

## BAIN の関係による変態集合組織の解析

論文

古 林 英 一\*

Transformation Texture Analysis with BAIN Relation  
—Monte Carlo Simulations

Ei-ichi FURUBAYASHI

## Synopsis:

The merit of use of BAIN relation in analyzing the transformation texture was first described, as compared with that of NISHIYAMA (N) or KURDJUMOV-SACHS (K-S) relation. This was primarily because there were only three variants in BAIN, while 12 and 24 variants in N and K-S relations respectively, and each variant in N or K-S was oriented close to one of the three BAIN variants. Secondly, computer simulations of transformation textures were conducted on steels transformed from rolled austenite using variant selection rules. In these rules, the work done by specific stress on rolling against the lattice deformation (BAIN distortion) of martensite transformation was calculated for each  $\langle 001 \rangle$  axis of austenite, and such BAIN variants that had the work larger than certain critical value were selected.

Transformation textures simulated in this way were successful in explaining Fe-Ni textures experimentally determined by other authors. Evidence which showed the effect of the sense of the specific stress was presented; calculations based on the forward rolling stress could explain the case of transformation during rolling, whereas simulations due to reverse or internal stress of rolling were coincident with the transformation after rolling. Some explanations were given to the nature of such hypothetical internal stress and to the mechanisms of variant selection in martensite transformation.

## 1. 結 言

オーステナイト ( $\gamma$ ) からフェライトまたはマルテンサイト ( $\alpha$ ) に変態した鋼の集合組織の形成機構で現在最も重要な問題は、変態の方位関係において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すなわち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<sup>1)2)</sup>。Table 1 に変態の方位関係を示す。変態相がフェライト・パーライトではマルテンサイトやアシキュラーフェライトに比べ、バリエーション

選択が弱い<sup>3)4)14)</sup>ので、以下ではマルテンサイトを念頭に置いて考える。

バリエーション選択則については、従来選択を考えに入れない解析<sup>5)~7)</sup>もあるが、前報<sup>2)</sup>に詳述したように、

- (1) 形状変形モデル<sup>8)</sup>
- (2) 晶癖面モデル<sup>9)10)</sup>
- (3) 活動すべり系モデル<sup>3)11)~15)</sup>
- (4) 双晶せん断モデル<sup>16)17)</sup>
- (5) 格子変形モデル<sup>18)~20)</sup>

などが提案されている。このうち圧延した鋼の集合組織に適用されたことのあるのは(2)と(3)であるが、(3)についてはこのモデルを支持する研究者<sup>3)11)14)</sup>と、必ずしも実験データとの一致がよくないとする研究者<sup>12)13)</sup>がある。我々は純銅型圧延集合組織をもつ $\gamma$ 相が変態した場合の方位分布について、(2)、(3)、(4)の各モデルを用いてモンテカルロ法による計算機シミュレーションを行った<sup>2)</sup>が、 $\gamma$ のすべり系が関係する(2)と(3)のモデルでは実測極点図の極密度をうまく再現できなかった<sup>2)</sup>。一方、(4)を用いると実験と良く合う結果を導くことができたので、本報ではこれと近い内容を持つ(5)のモデルによるシミュレーションを行う。なお(1)につ

Table 1. Lattice relations in martensite transformation.

	Lattice correspondence relation	Rotation relation	Number of variant
BAIN	$(001)\gamma // (001)\alpha$ $[100]\gamma // [110]\alpha$	$45^\circ \langle 0, 0, 1 \rangle$	3
NISHIYAMA	$(111)\gamma // (011)\alpha$ $[\bar{1}\bar{1}2]\gamma // [0\bar{1}1]\alpha$	$46^\circ \langle 0.08, 0.20, 0.98 \rangle$	12
KURDJUMOV-SACHS	$(111)\gamma // (011)\alpha$ $[0\bar{1}1]\gamma // [1\bar{1}1]\alpha$	$42.8^\circ \langle 0.18, 0.18, 0.97 \rangle$	24

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 12 月 17 日受付 (Received Dec. 17, 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)

いは一般に広く信じられているモデルであるが、実験との一致が悪い<sup>15)17)19)</sup>ので、今回も採用していない。

変態の方位関係としては炭素鋼などでは KURDJUMOV-SACHS (K-S) の関係、Fe-Ni 合金などでは NISHIYAMA (N) の関係が成り立つと言われている<sup>21)</sup>が、K-S と N の相異はバリエーション間の方位差で 5.3 度 (Table 2) しかなく、実験精度の点で両者を区別するのは必ずしも容易ではない。しかし前報で示したように<sup>2)</sup>、K-S や N のいずれを用いるかは採用するバリエーション選択則によって優劣があり、前記(2)と(3)のモデルには K-S 関係が、また(4)のモデルには N 関係がマッチする<sup>2)</sup>。BAIN 関係はこれらに比べて従来ほとんど用いられていないが、以下で明らかになるように変態集合組織を考える上で有利な点が多く、とくに格子変形(BAIN 歪み)モデルに非常に有効な関係である。

このように K-S, N, BAIN の三つの方位関係を場合にに応じて使い分けるという立場を採るが、その場合にはそれらのバリエーション間の方位の相異や相互の方位関係を最初に調べる必要がある。

## 2. K-S, N, BAIN の各関係における変態バリエーション間の相互関係

Fig. 1 に立方体方位をもつオーステナイト単結晶を BAIN 関係または K-S 関係で変態させた場合の全バリエーションの方位を {001} 極点図で示す。バリエーションの数は (Table 1) BAIN が 3 個、K-S が 24 個であるが、K-S バリエーションのうち 8 個は互いに近接方位を持ち、しかもその極点は BAIN バリエーションの 3 個中の 1 個の極点を中心として、そのまわりに集まっていることが Fig. 1 からわかる。Fig. 2 はさらに N 関係のバリエーションを加え、ステレオ三角内について表示したもので、N バリエーション 12 個のうち 4 個は、BAIN バリエーションの 1 個と近接した方位を持ち、さらに N バリエーションの両側にそれをはさむように K-S バリエーション 2 個が存在することがわかる。これらのバリエーション間の方位差は、BAIN-N 間では 9.7°、BAIN-K-S 間で 11.1° である (Table 2)。このように 1 個の BAIN バリエーションのまわりに存在する一群の N 及び K-S のバリエーションを含めて近接バリエーションと呼ぶこととする<sup>†</sup>。一方、近接バリエーション以外の間の方位差は、BAIN バリエーション間で 62.8°、N 間で 50.0° 以上、K-S 間で 47.1° 以上であるため、変態集合組織を考える上で近接バリエーションとそれ以外を区別することがとくに重要であると言える。すなわちバリエ

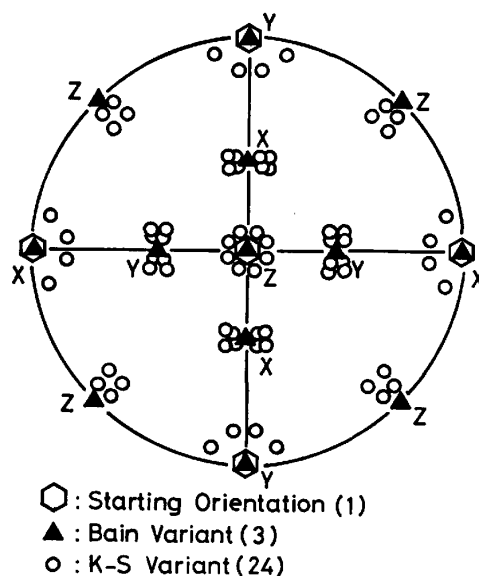


Fig. 1. Schematic pole figure of all variants of  $\alpha$  orientation, which are transformed from (001) [100]  $\gamma$  orientation according to BAIN or K-S relation.

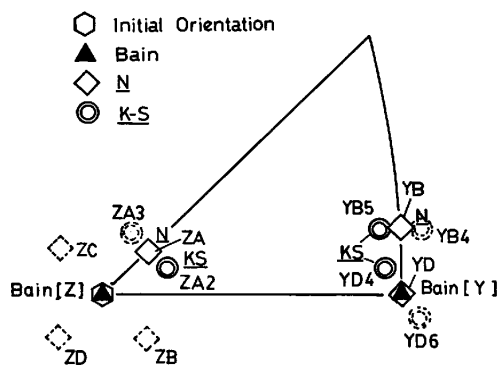


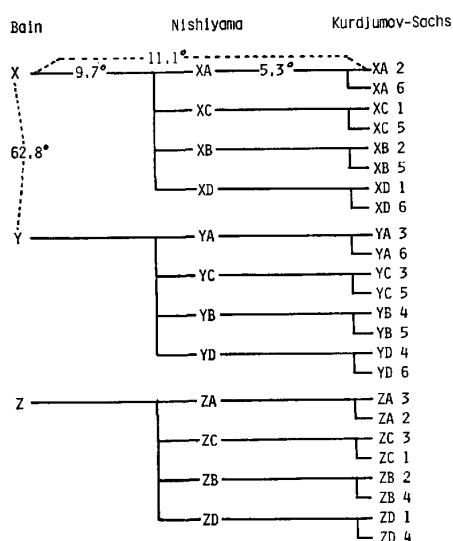
Fig. 2. Stereographic representation of {001} poles of  $\alpha$  variants transformed from cube-oriented  $\gamma$  crystal according to BAIN, NISHIYAMA or K-S relation.

トをすべて区別することよりも、それらのバリエーションが BAIN バリエーションのいずれに近い方位を持つかを知ることが肝心である。BAIN 関係は実際の変態を記述するには不適當であつても、極点図の測定精度を考えれば、BAIN 関係を用いることによる方位誤差は大きいとは言えない。一例として N と BAIN とでは後述の Fig. 8 の (d) と (c) の差しかないからである。このように近接バリエーションを区別せずに BAIN バリエーションで代表させる方法が、BAIN 関係を用いた本報の解析の意味である。

このようなバリエーション間の相互関係を明示するため、BAIN バリエーションをもとに N や K-S のバリエーションを系列化する試みを行つた結果を Table 2 に示す。ここでバリエーションを区別する記号は次のように定めた。すなわち THOMPSON の四面体の記号に準じて、 $\gamma$  相の {111} 面

<sup>†</sup> N の近接バリエーション間の方位差は 5.3°~20.1°、K-S では 10.5°~21.1° の間にある。

Table 2. Grouping of near-by variants in BAIN, NISHIYAMA and KURDJUMOV-SACHS relations in terms of BAIN variants.



法線を A~D,  $\langle 011 \rangle$  方向を 1~6,  $\langle 001 \rangle$  方向を X, Y, Z で表し, それらを組み合わせる. BAIN バリエントを表示するには, Table 1 の方位回転軸に平行な X~Z の一字を用いる. N バリエントにはその近接方位をもつ BAIN バリエントの記号に続けて, 方位関係に現れる  $\{111\}_\gamma$  の極の記号 A~D を記す. K-S バリエントについては, 近接 N バリエントの記号に続けて方位関係の  $\langle 011 \rangle_\gamma$  の記号 (数字 1~6) を追加する.

### 3. シミュレーションの方法

変態集合組織をシミュレートする方法は前報<sup>2)</sup>と同一であるので詳細は省略するが, 大略次のとおりである. まず変態前の  $\gamma$  の方位 (初方位) の集まりとして集合組織を実験データに合うように設定する. その方法は実験で得られている極点図に合うように, パーソナルコンピュータを用いて 3 個のオイラー角の空間 (ODF 空間) 内の特定の体積内に乱数を用いて 360~720 個の点を発生させる. 次に変態の方位関係 (本報では主に BAIN 関係) を用いて各初方位を変態後の方位に変換し, 極点図として表示する. 変態による方位変換は Table 1 の方位関係の定義に従ってベクトル解析法によつて行つた. その場合必要となるバリエント選択則については, 前報<sup>2)</sup>の結果を受けて格子変形モデルを用いた.

格子変形 (BAIN 歪み) モデルは, マルテンサイト変態の現象論に現れる格子変形<sup>21)</sup>が応力によつて助長されるようなバリエントが選ばれるという説である. OLSEN らは Cu や Ni の下地に Fe を蒸着する際に形成される  $\alpha$ -Fe の結晶方位が, エピタクシャル効果による応

力と BAIN 歪みの相互作用によつて説明されるという考えを述べている<sup>18)</sup>が,  $\gamma$  単結晶から  $\alpha$  への単軸引張りあるいは圧縮による加工誘起変態に対して透過電顕観察からこの説の正当性を証明したのは KATO ら<sup>19)</sup>である. また橋本らは焼鈍中に生じた  $\alpha$ - $\gamma$ - $\alpha$  変態による表面集合組織に対し, 同様な観点から説明を与えている<sup>20)</sup>. しかし圧延による変態集合組織にこのような考え方を適用した例はない.

BAIN 歪みとしては, Fe-31%Ni の場合の値<sup>22)</sup>から,  $\gamma$  相の  $[001]$  方向への 20% の圧縮と, それに直角な  $[100]$  及び  $[010]$  などの方向への 13% の膨脹から成ると仮定した. この格子変換を  $\gamma$  から  $\alpha$  への単純な方位回転とみれば,  $[001]$  軸まわりの  $45^\circ$  の回転となるが, Table 1 に示したようにこれが BAIN 関係にほかならず, さらに BAIN 歪みの圧縮軸が BAIN 関係の方位回転軸となる. すなわち BAIN 関係を用いると格子変形モデルで応力と相互作用すべき BAIN 歪みとバリエントが直接関係づけられるという大きな利点がある.

圧延における応力として, 2 軸応力すなわち圧延面法線方向 (ND) への単純圧縮力と, 圧延方向 (RD) への単純引張力の和を考え, これを「圧延応力」と呼ぶ. 計算ではこれと全く逆向きの応力も考え, これを「圧延逆応力」とした. これらの応力と BAIN 歪みの相互作用の強さの尺度には, 圧延 (逆) 応力が BAIN 歪みに対してなす仕事に比例する量として, 次式で表す  $W_B$  を用いた.

$$W_B = (\cos \theta_N - \alpha \sin \theta_N) - \beta (\cos \theta_R - \alpha \sin \theta_R)$$

ここで  $\theta_N$  と  $\theta_R$  は変態前の  $\gamma$  相の  $\langle 001 \rangle$  軸とそれぞれ ND 及び RD とのなす角,  $\alpha$  は BAIN 歪みの軸比で 0.65,  $\beta$  は 2 軸応力の応力比で 1 を用いた.  $\gamma$  相の 3 本の  $\langle 001 \rangle$  軸それぞれに対する  $W_B$  の値を求め, その最大の値をもつ軸を回転軸とする BAIN バリエントを選択した. この方法を強い選択と呼ぶ. ここでは全体の 33% のバリエントが選択により残る. この値 (33%) をバリエント残存率と呼ぶ. 選択をこれより弱める方策として,  $W_B$  が最小の値をもつ  $\langle 001 \rangle$  軸を除外し, 残りの 2 軸の一方をランダムに回転軸に選ぶ方法 (弱い選択と呼ぶ) や, パラメータ  $MW_B$  をあらかじめ定め,  $W_B > MW_B$  となるすべての  $\langle 001 \rangle$  軸の中から一つをランダムに選択する方法を用いた.

### 4. 圧延後変態における集合組織

始めに前報<sup>2)</sup>でも採り上げた阿部ら<sup>13)</sup>による実測の変態集合組織を, 格子変形モデルによりシミュレートした結果を述べる. この材料は Fe-25.7%Ni 合金多結晶

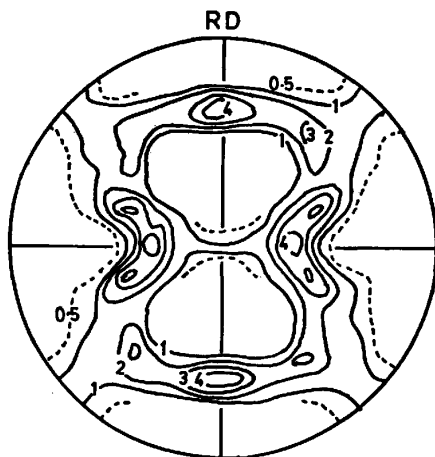
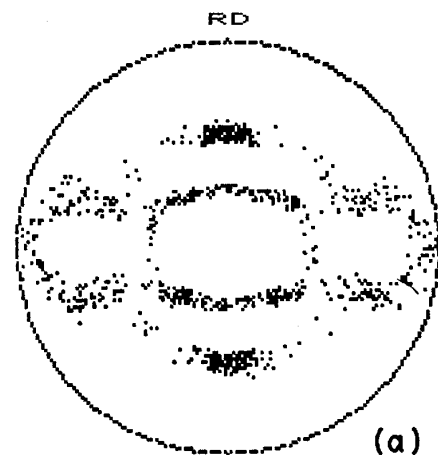


Fig. 3. Experimental {001} pole figure showing transformation texture of Fe-25.7% Ni alloy rolled by 90% at 400°C in  $\gamma$  state and air-cooled to form martensite (after ABE and ITO<sup>13)</sup>).

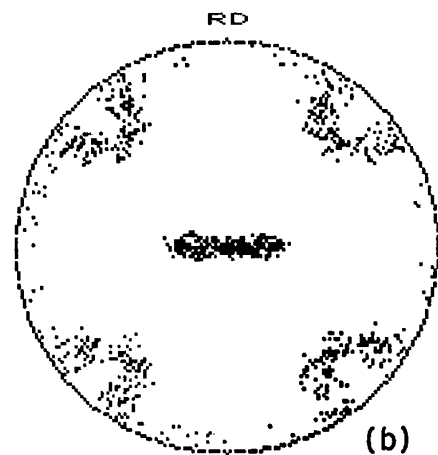
で、400°Cの $\gamma$ 安定域の90%の圧延によつて典型的な純銅型圧延集合組織が形成されているが、圧延後の冷却中に変態し、その極点図が Fig. 3 である。この合金では変態相は転位型マルテンサイトと考えられる<sup>13)25)</sup>。

転位型マルテンサイトの 変態集合組織 の特徴<sup>2)</sup>は、Fig. 3 のように {001} 極点図において「8の字」型の極密度の高い領域が現れることで、シミュレーションによつてこの特徴が再現できるかどうかに着目した。始めにバリエーション選択を考えない場合のシミュレーションを行つたが<sup>2)</sup>、Fig. 3 に現れない多くの極点分布が得られた。次に格子変形モデルによるバリエーション選択を採用した結果を Fig. 4~6 に示す。まず強い選択(バリエーション残存率 33%)の計算結果が Fig. 4 である。応力として圧延応力を考えた場合が(a)であり、また圧延逆応力を用いた場合が(b)である。これらの図ではいずれも8の字型の分布は現れていないが、後の説明の都合上(a)と(b)の極点分布をそれぞれ前報<sup>2)</sup>にならつてA系列、B系列と呼ぶこととする。(a)と(b)を Fig. 3 と注意深く比較すると、Fig. 3 には(b)のB系列の極点は含まれているが、(a)のA系列は含まれないことがわかる。

次に選択の強さを弱めた場合の結果を Fig. 5 と Fig. 6 に示す。Fig. 5 は圧延応力に対し  $MW_B = -0.66$  (バリエーション残存率 74%) を用いた結果であり、Fig. 6 は圧延逆応力に対し、 $MW_B = -0.33$  (残存率 55%) とした場合であるが、圧延逆応力に対する弱い選択(残存率 67%)の場合も細部を除いて Fig. 6 とほとんど同じ結果が得られた。このようにバリエーション選択を弱めることによつて、圧延応力 (Fig. 5) 及び圧延逆応力 (Fig. 6)



(a)



(b)

(a) : for the "rolling stress", and (b) : for the "antirolling stress" which is hypothetical reverse stress of rolling.

Fig. 4. Simulated {001} pole figures showing transformation texture with variant selection rule based on the "BAIN distortion model"<sup>18)19)</sup>. BAIN relation is used to calculate the transformation variants with respect to the interaction between the BAIN distortion and the stress relating to the rolling. The most operative variant is selected (i. e. 33% of the whole variants is operative).

いずれにおいても8の字型極点分布のほとんどが現れるが、この両者を比較すると、Fig. 6の方がFig. 3との一致がよく、これに対してFig. 5にはFig. 4(a)と同じくA系列の極点分布が現れ、Fig. 3に合わない。

以上の結果は圧延逆応力の方が圧延応力より実際の極点図をうまくシミュレートすることであるが、その原因として変態が圧延が終了してから生ずることと関連があると考えられないであろうか。この点を検証するには、圧延のパス中に変態するような条件で得られた集合組織と比較をすればよい。そこで次にこのようなデータとして、加工誘起変態の条件で圧延された GREWEN ら<sup>23)</sup>の結果を採り上げる。

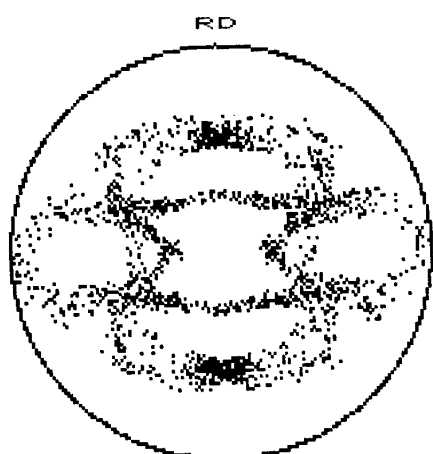


Fig. 5. Simulated {001} pole figure showing transformation texture with the BAIN distortion model under the rolling stress. Operative variants are 74% of the whole.

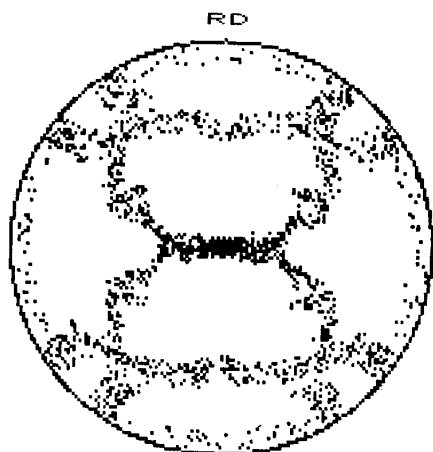
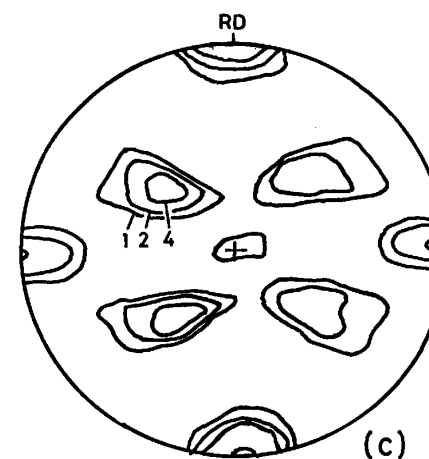
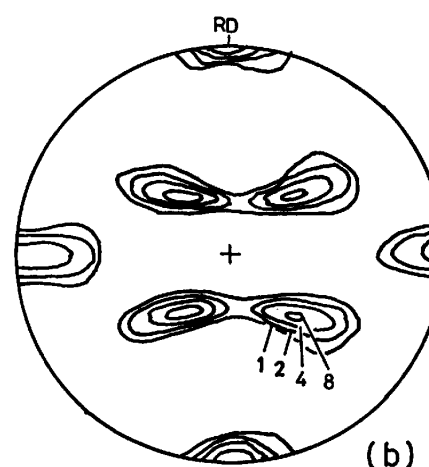
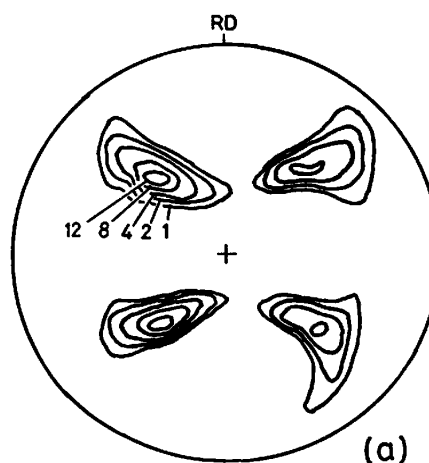


Fig. 6. Simulated {001} pole figure showing transformation texture with the BAIN distortion model under the antirolling stress. Operative variants are 55% of the whole.

### 5. 圧延中の加工誘起変態における集合組織

シミュレーションの対象となるデータとして、立方体方位再結晶集合組織をもつ  $\gamma$  相の Fe-30.3%Ni 合金多結晶を、圧延と深冷処理によつて変態させた時の集合組織を Fig. 7 に示す。(a)は室温で 87% 圧延した時の(残留) $\gamma$  相の {111} 極点図である。圧延により  $\gamma$  の鮮鋭な立方体方位はくずれ、方位分散が生ずるが、平均方位は立方体方位を保っている。圧延によつて誘起された変態相 ( $\alpha$ ) の {011} 極点図が(b)である。この合金では圧延温度(室温)は  $M_s$  点 ( $\sim -30^\circ\text{C}$ )<sup>20)</sup> と  $M_d$  点の間にあり、(b)の  $\alpha$  相は加工誘起変態によるもののみである。この試料をさらに液体窒素温度に冷却すると(c)が得られる。(b)と(c)を比較すると(b)にはない方位成分が(c)には含まれているが、これが深冷によつて生じ

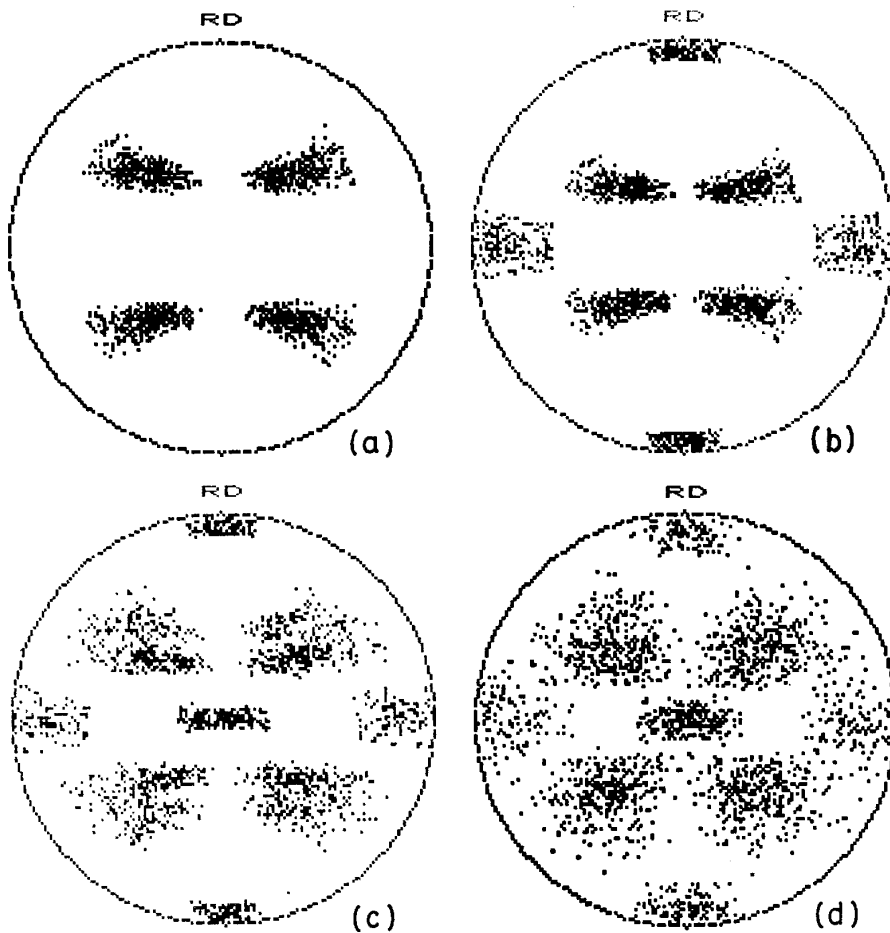


(a): {111} pole figure of  $\gamma$  texture after rolling by 87% at room temperature, (b): {011} pole figure of  $\alpha$  texture in the same state as (a) and (c): {011} pole figure of  $\alpha$  texture after subzero cooling.

Fig. 7. Experimental pole figures of rolled  $\gamma$  texture and two transformation textures of Fe-30.3% Ni alloy determined by GREWEN and WASSERMANN<sup>23)</sup>.

た変態のバリエーションによるものである。

次に Fig. 7 に対する計算機シミュレーションの結果を述べる。Fig. 8 にそれを示す。加工誘起変態では変



(a) : {111} pole figure representing initial  $\gamma$  texture, (b) : {011} pole figure of transformation texture calculated with the aid of the BAIN distortion model, (c) : {011} pole figure of transformation texture without variant selection, and (d) : {011} pole figure obtained at the same condition as in (c) but with NISHIYAMA relation instead of BAIN relation.

Fig. 8. Simulated pole figures of Fig. 7.

態相の量は加工歪みとともに増大する<sup>24)</sup>が、 $\gamma$ 相の方位分散も圧延とともに拡がるので条件は単純ではない。しかし Fig. 7(b), (c) の変態相の方位分散の大きさを決めているものは、圧延率が 87% に近づいてから変態したものであろう。したがって計算の出発点となる変態前の  $\gamma$  の集合組織として Fig. 7(a) を考えればよい。これを模したのが Fig. 8(a) である。

圧延中に生ずる変態については、バリエント選択則として格子変形モデルを用い、圧延応力と強い選択を仮定した。一方、圧延後深冷した場合にはバリエント選択は存在しないと仮定した。この二つの計算結果を Fig. 8(b) と(c) に示す。なお(d) は(c) と同じ条件で BAIN 関係の代わりに N 関係を用いた場合である。Fig. 8(b) は Fig. 7(b) に、また Fig. 8(c) と(d) は Fig. 7(c) にそれぞれ非常に類似した極点分布をもち、上記仮定が実際の変態をよくシミュレートしていることが示唆される。すなわち、圧延により誘起された変態のバリエントは、圧延応力によつて BAIN 歪みが最も助けられるものであり、圧延後の冷却による変態を追加した場合はそれ以外のバリエントも加わるためランダム化すると考えられる。

## 6. 考 察

すでに述べたように、圧延中または圧延後に  $\gamma$  から  $\alpha$  に変態した鋼で実測された集合組織を対象に、バリエント選択という観点からモンテカルロ法によるシミュレーションを行つた結果、次の二つの重要な点が明らかになった。第一に、双晶せん断モデル (前報<sup>2)</sup> Fig. 7) と格子変形モデル (Fig. 4 と Fig. 6) による計算によつて良く似た結果が導かれ、しかも実際との一致がよかつたこと、第二に、バリエント選択の原因として、これら両方のモデルに共通して、圧延応力や圧延逆応力といった圧延に関連した単純な応力系による説明が可能であること、である。ここではこれらモデル間の関係や、圧延逆応力について若干の考察を加える。

### 6.1 格子変形モデルと双晶せん断モデルの関連性

この二つのモデルは用いた方位関係が一方は BAIN, 他方が NISHIYAMA と異なるにもかかわらず、圧延応力と圧延逆応力のような応力の向きの効果の存在など、多くの共通した結果を引き出している。これはこの両モデルが次のような類似点を有するためである。双晶せん断モデルは、BOGERS ら<sup>16)</sup> の二重せん断 (DS) 機構と関係

が深い。DS 機構における第一のせん断歪みは  $\gamma$  相の双晶せん断歪みの 3 分の 1 に等しい。双晶せん断モデルはこの双晶せん断歪みが外力などによつて助けられるバリエーションが選ばれるとするものであるが、双晶せん断は  $\{111\}_{\gamma}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle_{\gamma}$  せん断系で双晶の生ずる方向のせん断であり、これと逆の向きには変態は起きない。すなわち DS 機構の初期に応力の助けが関与するというのが双晶せん断モデルである。

一方、双晶せん断系への分解せん断応力を最大とするような単純圧縮の軸及び引張りの軸はそれぞれ  $\langle 118 \rangle$  と  $\langle 441 \rangle$  方向であるが、これらはそれぞれ  $\langle 001 \rangle$  及び  $\langle 110 \rangle$  に非常に近い。このことは格子変形モデルが  $\langle 001 \rangle$  方向に平行な圧縮(とそれに直角な方向への膨脹)変形に相当する BAIN 歪みをもとにしたものであることと共通した特徴である。

このような両モデルの幾何学的共通性の原因は、本研究からは何も言えないが、変態機構の本質に根ざしたものであろう。変態は最初に格子変形が格子不変変形<sup>22)</sup>に先行すると考えるのは自然であり、格子変形を生み出す原子的機構に DS 機構のような形で双晶せん断が関与している可能性が強い。MORI らも述べているように<sup>17)19)</sup>、バリエーション選択は変態の初期に行われるため、変態を構成する初期の「変形」(双晶せん断や格子変形)と応力との相互作用が問題となるものと考えられる。

## 6.2 圧延逆応力について

前報の双晶せん断モデルの結果<sup>2)</sup>と同様に、格子変形モデルでは圧延応力と圧延逆応力とは異なる効果をバリエーション選択に及ぼし、さらに本研究では圧延中の変態には圧延応力を、また圧延後変態では圧延逆応力を仮定したシミュレーションが実際とよく合うという結果が得られた。しかし比較に用いた実験データの原著者<sup>13)23)</sup>はこのような説明をしていない。阿部ら<sup>13)</sup>は活動すべり系による説明を試み、比較的良く合うとしているが、説明のつかない部分を残している<sup>†2</sup>。また GREWEN ら<sup>23)</sup>はバリエーション選択が存在することにふれているのみである。

次に圧延逆応力について考える。圧延した材料中には何らかの意味で圧延中とは逆向きの変形を誘発するような弾性(内部)応力が存在することが考えられる。WAGNER ら<sup>26)</sup>はバリエーション選択の原因としてこの効果(Le CHATERIER 効果)にふれているが、くわしい検討はしていない。圧延した材料には一般に表面と内部で変形量や変形モードが異なり、それが内部応力を生むが、この意味のマクロな残留応力は場所によつて異なるため、

圧延逆応力の原因になるとは言い切れない。しかし材料中に圧延で形成された変形帯やセル組織、それに粒界などがあると、それらに蓄積した転位によるミクロな内部応力が生ずるが、この方が有力な候補と考えられる<sup>27)</sup>。

電顕内での転位運動の観察<sup>28)29)</sup>から、変形した材料の転位相互間には、摩擦力かそれを上まわる弾性応力が残存していることは確実である。これらの応力の向きは、変形中の転位運動に妨げとなる変形帯などの障害に向かつて押しつけられていた転位が、変形後もそれら障害から逆向きに応力を受けるため、変形中とは逆向きになる。しかし摩擦力や転位のからみ合いなどのため、直ちに解放されず残留する。これは変態核の生成において弾性応力を及ぼし、バリエーション選択の原因となり得る。しかしこの点については、今後より直接的検証が必要である。

## 7. 結 言

鋼の  $\gamma$  から  $\alpha$  への変態における方位関係で、結晶学的に等価な関係にある変態晶のうち、いずれが生ずるかというバリエーション選択の問題を、極点図の計算機シミュレーションにより検討した。例えば K-S 関係では 24 個の全バリエーションのうち 8 個が互いに近接した方位を有するが、これらを近接バリエーションと呼ぶと、近接バリエーションの方位の中心には BAIN 関係による 3 個のバリエーションのうち 1 個が存在する。BAIN と K-S の近接バリエーション間の方位差は  $11.1^\circ$  である。これは近接バリエーション以外のバリエーション間の方位差に比べて小さいので、バリエーションの少ない BAIN 関係を集合組織の解析に用いることができ、そのメリットが大きい。

マルテンサイト変態の現象論における格子変形(BAIN 歪み)を、圧延などに基づく応力が助ける度合いの大きいバリエーションが選ばれるとする格子変形モデルを採り上げ、これを BAIN 関係のバリエーション選択に適用し、そのシミュレーション結果を従来実験データと比較した。とくに BAIN 歪みと相互作用すべき応力として、圧延中の加工誘起変態では圧延応力を、また圧延終了後の変態ではこれと符号が反対の圧延逆応力を考えたシミュレーションが実測極点図とよく対応することがわかった。この場合、一種の残留応力と考えられる圧延逆応力について、転位論的考察を行った。

本研究におけるバリエーション選択に及ぼす応力の効果は、検討事例が少ないので十分確証されたとは言えないが、こうした可能性が事実なら熱間圧延の温度と材料の変態温度の相対関係を調整するなど、比較的簡単な方法によつて、変態集合組織を変化させることができるので

<sup>†2</sup> 活動すべり系モデルでは、応力の向きの効果は導入できないので、圧延応力と圧延逆応力の比較はできない<sup>2)</sup>。

はないかと考えられる。

本研究の内容について貴重な御意見をいただいた稲垣裕輔, 梶原節夫, 大森靖也, 大塚和弘の各氏に感謝の意を表する。

#### 文 献

- 1) 稲垣裕輔: 長嶋晋一編, 集合組織 (1984), p. 197 [丸善]
- 2) 古林英一: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1155
- 3) 柚島登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1747
- 4) H. INAGAKI: Z. Metallkd., 75 (1984), p. 510
- 5) A. JONES and B. WALKER: Met. Sci., 8(1974), p. 397
- 6) J. S. KALLEND, P. P. MORRIS and G. J. DAVIES: Acta Metall., 24 (1976), p. 361
- 7) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 166
- 8) J. R. PATEL and M. COHEN: Acta Metall., 1 (1953), p. 531
- 9) J. C. BOKROV and E. R. PARKER: Acta Metall., 11 (1963), p. 1291
- 10) F. BORIK and R. H. RICHMAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 675
- 11) 久保寺治朗, 中岡一秀, 多嶺多加志: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 12) 阿部秀夫, 伊藤邦夫, 福元亮一: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 37
- 13) 阿部秀夫, 伊藤邦夫: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 1300
- 14) S. WATANABE, T. ARAKI and H. MIYAJI: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1020
- 15) G. STONE and G. THOMAS: Metall. Trans., 5 (1974), p. 2095
- 16) A. J. BOGERS and W. G. BURGERS: Acta Metall., 12 (1964), p. 255
- 17) Y. HIGO, F. LECROISEY and T. MORI: Acta Metall., 22 (1974), p. 313
- 18) G. H. OLSEN and W. A. JESSER: Acta Metall., 19 (1971), p. 1299
- 19) M. KATO and T. MORI: Acta Metall., 25 (1977), p. 951
- 20) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 102
- 21) 西山善次: マルテンサイト変態, 基本編 (1971), p. 5 [丸善]
- 22) 文献 21) p. 245
- 23) J. GREWEN and G. WASSERMANN: Texture, 2 (1975), p. 45
- 24) D. BHANDARKAR, V. F. ZACKAY and E. R. PARKER: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2619
- 25) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 329
- 26) F. WAGNER, H. W. BERGMANN and M. HUMBERT: Proc. ICOTOM-6 (1981), p. 714
- 27) 古林英一: 鉄鋼製造法, 加工(1)(1972), p. 113 [日本鉄鋼協会]
- 28) E. FURUBAYASHI: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 130
- 29) E. FURUBAYASHI: Japan. J. Appl. Phys., 12 (1973), p. 14
- 30) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Mat. Sci. Eng., 24 (1976), p. 123