

フェライト鋼の {111} 再結晶集合組織生成機構の一考察

村木 峰男*・峠 哲雄*・坂田 敬*・小原 隆史*・古林 英一*²

Formation Mechanism of {111} Recrystallization Texture in Ferritic Steels
Mineo MURAKI, Tetsuo TOGE, Kei SAKATA, Takashi OBARA and Eiichi FURUBAYASHI

Synopsis : Recrystallized ND//{111} texture is obtained from cold rolled ND//{111} matrix even in single crystals where no grain boundary exists. These ND//{111} recrystallized grains are analyzed to emerge by $\langle 112 \rangle$ rotation from cold rolled ND//{111} matrix. This rotation is related to {110}<111> slip systems operated during cold rolling. Recrystallized orientations from cold rolled {111}<110> single crystal are 18 degrees rotated around these $\langle 112 \rangle$ axes and deviate from ND//{111} by 6 degrees. Since this deviation is not recognizable in polycrystalline material owing to its symmetry, ND//{111} recrystallized texture in cold rolled commercial ferritic steels such as IF steels or electrical steels, may also be explained by the same $\langle 112 \rangle$ rotation, not by conventional ND//{111} rotation.

Key words: recrystallization; texture; crystal rotation; low carbon steel; stainless steel; electrical steel.

1. 緒言

自動車外板などのプレス加工用母材として広く使用されているIF鋼などの冷延鋼板では板面 {111} 粒が多いほど良好な深絞り性が得られることが知られており¹⁾, 永年にわたってこれを増す努力が続けられてきた。最近では深絞り性の指標である r 値が3に達するような鋼板も開発されており²⁾, その{111}方位集積はランダム比で50以上にも達する³⁾。合金鋼においても, 例えばフェライト系ステンレスではIF鋼の場合と同様に{111}強度が加工性に大きな影響を及ぼすことが知られている⁴⁾。また電磁鋼板として使用される珪素鋼板においても1次再結晶後の{111}強度は製品磁気特性と密接に関連し⁵⁾, この制御に関して長年にわたって努力が重ねられるとともに再結晶後の{111}強度に及ぼす工程諸因子の影響についても系統的な調査がなされている。それにもかかわらず, これらのbcc鋼における{111}方位粒の起源に関してはなお議論の余地が残されているのが現状である。

例えばIF鋼において{111}<112>近傍の再結晶主方位{554}<225>は, 冷延集合組織において存在強度の大きい{112}<110>方位と<110>軸まわり約27°の回転関係にあることから, この回転関係にあるバウンダリーの移動速度が大きいとの仮定に基づいて, 主にselective growthの観点から再結晶後の圧延面法線方向(以下ND)//{111}方位への集積が説明されている⁶⁾。一方oriented nucleationの見地からの考察も数多くなされており, X線回折半値幅の測定結果

やテイラー因子の値から, 結晶方位毎の蓄積エネルギーを

$$E\{110\}\langle 110 \rangle > E\{111\}\langle uvw \rangle > E\{211\}\langle uvw \rangle > E\{001\}\langle 110 \rangle$$

などのように考え⁷⁾, 冷延マトリクス中の存在比率との兼ね合いから{111}<uvw>の再結晶が初期に起こるとの考え方が提示されている。

さらに, ND//{111}が優先方位である鋼板の冷延集合組織と再結晶集合組織では, 例えば{111}<110>と{111}<112>のように, 双方の主方位がND//{111}方位をとることから, 冷延組織がいわゆるその場再結晶によりND//{111}方位を生ずる⁸⁾, あるいは冷間圧延変形時に粒界近傍で局部的にND//{111}の結晶回転が生じて再結晶方位を定めるという考え方^{9,10)}が数多く提案されている。

一方で, 粒界の存在しないND//{111}近傍方位の鋼の単結晶においても冷延焼鈍後に初方位とは異なる, 鮮明なND//{111}近傍の再結晶集合組織が観察されることが複数の研究者から報告されている¹¹⁻¹⁴⁾。

単結晶においては多結晶体よりも冷延時の活動すべり系の特定が容易であることから, Goss({110}<001>)方位の形成などに関して以下のような解析¹⁵⁾が行われている。すなわち単結晶冷延再結晶時には, 冷延時に活動したすべり起因の転位蓄積による冷延主方位からの結晶回転で再結晶方位が説明でき, さらに複数の再結晶方位が存在する際にはその方位存在強度の大小は, 呼応するすべり系の圧延時の活動容易さの大小に対応する^{13,14,16)}というものである。このモデルでの結晶回転の様子を単一すべりの場合を例に

平成11年4月30日受付 平成11年7月6日受理 (Received on Apr. 30, 1999; Accepted on July 6, 1999)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-dori Mizushima Kurashiki 712-8511)

*² 早稲田大学理工学部 (School of Science and Engineering, Waseda University)

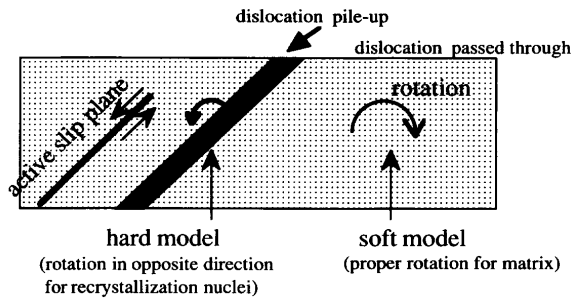


Fig. 1. Sense of rotation by the hard model during rolling deformation.

として Fig. 1 に模式的に示す。Fig. 1 ではすべり面法線方向とすべり方向がともに紙面上に含まれるよう描いている。結晶回転軸はすべり面法線方向とすべり方向に垂直な方向、すなわち Fig. 1 では紙面に垂直な軸となる。例として Goss 方位を形成する $(111)[2, -1, -1]$ 単結晶圧延時には、すべり面 (211) の法線方向とすべり方向 $[1, -1, -1]$ に垂直な $TD//[0, 1, -1]$ 軸廻りの結晶回転が生じることになる。また、再結晶核を生む局所的な結晶回転は、すべりにより結晶全体がマクロに回転する方向（一般にはすべり面が圧延面に平行になる方向であり、Fig. 1 では時計回転。 $(111)[2, -1, -1]$ 単結晶圧延時には $(211)[1, -1, -1]$ に向かう方向）とは逆方向（Goss 方位に向かう方向）回転となる。逆方向に回転した領域はマトリクス中で常に周囲と大角関係を持つので再結晶粒としての成長時に有利であると考えられる。このような再結晶核の生成機構は Burgers-Louwerse が提唱し¹⁷⁾、古林¹⁵⁾ が Goss 方位再結晶核形成に関して局所的に単一のすべりによる転位のみが堆積したモデルとして図式化しており、ハードモデル¹⁸⁾ と名付けられている。これにより上述した $\{111\}\langle 112 \rangle$ 冷延方位からの再結晶 Goss 方位や $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位単結晶冷延時の再結晶方位が、前者においては最大のシュミット因子を持つ $\{112\}\langle 111 \rangle$ すべりによる $TD//\langle 110 \rangle$ 軸廻りの回転¹⁵⁾、後者においては最大および二番目に大きなシュミット因子を持つ 2 組の $\{110\}\langle 111 \rangle$ すべりによる 8 本の $\langle 112 \rangle$ 軸廻りの回転によって、それぞれ説明されている¹⁶⁾。さらに両単結晶において RD 方向を TD に向けて回転させた場合に、再結晶方位の強度が各すべり系の活動容易さの変化に対応して変化することからも、すべり系に対応した再結晶方位の生成という関係が確かめられている^{14, 19)}。

さて、筆者らは以前に $\{111\}\langle 110 \rangle$ および $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位単結晶からの $ND//\langle 111 \rangle$ 再結晶方位を、従来見かけ上から便宜的に慣用されていた擬 $ND//\langle 111 \rangle$ 回転ではなく、3 つの $\{111\}\langle 110 \rangle$ すべりに起因する、 $ND//\langle 111 \rangle$ 軸から 19° 離れた 3 本の $\langle 112 \rangle$ 軸廻りの回転で説明できる可能性を示している¹⁶⁾。Fig. 2¹⁶⁾ に解析に用いた極点図を再掲する。試料は

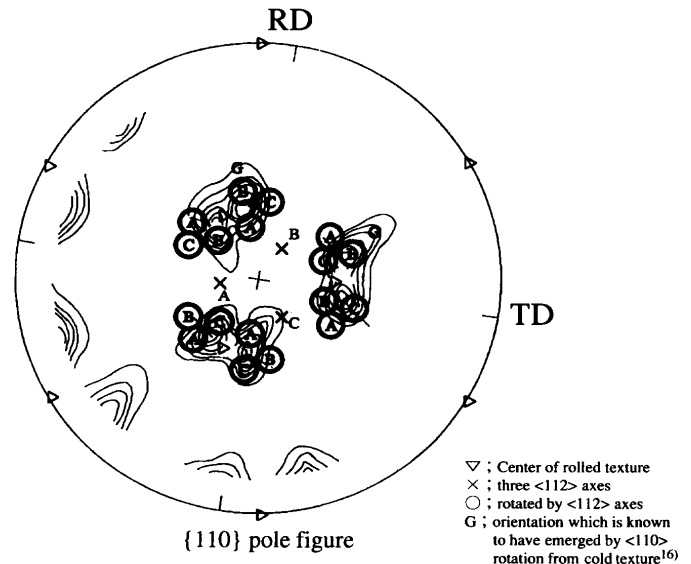


Fig. 2. Pseudo $ND//\langle 111 \rangle$ rotation emerged by three $\langle 112 \rangle$ rotations for cold rolled and recrystallized $\{111\}\langle 110 \rangle$ single crystal of Fe-C alloy.

真空溶解した純鉄鋼塊から作成した単結晶を浸炭して 0.02% 炭素鉄としたものを冷延前に 700°C で一時間熱処理し、炭化物を析出させた後炉冷して 80% の冷延を行い、 $25^\circ\text{C}/\text{h}$ の加熱速度で 575°C まで加熱後 30 min 保持して再結晶を完了させたものであり、板厚の 1/4 を研削した面について $\langle 110 \rangle$ 極点図を測定している¹⁴⁾。図中の ∇ 印は 10° 程度の広がりを持つ冷延集合組織のピーク位置である。また、図中 G で表されるサブピークは同一の試料を冷延後に 600°C まで 10 数秒で急熱焼鈍した時に顕著に発達することが観察された再結晶方位であり、 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 冷延組織からの再結晶 Goss 方位と同様に $\{112\}\langle 111 \rangle$ すべり系の活動により $\langle 110 \rangle$ 回転して生じたものと原論文¹⁴⁾ で解析されている。 \times 印で表される 3 つの極 A, B, C は $ND//\langle 111 \rangle$ 軸から 19° 離れた 3 つの $\langle 112 \rangle$ 軸を示し、丸囲みの記号 A, B, C はそれぞれの $\langle 112 \rangle$ 軸廻りに冷延ピーク位置を時計方向および反時計方向に 25° 回転させた位置を示している。これから、一見しただけでは冷延方位からの $ND//\langle 111 \rangle$ 回転位置と見える再結晶方位も、ピークの広がりを考慮に入れば、bcc の主たるすべり系である $\{110\}\langle 111 \rangle$ の活動から上述のハードモデルにおいて期待される、すべり面 $\{110\}$ の法線方向と $\langle 111 \rangle$ すべり方向に垂直な $\langle 112 \rangle$ 軸回転の結果として解釈できる可能性が示されている。しかしながら、各 $\{110\}\langle 111 \rangle$ すべりの活動難易と対応する再結晶強度の関係、回転の方向までは検討を行っていないため、ハードモデルが普遍的にこの系においても適用できるかを示すには至っていない。本報では以上の観点から、冷延時に活動したすべりに起因する単一性格の転位の堆積による再結晶核の形成という観点に立って、 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 単結晶から $ND//\langle 111 \rangle$ 再結晶粒を生じた実験結果を解析し、 $ND//\langle 111 \rangle$ 回転説との対比を行い、さらに多結晶体における

† 本文中ではミラー指数表示 $(h\bar{k}l)[uv\bar{w}]$ を $(h, -k, l)[u, -v, -w]$ などと表記する。

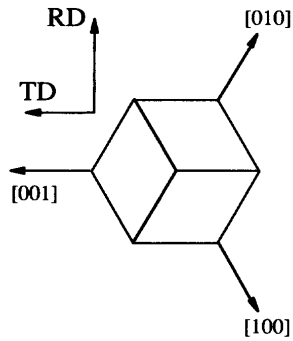


Fig. 3. Definition of crystal coordinates for {111}<110> orientation.

ND//{111}粒の発現も、粒界近傍での核生成を考慮することなしに説明できる可能性を議論するものである。

2. 冷延時活動すべり系の解析方法

単結晶冷間圧延時の各すべり系の活動の難易の判断は橋本が採用した方法¹³⁾を準用する。すなわち冷間圧延時の応力状態として、ND方向の主応力 σ に加え、圧延方向(以下RD)に $\alpha\sigma$ 、幅方向(TD)に $\beta\sigma$ の応力(いずれも圧縮時が正)を考え、(1)式の $S(x)$ 値によって既知方位の結晶の各すべり系の活動難易を判断する。

RDがX軸、TDがY軸、NDがZ軸と定義した圧延座標系における単位ベクトル表示で $(HKL)[UVW]$ となる、あるすべり系に働く剪断応力は次のようになる。

$$\tau_{(HKL)[UVW]} = -\sigma\{(\alpha-\beta)HU - (\beta-1)LW\} = c\sigma(mHU-LW) = c\sigma S(x) \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 $c=1-\beta$ 、 $m=(\beta-\alpha)/(1-\beta)$ 、 $S(x)=mHU-LW$ 。

したがって、ある圧延応力条件下の既知方位の結晶において、各すべり系に対して算出される $S(x)$ の絶対値 $|S(x)|$ 値が大きいすべり系ほど相対的にすべりが生じ易いものと考えられる。なお、(1)式中の m は3軸の圧縮応力と考えた圧延時の試料の応力状態を一次元の指標で表したものに相当する。これはロールや試料の状態によって変化する定数で、例えば圧延時の幅方向の応力(幅拘束)が大きい場合に大きな値をとるといったパラメータである。また、 $S(x)$ は結晶方位の関数という意味で引数 x を持たせ、 $S(x)$ と表記している。

bcc結晶においては{110}、{112}、{123}の各面で<111>すべりが起こる²⁰⁾とされているが、今回の解析対象鋼と同じフェライト鋼である3mass%Si鋼の種々の方位の単結晶におけるすべり線観察²¹⁾では主に{110}面すべりのトレースが、加えていくつかの結晶で{112}面すべりのトレースが観察されることから、主に{110}面すべりの活動を考慮し、次いで{112}面すべりの寄与を考察することにする。

{111}<110>結晶において、Fig. 3に示すように結晶座標

Table 1. All the {110}<111> and {112}<111> slip systems and corresponding rotation axes by hard model.

No.	slip system (hkl)[uvw]			rotation axis [xyz]					
	h	k	l	u	v	w	x	y	z
1	1	1	0	-1	1	1	1	-1	2
2	1	1	0	1	-1	1	1	-1	-2
3	1	-1	0	1	1	1	-1	-1	2
4	1	-1	0	1	1	-1	1	1	2
5	1	0	1	1	1	-1	-1	2	1
6	1	0	1	-1	1	1	-1	-2	1
7	-1	0	1	1	1	1	-1	2	-1
8	-1	0	1	1	-1	1	1	2	1
9	0	-1	1	1	1	1	-2	1	1
10	0	-1	1	-1	1	1	-2	-1	-1
11	0	1	1	1	1	-1	-2	1	-1
12	0	1	1	1	-1	1	2	1	-1
13	1	1	-2	1	1	1	1	-1	0
14	1	-2	1	1	1	1	-1	0	1
15	-2	1	1	1	1	1	0	1	-1
16	1	1	2	1	1	-1	-1	1	0
17	-1	2	1	1	1	-1	-1	0	-1
18	2	-1	1	1	1	-1	0	1	1
19	1	2	1	1	-1	1	1	0	-1
20	-1	1	2	1	-1	1	1	1	0
21	2	1	-1	1	-1	1	0	-1	-1
22	2	1	1	-1	1	1	0	-1	1
23	1	2	-1	-1	1	1	1	0	1
24	1	-1	2	-1	1	1	-1	-1	0

を定める。すなわち、ND正方向から見て紙面の奥から手前右下に向かう方向が[100]方向、手前右上に向かう方向が[010]方向、手前左方に向かう方向が[001]方向とする。したがって、Fig. 3の結晶方位は(111)[-1,1,0]となる。また、ND回転に関して、紙面の手前から見て反時計方向の回転を正の方向と定める。

3. 結果

結晶の各すべり系が活動した際にハードモデルで予期される結晶回転軸を、各すべり系の通し番号とともにTable 1に示す。以下、例えば(110)[-1,1,1]すべり系をNo. 1などと略記する。

Fig. 4は $m=1/3$ の時の $|S(x)|$ 値を、(111)[-1,1,0]方位からND軸まわりに(111)[-1,2,-1]方位まで30°正回転する経路にある方位の各すべり系について回転角 $x(^{\circ})$ の関数として算出したものである。次にFig. 5は、 m を横軸に、(111)[-1,1,0]方位における各すべり系の $|S(x)|$ 値を図示したものである。なお、Figs. 4, 5中において、1-24の数字はTable 1で定めた各すべり系の通し番号であり、{111}<110>系のすべり(No. 1-12)に対する $|S(x)|$ 値は実線で、また{111}<112>系のすべり(No. 13-24)に対する $|S(x)|$ 値は破線で結んで示している。

Fig. 6は、(111)[-1,1,0]方位からND軸まわり正方向に12°回転した方位に対し、Fig. 2に示された3本の<112>軸、A, B, C、に対応するNo. 4, 8, 10の各すべりが $m=-1$ の応力条件下で生じたとした際のハードモデルによる再結晶方位を、回転方向まで考慮に入れてFig. 2と同様の実験結果である{110}極点図¹⁴⁾に上書きしたものである。Fig. 2の試料との違いは、冷延前の熱処理条件が700°C×1h後の

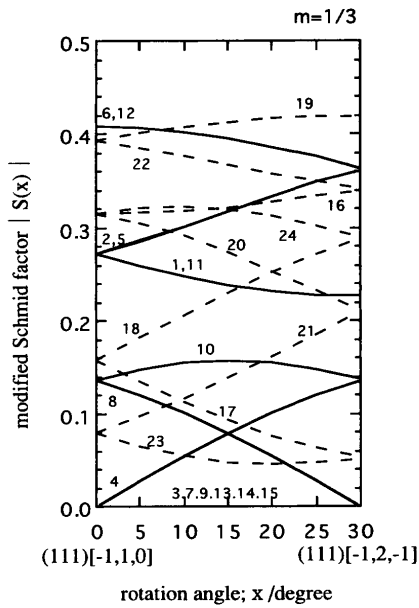


Fig. 4. $S(x)$ values for $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ slip systems as a function of rotation angle from $(111)[-1,1,0]$ to $(111)[-1,2,-1]$ orientation along $[111]$ axis.

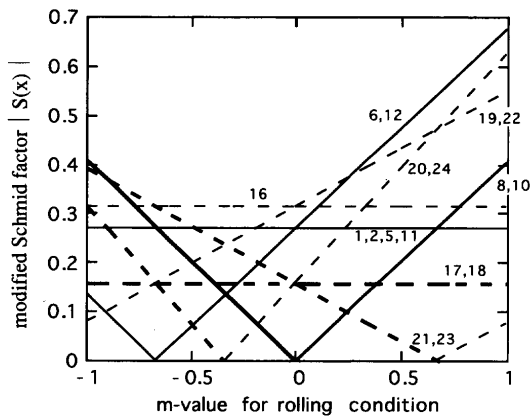


Fig. 5. $S(x)$ values for $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ slip systems for $(111)[-1,1,0]$ orientation under various rolling conditions.

炉冷ではなく、水冷して固溶炭素を残存させたのち 350°C で 1 時間微細炭化物の析出処理を行った点のみであり、本質的に同一の結果となっている。図中の ▲印はほぼ等方的に約 10° の広がりを持つ冷延集合組織のピーク位置を示し、冷延前方位の $(111)[-1,1,0]$ からほぼ ND// $\langle 111 \rangle$ 廻りに 12° 正回転した位置である。また G で表されるサブピークは Fig. 2 と同様在同一試料を冷延後に 600°C まで 10 数秒で急熱焼鈍した時に発達することが観察されている¹⁴⁾ 再結晶方位であり、徐熱焼鈍を行った本試料でも同一の位置に弱いピークが認められる。図中の数字は各再結晶極のピーク強度をランダム強度比で示したものである。×印で表される 3 つの極 A, B, C は Fig. 2 の表記と同じく 3 つの $\langle 112 \rangle$ 軸を示しており、それぞれ No. 4, 8, 10 のすべり系に対応している。なお、マトリクスから再結晶方位までのハード

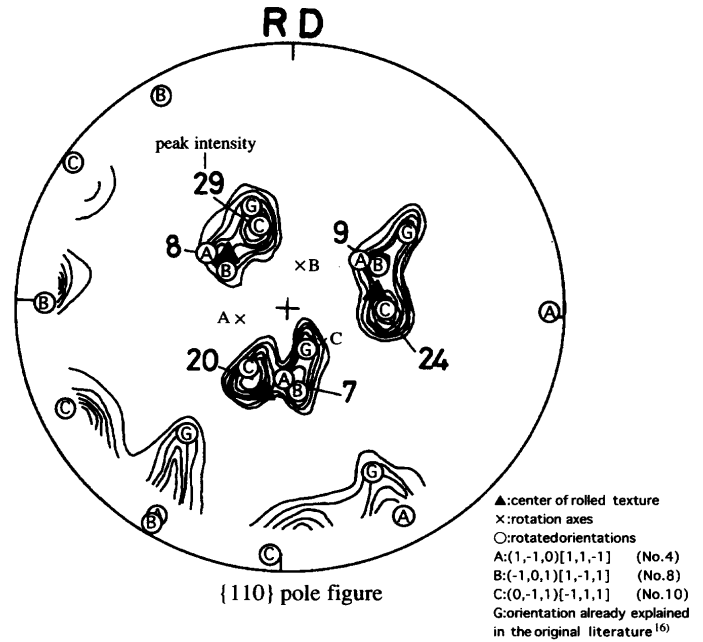


Fig. 6. Recrystallized texture of cold rolled $\{111\}\langle 110 \rangle$ single crystal and corresponding slip systems attributed to each pole.

モデル適用時の回転角度は、実際の再結晶主方位の位置を最もうまく再現するように選んだところ 18° であった。

4. 考察

ND// $\langle 111 \rangle$ が優先方位である鋼板の冷延集合組織と再結晶集合組織では、例えば $\{111\}\langle 110 \rangle$ と $\{111\}\langle 112 \rangle$ のように双方の主方位が ND// $\langle 111 \rangle$ 方位をとることから、両者の方位のマクロな対比より、冷間圧延変形時に局部的に ND// $\langle 111 \rangle$ の結晶回転が生じて再結晶方位を定めるという考え方が数多く提案されている。例えば Hutchinson⁹⁾ は冷延集合組織の広がりに着目して、その方位分散の先端付近から成長したものが適度な存在頻度と粒成長性を兼ね備えるために再結晶主方位となると提唱している。しかし、この際にも、冷延集合組織の分散はほぼ等方的であるのに、なぜ ND// $\langle 111 \rangle$ 回転の分散先端だけが選択されるのかという疑問には明確に答えられていない。

ハードモデルによる再結晶方位形成機構の妥当性を検証するにあたっては、再結晶主方位が ND// $\langle 111 \rangle$ より数度ずれていること、再結晶時擬 ND// $\langle 111 \rangle$ 回転の左右の回転成分強度が非対称であること、これらが複数試料において再現されていること、の 3 点から、Fig. 2 および 6 に引用された一連の実験¹⁴⁾ 結果は $\langle 112 \rangle$ 軸回転によるハードモデルと ND// $\langle 111 \rangle$ 回転説との比較対比の上で有用である。すなわち、Fig. 2 に示された 3 本の $\langle 112 \rangle$ 軸回転の各パラメータ A, B, C がすべて等価に現れるような条件下では、たとえハードモデルで予想される $\langle 112 \rangle$ 軸回転の再結晶方位が得られたとしても、その対称性から結果として ND// $\langle 111 \rangle$ 回

転との識別が困難になることが予想されるためである。

ハードモデルの妥当性の検証にあたっては、まず圧延時に活動したすべり系の特定を4・1で試み、その際の $|S(x)|$ 値と実際の再結晶強度の大小関係の対応を、 $\langle 111 \rangle$ 軸による回転説と対比して、極の位置とともに4・2で比較する。

4・1 圧延時応力条件

Fig. 2, 6 に再結晶極点図を引用した実験¹⁴⁾では圧延に伴い(111)[-1,1,0]結晶がND廻りに+12°ほど回転している(Fig. 6)。そこで、まず、圧延時にND回転を引き起こすすべり、応力条件について考察する。

一例として $m=1/3$ の圧延応力条件で、すべての $\{110\}$ $\langle 111 \rangle$ と $\{112\}\langle 111 \rangle$ の24の各すべり系に対応する $|S(x)|$ 値を回転角 $x(^{\circ})$ を横軸に表したFig.4における $x=0$ 、すなわち(111)[-1,1,0]方位の付近で、結晶にマクロなND回転を与える成分を持つものは例えばNo. 17とNo. 18のすべりの組である。No. 18が活動すると結晶は正のND回転を、No. 17が活動すると負のND回転を起こす関係である。もし仮に、結晶が何らかの要因で正のND回転をしたとすると、Fig. 4に示されるとおり、No. 18の $|S(x)|$ 値がNo. 17の $|S(x)|$ 値よりも大きくなり、結果として回転を継続して(111)[-1,2,-1]方位へ向かう回転を引き起こす働きをする。

このような考察に基づいて、Fig. 5中では、その組が活動することにより(111)[-1,1,0]方位からの継続的なND回転を引き起こすすべり系の組を太線で示している。これより、ND回転を生ずるすべり系の組で、(最大の $|S(x)|$ 値-0.1)より大きい $|S(x)|$ 値を持つものは、 $m>0$ の範囲では存在しないことがわかる。一方、 $m<-0.3$ ではNo. 21, 23の組が上記の条件を満足し、さらに $m<-0.9$ においては最大 $|S(x)|$ 値のNo. 8, 10、および次いで大きな $|S(x)|$ 値を持つNo. 21, 23の組のいずれもがND回転を誘起する対のすべり系となる。

橋本¹³⁾は、一般の圧延応力条件下では $0<\alpha<\beta<1$ 、 $2\beta\leq 1+\alpha$ 、したがって3次元的な応力状態を一次元に還元した指標である $m=(\beta-\alpha)/(1-\beta)$ は圧下率やロール径などの圧延条件によって変化するものの、一般に $0<m\leq 1$ としている。等方性材料の圧延時には以上は適当な仮定であると考えられるが、単結晶試料においてはその異方性から例えば $\{100\}\langle 041 \rangle$ のように圧延時に幅狭化するものが知られている²¹⁾。この場合には冷延時に試料がロールから受ける幅方向応力は引っ張りであり、 $\beta<0$ と考えるのが適当である。それゆえ特定のすべりが優越して起こり、試料のマクロな外形変化にまで影響するような単結晶の圧延時には $0<\alpha<\beta<1$ 、もしくは $m>0$ は必ずしも必要な拘束条件ではないといえる。ここでは圧延時の応力として剪断成分は考慮に入れなかったが、いずれにしても、(111)[-1,1,0]方位の結晶の冷延時にマクロなND回転が生じていることから、例えば $m=-1$ のような、No. 8, 10などのND回転を誘

起するすべり系が活動しやすい圧延応力条件下にあったと考えるのが適当であろう。

4・2 ハードモデルの妥当性

次に4・1で解析した応力条件下において、実際に単結晶実験で得られた再結晶主方位を、ND// $\langle 111 \rangle$ 回転による解析とハードモデルによる解析のいずれでもよく説明できるかを比較する。

4・1での解析結果から本実験条件で冷延時に活動することが予想されるNo. 8, 10すべり活動からハードモデルにしたがって予想される再結晶極(図中で対応する記号はそれぞれB, C)を記したFig. 6を検討すると、まず再結晶方位がND// $\langle 111 \rangle$ から数度傾いているという特徴が良く再現されている。すなわち、極点図左下側で極点図周辺付近の再結晶極が観察されるようなND// $\langle 111 \rangle$ 、もしくは冷延主方位からの偏倚傾向を良く再現している。なお、B, Cの再結晶方位はいずれもND// $\langle 111 \rangle$ から6°偏倚している。

次の検討点は、対応するすべり活動の難易と再結晶強度の対応が見られるかどうかである。この点に関して、ND// $\langle 111 \rangle$ 軸回転では左右の回転で強度差が現れる理由を明確に説明し得ないのに対し、ハードモデルを考えた場合には、 $x=12^{\circ}$ におけるNo. 8(B)の $|S(x)|$ 値よりもNo. 10(C)の値の方が大きく(例えば $m=-1$ の場合でそれぞれ0.277, 0.469)、すなわちBよりも時計方向回転相当のCが優勢であり、実際に得られた再結晶強度の大小と対応する結果、すなわち反時計回転方向に存在するBの近傍のピーク強度が10未満であるのに対して時計回転方向に存在するC近傍のピーク強度が20以上である(Fig. 6)ので、ハードモデルを支持する結果である。なお、No. 4のすべりは(111)[-1,1,0]においては $|S(x)|$ 値が0だが、+12°回転方位では $|S(x)|$ 値=0.192を持つので参考までに回転方向を考慮して対応する予想再結晶極位置(記号A)を図中に記入している。

ところで、今回マトリクスから再結晶方位までの回転角は18°と解析された。前報¹⁶⁾では冷延方位から $\langle 112 \rangle$ 軸回転で得られるすべての再結晶極の可能性を区別せずに扱った結果、25°の回転角を考慮して同様の解析が行われたが、各軸の活動の優劣と回転方向をそれぞれ特定して再結晶ピークとの対応を解析した今回の結果ではより小さな値が妥当であるとの結論になったものである。ハードモデルの理論では再結晶核方位のマトリクスからの回転の向きは圧延条件により一意に特定されるものの、回転角度は特定されない。しかしながら、15°以下の小傾角の領域は、たとえ再結晶核として潜在的に存在しても周囲のマトリクスに対して常に15°以下の小傾角粒界しか持ち得ないので境界の移動速度、すなわち成長速度は小さく、再結晶集合組織の主方位にはなり得ないであろう。同様に、大角の上限もモデルからは与えられないが、任意の二方位間の最大離角は約63°であり、40°程度以上の高傾角境界の移動速度は

低傾角のものと同様に移動速度が小さいという考え²²⁾を考慮に入れれば、おおむね15–40°程度の回転を許容することは妥当である。この範囲でいずれの角度を採るかについては、例えば同一の冷延加工方位でも常に同一かどうかという解答は与えられておらず、今後に残された課題である。ちなみに過去にハードモデルにより再結晶方位の説明のなされた{111}<112>冷延方位からGoss方位への回転角は約35°¹⁵⁾、{100}<011>方位からの再結晶方位までの回転角は約30°¹⁶⁾であり、いずれも上述の15–40°の範囲に入っている。

以上述べた解析から、少なくとも本試料についてはハードモデルによる<112>軸回転の方がND//<111>回転による説明よりも実際の再結晶方位位置および強度を合理的に説明できるものといえる。

なお、Fig. 6において、 $m=-1$ の際にNo. 8, 10にほぼ匹敵する大きさの $|S(x)|$ 値を持つNo. 21, 23により予想される再結晶方位は観察されていない。これに関しては、Fig. 6では{110}すべりと{112}面すべりの優劣を考慮せずに比較をしたが、No. 8, 10は{110}面上の、No. 21, 23は{112}面上のすべりであり、本実験条件下での再結晶核形成には{110}すべりの効果が優越した^{14,23)}と考えれば理解できる。なお、今回と同様の現象として、{100}<011>単結晶の冷延再結晶時に、ハードモデルによる再結晶が認められる{110}<111>すべりよりも大きな $|S(x)|$ 値を持つ{112}<111>すべり系に呼応する再結晶方位が観察されない例¹⁶⁾が知られている。

4.3 多結晶体での<112>軸回転によるND//<111>再結晶方位の発現可能性

冷延前の初期粒径が小さい場合に再結晶後の{111}強度が増加するという知見から、しばしば結晶粒界はND//<111>粒の生成に関与するものと考えられ、また数多くの研究がなされている。

Inagaki¹⁰⁾は多結晶冷延板の観察と結晶回転の考察により、粒界近傍でのND//<111>粒の核生成機構を論じている。さらに満園ら²⁴⁾は双結晶を用いた粒界近傍の変形挙動の観察から、特定の結晶方向を持つND//<111>粒間では粒界近傍にND//<111>回転が生じると報告している。

一方、近年ではEBSD法などにより変形組織、再結晶組織の方位情報を含む空間配置が広い視野にわたって定量可能になり、ND//<111>領域の成因に関してもバルク材を用いて、統計的に論じることが可能なほどの多数視野領域にわたって直接的な研究、観察が続けられている。例えばVanderschuerenら²⁵⁾はIF鋼の冷延組織と再結晶焼鈍過程の組織をEBSDで2次元的に観察して、ND//<111>粒の多くは初期粒界近傍ではなくむしろND//<111>粒内から核生成して再結晶することを報告しており、上記の粒界近傍にND//<111>粒が再結晶核生成するという報告とは対比的な観察事例となっている。またBarnett²⁶⁾も同じくEBSDによ

る測定でIF鋼の結晶粒内から多くのND//<111>粒が発生することを観察し、in-grain shear bandによる再結晶核形成機構を議論している。これらの観察事実から、多結晶体においても粒界近傍部分以外から支配的にND//<111>粒が生成する可能性があることは明らかであるが、その際の再結晶方位形成機構に関してはいまだ明確な説明が与えられていない。

{111}<110>方位や{111}<112>方位は、4本ある<111>のすべり方向が主圧縮応力であるNDに対して1本は平行に、残りの3本は均等に70°強傾いた方向に配置された方位であり、安定してすべるすべり系が存在しにくい方位である。{111}<110>から{111}<112>に至る方位での各すべり系の $|S(x)|$ 値を示したFig. 4でも、最大値は0.4程度の小さな値にとどまり、多くのすべり系が近接した $|S(x)|$ 値を持っている。このため、Fig. 4, 5に示したように圧延条件や初方位のわずかな変化によって活動するすべり系が大きく変化する。実際、{111}<110>結晶は圧延に対して安定方位だとされていながら、あるときには冷延時に{211}<011>方位に向かってRD回転し²¹⁾、別の実験¹⁴⁾では{111}<112>方向にND回転しており、それぞれ異なるすべり系の活動が支配的であったことを示している。

多結晶体における冷延時のND//<111>領域も、基本的には同様な状況にあると考えられる。すなわち、ND//<111>領域は圧延時の応力条件に敏感であり、圧延条件によって種々のすべり系が働く可能性を持っている。例えば多結晶内の{111}<110>領域が何らかの理由で $m < -0.3$ のような応力条件となり、{112}面すべりに対応する再結晶核生成が抑制されたような場合には、単結晶で観察されたのと同様に粒内からND//<111>再結晶粒を生むことも可能と考えられる。4.1で述べたように多結晶全体が等方性の材料であれば $m < 0$ は実現し難いが、一例として{111}<110>領域の近傍に{100}<014>などのように幅縮み傾向を持つか、あるいは{100}<011>のように幅広がりをすることなしに容易に圧延伸び変形が可能な粒が配置された場合には{111}<110>領域は定性的に圧延方向へのより大きな圧縮応力下 (α の増加)、幅方向への比較的小さな圧縮応力下 (β の減少)におかれることとなり、局所的に m が減少する傾向が予期される。また、{111}<112>領域に隣接して、圧延方向へ伸びにくい、例えば{110}<110>方位などが配置されたような場合も、周囲の粒が変形の異方性を介してND//<111>領域に付加的な応力を及ぼすことにより、ND//<111>近傍方位の再結晶核が生まれるモデルが想定される。

ただし、多結晶では(111)[1,1,-2]と(111)[-1,-1,2]のように等価な方位成分が通常は両者等量存在するので結果的に再結晶集合組織はRDやTDに対して鏡像対象となるものと考えられる。例えば、Fig. 2で示された、<112>軸回転によるA, B, Cが等量出たような場合は、近接のA, B, Cが分離認識できないとすれば再結晶集合組織は見かけ上

ND//{111}となるであろう。

奥田²⁷⁾やElootら²⁸⁾は、IF鋼の再結晶初期段階において、ND//{111}方位を持つ再結晶核と周辺の加工回復組織の方位をEBSDで多数観察し、その関係の多くは方位分散の広がり範囲内で本解析により予想される<112>軸回転とみなすことが可能であると述べている。

今回のモデルでは多結晶での再結晶後{111}強度に及ぼす冷延前初期粒径の影響を単純には説明できない。しかし、結晶内部の圧延時応力状態に及ぼす周囲の粒の影響は、当然小粒径になるほど寄与の割合が増すであろうから、たとえ粒界近傍での再結晶核生成を考慮せずとも、粒間距離が個々の粒内の応力状態変化を介して再結晶集合組織の形成に影響を与えることも可能であろうと考えられる。

bcc単結晶における再結晶方位の決定機構として、例えばOkadaら²⁹⁾は30Cr鋼を用いた実験で複数のすべり系の活動の結果によるマトリクスとの<110>軸廻りの回転対応の例を示している。筆者らが今回提示した以外にも多数の再結晶方位形成機構があり、その形成初期過程の直接的観察の重要性は今まで以上に高まっているであろう。しかしながら今回、部分的に単一のすべり由来領域が核化して再結晶方位が生まれるという非常にシンプルなモデルでbcc鋼の複数の重要方位の単結晶の挙動を説明できることがわかった。多結晶体においては粒界等の存在により再結晶方位形成の機構は単結晶に比べて格段に複雑になるであろうが、局所的には結晶のすべり系に対応した再結晶方位の形成という機構で再結晶方位が生成していると解析できる可能性をあらためて提案したい。

5. 結言

{111}<112>および{100}<011>単結晶の冷延再結晶方位が冷延時活動すべりに起因する結晶回転でその冷延後主方位との関係を説明できることを踏まえ、{111}<110>単結晶からのND//{111}再結晶方位の同一機構による解釈を試み以下の結論を得た。

(1) {111}<110>方位は、その冷延時に他に対して圧力的に優越して活動しやすいすべり系を持たないために、圧延時のすべり系選択が不安定である。このため圧延応力条件によっては冷延時にND//{111}回転を生じる場合がある。

(2) このような圧延応力条件下では、比較的大きなシュミット因子を持つ複数の{110}<111>すべりの活動による転位の局部的堆積により、それぞれのすべり面法線方向とすべり方向に垂直な(112)軸廻りにマトリクスから回転した再結晶方位が生じたものと解析できる。以上の発現機構を考えることにより、従来合理的説明のできなかつた、単結晶実験でのND//{111}圧延加工組織からのND//{111}再結晶方位集積を冷延時すべり系の活動の結果として説明で

きる。

(3) 上記の再結晶方位はND//{111}から約6°偏倚しているが、これらの方位の複数のバリエーションがRD, TD鏡像位置に等価にあらわれた場合は現実的にはND//{111}方位への集積と見なせる。多結晶体においても上記の機構、すなわち<112>軸回転関係でND//{111}加工組織からND//{111}再結晶方位が形成されているものと考え、IF鋼の粒内において核生成が観察される{111}粒の起源が説明できる。

日本鉄鋼協会材料の組織と特性部会における再結晶・集合組織研究会委員の皆様、特に瀬沼武秀直属幹事には委員会活動での議論を通じて考察に関しての示唆を多数いただきました。深く感謝いたします。また、参考文献について紹介をいただいた川崎製鉄(株)技術研究所の松岡才二氏と早川康之氏の両名に謝意を表します。

文 献

- 1) J.F.Held: 4th Mech. Working and Steel Processing Conf. Proc., Gordon and Breach Science Publisher, New York, (1965), 3.
- 2) K.Sakata, S.Matsuoka, T.Obara, K.Tsunoyama and S.Shiroishi: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 376.
- 3) K.Okuda, Y.Kawabata, K.Sakata and T.Obara: 39th Mech. Working and Steel Processing Conf. Proc., XXXV, ISS, Warrendale, (1998), 297.
- 4) T.Sawatani, K.Shimizu, T.Nakayama and T.Hirai: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 832.
- 5) Y.Hayakawa and J.A.Szpunar: *Acta Mater.*, **45** (1997), 4713.
- 6) T.Urabe and J.J.Jonas: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 435.
- 7) R.L.Every and M.Hatherly: *Texture*, **1** (1974), 183.
- 8) T.Matsuoka and M.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 1134.
- 9) B.Hutchinson: *Acta Metall.*, **37** (1989), 1047.
- 10) H.Inagaki: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 313.
- 11) C.G.Dunn: *Acta Metall.*, **2** (1954), 173.
- 12) P.K.Koh and C.G.Dunn: *J. Met.*, **8** (1956), 1017.
- 13) O.Hashimoto, N.Ohashi and K.Fujimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 1155.
- 14) M.Konishi, T.Obara and T.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1833.
- 15) E.Furubayashi: *Tetsu-to-Hagané*, **56** (1970), 734.
- 16) T.Toge, M.Muraki, M.Komatsubara and T.Obara: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 524.
- 17) W.R.Burgers and P.C.Louwerse: *Z. Phys.*, **67** (1931), 605.
- 18) E.Furubayashi: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 510.
- 19) T.Toge, M.Muraki and T.Obara: to be presented in *J. Jpn. Inst. Met.*
- 20) C.S. Barret, G.Ansel and R.F.Mehl: *Trans. Am. Soc. Met.*, **25** (1937), 702.
- 21) T.Taoka, E.Furubayashi and S.Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 162.
- 22) Y.Hayakawa, M.Muraki and J.A.Szpunar: *Acta Mater.*, **46** (1998), 1063.
- 23) T.Senuma, H.Yada, A.Shimizu, I.Matsuo and J.Harase: *J. Jpn. Inst. Met.*, **52** (1988), 1212.
- 24) M.Mitsuzono, H.Kobayashi, K.Tsuzaki and T.Maki: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1381.
- 25) D.Vanderschueren, N.Yoshinaga and K.Koyama: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 1046.
- 26) M.R.Barnett: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 78.
- 27) K.Okuda, K.Sakata, K.Eloot, O.Furukimi and T.Obara: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 633.
- 28) K.Eloot, K.Okuda, K.Sakata and T.Obara: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 602.
- 29) T.Okada, M.Tagami, K.Kashihara and F.Inoko: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 518.