

## 論 文

UDC 669.127-174 : 669.127-122 : 548.53 : 620.186.5

## 多結晶鉄の {111} 再結晶集合組織形成機構\*

稲 垣 裕 輔\*\*

## Formation of {111} Recrystallization Textures in Polycrystalline Iron

Hirosuke INAGAKI

## Synopsis:

Since the remarkable development of {111} recrystallization textures in polycrystalline iron has not successfully been explained by the results obtained so far on single crystals, it was tried to clarify the original these textures by studying rolling and recrystallization textures of polycrystalline specimens having sharp initial textures and by observing their microstructures.

It was found that interactions between differently oriented neighbouring grains during cold rolling were so anisotropic that non-random grain boundary nucleation of recrystallized grains could be expected.

Furthermore, it was suggested that, if the stable end orientations of two neighbouring grains were common, their boundary regions might be forced during cold rolling to rotate in these orientations, so that stress and strain compatibilities could be satisfied concurrently, creating highly strained regions, which could provide recrystallization nuclei.

Although such interactions are considered to occur among the members of  $\langle 111 \rangle // ND$  fiber textures, whose common end orientation is {111} $\langle 110 \rangle$ , grain boundary regions of {111} $\langle 112 \rangle$  grains adjacent to {111} $\langle 110 \rangle$  suffer from the severest strain, rotating in {111} $\langle 110 \rangle$  orientation. These regions seem to be the origins of {111} $\langle 110 \rangle$  recrystallization textures typically found in Al-killed steel.

## 1. 緒 言

これまで、薄鋼板の深絞り性向上と関連してその{111}再結晶集合組織の形成機構に関しては多数の研究がなされてきた<sup>1)</sup>。従来の研究によれば{111}再結晶集合組織は単結晶鉄では発達しがたく<sup>2)~10)</sup>、多結晶鉄では冷延前の結晶粒径が小さいほど強く発達すること<sup>11)~13)</sup>が知られている。このことは{111}再結晶集合組織の形成は結晶粒界近傍で進行する多結晶特有の現象であることを強く示唆するが、その実、ファセット・ピット観察<sup>11)~14)</sup>や3次元結晶方位解析の結果<sup>14)15)</sup>から{111} $\langle 112 \rangle$ 圧延方位の粒界近傍に圧延によつて{111} $\langle 110 \rangle$ 方位に回転した部分が存在し、これが{111} $\langle 110 \rangle$ 再結晶核の発生につながる可能性が指摘されている。しかしながら、この{111} $\langle 110 \rangle$ 圧延方位領域の形成条件に関しては実験的な検討や結晶のすべり変形に立脚した理論的解析がいまだ不十分で、単に粒界の変形拘束を緩和するために多重すべりが誘起される結果であるとしか説明されていない<sup>11)15)</sup>。

本研究はこの領域の形成機構の解明を目的とした。とくにこのような不均一変形領域の形成に対しては隣接粒

の方位の組み合わせと各々の変形特性が支配因子であると考へ、まず最初に隣接結晶粒方位の組み合わせが単純な、特定集合組織が強く発達したリムド鋼試料の圧延、再結晶集合組織を調べた。次に変形特性がこれとややことなるFe-Ti合金について同様な実験をおこなつた。最後に圧延した純鉄多結晶の不均一変形状態ならびに各方位結晶粒間の相互作用を観察した。これらの実験結果にもとづいて{111} $\langle 110 \rangle$ 再結晶核の形成機構について考へをおこなつた。

## 2. 実験方法

## 2.1 強い初期集合組織をもつ多結晶鉄についての実験

初期集合組織としては圧延後に $\langle 111 \rangle // ND$ 圧延集合組織を形成する{110} $\langle 001 \rangle$ 、{111} $\langle 112 \rangle$ 、{111} $\langle 110 \rangle$ をえらび、これらが単独で強い試料を作製した。(以後、板面法線方向をND、圧延方向をRD、圧延直角方向をTDと略記する。)

2.1.1 {110} $\langle 001 \rangle$ 試料の作製

前報<sup>14)</sup>でもらいた方法により{110} $\langle 001 \rangle$ 集合組織の強い試料Gを作製した。その組成と結晶粒径をTable 1に、集合組織をFig. 1(a)に示す。

\* 昭和49年11月本会講演大会にて発表 昭和50年8月19日受付 (Received Aug. 19, 1975)

\*\* 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida Kawasaki-ku Kawasaki 210)

Table 1. Chemical composition and initial grain sizes of materials.

Specimen	Initial texture	Chemical composition (wt%)					Initial grain size ( $\mu$ )
		C	Mn	P	S	Ti	
G	{110}<001>	0.005	0.41	0.011	0.015	—	50
A	{111}<110>	0.002	0.36	0.010	0.008	—	60
T	{111}<110>	0.006	0.14	0.011	0.020	0.15	50
P	random	0.005	0.005	0.002	0.006	—	40, 400

### 2.1.2 {111}<112> 試料, {111}<110> 試料の作製

高温捲取りしたリムド鋼熱延板に 75% 冷間圧延と急速加熱焼鈍 ( $700^{\circ}\text{C} \times 30\text{sec}$ ) をおこない顕著な {111}<110> 集合組織を発達させ, さらに脱炭焼鈍 ( $780^{\circ}\text{C} \times 10\text{hr}$ ) をおこない, 試料 G と類似成分で {111}<110> 集合組織の強い試料 A を作製した. その組成と結晶粒径を Table 1 に, 集合組織を Fig. 1(b) に示す. この状態で測定した平均ランクフォード値は 2.1 であった.

また Fe-Ti 合金熱延板に 70% 冷間圧延と  $800^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$  の焼鈍を 2 回反復し, 平均ランクフォード値が 3.5 で {111}<110> 集合組織が顕著に発達した試料 T をえた. その組成と結晶粒径を Table 1 に, 集合組織を Fig. 1(c) に示す. TiC 析出物は熱延板では  $200\text{\AA}$  以下の大きさであったが上述の圧延と焼鈍を 2 回反復した後の状態では  $0.1\mu$  以上に凝集していた. これら {111}<110> 試料の場合, 以後の実験において  $0^{\circ}$  方向を新しい圧延方向とした場合は {111}<110> 初期集合組織となり (以後これを {111}<110> 圧延または {111}<110> 試料と略記する.), また  $90^{\circ}$  方向を新しい圧延方向とした場合は {111}<112> 初期集合組織がえられる (以後これを {111}<112> 圧延または {111}<112> 試料と略記する).

以上のようにして作製した供試材を所定の方向に 70% または 90% 冷間圧延し塩浴中で急速加熱焼鈍 ( $800^{\circ}\text{C} \times 1\text{min}$ ) をおこなった. このような急速加熱焼鈍においては強制再結晶効果が強調され再結晶核生成が再結晶集合組織形成の律速過程となるのでこの場合の再結晶集合組織から潜在能力をもつ再結晶核 (potential nuclei) の方位分布を知ることができる. 比較のため粒成長促進徐熱焼鈍 (加熱速度  $100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ , 均熱  $800^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ ) もおこなった. これらの試料の圧延集合組織と再結晶集合組織を {200} 極点図測定によつて調べた.

### 2.2 圧延した多結晶鉄の組織観察

Table 1 に組成と初期結晶粒径を示す試料 P の熱延板を 70% 冷間圧延し, 圧延による局所的方位変化と結晶粒間の相互作用の異方性を知るためにエッチピット観察<sup>7)</sup>をおこなった. 一部試料はごくわずかに再結晶させてその再結晶領域から局所歪の高い領域の分布状態を推測

した.

## 3. 実験結果

### 3.1 強い初期集合組織をもつ多結晶鉄の圧延, 再結晶集合組織

#### 3.1.1 {110}<001> 試料

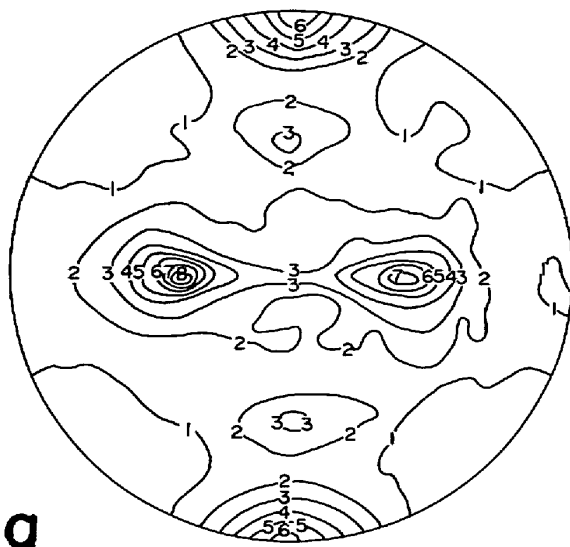
Fig. 2 (a)~(d) はこの試料の圧延, 再結晶集合組織を示す. この試料の圧延集合組織を 3 次元結晶方位解析した結果<sup>14)</sup>も参照すると次のことがわかる. まず 70% 圧延の場合, 圧延集合組織は {111}<112> が主方位, <100>//ND 方位群が副方位であり, 再結晶させるとこれらからは初期結晶粒径が細粒であるにもかかわらず顕著な {110}<001> 方位が {111}<110> 方位とともに発達する.

次に圧延率を 90% に高めると圧延集合組織の主方位は {111}<110> を中心とした <111>//ND 繊維集合組織に変遷しており <111>//ND 軸まわりの結晶回転がこの段階で起こったことがわかる. <100>//ND 方位群も圧延集合組織の主方位になっている. 再結晶させるとこれらは <111>//ND 繊維集合組織と <100>//ND 繊維集合組織になった.

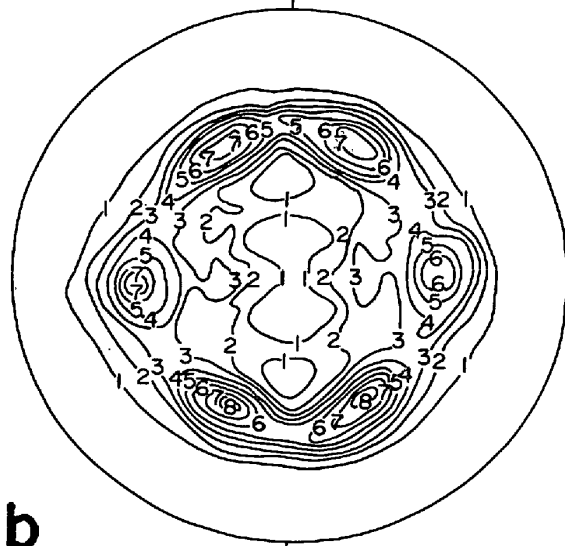
#### 3.1.2 {111}<112> および {111}<110> 初期集合組織 (a) リムド鋼試料 A の場合

{111}<112> 圧延した場合は圧延集合組織は Fig. 3(a) に示すごとく <111>//ND 軸まわりの回転が顕著で <111>//ND 繊維集合組織と <100>//ND 繊維集合組織から成り立っている<sup>14)</sup>. 再結晶集合組織は Fig. 3(b), (c) に示すように顕著な {111}<110> 集合組織であらわされ, とくに徐熱焼鈍をおこなった場合に鮮鋭化が著しい.

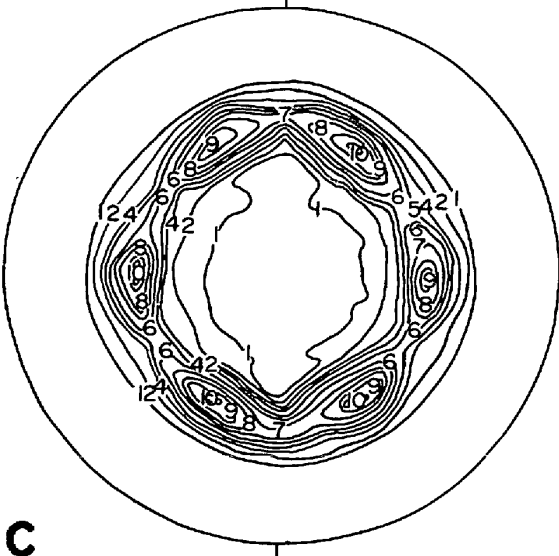
一方, {111}<110> 圧延の場合は圧延集合組織は Fig. 3(d) に示すごとく {111}<110> を中心とした <111>//ND 繊維集合組織であり, <100>//ND 方位群があまり発達しない点特徴的である<sup>14)</sup>. この場合の再結晶集合組織は Fig. 3(e), (f) に示すごとく {111}<112> から {111}<110> に至る <111>//ND 繊維集合組織であらわされ, {111}<112> 圧延の場合の再結晶集合組織が単一方位へ集積する傾向が強いのに対し, かなり繊維的



a



b



c

Fig. 1. (200) pole figures showing the initial textures; a) specimen G, b) specimen A, and c) specimen T.



Photo. 1. Inhomogeneous process of recrystallization observed on the longitudinal section of polycrystalline iron, specimen P, cold rolled 70% and annealed for 4 min at 550°C. (Initial grain size, 400 $\mu$ )

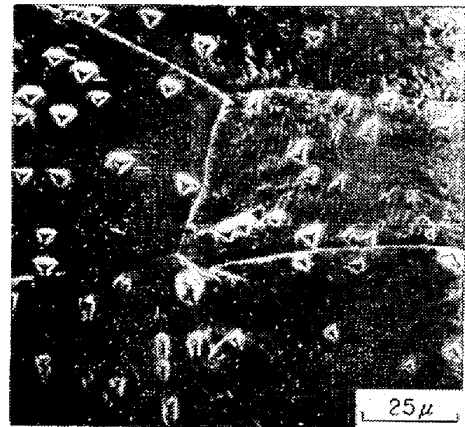


Photo. 2. Facet pits on the rolling plane of 70% cold polycrystalline iron, specimen P, showing the effect of the constraining of the neighbouring grains on the crystal rotation of individual grains. (Initial grain size, 40 $\mu$ )



Photo. 3. Large crystal rotations in a small grain observed on the longitudinal section of 70% cold rolled polycrystalline iron, specimen P. (Initial grain size, 400 $\mu$ ).

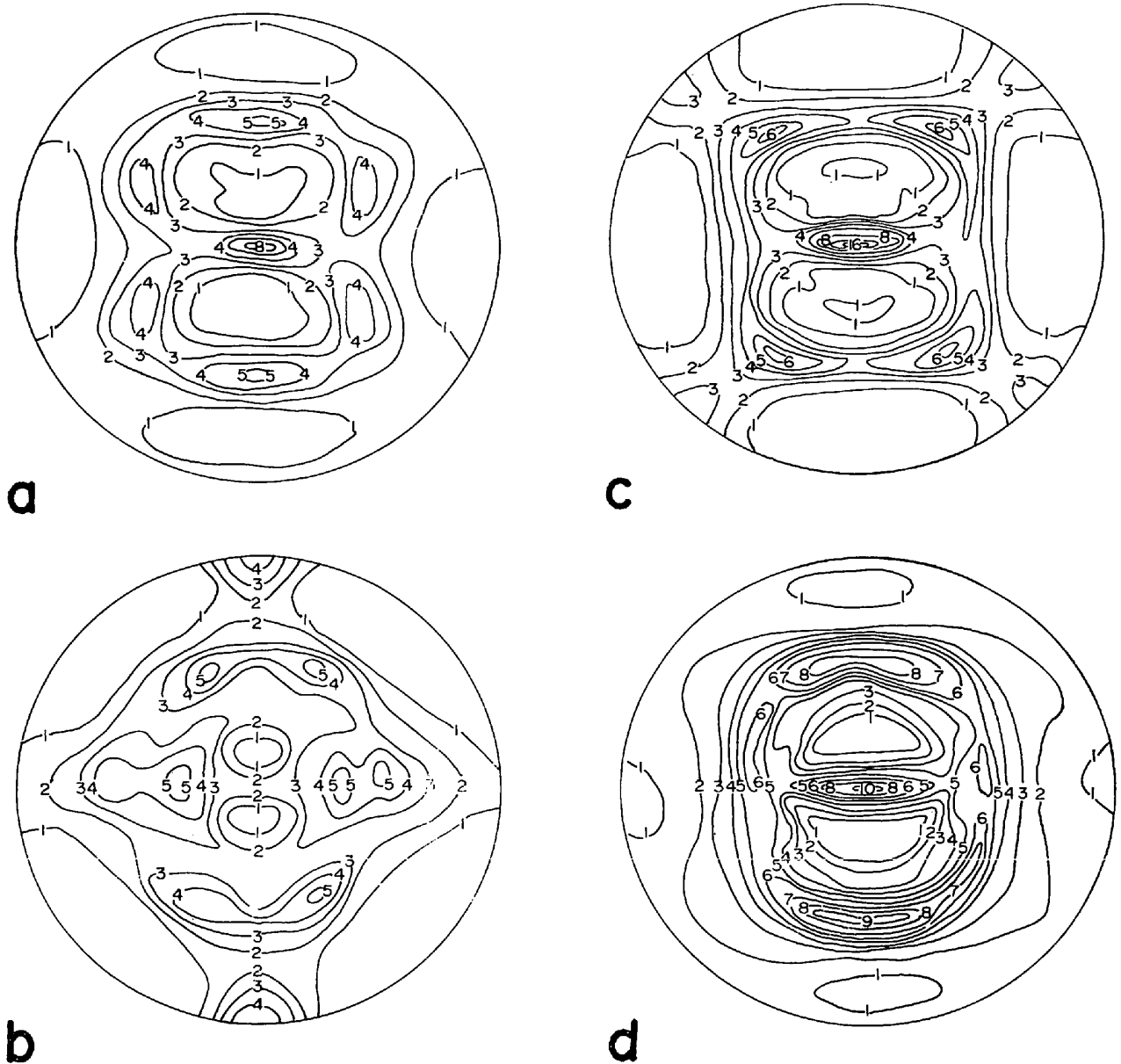


Fig. 2. (200) pole figures showing the rolling and recrystallization textures of  $\{110\}\langle 001\rangle$  specimen, G; a) 70% cold rolled, b) 70% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating, c) 90% cold rolled and d) 90% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating.

である点が対照的である。

#### (b) Fe-Ti 合金の場合

Fig. 4 に示すように  $\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $\{111\}\langle 110\rangle$  圧延の間で圧延再結晶集合組織ともに差がない。圧延集合組織はリムド鋼試料 A の  $\{111\}\langle 110\rangle$  圧延の場合と同じで  $\langle 100\rangle$  // ND 成分は存在しない。再結晶集合組織はいずれも顕著な加熱速度依存性を示し、急速加熱焼鈍では  $\langle 111\rangle$  // ND 繊維集合組織、徐熱焼鈍では明瞭な  $\{111\}\langle 110\rangle$  集合組織がえられた。

#### 3.2 圧延組織の不均一性と結晶粒間の相互作用

Photo. 1 は 70% 圧延した試料を  $550^\circ\text{C}$  で 4 min 焼

鈍しごくわずかに再結晶させた場合の組織で結晶粒によって再結晶の進行に大きな差があり変形の不均一性を反映していると考えられる。粒界核生成に着目すると同一結晶粒をとりかこむ粒界でも隣接粒と対応して再結晶核をまったく発生しない部分、片側のみ発生する部分、両側に発生する部分がある。Photo. 2 は 70% 圧延ままの試料では粒界近傍の結晶回転が隣接粒がことなると大きくことなることを示す。Photo. 1, 2 から圧延変形時の結晶粒間の相互作用は結晶方位依存性を持ち、粒界における再結晶核生成は random nucleation ではなく優先方位を有することが考えられる。圧延変形時の結晶回転

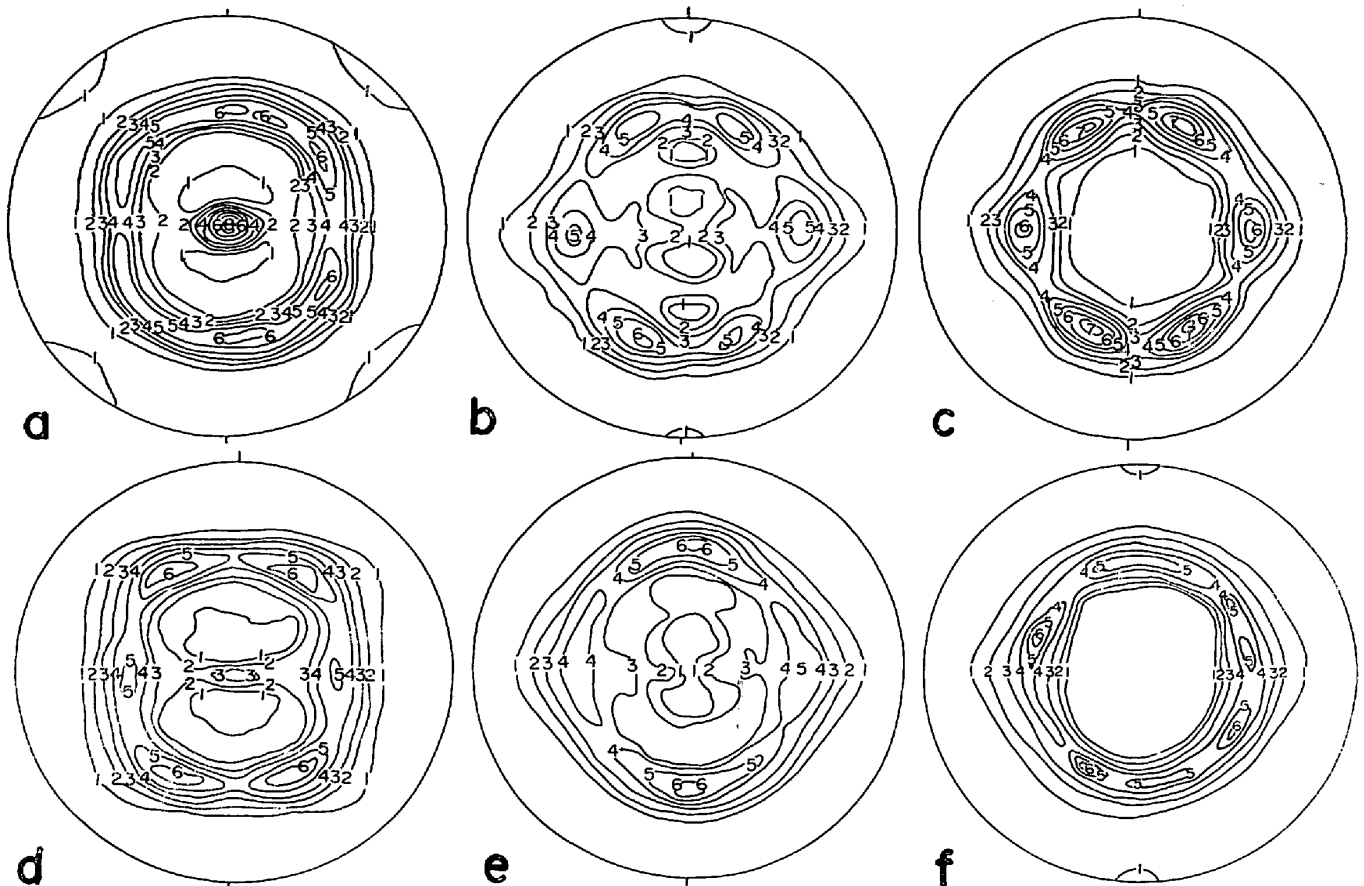


Fig. 3. (200) pole figures showing the rolling and recrystallization textures of rimmed steel specimen, A. a) b) and c) represent textures of  $\{111\}\langle 112\rangle$  specimen; a) 70% cold rolled, b) 70% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating and c) 70% cold rolled and annealed for 3 hr at  $800^\circ\text{C}$  by slow heating, whereas d) e) and f) are texture of  $\{111\}\langle 110\rangle$  specimen; d) 70% cold rolled, e) 70% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating and f) 70% cold rolled and annealed for 3 hr at  $800^\circ\text{C}$  by slow heating.

の不均一に対しては隣接結晶粒の形状、サイズからきまる応力集中も重要な支配因子であり、Photo. 3が示すように巨大結晶粒の応力集中効果のために隣接微細結晶粒内に著しい不均一結晶回転が生じている。

#### 4. 考 察

以上の結果からも、多結晶鉄の圧延変形時には  $\{110\}\langle 001\rangle \rightarrow \{111\}\langle 112\rangle \rightarrow \{111\}\langle 110\rangle$  なる結晶回転経路<sup>14)</sup>が存在することが再確認された。また、初方位がこの回転経路に存在する結晶はすべてこの経路をたどり、初期集合組織の集積の中心が  $\{111\}\langle 110\rangle$  から離れているほどより高い圧下率を加えないと  $\langle 111\rangle//\text{ND}$  圧延繊維集合組織が発達しないことが明らかとなった。急速加熱焼鈍の再結晶集合組織によれば、上述の回転経路上で圧延集合組織の大部分が  $\{110\}\langle 001\rangle \sim \{111\}\langle 112\rangle$  にあれば  $\{110\}\langle 001\rangle$  が、 $\{111\}\langle 112\rangle \sim \{111\}\langle 110\rangle$  にあれば  $\{111\}$

$\langle 110\rangle$  が、 $\{111\}\langle 110\rangle$  近傍にあれば  $\langle 111\rangle//\text{ND}$  繊維集合組織が、それぞれ再結晶集合組織の主方位となつている。したがって再結晶核の成長過程の寄与が小さい場合の  $\{111\}$  再結晶集合組織の母体は  $\langle 111\rangle//\text{ND}$  圧延繊維集合組織であり、 $\{111\}$  再結晶核はこの中に形成されるものと考えられる。しかしながら冷間圧延時にどのような機構でこの多結晶に独特な  $\langle 111\rangle//\text{ND}$  圧延繊維集合組織が形成されるのか、これまで理論的説明はなされていない。過去、多数提案された多結晶鉄の圧延集合組織形成理論中では Taylor 理論<sup>16)</sup>を基盤として歪の均一性と平面歪変形を前提とした理論<sup>17)</sup>がもつとも成功をおさめている。しかし Photo. 1~3 に示したごとく現実の圧延変形後の歪分布は Taylor 理論の仮定するところとなりきわめて不均一である。またこの理論には圧延変形における幾何学的因子の効果(結晶粒のサイズ、形状にとりまわらぬ応力集中や粒界の拘束)を取り入れる余地が

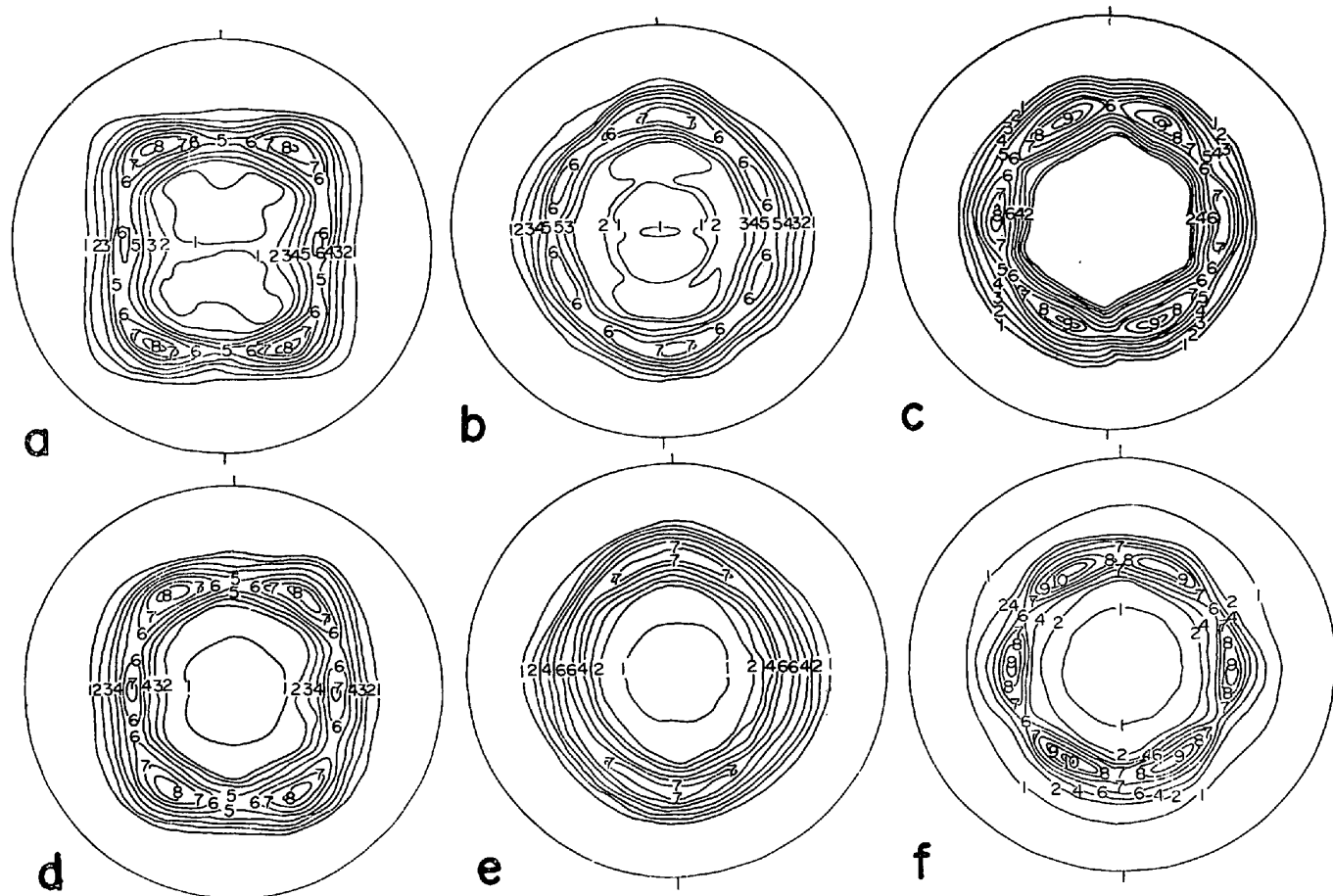


Fig. 4. (200) pole figures showing the rolling and recrystallization textures of Fe-Ti alloy T. a) b) and c) represent textures of  $\{111\}\langle 112 \rangle$  specimen; a) 70% cold rolled, b) 70% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating and c) 70% cold rolled and annealed for 3hr at  $800^\circ\text{C}$  by slow heating, whereas d) e) and f) are textures of  $\{111\}\langle 110 \rangle$  specimen; d) 70% cold rolled, e) 70% cold rolled and annealed for 1 min at  $800^\circ\text{C}$  by rapid heating and f) 70% cold rolled and annealed for 3hr at  $800^\circ\text{C}$  by slow heating.

ない。さらに、均一歪の前提は局部的に歪が高い領域が優先的に再結晶核を供給するという高エネルギーブロック説<sup>18)</sup>と根本的に相反する概念であるという点で問題がある。

平面歪の前提に関しては、単結晶においてもかなりの幅広がり認められており<sup>9)</sup>多結晶の場合にはこの幅広がりを通じて結晶粒間の相互干渉作用が生ずる可能性が強いことを考えるとあまり妥当とは考え難い。Photo. 2を参照するとこのような結晶粒間の干渉作用は粒界から粒内へ進むにしたがい緩和されてゆくようである。

これらのことと変形時の結晶粒間の相互作用が異方性をもつことを考慮すると、粒界近傍のごく狭い領域の変形再結晶を対象とする場合は Taylor 理論を論拠とするよりも個々の結晶粒の単結晶としての個性をより重視し粒界における応力、歪の適合条件を束縛条件と考えて結晶粒間の変形時の相互作用を考察するのがより現実的である。

ある。

本研究の供試材のごとく単一の集合組織が強く発達した試料では、変形時における結晶粒間の相互作用は次の三つの場合があると考えられる。

- (1) 方位差の小さい類似方位間の相互作用
- (2) ND, RD, TD軸にそれぞれ直交する面に関して鏡映対称な関係にある方位間の相互作用
- (3) これら主方位と弱小方位間の相互作用

まず(1)の場合は、これら結晶粒は類似の変形挙動を示し相互作用は弱く、実質的に有効結晶粒径を大きくすると考えられ、したがって単結晶的再結晶挙動を助長するであろう。これが70%冷圧した $\{110\}\langle 001 \rangle$ 試料の場合に初期結晶粒径が細粒であるにもかかわらず(110)[001]単結晶の場合と同様に $\{111\}\langle 112 \rangle$ 圧延方位、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 再結晶方位が発達する原因であろう。結局、 $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 軸まわりの結晶回転による $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 圧延

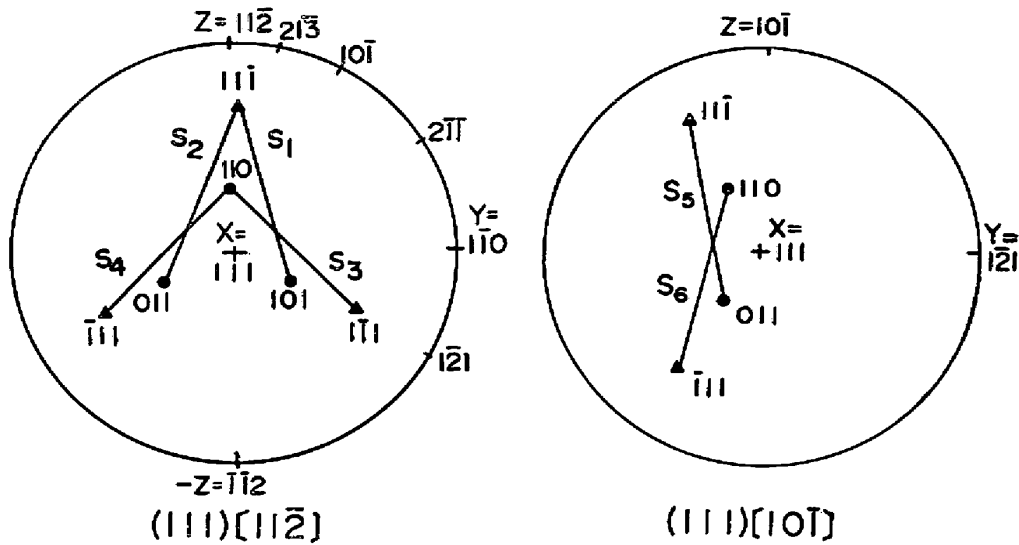


Fig. 5.  $\{110\}\langle 111 \rangle$  slip systems sustaining the highest resolved shear stress during cold rolling in  $(111)[11\bar{2}]$  and  $(111)[10\bar{1}]$  grains. (Poles of the corresponding slip planes and slip directions are connected by solid lines. They are designated by  $S_1 \sim S_6$ .)

繊維集合組織の形成は(2), (3)のいずれかによるものと考えられるが, この点を検討するには初期集合組織が $\langle 111 \rangle // ND$ 軸まわりの回転の出発点である $\{111\}\langle 112 \rangle$ リムド鋼試料の場合が最適である。

いま(2)の場合から考えると, Fig. 5に示す主すべり系の配置から (Fig. 5では対応するすべり面とすべり方向を実線で結び  $S_i (i=1 \sim 6)$  で略記した.)  $(111)[11\bar{2}]$  と鏡映対称の関係にある方位群は  $(111)[1\bar{2}1]$  と  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$  で代表される2群に大別できることがわかる。まず  $(111)[1\bar{2}1]$  と  $(111)[11\bar{2}]$  の組み合わせでは試料座標系に対するすべり系の配置が同じであるからこの種の組み合わせは相互作用を生じない。一方  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$  と  $(111)[11\bar{2}]$  の組み合わせでは歪テンソルを計算するとND軸とRD軸をふくむ面内の剪断歪  $\epsilon_{ND-RD}$  をのぞくと両者の歪成分は一致するので  $\epsilon_{ND-RD}$  の不一致が問題となる場合以外は相互作用は生じない。  $\epsilon_{ND-RD}$  の不一致が問題となるのはND軸とRD軸をふくむ面に平行な粒界をはさんで両方位が隣接する場合でこの  $\epsilon_{ND-RD}$  の不連続は両側の結晶がTD軸まわりに回転することによって解消される。このように, 鏡映対称の関係にある $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位間では大部分の場合相互作用は生じず, 相互作用がある場合でもそれは $\langle 111 \rangle // ND$ 軸まわりの結晶回転をもたらすものではない。

したがって $\langle 111 \rangle // ND$ 軸まわりの結晶回転の原因としては(3)の相互作用しか考えられない。この $\{111\}\langle 112 \rangle$ リムド鋼試料では主方位以外の成分としては $\langle 111 \rangle // ND$ 軸を共有する方位群が比較的強いので次にもつとも極端な例として $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位と $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位

が隣接する場合の相互作用を考えてみる。いま試料座標系を基準としてすべり面法線とすべり方向をベクトル  $\mathbf{n}, \mathbf{b}$  であらわせば,  $\{111\}\langle 110 \rangle$ 結晶粒の主すべり系  $\mathbf{n}_1, \mathbf{b}_1$  の集積転位によつてその先端に  $\tau_1$  の応力集中が生ずる場合  $\{111\}\langle 112 \rangle$ 結晶粒のすべり系  $\mathbf{n}', \mathbf{b}'$  には $\{111\}\langle 110 \rangle$ 隣接粒が存在しない場合に働く分解剪断応力  $\tau_0$  に加えて次式の分解剪断応力  $\tau_2$  が附加的に働く<sup>19)</sup>。

$$\tau_2 = \tau_1 [(\mathbf{n}_1 \cdot \mathbf{n}') \cdot (\mathbf{b}_1 \cdot \mathbf{b}') + (\mathbf{b}_1 \cdot \mathbf{n}') \cdot (\mathbf{b}' \cdot \mathbf{n}_1)] \dots (1)$$

Table 2は Fig. 5の  $(111)[10\bar{1}]$ 結晶の主すべり系  $S_5, S_6$ が活動した場合に  $(111)[11\bar{2}]$ 結晶の主すべり系  $S_1 \sim S_4$ に働くこの附加応力成分  $\tau_2$ の計算値を示す。本研究でもちいた高加工度では  $(111)[11\bar{2}]$ 結晶は単独で存在する場合はすべり系  $S_1, S_2, S_3, S_4$ が分解剪断応力  $\tau_0$ で活動することにより変形するが,  $(111)[10\bar{1}]$ 結晶が隣接する場合は粒界近傍ではすべり系  $S_1, S_2, S_3, S_4$ が分解剪断応力  $\tau_0 + \tau_2$ の作用下で活動することにより変形する。Table 2の結果から  $S_5$ が活動すると  $S_1, S_2, S_4$ が,  $S_6$ が活動すると  $S_4$ がそれぞれより大きな応力を受けるので  $S_4$ にはつねに相対的により大きな分解剪断応力が働くことがわかる。このような分解剪断応力の相対的な大小関係が $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の安定性をくずすきっかけとなることは十分考えられる。しかし強加工により加工硬化した状態での応力と歪量, 結晶回転量の間の定量的な関係は明らかでないので, すべり系  $S_1, S_2, S_3, S_4$ が大ききこととなる分解剪断応力  $\tau_0 + \tau_1$ の作用下で同時に活動した場合にどのような結晶回転が起こるかは結論できない。

ところで粒界をはさむ2結晶粒の最終安定方位が共通

Table 2. Values of  $\tau_2/\tau_1$  calculated for the combination, (111)[11 $\bar{2}$ ] and (111)[10 $\bar{1}$ ] grains.  $S_1, S_2, S_3$  and  $S_4$  are slip systems in (111)[11 $\bar{2}$ ] grain, while  $S_5$  and  $S_6$  are slip system in (111)[10 $\bar{1}$ ] grain. Slip system  $S_1, S_2, S_3, S_4, S_5$  and  $S_6$  are illustrated in Fig. 5.

Slip systems in (111)[11 $\bar{2}$ ] grain	$\tau_2/\tau_1$ due to slip system $S_5$ ; (011)[1 $\bar{1}$ ] in (111)[10 $\bar{1}$ ] grain	$\tau_2/\tau_1$ due to slip system $S_6$ ; (110)[1 $\bar{1}$ ] in (111)[10 $\bar{1}$ ] grain
$S_1$ ; (101)[1 $\bar{1}$ ]	0.627	-0.047
$S_2$ ; (011)[1 $\bar{1}$ ]	0.787	0.114
$S_3$ ; (110)[1 $\bar{1}$ ]	-0.047	0.146
$S_4$ ; (110)[1 $\bar{1}$ ]	0.595	0.787

である場合には、これら結晶粒の粒界近傍領域がこの共通安定方位に向かつて回転すれば粒界における歪の適合条件と応力の連続条件がごく自然に満足されるのでこのような結晶回転はきわめて促進されやすく、また結果的に再結晶核の起源となるような局所歪の高い安定方位領域が粒界近傍に形成されることが考えられる。その場合には上述の方位の組み合わせにおいて(111)[10 $\bar{1}$ ]がきわめて安定であり、かつ(111)[11 $\bar{2}$ ]方位の最終安定方位であれば、上述の応力条件により不安定となつた(111)[11 $\bar{2}$ ]結晶粒の粒界近傍領域は歪の高い(111)[10 $\bar{1}$ ]方位領域へと変化するであろう。このような{111}<110>領域の形成頻度は{111}<112>初期方位結晶粒の存在量が多いほど大きいためFig. 3の{111}<112>試料からは鮮鋭な{111}<110>再結晶集合組織がえられたのであろう。この議論は多結晶中の{111}<110>方位の安定性を前提としているがこれは実験的にも十分立証されている<sup>9)14)15)</sup>。上述の相互作用は<111>//ND軸を共有し方位差を有する2方位間では可能であり{111}<110>に向かう過程の境界領域が{111}再結晶集合組織の起源となるであろう。しかし最初から安定方位{111}<110>に接しこれからもつとも離れた{111}<112>を出発点とした結晶粒が最大歪を生じ最強な{111}<112>再結晶核を供給することは明白であろう。同様な相互作用機構が一般に他の方位の組み合わせについても成立つものとするれば粒界近傍に発生する再結晶核の方位分布はrandomではなく優先方位を有することが考えられる。これを支持する結果はAl<sup>20)</sup>とFe<sup>21)22)</sup>でえられておりFeの場合はTaylor因子Mの著しくことなる2結晶粒が隣接する場合にM値の低い方の粒の粒界近傍から{100}~{411}の類似方位群が多発することが報告されている。著者の研究<sup>23)</sup>によれば{111}<110>再結晶集合組織が顕著に発達するアルミキルド鋼では約23%再結晶させた状態で138個の再結晶粒の方位を電子顕微鏡制限視野回折で調べてみると63個が圧延組織の粒界に核生成した{111}であつた。この事実は(111)[112] Fe-Al-N合金単結晶では{111}<110>再結晶方位が発達しない事実<sup>10)</sup>とともに粒界に核生成した再

結晶粒が{111}<110>優先方位をもつ可能性を強く支持するものである。このようなアルミキルド鋼の{111}<110>再結晶集合組織は先に述べた粒界近傍における{111}<110>高歪変形領域形成機構によつてもつともうまく説明できる代表例であらう。

{111}<110>リムド鋼試料の再結晶集合組織の成因も同様な立場から説明できる。初期集合組織の主方位はたしかに鮮鋭な{111}<110>であるがこれと<111>//ND軸を共有する方位群が分散をなして存在しており、冷間圧延に対して安定な前者よりも、これと接して冷間圧延とともに分散をなして{111}<110>に向う後者の方位群の方が蓄積歪は高くより有力な再結晶核の供給源となりうることが考えられる。このように有力な再結晶核の存在量が比較的少かつ分散をなしている点が強調されるために、再結晶集合組織は鮮鋭な{111}<110>集合組織とならずに<111>//ND軸維集合組織となつたのであろう。

次にFe-Ti合金に関しては、初期集合組織がランダムな場合は圧延集合組織が高圧延率側へ移行し{112}<110>圧延方位が顕著に発達するが<sup>15)</sup>、Fig. 4では{111}<112>、{111}<110>試料ともに{112}<110>圧延方位の顕著な発達はみとめられなかつた。したがつて{112}<110>圧延方位の起源は他の初方位に求めるべきであり{111}<112>→{112}<110>あるいは{111}<110>→{112}<110>なる結晶回転は起こり難いようである。

Tiの結晶回転促進効果はこれらの試料でも認められ{111}<112>圧延の場合ですら{111}<110>圧延と同じ圧延集合組織を示しほぼ最終安定方位に達しているようである。いずれにしてもTi添加鋼の場合にも{111}<112>→{111}<110>なる<111>//ND軸を中心とした結晶回転経路が存在することを明らかにすることができた。

一方、Fig. 4に示したようなFe-Ti合金の再結晶集合組織が加熱速度に依存する現象はこれまで報告されていない。Fig. 4の場合、冷間圧延前に析出物を0.1 $\mu$ 以上に凝集させているので微細析出物の寄与<sup>24)25)</sup>は考え難い。この現象は先に提案した粒界近傍における再結晶核生成機構に対してSol Ti<sup>26)</sup>やTiによる地の純化効果<sup>27)</sup>



28)が複雑な影響を与えた結果であると考えられる。

## 5. 結 論

薄鋼板の深絞り性と関連して実用上重要な {111} 再結晶集合組織の形成の現象論的な面は、従来の多数の研究によつてほぼ明らかにしつくされたといえるがその形成機構の詳細、とくに理論的な面は未解決であつた。この点に着目し本研究では特定の初期集合組織が発達した試料を用いてとくに実用上重要な、連続焼鈍のような急速加熱焼鈍時の {111} 再結晶集合組織の形成機構を検討した結果、次の結論をえた。

(1) 圧延変形時の結晶粒間の相互作用は結晶方位依存性をもつ。このため粒界近傍に発生する再結晶粒には優先方位が存在する可能性が十分考えられる。

(2) 隣接する2結晶粒が同一安定方位を指向する場合これらの境界領域が圧延変形時にこの共通安定方位に向かつて結晶回転を起こせば粒界面における応力、歪の連続条件を同時に満足できる。このためこのような結晶回転は促進され、粒界近傍に高歪の安定方位領域が形成されうる。多結晶鉄に特有な顕著な {111} 再結晶集合組織の起源は $\langle 111 \rangle // ND$  軸を共有する2方位が圧延変形時に粒界近傍で両者に共通な $\langle 111 \rangle$  軸まわりに回転して形成した{111} $\langle 110 \rangle$  共通安定方位に至る過程の高歪領域にある。中でも最初から安定方位 {111} $\langle 110 \rangle$  と接しこれからもつとも離れた {111} $\langle 112 \rangle$  を出発点とした結晶粒の場合にもつとも歪が大きくいちばん強力な{111} $\langle 110 \rangle$  再結晶核が期待できる。

(3) 上述の圧延変形時の {111} 方位結晶粒の $\langle 111 \rangle // ND$  軸まわりの結晶回転は Ti 添加によつて促進される。

## 文 献

- 1) 鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会報告書、鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織、(阿部秀夫編)、(1974)、[日本鉄鋼協会]
- 2) C. G. DUNN: Acta Met., 2 (1964), p. 173
- 3) P. K. KOH and C. G. DUNN: Trans. Met. Soc.

- AIME, 203 (1966), p. 401
- 4) C. G. DUNN and P. K. KOH: Trans. Met. Soc. AIME, 206 (1956), p. 1017
- 5) J. L. WALTER and W. R. HIBBARD Jr.: Trans. Met. Soc. AIME, 212 (1958), p. 731
- 6) R. S. CLINE and H. HU: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 57
- 7) 田岡, 竹内, 古林: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 162
- 8) 橋本, 大橋, 藤元: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1155 p. 1167
- 9) 武智, 高橋, 加藤, 長尾, 太田: 第一回再結晶部会提出資料, 鉄再-5, (1970)
- 10) W. JOLLEY: Met. Trans., 3 (1972), p. 245
- 11) M. MATSUO, T. HAYAMI, and S. NAGASHIMA: Trans. ISIJ, 57 (1970), p. 867
- 12) 稲垣, 須田: 第二回再結晶部会提出資料, 鉄再-14 (1970)
- 13) 中村, 福塚, 八木: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 2025
- 14) H. INAGAKI and T. SUDA: Texture, 1 (1972), p. 129
- 15) 松尾, 速水, 谷: 製鉄研究, 276 (1972), p. 21
- 16) G. I. TAYLOR: J. Inst. Metals, 62 (1938), p. 307
- 17) I. L. DILLAMORE and H. KATOH: Metal Science, 8 (1974), p. 21, 73
- 18) R. W. CAHN: Proc. Phys. Soc. (London), 63 (1950), p. 323
- 19) J. D. LIVINGSTONE and B. CHALMERS: Acta Met., 5 (1957), p. 322
- 20) G. L. FERRAN, R. D. DOHERTY, and R. W. CAHN: Acta Met., 19 (1971), p. 1019
- 21) A. DUNN: J. Inst. Metals, 95 (1967), p. 319
- 22) W. B. HUTCHINSON: Metal Science, 8 (1974), p. 185
- 23) 稲垣: 日本金属学会予講 (1969-春), p. 218 (文献 1. p. 85 参照)
- 24) 福田, 清水: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 25) 松岡, 高橋: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2350
- 26) R. H. GOODENOW and J. F. HELD: Met. Trans., 1 (1970), p. 2507
- 27) 須藤, 塚谷, 橋本, 小久保: 鉄と鋼, 58 (1972), S 268
- 28) 高橋, 清水, 長田, 武智: 日本金属学会予講 (1970-秋), p. 86