams, S. I. Wright and K. Kunze: Metall. Transactions A, 24A(1993)，819.
- (25) 松岡才二，森田正彦，古君 修，小原隆史：鉄と鋼，83(1997)，127.
- (26) 横田 毅，宇城 工，佐藤 進，小原隆史：CAMP-ISIJ, 9(1996)，1326.
- (27) G. Kurdjumov and G. Sacks: Z. Phys., 64(1930)，325.
- (28) E. Bain: Trans. AIME, 70(1924)，25.
- (29) Z. Nishiyama: Sci. Rep. Tohoku Univ., 28(1934)，627.
- (30) (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究，日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会，日本鉄鋼協会，(1994).
- (31) 西山善次：マルテンサイト変態(基本編)，丸善，(1971).
- (32) K. Tsuzaki, K. Fujiwara and T. Maki: Material Trans. JIM, 32(1991)，667.
- (33) S. Kajiwarara, K. Ogawa and T. Kikuchi: Phil. Mag. Tell., 74(1996)，405.