

鋼の変態集合組織の計算機シミュレーション 論文

古 林 英 一*

Computer Simulation of Transformation Textures in Steels

Ei-ichi FURUBAYASHI

Synopsis:

Computer simulation study has been made on the martensite texture of steels transformed from rolled austenite having the Cu-type rolled texture; the aim is to appraise variant selection rules so far proposed, i.e. "Active slip (AS) system model", "BOKROS-PARKER (BP) model", and "Twinning shear (TS) model". 360 or 720 initial orientations of austenite composing the Cu-type texture were generated using the random number, and individual orientations were transformed into martensite orientations using KURDJUMOV-SACHS, NISHIYAMA or BAIN relation in a manner of Monte Carlo method.

Pole figures of {001} structure simulated in this way were compared with experimentally determined pole figures by H. ABE et al.; the materials were Fe-25.7% Ni and Fe-30.2% Ni alloys heavily rolled in the austenitic state and transformed into martensite after rolling. The AS model and BP model were not successful in simulating the observation, but the TS model, when applied to the anti-rolling stress (i.e. stress with the sign opposite to the rolling stress), was able to explain fairly well the pole distributions of dislocated martensite texture of the Fe-25.7% Ni alloy.

1. 結 言

γ から α に変態した鋼の持つ結晶方位分布を対象とした研究分野は変態集合組織と呼ばれ、 γ 状態で熱間圧延された鋼が圧延後の変態によつてどのような集合組織を持つか^{1)~7)}、あるいは加工中の変態での優先方位は何か⁵⁾⁸⁾⁹⁾について多くの研究が行われた。稲垣も述べているように^{10)~12)}、このテーマの骨子は変態の方位関係において結晶学的に等価なバリエントのうち、特定のものが選ばれる現象すなわちバリエント選択の法則を解明することである。集合組織を直接対象としていない従来のマルテンサイト変態機構に関する研究にも、バリエント選択を追求したものが多い^{13)~23)}。

変態集合組織には変態直前の γ 相の再結晶の有無や、変態が圧延中と圧延後のいずれに生ずるか、変態後の圧延や再結晶の程度など、多くの因子が関係するが、制御圧延で見られるように未再結晶 γ 域で強圧延された後、冷却中に変態してそのまま組織が凍結されるような場合が最も多く、また条件も設定しやすく単純である。そこでここではそのような条件を前提とする。また強い変態集合組織が形成されるマルテンサイト変態を念頭に置く。

γ と α の間の格子の平行関係すなわち方位関係と

しては、KURDJUMOV-SACHS(K-S)、NISHIYAMA(N)、GRENINGER-TROIANO(G-T)、BAIN(B)などの関係があるが、以下の解析に使用する K-S、N 及び B の各関係を Table 1 に示す。

従来の研究に見られる一つの問題点は、バリエントの方位を計算する手続きが複雑なため、変態前の γ 相の集合組織を 1~4 個の少数の方位のみで代表していること^{1)~7)}、^{24)~26)}である。計算機シミュレーションでは実際に近い方位分布を用いて解析を進めることができる。

本研究では、バリエント選択を説明する法則を見出す第一歩として、上述の問題点を考慮し、次のような試み

Table 1. Orientation relations between γ and α .

Relation	Lattice correspondence	Number of choice	Number of variant
KURDJUMOV-SACHS (K-S)	$\{111\}_\gamma // \{011\}_\alpha$	4	24
	$\langle 01\bar{1} \rangle_\gamma // \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$	3	24
	(twin-related variant)	2	
NISHIYAMA (N)	$\{111\}_\gamma // \{011\}_\alpha$	4	12
	$\langle 11\bar{2} \rangle_\gamma // \langle 01\bar{1} \rangle_\alpha$	3	
BAIN(B)	$\{001\}_\gamma // \{001\}_\alpha$	3	3
	$\langle 100 \rangle_\gamma // \langle 110 \rangle_\alpha$		

一部は昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表・昭和 58 年 4 月日本金属学会にて発表
昭和 59 年 11 月 19 日受付 (Received Nov. 19, 1984)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

を行った。(1)変態前の γ の方位(初方位)を純銅型の圧延集合組織に含まれる多数(360個以上)の結晶方位の集まりとみなし,個々の初方位に対して変態後の方位をモンテカルロ法により算出するというやり方で変態集合組織をシミュレートする。(2)従来提案されているバリエーション選択則の比較検証を目的として,同一の初方位群を出発点とし,各選択則を計算に取り入れ,その結果を従来の実験データと比較する.このような方法による変態集合組織の研究は従来ほとんどない。

2. シミュレーションの方法

計算には BASIC 言語を内蔵した 8 ビット方式のいわゆるパーソナルコンピュータ (PASOPIA-7 型) を用いた. 計算の手続きは次の三段階より成る. すなわち,

- (1) オイラー角を用いた初方位の発生
- (2) 個々の初方位に対する変態方位の算出
- (3) 極点図上への変態後(または前)の方位の打(輝)点による表示, である。

まず(1)については, 初方位を与える方法として, 圧延面法線方向 (ND), 圧延方向 (RD), 圧延直角方向 (TD) のそれぞれを Z, Y, X 軸として測つたオイラー角 ψ, θ, ϕ の組み合わせを用いた. 実測されている γ の純銅型圧延集合組織 (Fig. 2(a)) を包含するように ODF 空間内の特定体積を Fig. 1 に示すように設定した. すなわち, I, II, ...IX で示される 9 個の菱面体の集まりが特定体積である. この 9 個のそれぞれを枝と呼ぶが, IX の枝については $\phi-\theta$ 断面, それ以外の枝については $\psi-\theta$ 断面が一辺 10° の正方形を成している。

まず乱数を用いて全体で 360 個 (特記したものは 720 個) の初方位を得る. 次に(2)については, オイラー角表示による初方位を ND, RD, TD をそれぞれ Z, Y, X 軸とする立方晶の $\langle 001 \rangle$ 方向を方向余弦によつて表した「 $\langle 001 \rangle$ ベクトル表示」に変換する. 以下の計算は

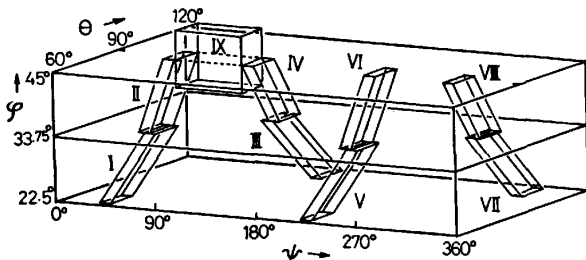


Fig. 1. Schematic illustration of the "specific volume" composed of nine rhombohedrons in Eulerian space. Generation of 360 points randomly distributed inside the volume leads to the Cu type austenite rolled texture of Fig. 3(a).

すべてベクトルを解析的方法で処理する. Table 1 に示された変態の方位関係の γ と α の方位の平行関係をたどり, ベクトル和によつてベクトルの成分を計算する. 例えば K-S 関係を用いる場合には, γ 相の $\{111\}$ 面 4 面と, その各面内の $\langle 01\bar{1} \rangle$ 方向 3 個の合計 $4 \times 3 = 12$ 通りの組み合わせがあり, さらにこの面と方向に平行な α 相の $\{011\}$ 面の $\langle 11\bar{1} \rangle$ 方向の選び方には, 互いに双晶関係にある 2 個の方位が存在するので, 全体で 24 個のバリエーションとなる. このように 3 段階に分けてバリエーションを決める. バリエーション選択の方法は後述する. 同様な考え方で N 関係では 2 段階, B 関係では 1 段階の選択によつてバリエーションが決定される (Table 1 参照).

最後に(3)については, 選ばれたバリエーションの方位が $\langle 001 \rangle$ ベクトル表示で示されているので, 表示すべき極点の種類 (例えば $\{011\}$ や $\{111\}$ など) に応じてそれらをベクトル和により求めた。

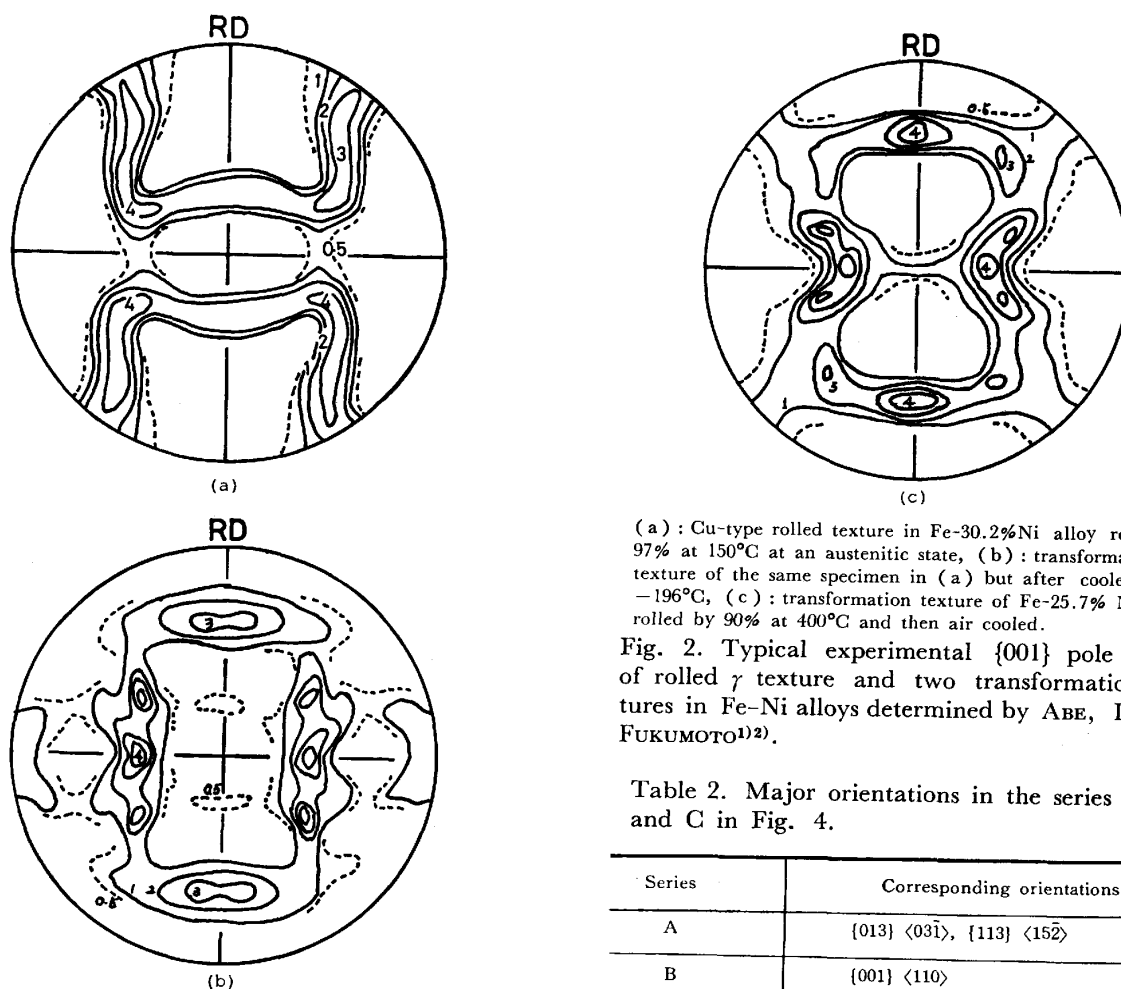
3. 実測変態集合組織の特徴

変態前に純銅型の圧延集合組織を有し, 変態後の方位分布が $\{001\}$ 極点図として鮮鋭に測定されている例として, 阿部-伊藤ら¹⁾²⁾ によるものを取り上げる. Fig. 2 にそれを示す. (a) は Fe-30.2%Ni 合金を 150°C で 97% 圧延した時の γ 相の圧延集合組織であり¹⁾, 典型的な純銅型である. (b) はこの試料を -196°C に冷却した場合の α 相の集合組織¹⁾ で, 変態相は双晶型マルテンサイトになる条件である. この合金の Md 点は室温付近であるから 150°C の圧延中には変態していないはずであるが, 彼らは念のため 400°C での圧延も試みており, (b) とほとんど同一の集合組織を得ている²⁾. (c) は Fe-25.7%Ni 合金を Md 点より上の 400°C で 90% 圧延し, 室温まで放冷した場合の α 相の集合組織で, 変態相は転位型マルテンサイトである. この場合も γ 相は (a) と同じ集合組織を持つている²⁾.

Fig. 2 (c) にみられる大きな特徴は, $\{001\}$ 極点図上で数字の「8」の字の形に極点密度の高い領域が連なっていることである. 次にこうした点をシミュレーションによつて再現し, 原因を検討することとする。

4. バリエーション選択のない場合の結果と考察

すべてのバリエーションをランダムに選んだ場合の計算結果を Fig. 3 に示す. 初方位の数は (b)~(d) では 720 個と他の 2 倍にしてある. ここでのバリエーション選択には乱数を用いた. 用いた乱数の数は K-S, N, B の各関係ではそれぞれ 3 個, 2 個, 1 個である (Table 1 参照). B によるもの (Fig. 3(b)) が最も方位分散が少なく,



(a) : Cu-type rolled texture in Fe-30.2%Ni alloy rolled by 97% at 150°C at an austenitic state, (b) : transformation texture of the same specimen in (a) but after cooled to -196°C, (c) : transformation texture of Fe-25.7% Ni alloy rolled by 90% at 400°C and then air cooled.

Fig. 2. Typical experimental $\{001\}$ pole figures of rolled γ texture and two transformation textures in Fe-Ni alloys determined by ABE, ITO and FUKUMOTO¹⁾²⁾.

Table 2. Major orientations in the series A, B, and C in Fig. 4.

Series	Corresponding orientations
A	$\{013\} \langle 03\bar{1} \rangle, \{113\} \langle 15\bar{2} \rangle$
B	$\{001\} \langle 110 \rangle$
C	$\{332\} \langle 11\bar{3} \rangle, \{113\} \langle 33\bar{2} \rangle, \{113\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$

N, K-S とバリエーションの数が多くなると分散が増すが、極点分布は似かよっている。(b)では極点が帯状に分布しているが、これは(a)の変態前の極点の帯状分布を反映したものであることが看取される。

Fig. 3 を Fig. 2 と比較すると、実測極点図の極密度の極大の位置は、計算極点図の極点の密な領域の範囲内にあるが、計算上存在するはずの極点の集団が実測極点図に現れていないものがある。この原因がバリエーションの選択であることは阿部-伊藤ら¹⁾²⁾ が指摘しているが、このことをより把握しやすくするため、極点分布の広がりがないB関係を参考にして、Fig. 4 に示すような極点密度の大きい帯状領域の分類を行った。すなわち純銅型圧延集合組織を示す γ 相を変態させて得られる α 相の $\{001\}$ 極点図において、あらゆるバリエーションが同じ確率で生じた時の極点密度の大きい領域を、Fig. 4 に示すA, B, Cの三系列の極点分布の重ね合わせと考える。各系列に含まれる主要方位をTable 2に示した。同様な解析は阿部-伊藤ら¹⁾²⁾も試みている。ここでB系列の一部とC系列を合わせると前述の「8」の字型の極点分布となる。Fig. 2 (c)の転位型マルテンサイトで

はC系列が強くB系列が弱い、A系列は全く見られない。双晶型マルテンサイト (Fig. 2(b)) ではC系列が同じく強く、他にA系列が存在するがB系列は全く含まれていない。

阿部-伊藤ら¹⁾²⁾も言及しているように、双晶型マルテンサイトにおいては転位型に比べて変態双晶によるバリエーションの見掛けの増加があるので、以下では転位型マルテンサイト (Fig. 2 (c)の極点図) をシミュレートする試みについて述べる。

5. バリエーション選択を考えた場合の結果と考察

5.1 バリエーション選択則の概要

マルテンサイト変態は一種のせん断変形とも考えられるから、バリエーションの選択にも外部応力または変形の影響を受けやすい。こうした効果を取り入れたバリエーション選択則の主なものを次に概説する。

(1) 形状変形モデル¹⁵⁾ : これは変態の形状変形、すなわち変態を巨視的に見れば晶癖面に平行なせん断歪みと、垂直な体積膨張歪みという変形歪みの合成とみなせ

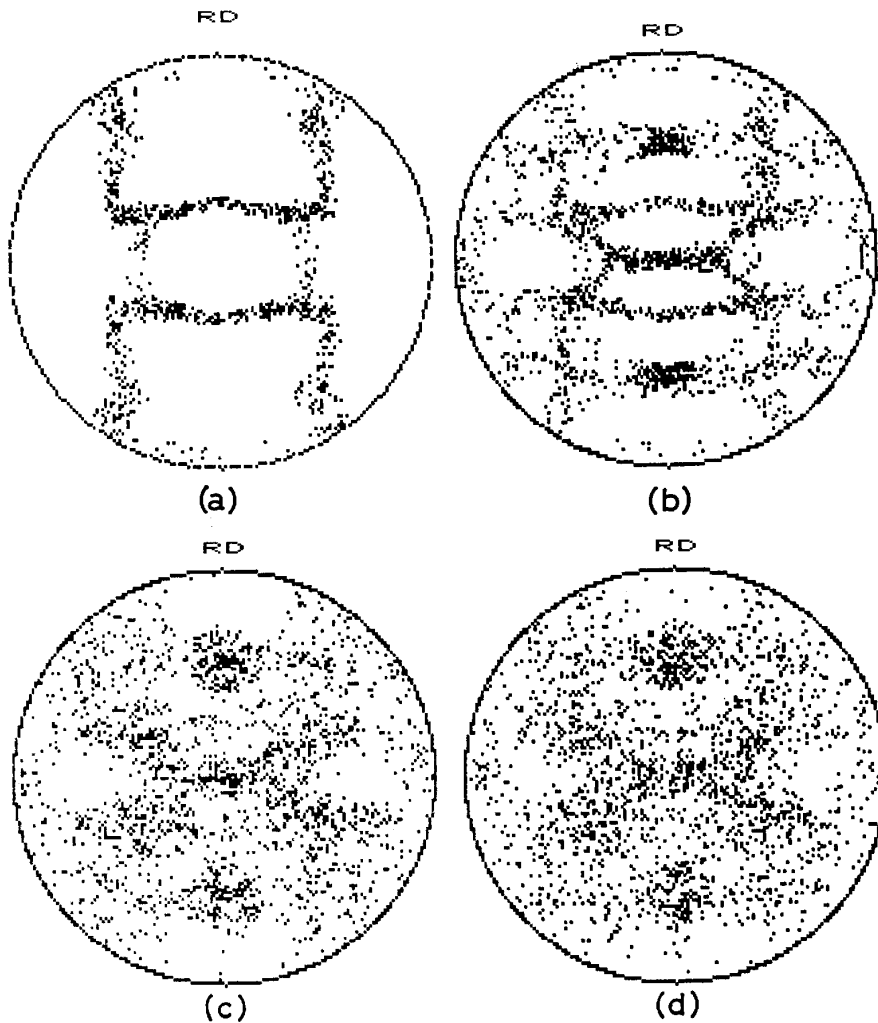


Fig. 3. Simulated $\{001\}$ pole figures showing initial austenite texture in (a) and transformation textures without variant selection in (b), (c) and (d). Orientation relation used is BAIN in (b), NISHIYAMA in (c), and KURDJUMOV-SACHS in (d). (720 initial orientations are used in the calculation of (b), (c) and (d)).

るが、これらと外力との相互作用による仕事を変態の化学的自由エネルギー変化に加えて考え、この形状変形を外力が助ける度合の大きいバリエーションが選ばれるとする PATEL と COHEN¹⁵⁾ による説である。

(2) 晶癖面モデル：生成するマルテンサイトの晶癖面の極が、変態の基となった塑性変形においてあまり活動していないすべり系のすべり方向と対応しているという BOKROS と PARKER¹⁶⁾ の電顕観察結果をもとに、BORIK と RICHMAN⁹⁾ が変態集合組織の説明に応用したモデルである。活発な系の転位では下部組織が発達し、これがバリエーションの成長を抑制するという説明がなされている¹⁶⁾。

(3) 活動すべり系モデル及び双晶せん断モデル：マルテンサイト変態に付随するせん断変形と外力との直接的相互作用を考えるモデルである。K-S の方位関係にある $\{111\}_r$ や $\langle 01\bar{1}\rangle_r$ は、ちょうど r 相のすべり面とすべり方向に当たっている。外力に対して分解せん断応力が大きく活動しやすいすべり系を方位関係にもつ K-S バリエーションが選ばれるというのが活動すべり系モ

デル²⁾⁴⁾⁷⁾²⁴⁾²⁷⁾ である。また、 $\{111\}_r$ 面上の双晶の生ずる $\langle 11\bar{2}\rangle_r$ 方向へのせん断変形が外力により最も助長されるバリエーションが選ばれるという双晶せん断モデル¹⁷⁾²⁰⁾ がある。

(4) 格子変形モデル¹⁹⁾²²⁾³²⁾：マルテンサイト変態の現象論における格子変形（ベイン歪み）と外力の相互作用を考え、外力によつて格子変形が助長されるバリエーションが選ばれるという考え方をとる。

なお、比較的最近の ODF 法による研究には、バリエーション選択が存在しないという立場の解析^{6)29)~31)} がみられる。

5.2 計算方法及び結果と考察

以上述べたバリエーション選択則を計算に取り入れる方法を次に考える。まず形状変形モデルについては、単位加工量当たりの変態量の方角依存性を定性的に説明することはできた¹⁸⁾が、もつと直接的検証となる個々の方位測定によるバリエーションの同定結果と矛盾する^{20)~23)27)} ため、対象からはずした。

本報では主として活動すべり系モデル、晶癖面モデ

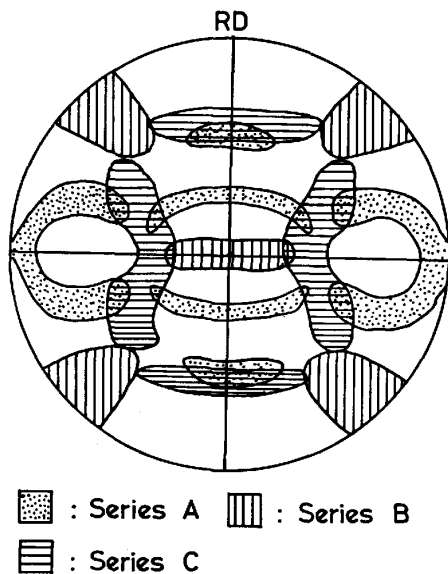


Fig. 4. Schematic map of pole distribution in {001} pole figures like Figs. 2 and 3 of transformation texture. Pole distribution is classified into three series, A, B, and C, the major orientations of which are shown in Table 2.

ル、双晶せん断モデルについて考える。変態の方位関係に何を用いるかは、K-S と N の間の方位誤差は 5.3° であり²⁸⁾、実験精度を考えるとどの関係を用いても本質的な相異はないとの前提に立ち、双晶せん断モデルには N 関係を、また他のモデルには K-S 関係を用いた。B 関係を用いると都合がよい格子変形モデルは別報²⁸⁾で取り扱う。

ここでバリエーション選択の原因となる変態時の外力は圧延に伴う応力であると考え、その応力を ND 方向への単純圧縮応力と RD 方向への単純引張応力の和（すなわち 2 軸応力³⁾³³⁾と仮定し、これを「圧延応力」と呼ぶ。計算上ではこれとちよつと符号が反対の仮想的応力も考えたが、これを「圧延逆応力」と呼ぶ。

(1) 活動すべり系モデル

圧延応力によつて各すべり系の受けるせん断応力は、阿部-伊藤²⁾にならつて $(lw-kv)$ に比例する³⁴⁾とし、この因子を TF (=TUCKER Factor) と呼ぶ。ここに (h, k, l) と $[u, v, w]$ はそれぞれすべり面法線及びすべり方向の方向余弦である。選び方としては TF の絶対値が最大となる系を一つ選ぶ方法（強い選択と呼ぶ）か、または TF の絶対値が一定値 MTF より大きいようなすべり系をすべて抽出し、そのいずれかを乱数により選ぶ方法を用いた。次に全体で 12 のすべり系からこうして選んだ系を方位関係にもつ K-S のバリエーションの方位を求めるが、その場合前述の双晶関係にある 2 個のバリエーションの一方を乱数により選択した。こうして強い選択で

は 24 個中 2 個のバリエーションが選択則によつても残り、これから 1 個を選ぶには乱数を用いるので、 $2/24$ の値、すなわち 8.3% をバリエーション残存率と呼ぶ。

Fig. 5 に計算結果を示す。(a)は強い選択の場合（バリエーション残存率 8.3%）であり、(b)は $MTF=0.6$ の場合（バリエーション残存率 20%）である。なお TF の絶対値は 0 と 1 の間にある。(a)では極点分布は比較的鮮鋭であるが、Fig. 4 の A, B, C のいずれの系列も含まれている。一方(b)ではより多くの方位成分の極点が現れ、ランダム (Fig. 3(d)) に近づく。すなわちこのモデルでは、バリエーションの選択によつても Fig. 4 に示した方位成分の数が減少するということはない。

(2) 晶癖面モデル

上記モデルと全く同様に γ 相のすべり系に対する圧延応力の TF 値を計算し、次に一定値 MTF より小さい値の TF の絶対値を有するすべてのすべり系の中から、一つをランダムに選ぶ方法を用いた。BOKROS-PARKER¹⁶⁾の観察では TF の絶対値の最も大きい系と関係するバリエーションだけが消失しているため、MTF の値として 0.4（バリエーション残存率 65%）を用いた。その結果が Fig. 6(a)であるが、極点分布が非常に広く、方位はランダム (Fig. 3(d)) に近い。そこでさらに選択を強めるため、 $MTF=0.1$ を用いた場合（残存率 20%）が同図の (b)である。これは彼らの観察事実の拡張解釈に当たるが、ここでも晶癖面モデルの効用として BORIK-RICHMAN³⁾が述べている「B系列の消失」は確認できず、B系列がA系列とともに存在する。A系列の存在は実測 (Fig. 2 (c)) に適合しないが、さらにC系列の極点密度の高い領域の位置が実測と異なるなど、不都合な点がある。

(3) 双晶せん断モデル

$\{111\}_\gamma \langle 11\bar{2} \rangle_\gamma$ 系のせん断には結晶学的に向きがあり、変形双晶が生ずるせん断（双晶せん断と呼ぶ）とその逆向きに当たる（双晶の生じない）せん断がある。本モデルではこの効果を取り入れているため、前 2 モデルでは考えられない圧延応力と圧延逆応力で異なる結果を招来する。すなわち、すべり系の代わりに双晶せん断に対する前述と同様の TF を考えるが、圧延応力と圧延逆応力とでは TF の符号だけが反対となる。TF の値は -1 と $+1$ の間にあるが、双晶せん断を助ける方をプラスにとる。 $\{111\}_\gamma \langle 11\bar{2} \rangle_\gamma$ 系を直接方位関係に持つ N 関係のバリエーションを、TF の大きさによつて選択させた。従つて前 2 モデルのような双晶関係にある 2 個のバリエーションが残る問題はなく、方位成分の数がバリエーション選択率が同一でも少なくなる。

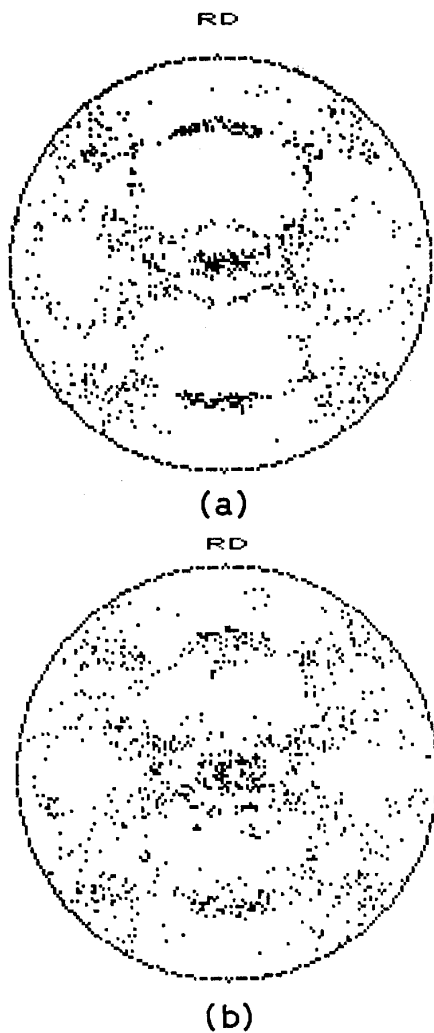


Fig. 5. Simulated $\{001\}$ pole figures of transformation textures with a variant selection rule, which is based on the "active slip system model"²⁾²⁴⁾. K-S relation is used to calculate the transformation variants with respect to the operative slip systems of austenite. The most active system on rolling (i.e. 8.3% of whole systems) is selected in (a) with the aid of TUCKER method²⁾³⁴⁾, while in (b) the range of operative slip systems is increased by 2.4 times than in (a).

Fig. 7(a) と (b) はそれぞれ圧延応力と圧延逆応力に対して、TF が最大となる系をNの方位関係とするバリエーションを選んだ強い選択の結果で、バリエーション残存率は8.3%である。(a)ではA系列のみ、(b)ではB系列のみから成る。ここでA系列が実測の Fig. 2(c) に全く含まれていないことを考えると、本モデルで考える限り、圧延応力下のバリエーション選択は実験結果を説明できないと言うことができよう。一方圧延逆応力に対する結果である Fig. 7(b) はB系列のみが残っているが、これは選択の程度が強すぎたためと考えられる。そこでTF が0.3より大きいすべての系の一つをランダムに選

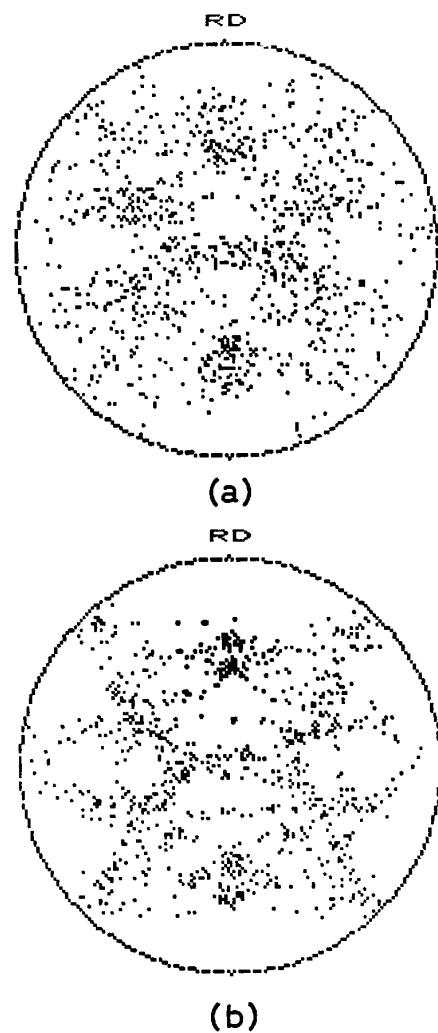


Fig. 6. Simulated $\{001\}$ pole figures of transformation textures with a variant selection rule, which is based on the BOKROS-PARKER model¹⁶⁾³⁾. K-S relation is used to calculate the transformation variants with respect to the passive slip systems of austenite. In (a) 65% of the whole slip systems are regarded as passive, and are taken into operative transformation relations, while 20% in (b).

ぶ方法を試みた結果 (バリエーション残存率 42%) が Fig. 8 である。ここではBとCの系列が共に現れ、実測データ (Fig. 2(c)) にかかなり近い8の字型極点分布が再現されている。このことは圧延逆応力によるバリエーション選択を示唆しているとも言えようか。

6. 全般的考察

始めに従来提案されているバリエーション選択則の妥当性について考察する。

活動すべり系モデルについては、従来の研究²⁾でも十分成功しているわけではない。その理由の一つは稲垣の指摘¹¹⁾にもあるように、晶癖面モデルも含めてr相のす

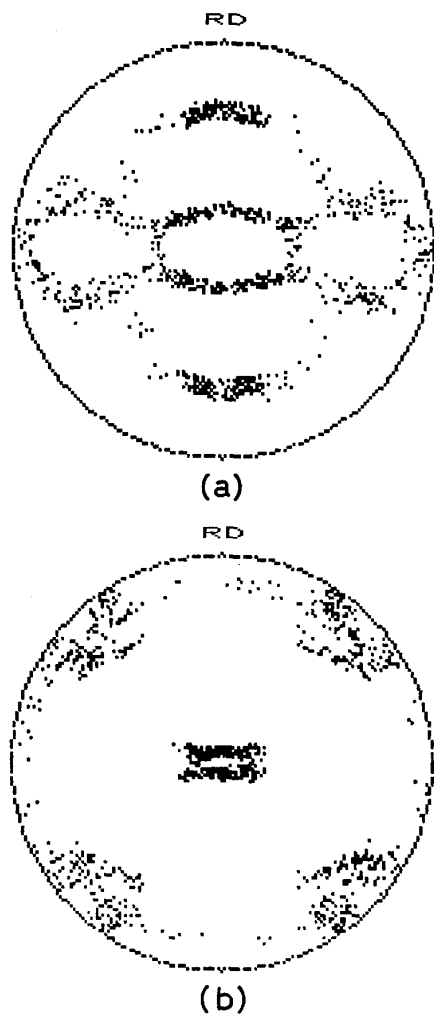


Fig. 7. Simulated $\{001\}$ pole figures of transformation textures with a variant selection rule based on the "twinning shear model"¹⁷⁾²⁰⁾. NISHIYAMA relation is used to obtain transformation variants with respect to operative $\{111\}_\gamma\langle 112\rangle_\gamma$ shear systems. The most operative shear system for rolling stress is used on variant selection (i.e. 8.3% of whole systems) in (a), and while for "anti-rolling stress" (i.e. the stress in which the direction is reverse to the rolling stress) is selected in (b).

べり系 (対応する K-S 関係) に立脚するモデルに共通する欠点として、互いに双晶関係にあるバリエントが、一対残り、その一方を選び出す機構を含まないためである。その結果、A, B, C の三系列のうち二系列に属する方位が一つの γ 初方位から生じ、方位分散が実際より大きくなった可能性がある。

次に晶癖面モデルに関しては、BORIK ら³⁾は黄銅型の圧延集合組織をもつ試料で、B 系列に属する極点分布が変態後に存在しない点を取り上げ、このモデルの正しさを証明する実験事実であるとしているが、解析の出発点となる γ 相の初方位を $(011) [21\bar{1}]$ の一方位のみに限定している。この限定があやまりであることは、この方

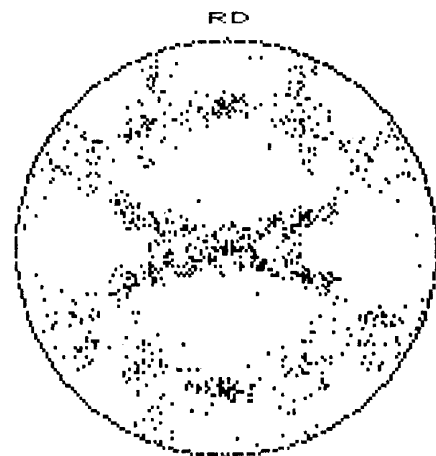


Fig. 8. Simulated $\{001\}$ pole figure of transformation texture with the "twinning shear model" as in Fig. 7 (b), but 42% of all the $\langle 111\rangle_\gamma\langle 112\rangle_\gamma$ shear systems are regarded operative for anti-rolling stress.

位は純銅型の集合組織にも含まれ、それを取り入れた本研究の結果と彼らの結果が一致しないことから明らかである。

最後の双晶せん断モデルは、他の 2 モデルでは取り入れられない応力の向きの効果が明確に現れ、圧延逆応力による計算が実験と良い一致を示した。圧延逆応力の実体は本研究では明らかにできなかつたが、圧延した試料中のマイクロな一種の残留応力と考えられる。この点については別報²⁸⁾で考察を行う。双晶せん断モデルの物理的意味については次のようなことがわかつている。

BOGERS-BURGERS¹⁷⁾ の二重せん断によるマルテンサイト変態機構によれば、 $\{111\}_\gamma\langle 112\rangle_\gamma$ せん断が変態の最初の機構となる。塑性変形中に変態が進行する鋼について、HIGO ら²⁰⁾は変態のバリエント方位を透過電頭法により測定し、双晶せん断モデルによつて外力の効果とバリエント方位が関係づけられることを証明している。また KATO, MORI, SATO らは一連の報告^{21)~23)}の中で、マルテンサイト変態においては形状変形のような変態の結果として生成したものではなく、 $\{111\}_\gamma\langle 112\rangle_\gamma$ せん断のような変態の初期の「変形」と外力とが相互作用するという見解を強調している。本研究は、彼らの見解を変態集合組織の面からサポートすることになる。と同時に、本モデルと関係が深い格子変形モデルについてさらに検討する必要がある。圧延応力と圧延逆応力の相異という本研究であらたに見出された効果も含め、それらの考察は別報²⁸⁾にゆずることとする。

終わりにバリエント選択におけるバリエント残存率の意味について一言述べたい。バリエント残存率を実験的に決定することはかなり難しく、一見バリエントが選択

されないように見える場合でも、条件を選び、近い方位を同一バリエーションとみなせば、BORIK³⁾が述べているように約3分の1のバリエーションが欠落している(残存率67%)といった見積りがFig. 2の場合にもできる。しかし、同じ残存率であったとしても、Fig. 4のA, B, Cの各系列にまたがるバリエーションを含んでいる場合には、見掛け上はバリエーション選択がないように見える。実際の残存率がこのように大きい値となるのは、変態と応力の相互作用が本研究のシミュレーションより弱いからであるとは言えない。その理由は材料中には粒界拘束や変態の不均一性によつて内部応力が発生し、その効果が外力に加わると考えられるからである。

7. 要 約

本研究の内容を要約すると次のとおりである。

(1) 純銅型圧延集合組織を有するオーステナイトを変態させた時の変態集合組織をモンテカルロ法により計算機シミュレーションを行つた。従来の実験結果から上記条件に符合する典型的{001}極点図を選び、これまで知られているバリエーション選択則をもとにした計算極点図と比較した。

(2) バリエーション選択がないと仮定した計算極点図の極点分布は、実測極点図の極密度分布より広い範囲を含み、バリエーション選択の存在が示唆された。

(3) バリエーション選択則の一つとして、圧延による外力がオーステナイトのすべり系に及ぼす効果をもとにした活動すべり系モデルと晶癖面モデルを用いた計算では、実測結果をうまく説明できない。これに対してオーステナイトの{111}<112>せん断変形で、変形双晶の生ずる向きに対する圧延と逆向きの「圧延逆応力」の助けを仮定した計算と実測結果は比較的良く合致する。

本研究を遂行するに当たり、貴重な御意見や情報をいただいた稲垣裕輔、大塚和弘、梶原節夫の各氏に感謝の意を表す。

文 献

- 1) 阿部秀夫, 伊藤邦夫, 福元亮一: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 37
- 2) 阿部秀夫, 伊藤邦夫: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 1300
- 3) F. BORIK and R. H. RICHMAN: Trans. Metall. Soc. AIME (1967) 239, p. 675
- 4) S. WATANABE, T. ARAKI and H. MIYAJI: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1020

- 5) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME 230, (1964) p. 1413
- 6) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 166
- 7) 柚島登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1747
- 8) H.-P. SATTLER and G. WASSERMANN: J. Less Common Metals, 28 (1972), p. 119
- 9) M. KHOBAIB, R. QUATTRONE and C. M. WAYMAN: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1431
- 10) 稲垣裕輔: 日本金属学会会報, 21 (1982), p. 408
- 11) 稲垣裕輔: 集合組織 (日本金属学会編) (1981), p. 61 [日本金属学会]
- 12) 稲垣裕輔: 集合組織 (長嶋晋一編) (1983), p. 197 [丸善]
- 13) Z. NISHIYAMA: Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ., 23 (1934/35), p. 638
- 14) G. WASSERMANN: Mitt. Kaiser-Wilhelm-Inst. Eisenforsch, Dusseldorf, 17 (1935), p. 149
- 15) J. R. PALEL and M. COHEN: Acta Metall., 1 (1953), p. 531
- 16) J. C. BOKROS and E. R. PARKER: Acta Metall., 11 (1963), p. 1291
- 17) A. J. BOGERS and W. G. BURGERS: Acta Metall., 12 (1964), p. 255
- 18) D. GOODCHILD, W. T. ROBERTS and D. V. WILSON: Acta Metall., 18 (1970), p. 1137
- 19) G. H. OLSEN and W. A. JESSER: Acta Metall., 19 (1971), p. 1299
- 20) Y. HIGO, F. LECROISEY and T. MORI: Acta Metall., 22 (1974), p. 313
- 21) M. KATO and T. MORI: Acta Metall., 24 (1976), p. 853
- 22) M. KATO and T. MORI: Acta Metall., 25 (1977), p. 951
- 23) A. SATO, M. KATO, Y. SUNAGA, T. MIYAZAKI and T. MORI: Acta Metall., 28 (1980), p. 367
- 24) 久保寺治朗, 中岡一秀, 多嶺多加志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 25) M. J. DICKSON and R. P. STRATTON: J. Appl. Cryst., 5 (1972), p. 107
- 26) J. GREWEN and G. WASSERMANN: Texture, 2 (1975), p. 45
- 27) G. STONE and G. THOMAS: Metall. Trans., 5 (1974), p. 2095
- 28) 古林英一: 鉄と鋼, 71 (1985) No. 10 に掲載予定
- 29) J. S. KALLEND, P. P. MORRIS and G. J. DAVIES: Acta Metall., 24 (1976), p. 361
- 30) A. JONES and B. WALKER: Met. Sci., 8 (1974), p. 397
- 31) U. LOTTER, L. MEYER and D. KNORR: Arch. Eisenhüttenwes., 47 (1976), p. 289
- 32) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 102
- 33) E. A. CALNAN and C. J. B. CLEWS: Phil. Mag., 42 (1951), p. 616
- 34) G. E. G. TUCKER: Acta Metall., 12 (1964), p. 1093