

EBSDデータによるバリエーション解析プログラムの開発

森本 敬治*・吉田 冬樹*・竹土 伊知郎*・北原 弘基*²・辻 伸泰*³

Development of Variant Analysis Program by Using EBSD Data

Toshiharu MORIMOTO, Fuyuki YOSHIDA, Ichiro CHIKUSHI, Hiromoto KITAHARA and Nobuhiro TSUJI

Synopsis : T.M.C.P. (Thermo Mechanical Control Process) has been widely used in the steel industry. We have produced fine grain hot strips and hot plates through high reduction and low temperature rolling. However austenite structure before ferrite transformation has not been clarified, since it is impossible to freeze the austenite structure in carbon steels. The fine ferrite grains are generally inherited from parent austenite grains through phase transformation at high temperature.

Electron backscattering diffraction with field-emission scanning electron microscopy (EBSD) was recently used to analyze the martensite structure with Kurdjumov-Sachs orientation relationship by the use of the pole figures. In this work, the computational variant analysis method using the rotational matrix of Euler angle data measured by EBSD was applied to determine the prior austenite grain boundaries. The prior austenite structures were constructed from the ferrite/pearlite structures of the multiple hot-compression test samples and of the hot strips at the actual tandem hot strip mill. The accuracy of the prior austenite grain size obtained by the present method is coincided well with the results from corresponding compression experiments. By employing the numerical method as an effective tool, a comprehensive investigation into the fine grain ferrite structure would be very useful.

Key words : electron backscattering diffraction; Kurdjumov-Sachs relationship; prior austenite; reconstruction; variant analysis; computational method.

1. 緒言

低温強加工によりオーステナイトを細粒化し、その後の相変態によりフェライトを細粒化する手法は鉄鋼業において広く利用されている^{1,2)}。一方、加工熱処理中に生ずるそれぞれの現象を定式化して、実機高速多パス圧延中のオーステナイト組織の変化や最終的に得られるフェライト変態組織を予測可能なモデルも開発されている³⁻⁵⁾。しかしながらこれらは加工フォロマーや試験圧延機等により採取された材料データを基本としており、実機圧延でオーステナイト組織を確認した例は、圧延中の組織凍結が非常に困難なため少ない。

低炭素鋼における旧オーステナイト組織は、相変態により消えてしまうため調査が難しい。しかしオーステナイト→フェライト変態においては多くの場合、一定の結晶方位関係が満足されることから、生成相のバリエーション解析をもとにオーステナイト組織を再構築することが理論的には可能である。最近、Electron backscattering diffraction (以後EBSDと称す)の測定データを用いた結晶バリエーション解析をラスマルテンサイト等に適用した研究結果が報告されている^{6,7)}。それらのバリエーション解析は、極点図を用いる手作業が介在するため作業負荷が大きく、バリエーション解析に

個人差が生じる可能性もある。以後、その方法を極点図法と呼ぶ。一方、本研究が目指すのは、回転マトリクスを用いた数値解析プログラムにより、大量のデータを短時間で解析するものである。以後、本方法を回転マトリクス法と呼ぶ。

回転マトリクス法によればEBSDの測定データを基に個人差なくバリエーション解析が可能であり、かつ実測のバリエーションと理想バリエーションのずれを統計的に得る事も可能である。Bhadeshiaの結晶学に関する著作⁸⁾には、“Angular measurements on stereograms are in general made using Wulff nets and may typically be in error by a few degrees. A coordinate transformation matrix is a precise way of representing orientation relationships.”とある。つまり極点図上でウルフネットを使う測定法よりも、数学的なマトリクスを使う方法の方が、実測バリエーションと理想バリエーションのずれを高精度に得る事が可能である。またこのずれが、旧オーステナイト組織を再構築する際には、同一バリエーショングループに属するか否かの判断基準となる許容差として用いられる。

EBSDデータと群論理論を組み合わせ、旧オーステナイト組織を再構築した例として、Cayronら^{9,10)}の報告がある。しかしながら彼らは、実測バリエーションと理想バリエーションにずれが存在し、旧オーステナイト組織を再構築するには許

平成19年3月20日受付 平成19年5月10日受理 (Received on Mar. 20, 2007; Accepted on May 10, 2007)

* (株) 中山製鋼所商品研究部 (Steel Research Department, Nakayama Steel Works Ltd., 1-1-66 Funamachi Taisho-ku Osaka 551-8551)

* 2 熊本大学大学院自然科学研究科マテリアル工学専攻 工学部マテリアル科 (併任) (Department of Material Science Engineering, Kumamoto University)

* 3 大阪大学大学院工学研究科知能・機能創成工学専攻 (Department of Adaptive Machine Systems, Osaka University)

容差が必要であると認めているものの、ずれの評価方法を具体的に挙げず、ずれを実測していない等、不十分な点がある。

我々は、回転軸のずれと回転角のずれを同時に考慮できる回転マトリクス手法を開発し、Kurdjumov-Sachs関係(以後KS関係と称す)が確かめられているラスマルテンサイト鋼を解析してずれのデータをまず採取した。次に、ずれの値を許容差と考え、多段圧縮試験による組織凍結試料と単純成分系低温大圧下細粒熱延鋼板へ解析プログラムを適用し、旧オーステナイト組織の再構築を試み、予測精度を検証したので報告する。

2. 極点図法と回転マトリクス法

Fig. 1は、KS関係を保持するオーステナイト相 (γ : f.c.c構造) とフェライト相 (α : b.c.c構造) の間の幾何学的関係を表している。K-S方位関係のバリエーションは24通り存在するが、Fig. 1は(111) γ 上に生じる6種類の α のバリエーションのみ表示している。Table 1は、同じ母相 γ から変態した24通りの α の内、(111) γ //(011) α かつ $[\bar{1}01]_\gamma$ // $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$ なるものを基準のVariant 1として、残り23通りの α バリエーションとの相対方位関係を示したものである。一般に方位の相対関係は、異なる2つの方位を重ね合わせるための共通回転軸

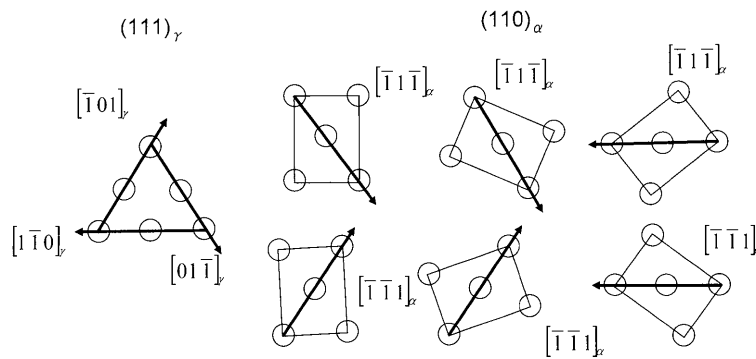


Fig. 1. Illustration of the six crystallographic variants for the K-S orientation relationship that evolves on a (111) austenite plane. The triangle and rectangles indicate the (111) plane of austenite (f.c.c.) and the (011) plane of ferrite (b.c.c.), respectively.

Table 1. Relationship between 24 variants of b.c.c. phase (ferrite) transformed from an identical f.c.c. (austenite) grain keeping Kurdjumov-Sachs (K-S) orientation relationship.

Variant No.	Plane parallel	Direction parallel	Rotation axis with V1 \vec{i}_0	Rotation angle with V1 ω_0 (deg.)
V1	(111) γ //(011) α	$(\bar{1}01)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-	-
V2		$(\bar{1}01)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.5774,-0.5774,0.5774	60.00
V3		$(01\bar{1})_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	0.0000,-0.7071,-0.7071	60.00
V4		$(01\bar{1})_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.0000,0.7071,0.7071	10.53
V5		$(1\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	0.0000,0.7071,0.7071	60.00
V6		$(1\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.0000,-0.7071,-0.7071	49.47
V7	(1 $\bar{1}$ 1) γ //(011) α	$(10\bar{1})_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.5774,-0.5774,0.5774	49.47
V8		$(10\bar{1})_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.5774,-0.5774,0.5774	10.53
V9		$(\bar{1}\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.1862,0.7666,0.6415	50.51
V10		$(\bar{1}\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	-0.4904,-0.4625,0.7387	50.51
V11		$(011)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	0.3543,-0.9329,-0.0650	14.88
V12		$(011)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.3568,-0.7136,0.6029	57.21
V13	(1 $\bar{1}$ 1) γ //(011) α	$(0\bar{1}1)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	0.9329,0.3543,0.0650	14.88
V14		$(0\bar{1}1)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	-0.7387,0.4625,-0.4904	50.51
V15		$(\bar{1}0\bar{1})_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.2461,-0.6278,-0.7384	57.21
V16		$(\bar{1}0\bar{1})_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.6589,0.6589,0.3628	20.61
V17		$(110)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.6589,0.6589,0.3628	51.73
V18		$(110)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	-0.3022,-0.6255,-0.7193	47.11
V19	(11 $\bar{1}$) γ //(011) α	$(\bar{1}10)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.6145,0.1862,-0.7666	50.51
V20		$(\bar{1}10)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	-0.3568,-0.6029,-0.7136	57.21
V21		$(0\bar{1}\bar{1})_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	0.9551,0.0000,-0.2962	20.61
V22		$(0\bar{1}\bar{1})_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	-0.7193,0.3022,-0.6255	47.11
V23		$(101)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\alpha$	-0.7384,-0.2461,0.6278	57.21
V24		$(101)_\gamma // (\bar{1}1\bar{1})_\alpha$	0.9121,0.4100,0.0000	21.06

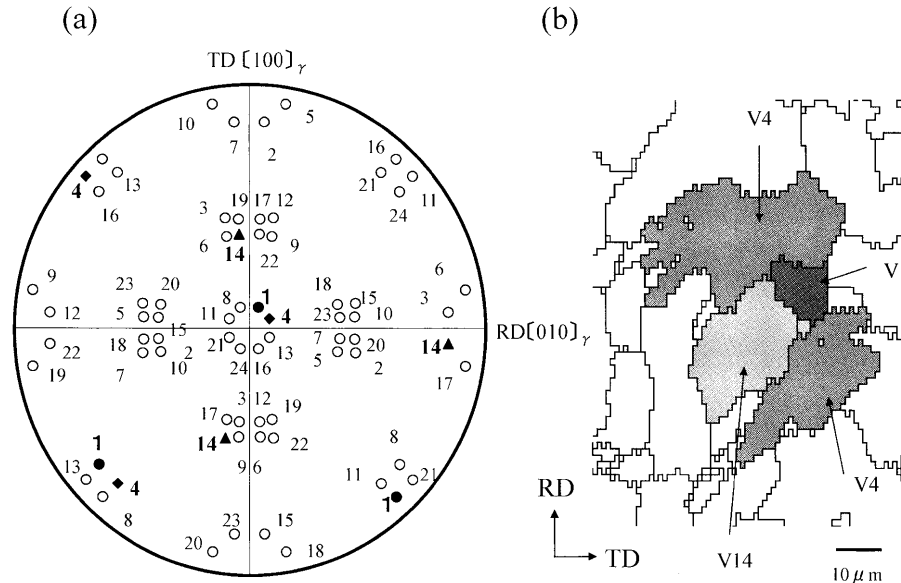


Fig. 2. (a) (100) pole figure that shows the orientations of the 24 ideal variants of ferrite transformed from a single crystal austenite with a (100)(100) orientation, maintaining the K-S orientation relationship. The numbers indicate the ferrite variants. (b) Schematic illustration corresponding to the solid marks in Fig. 2(a), which demonstrates the way of variant analysis.

と最小回転角で説明される。Table 1中の \vec{i}_0 は、Variant 1の α を基準として、残り23通りのバリエーション方位の α と重ね合わせる時の共通回転軸を、 ω_0 はその最小回転角を示す⁷⁾。同一の γ から生じた α は、理想的にはこの表で示される相対的方位関係を有するはずであり、従ってこれらが旧 γ 粒判定の手掛かりとなる。

Fig. 2に、極点図法による解析の手順を説明する。先述したバリエーション関係を持つ24通りの α 方位をFig. 2(a)のように(100)極点図上に描く。極点図上の数字は各バリエーションの番号である。次にEBSDにより測定したある α 粒の方位をV1と重なるように、同じ(100)極点図にプロットする。そしてその周辺の結晶粒の方位を、V1粒との相対関係を保ったまま極点図にプロットし、理想方位との重なり具合によって、バリエーション関係の有無を判定する。Fig. 2(a)上では理解し易いよう重なった方位(variant)の記号を黒く塗り潰した。最後にFig. 2(b)のように、同一 γ から変態したと推定される、バリエーション関係のある α をまとめて母相 γ を推定する。極点図法の特徴として、視覚的にバリエーション関係を理解し易い反面、結晶粒を1個ずつ測定していくため作業負荷が大きく、重なり具合(許容差)の判定が曖昧であるという点を挙げる事ができる。

回転マトリクス法は、各結晶方位を式(1)のように3×3方位マトリクスへ変換し、それを用いて粒界解析や方位変化の計算を行う方法である^{11,12)}。EBSDのデータはオイラー角で構成されているため、結晶 i の実測オイラー角を $(\phi_i^1, \Phi_i^1, \phi_i^2)$ とおいて、式(1)のようにミラー指数から成る方位マトリクス R_i を構成する。

$$R_i = \begin{pmatrix} \cos\phi_i^1 \cos\phi_i^2 - \sin\phi_i^1 \sin\phi_i^2 \cos\Phi_i^1 & \sin\phi_i^1 \cos\phi_i^2 + \cos\phi_i^1 \sin\phi_i^2 \cos\Phi_i^1 & \sin\phi_i^1 \sin\Phi_i^1 \\ -\cos\phi_i^1 \sin\phi_i^2 - \sin\phi_i^1 \cos\phi_i^2 \cos\Phi_i^1 & -\sin\phi_i^1 \sin\phi_i^2 + \cos\phi_i^1 \cos\phi_i^2 \cos\Phi_i^1 & \cos\phi_i^2 \sin\Phi_i^1 \\ \sin\phi_i^1 \sin\Phi_i^1 & \cos\phi_i^1 \sin\Phi_i^1 & \cos\Phi_i^1 \end{pmatrix} \quad \dots\dots\dots (1)$$

同様に隣接する結晶 j の実測オイラー角を $(\phi_j^1, \Phi_j^1, \phi_j^2)$ 、構成された方位マトリクスを R_j とおく。本研究では許容差を判定する方法として以下の2種類の手法を比較した。

まず2種類の手法を極点図で説明する。Fig. 3は(100)極点図を表しており、極点図上の白○は実測された基準バリエーション粒 i の方位、白△は実測された隣接バリエーション粒 j の方位、黒▲は理想バリエーション粒 j' の方位を示す。なおここでは理解し易いよう、それぞれのバリエーションが $i=1, j=4$ として極点図を作成した。理想バリエーション粒 j' とは、結晶 i と理想的なK-Sバリエーション関係にある仮想的な結晶 j' である。一般に、隣接粒 j の測定方位(△)と、理想バリエーション粒 j' 方位(▲)とは一致しない。この誤差がどれくらいであれば、粒 i と粒 j がK-Sバリエーション関係を有しているかというのが許容差の問題である。

ロジック1では○方位と△方位の間の回転角 ω 、共通回転軸 \vec{i} と、○方位と▲方位の間の回転角 ω_0 、共通回転軸 \vec{i}_0 を用い、 ω と ω_0 の差と、回転軸 \vec{i} と \vec{i}_0 の間の角度を許容差の判断基準として用いる。一方、ロジック2では、△方位と▲方位の間の方位差角 θ を許容差の判断基準として用いる。

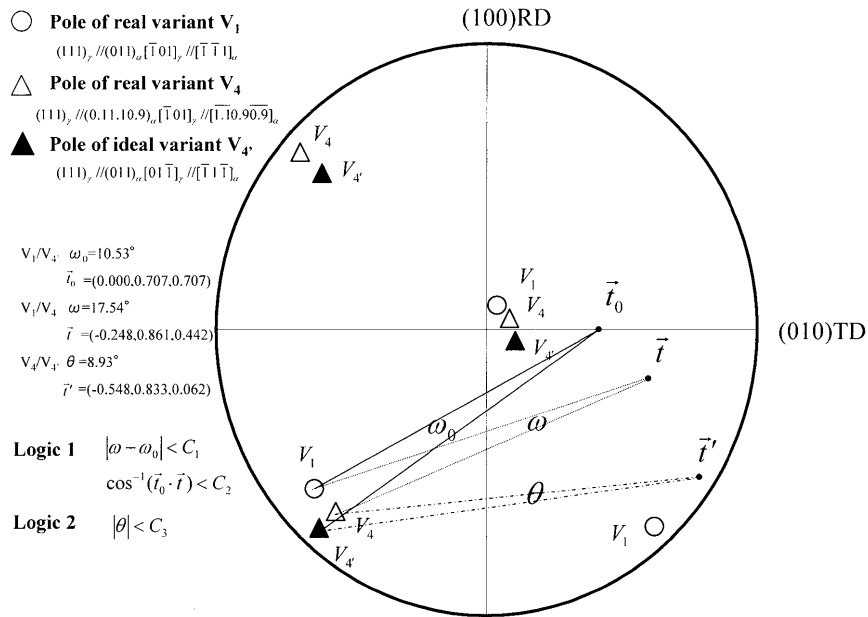


Fig. 3. (100) pole figure showing the difference of two logics to estimate the allowance between orientation of ideal variants and orientation of real variants.

次に極点図(Fig. 3)で説明した2種類の手法を回転マトリクスで説明する。

(ロジック1) 結晶*i, j*間の回転マトリクスを

$$M_i^j = R_i \cdot R_j^{-1} \dots\dots\dots (2)$$

とおく。 M_i^j の3×3のマトリクスの各成分を a_{kl} ($k=1\sim 3, l=1\sim 3$)とすると、式(3)~(6)より回転角 ω と共通回転軸 \vec{t} (各成分を t_l とおく)が得られる¹³⁾。

$$\cos\omega = (a_{11} + a_{22} + a_{33} - 1)/2 \dots\dots\dots (3)$$

$$t_1 = a_{32} - a_{23} \dots\dots\dots (4)$$

$$t_2 = a_{13} - a_{31} \dots\dots\dots (5)$$

$$t_3 = a_{21} - a_{12} \dots\dots\dots (6)$$

次に、例えば結晶*i*がバリエント1 (V1)に一致するとして、得られた ω, \vec{t} をTable 1のバリエント関係 ω_0, \vec{t}_0 と比較し、結晶*i*、結晶*j*がV2からV24のどれかに当てはまるかどうかを判定する。ロジック1における許容差(C_1, C_2)とは、式(7)、式(8)のように $\omega - \omega_0$ (回転角許容値)と、 \vec{t} と \vec{t}_0 の間のずれ角 (回転軸許容値)である。

$$|\omega - \omega_0| < c_1 \dots\dots\dots (7)$$

$$\cos^{-1}(\vec{t} \cdot \vec{t}_0) < c_2 \dots\dots\dots (8)$$

(ロジック2) 結晶*i, j'*間の回転マトリクスを

$$M_i^{j'} = R_i \cdot R_{j'}^{-1} \dots\dots\dots (9)$$

とおく。但し結晶 $R_{j'}$ は、結晶*i*と理想的なバリエント関係にある仮想的な結晶 j' の方位マトリクスである。理想的な

KS関係にある γ の方位マトリクスを R, α の方位マトリクスを αR とおくと、 M_i^j は式(10)のように求まる¹⁴⁾。

$$M_i^j = (\alpha R_i^r R_i^{-1}) \cdot (\alpha R_j^r R_j^{-1})^{-1} \dots\dots\dots (10)$$

次に(9)式を変形して

$$R_{j'}^{-1} = R_i^{-1} \cdot M_i^{j'} \dots\dots\dots (11)$$

実測の結晶*j*と仮想的な結晶*j'*間の回転マトリクスは式(12)となる。

$$M_j^{j'} = R_j \cdot R_{j'}^{-1} \dots\dots\dots (12)$$

そこで式(12)に式(11)を代入して

$$M_j^{j'} = R_j \cdot R_i^{-1} \cdot M_i^{j'} \dots\dots\dots (13)$$

$M_j^{j'}$ から式(3)~(6)と同様に回転角 θ を求め、

$$|\theta| < c_3 \dots\dots\dots (14)$$

より許容差 c_3 以下であるか否かを判断する。

ロジック2は、粒界の Σ 値判定等で用いられている一般的な方法である。ロジック1は回転角許容値 c_1 ($\cong |\omega - \omega_0|$)と、回転軸許容値 c_2 (\vec{t} と \vec{t}_0 の間のなす角)の2種類の許容値が必要であるが、ロジック2は1種類の許容値 c_3 ($\cong |\theta|$)のみで済む。その反面、ロジック2は角と軸のずれを分離して見ることができない。本研究では、ロジック1、2に関わらず、回転マトリクス法によるバリエント解析結果が、極点図法によるものとほぼ同じ結果になることを確認した。

Fig. 4に本プログラムのフローチャートを示す。EBSD法により測定されたオイラー角データを入力し、式(1)よ

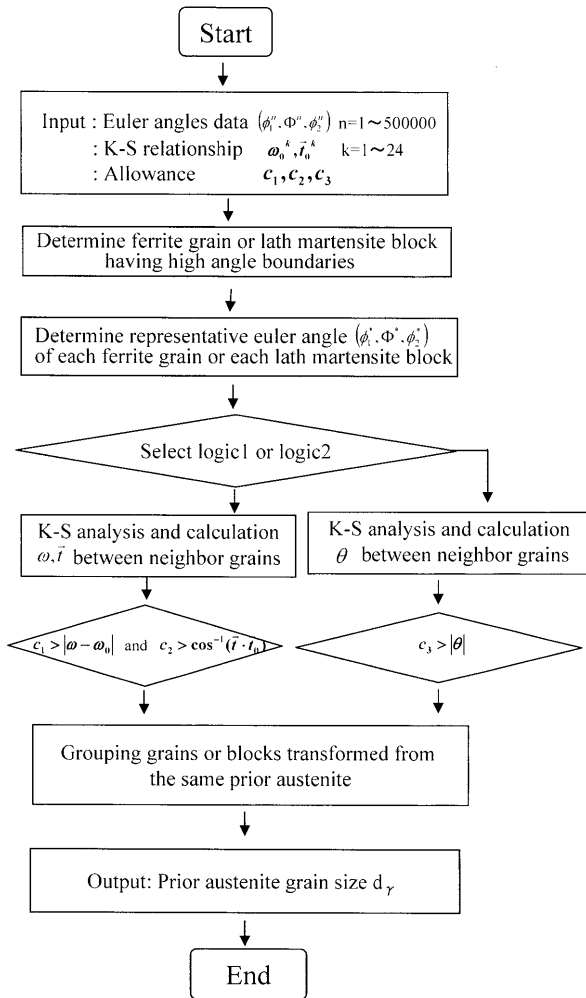


Fig. 4. Flow chart of the computational variant analysis method to determine prior austenite grains using the data measured by FE-SEM/EBSD.

りミラー指数の方位マトリクスを構成する。隣接した2点の方位マトリクスから式(2)と式(3)により回転角 ω を求める。回転角 ω が15度以内の場合、小角粒界と判定し、両点が同一のブロックもしくは α 粒に属すると見なす。ここでブロックとは、ラスマルテンサイトの同一晶壁面を持つ集団を意味する⁷⁾。次にブロックもしくは α 粒を対象にロジック1もしくはロジック2の方法によりKS関係を解析し、母相 γ 粒を推定する。

3. プログラムの精度検証及び許容差の決定

北原⁷⁾が既にKS関係を解析し報告している低炭素ラスマルテンサイト鋼のEBSDデータを使用し、本プログラムの解析精度を検証するとともに、許容差を決定した。用いた試料は普通低炭素鋼(0.195C-0.19Si-0.35Mn wt%)である。試料は1200°C、30分の熱処理後、-15°Cの氷食塩水中に焼き入れ処理された。Fig. 5に得られたラスマルテンサイトのEBSD方位マップを示す。

現実のマルテンサイト組織では、同一ブロック内であっ

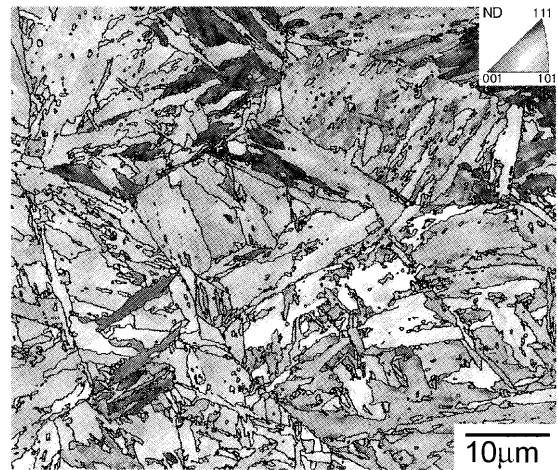


Fig. 5. ND orientation color maps of the lath martensite in the 0.20C steel obtained from the FE-SEM/EBSD measurement.

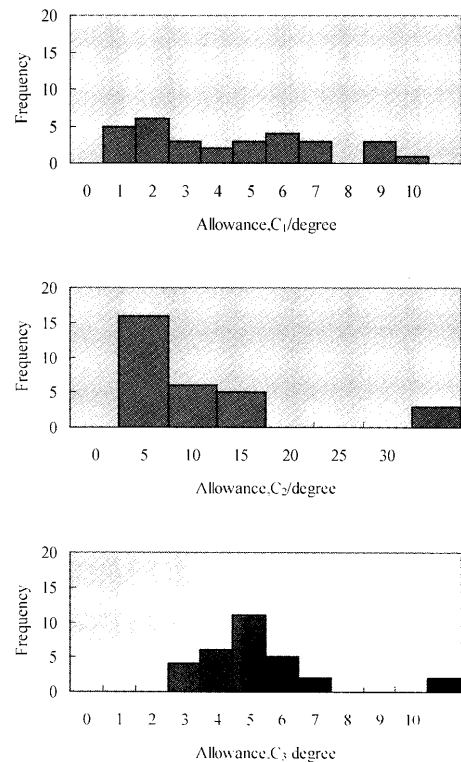


Fig. 6. Histograms showing the allowance c_1 , c_2 and c_3 between orientation of ideal variants and orientation of real variants in a single prior austenite grain using the data measured by FE-SEM/EBSD.

ても方位にばらつきが存在するため、最初に粒代表方位を決定した。粒毎にオイラー角データの度数分布を取り、一番頻度の多い集団での平均オイラー角を用い代表方位を決定した。

同じ γ 粒から形成されたと推定される31個のブロックを対象にKS関係を解析し、第2章で説明した許容差 c_1 , c_2 , c_3 を統計的に求めた結果をFig. 6に示す。許容差 c_3 の分布状況は、許容差 c_1 の分布状況よりも正規分布に近く、結晶学現象を的確に表現できていると考えられる。また先述し

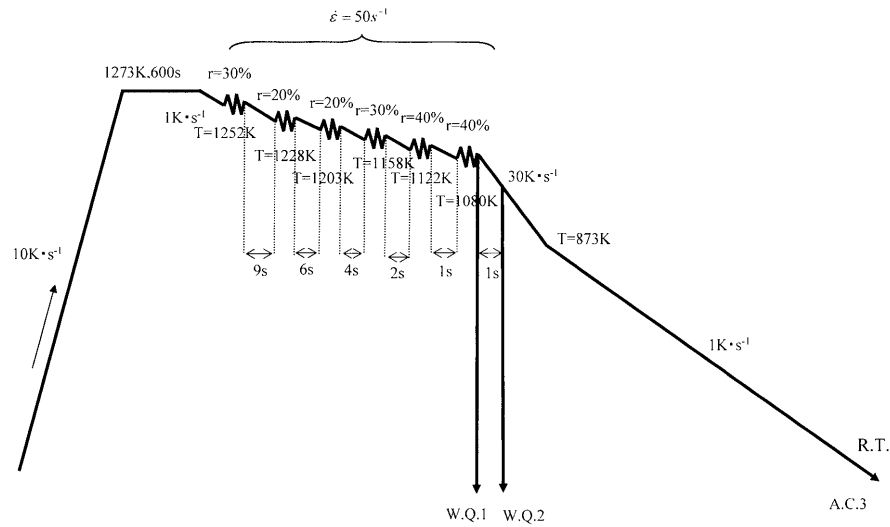


Fig. 7. Thermo mechanical pattern in the multiple hot-compression test simulating the actual tandem hot strip rolling.

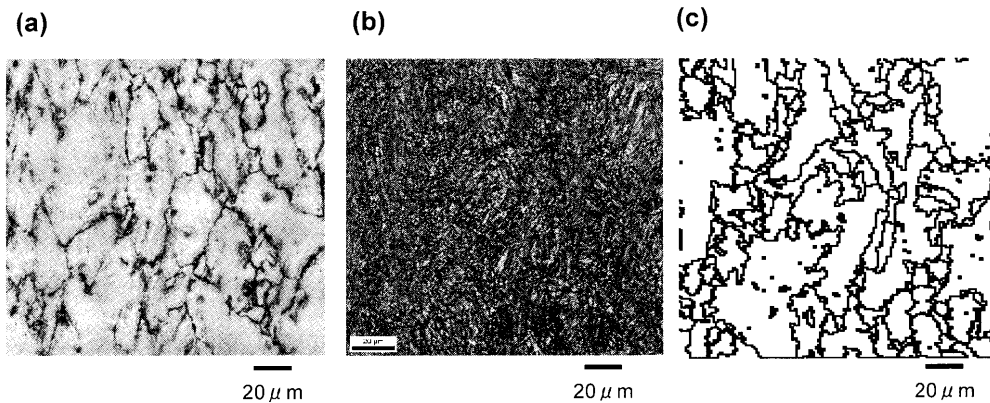


Fig. 8. (a) Optical microstructure, (b) EBSD image quality map, and (c) estimated prior austenite grain boundaries of the 0.15C-0.20Si-0.80Mn steel compressed to a strain of 2.1 by 6 passes at a strain rate of 50 s^{-1} and cooled by water at a cooling rate of about 300 K s^{-1} (WQ1).

たように、ロジック2の方が手法として簡明である。そのため本研究では以降、ロジック2の判定法を採用する。

4. 多段圧縮試験材の解析例

実圧延を模した加工フォーマスターによる多段圧縮試験を実施した¹⁵⁾。用いた試料は普通低炭素鋼(0.15C-0.20Si-0.80Mn wt%)である。試料は、板厚 12 mm の実熱延板から機械加工した高さ 12 mm×幅 15 mm×長さ 50 mm であり、アンビル圧縮によって板圧延と同様の平面歪圧縮条件を再現している。Fig. 7 に、実機熱延条件を模擬した多段圧縮条件と組織凍結条件を示す。実機熱延を模擬しているため、オーステナイト域の圧縮であり、最終圧縮直後に水冷を行った。室温まで水冷・空冷を行った位置は3箇所、6パス圧縮直後水冷試料(WQ1と記す)、6パス圧縮1秒後水冷試料(WQ2)、6パス圧縮後空冷試料(AC3)である。Fig. 8(a)はWQ1試料にピクリン酸による腐食を施し、旧オーステナイト組織を現出した光学顕微鏡写真を示す。Fig.

8(b)は、EBSDによるImage Quality Map, Fig. 8(c)は回転マトリクス法により母相オーステナイトを推定した図を示す。Fig. 8の(a), (b), (c)は同一視野である。Fig. 8(b)から圧縮直後の水冷により低炭素ラスマルテンサイト組織になっている事が確認できる。Fig. 8(a)とFig. 8(c)を比較する事により、少なくとも粒径は十分再現できていることが確認できる。

WQ2試料は、オーステナイトと部分的に変態したフェライトからなる組織を急冷したものである。Fig. 9(a)はWQ2試料をピクリン酸により腐食した光学顕微鏡写真, Fig. 9(b)はEBSDによるImage Quality Map, Fig. 9(c)は回転マトリクス法により母相オーステナイトを推定して同じ色で塗りつぶした推定した図である。Fig. 9の(a), (b), (c)は同一視野である。Fig. 9(a), (b)では、圧縮1秒後水冷のためラスマルテンサイトと旧オーステナイト粒から生じたフェライトの混合組織が認められる。最初にImage Quality値によりラスマルテンサイトとフェライトを区別した¹⁶⁾。Image Quality値を反映して、Fig. 9(b)中にラスマルテンサ

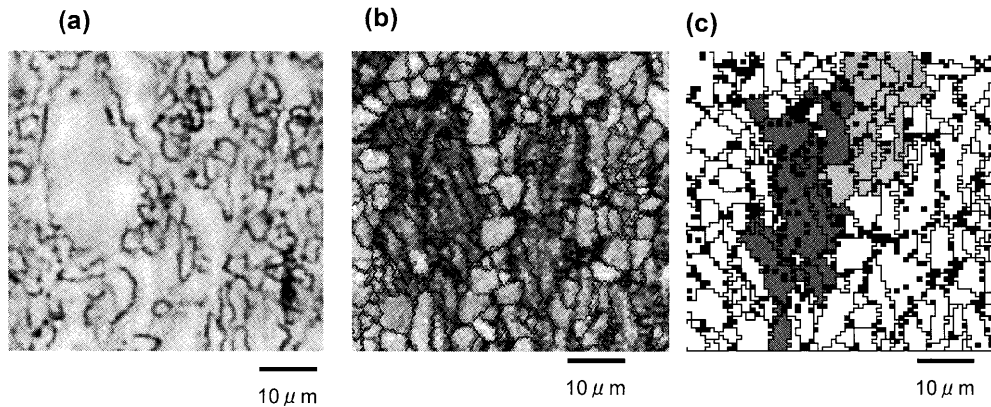


Fig. 9. (a) Optical microstructure, (b) EBSD image quality map, and (c) estimated prior austenite grain boundaries of the 0.15C-0.20Si-0.80Mn steel compressed to a strain of 2.1 by 6 passes at a strain rate of 50 s^{-1} and cooled by air at a cooling rate of about 30 K s^{-1} for 1 s and cooled by water at a cooling rate of about 300 K s^{-1} (WQ2).

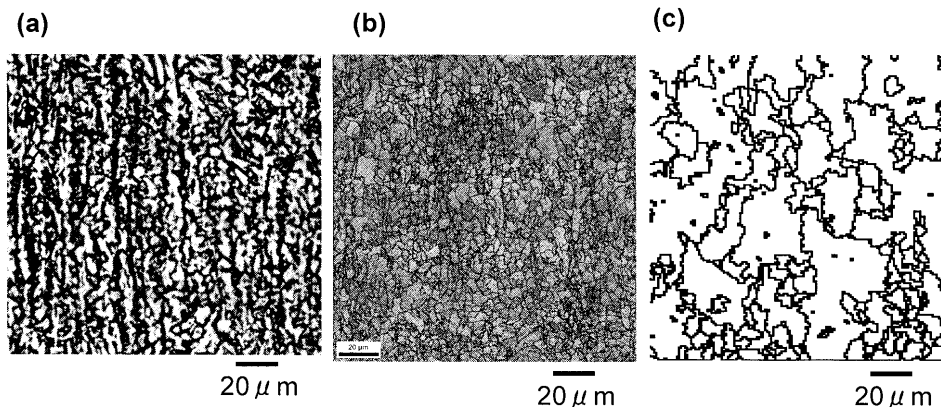


Fig. 10. (a) Optical microstructure, (b) EBSD image quality map, and (c) estimated prior austenite grain boundaries of the 0.15C-0.20Si-0.80Mn steel compressed to a strain of 2.1 by 6 passes at a strain rate of 50 s^{-1} and cooled by air at a cooling rate of about 30 K s^{-1} for 6 s and at a cooling rate of about 1 K s^{-1} (AC3).

イトは灰色で、フェライトは白色で現出されている。次にフェライトと隣接するラスマルテンサイトのKS関係を解析し、フェライトが生じた母相オーステナイト粒を予測した。Fig. 9(c)には、黒色と灰色の2個の旧オーステナイトを示す。Fig. 9(b)の中央部にあった初析フェライトがどちらの旧オーステナイトから生成したかを確認できる。

6パス圧縮後の冷却速度 $30^\circ\text{C}/\text{秒}$ での冷却は、熱延 Run Out Tableにおける冷却を、その後、冷却速度 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ の冷却は巻取を模擬しており、AC3 試料は実機熱延板と同じフェライトパーライト変態組織である。Fig.10(a)~(c)は、AC3 試料をナイタール腐食した光学顕微鏡写真、EBSDによる Image Quality Map、回転マトリクス法により母相オーステナイトを推定した図である。Fig.10の(a), (b), (c)は同一視野である。EBSDを用い回転マトリクス法より推定した γ 粒径は $11.3 \mu\text{m}$ 、一方、6パス圧縮直後水冷により組織凍結した試料(WQ1)を用い、旧 γ 粒組織を現出した後に、交差線分法により得られた γ 粒径は $12.8 \mu\text{m}$ であった。両測定値はよく一致している。

Table 2. Chemical compositions of the plain carbon steels used for the actual tandem hot strip rolling.

Steel	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	Fe
SS	0.15	0.20	0.80	0.010	0.005	0.035	Bal.
SM	0.15	0.35	1.35	0.010	0.005	0.030	Bal.

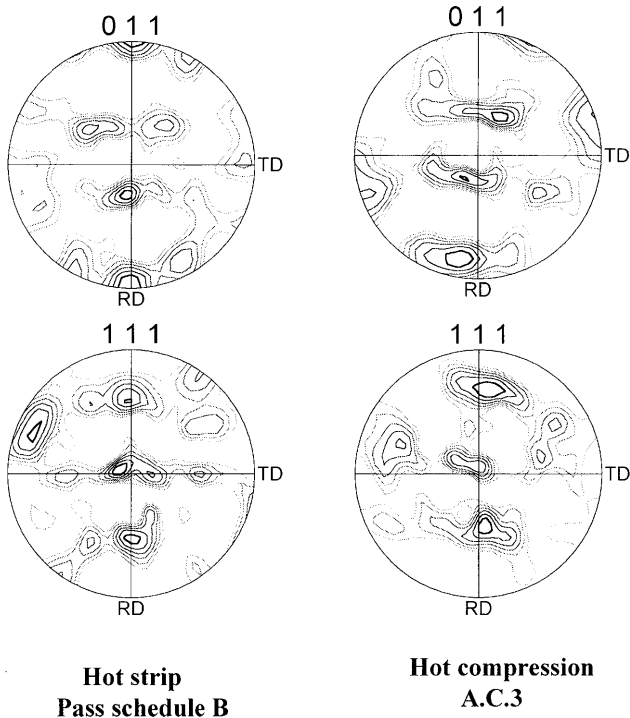
5. 実熱延鋼板の解析例

最初に述べたように、実機圧延材においてオーステナイト組織を確認した例は、圧延中の組織凍結が非常に困難なため少ない。そこで回転マトリクス法を用い、フェライト/パーライト組織を有する実機熱延鋼板のオーステナイト組織を再構築した。対象とした熱延熱延鋼板は、仕上圧延後段の高圧下によってまずオーステナイトを細粒化し、その後の相変態によりフェライトを細粒化したものである¹⁷⁾。

Table 2に実機熱延板の成分を示す。多段圧縮試験に供したものと同一普通鋼 (SSと称す) と高Mn鋼 (SMと称す) の2鋼種を用いた。Table 3に実機圧延条件を示す。パススケジュールはAが通常圧延、B, Cが仕上圧延後段高圧下率

圧延であり、B、Cのみ仕上後段高圧下率圧延での加工発熱を吸収するため、スタンド間及び最終スタンド直後で水冷した。パススケジュールBが平面歪多段圧縮試験で模擬し

たスケジュールである。Fig.11に、実機熱延板と平面歪圧縮試験材の集合組織を比較した結果を示す。両者の傾向はほぼ等しく、平面歪多段圧縮試験が実機熱延板を十分、模擬していたと言える。



実熱延鋼板をEBSDにより測定し母相オーステナイト組織を再構築した例をFig.12に示す。細線は大角粒界（フェライトに対応）、太線は同一バリエーション関係があると推定した集団の境界（母相オーステナイト粒界に対応）を示す。(a)がパススケジュールA、(b)がパススケジュールB、(c)がパススケジュールCである。実熱延板A、B、Cの組織は全てフェライト+パーライトであるが、成分や圧延条件の違いにより熱延板A、熱延板B、熱延板Cの順にフェライトは細粒になる。また熱延板A、熱延板B、熱延板Cの順に、再構築したオーステナイトの形状が細く伸びており、未再結晶圧延条件になっていることが推定できる。Table 4に、熱延板の実測したフェライト粒径と回転マトリクス法により推定したオーステナイト粒径を示す。またオーステナイト粒径の予測精度検証のため、筆者らにより報告した材質予測モデル¹⁴⁾によって計算した値と比較した。両者の値はほぼ等しく、回転マトリクス法を母相オーステナイト粒の推定に使用できることを確認している。

Fig. 11. {011} and {111} pole figures of the 0.15C-0.20Si-0.80Mn steel rolled by the actual tandem hot strip mill and compressed by the multiple hot-compression test machine.

Table 3. Three different conditions in the actual tandem hot strip rolling fabricating the strips with different ferrite grain sizes.

Pass Schedule	Steel	Thickness of strip at exit (mm)	Temperature (K)			Reduction per stand (%)						Interstand Cooling	Cooling just after rolling
			Entry	Exit	Coiling	F1	F2	F3	F4	F5	F6		
A	SS	2.0	1222	1160	930	54	41	38	35	27	17	off	off
B	SS	2.0	1165	1073	810	33	34	33	40	44	43	on	on
C	SM	2.0	1183	1033	885	33	34	33	40	44	43	on	on

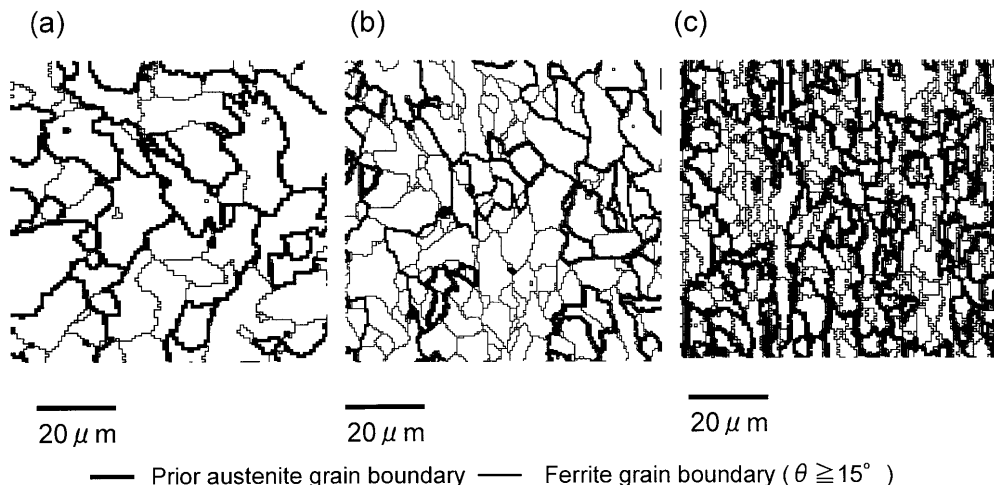


Fig. 12. Ferrite grain boundaries obtained from the FE-SEM/EBSD measurement and estimated prior austenite grain boundaries of three different conditions in the actual tandem hot strip rolling fabricating the strips with different ferrite grain sizes. (a) Conventional rolling schedule, (b), (c) high reduction and low temperature rolling schedule.

Table 4. Ferrite grain size and analyzed prior austenite grain size in the strips processed by the actual tandem hot strip rolling.

Pass schedule	(μm)		
	A	B	C
Measured ferrite grain size	4.9	3.5	2.4
Analyzed austenite grain size	14.3	9.6	5.5

6. 結論

EBSBによる測定データを用いてバリエーション解析が短時間で可能なプログラムを開発した。本手法ではKS関係のみならず、NW関係など他の方位関係であっても、生成相中の複数のバリエーションを解析可能である。本手法により低炭素マルテンサイト組織を解析することで、実際のKS関係のずれを求めた。本手法を多段圧縮試験材や実熱延鋼板へ適用した解析例を示した。今後、許容差等の精度を向上すればより正確な母相オーステナイト粒の推定に使用できる可能性がある。

なお多段圧縮試験機は東京大学生産技術研究所柳本研究室所有のものであり、試験条件の決定等、有益な示唆を賜りました事を記し、柳本教授にあらためて深く謝辞を示します。

文 献

- 1) I.Kozasu: Seigyoatuen-seigyoreikyaku, Chijinhokan, Tokyo, (1997).
- 2) R.Kurahashi, I.Chikushi, M.Takahashi and S.Takaoka: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **44** (2003), 106.
- 3) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura, S.Hamauzu and K.Nakajima: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1392.
- 4) J.Yanagimoto, K.Karhausen, A.J.Brand and R.Kopp: *Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng.*, **120** (1998), No. 2, 316.
- 5) J.Yanagimoto, A.Yanagida and J.S.Liu: Proc. of 8th ICTP, Verona, Italy, (2005), 401.
- 6) S.Morito, H.Tanaka, R.Konishi, T.Furuhara and T.Maki: *Acta Mater.*, **51** (2003), 1789.
- 7) H.Kitahara, R.Ueji, N.Tsuji and Y.Minamimo: *Acta Mater.*, **54** (2006), 1279.
- 8) H.K.D.H.Bhadeshia: Worked Examples in the Geometry of Crystals, The Institute of Metals, London, (1987).
- 9) C.Cayron: *Acta Crystallogr. A.*, **A62** (2006), 21.
- 10) C.Cayron, B.Artaud and L.Briottet: *Mater. Charact.*, (2006), in press.
- 11) H.Takahashi: Takesho-oseiron, Coronasha, Tokyo, (1999), 52.
- 12) Y.Ikuhara: Seramikkuzairyo-no-butsuri, Nikkankogyoshinbun, Tokyo, (1990), 72.
- 13) V.Randle: Microtexture Determination and Its Applications, The Institute of Materials, London, (1992), 74.
- 14) H.Fujiwara and K.Ameyama: *Materia Jpn.*, **42** (2003), 487.
- 15) K.Ohara, M.Tsugeno, T.Teizuka, M.Teijima and J.Yanagimoto: Proc. of Annual Meeting of AISE, (2002), U.S.A.
- 16) C.Cabus, H.Regie and B.Bacroix: *J. Phys. IV France.*, **120** (2004), 137.
- 17) T.Morimoto, I.Chikushi, R.Kurahashi and J.Yanagimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 747