

3% 珪素鉄単結晶の圧延組織と再結晶組織の形成

第 1 部 冷 間 圧 延 組 織*

田岡忠美**・古林英一***・竹内 伸***

Formation of Cold-Rolled Texture and Recrystallized Texture in Single Crystals of 3% Silicon Iron

Part 1 Cold-Rolled Texture

Tadami TAOKA, Ei-ichi FURUBAYASHI and Shin TAKEUCHI

Synopsis:

Systematic studies were carried out on the formation of rolled textures in 3% Si-Fe single crystals with a number of preselected orientations. The rolled textures were determined by the X-ray pole figure method at successive stages of rolling, and the operating slip systems were determined by observation of slip bands on the rolling, side and front surfaces. Among all the crystals used, those in $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 211\rangle$ and $\{112\}\langle 110\rangle$ orientations maintained their initial orientation almost unchanged during rolling, while the others changed their orientation towards any one or two of the three with increasing reduction by rolling.

To describe the results comprehensively, the crystals were classified into three, i.e., the first series consists of those crystals with a common $\{100\}$ plane parallel to the rolling plane, the second series with a common $\langle 011\rangle$ direction parallel to the transverse direction and the third series with a common $\langle 011\rangle$ direction parallel to the rolling direction. In the first series, the crystals rotated around the normal of the rolling plane $\{001\}$ towards the $\{001\}\langle 110\rangle$ orientation with increasing reduction. In the second series, the crystals oriented between $\{011\}\langle 100\rangle$ and $\{211\}\langle 111\rangle$ rotated around the transverse $\langle 011\rangle$ direction towards $\{111\}\langle 211\rangle$ and those between $\{211\}\langle 111\rangle$ and $\{100\}\langle 011\rangle$ rotated towards $\{100\}\langle 011\rangle$. While, all the crystals of the third series maintained their initial orientations almost unchanged during rolling.

The way by which the crystals change their orientations with reduction was semiquantitatively explained by geometrical considerations of the actually operating slip systems having large Schmid factors for compression and tension, taking account of change of their factors with rotation of the crystal. According to the geometrical calculation, the $\{211\}\langle 011\rangle$ orientation has been proved to be unconditionally stable for rolling, while the $\{100\}\langle 011\rangle$ and $\{111\}\langle 211\rangle$ orientations can not be stable unless some restrictions are imposed on the operation of slip systems.

(Received 4 Nov. 1967)

1. 結 言

体心立方格子の鉄および鉄合金の圧延と焼鈍組織に関する研究は、BARRETT と LEVENSON¹⁾が純鉄について、DECKER と HARKER²⁾が珪素鉄についてそれぞれ最初に実験を行なつて以来、さかんに行なわれた。

珪素鉄単結晶についてこれまで主として次の 3 つのグループの人達による報告がある。DUNN と KOH^{3,4)}は次の 2 つの系列に属する方位の単結晶について研究した。第 1 は $\langle 011\rangle$ 方向が圧延方向に平行な方位を持つ系列で $(100)[011]$ 方位から $(211)[011]$ を通り $(111)[011]$ までの約 55 度の範囲を調べた (Fig. 1 参照)。彼らはこれらの方位がいずれも圧延変形に対して安定方位であると結論した。もう 1 つの系列は $\langle 011\rangle$ 方向が圧延方向に直角な方向 (以下幅方向と記す) に平行な方位をもつも

のである。

WALTER と HIBBARD⁵⁾は $\langle 100\rangle$ 方向が圧延方向に平行な方位を調べた。彼らはほかに $(100)[011]$, $(111)[211]$, $(011)[011]$ 各方位の近くのものについても実験した。

HU^{6,7)} は WALTER らが調べたのと同様の方位をさらにくわしく検討し。特に 30, 50, 70% の各圧延率のものについて組織の変化と、再結晶組織の変化を研究した。

このように種々の方位を持った珪素鉄単結晶のデータが多く得られたが、それらの間には互いにくいちがいがあ。たとえば圧延組織と再結晶組織の方位関係につい

* 昭和42年11月4日受付 (依頼論文)

英文論文は Trans. I.S.I.J., 6 (1966) 6, p. 290~316 に掲載されております。

** 八幡製鉄(株)東京研究所 理博

*** 金属材料技術研究所

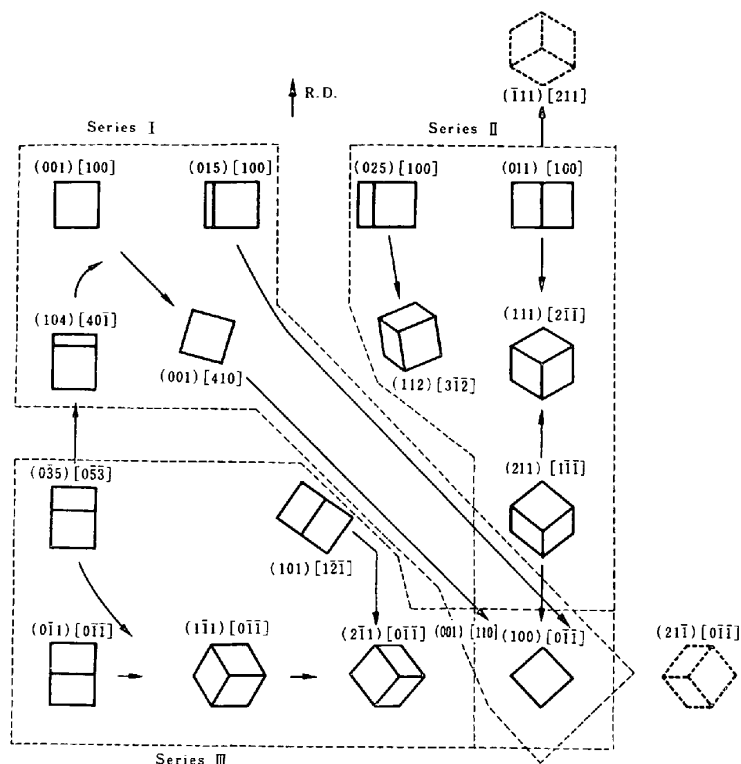


Fig. 1. Comprehensive chart showing typical orientations of crystals used, represented schematically by unit cubes viewed along rolling plane normal, rolling direction (R.D.) being vertical. Arrows indicate orientation change due to rolling.

て^{5)~9)}、また再結晶組織ができる機構⁶⁾¹⁰⁾¹¹⁾も oriented nucleation 説と oriented growth 説を両極端として、その間に多少異なつた意見が述べられている。このことは、最終の結果は試料の作り方や処理条件に敏感に影響されることを暗示している。もつとも大体は圧延組織と再結晶組織は結晶の方位によつて規定されている²⁾⁵⁾ ので、単結晶での研究の意味は失われない。

これら多くの研究は単結晶の作り方や、圧延、焼鈍の条件が皆異なる試料で、しかも珪素量もばらばらであるものについて行なわれている。まったく同じ条件でただ方位だけ異なる単結晶について圧延率が圧延組織や焼鈍組織におよぼす効果を調べた系統的研究はまだない。さらに電顕観察による研究^{12)~17)}が最近若干行なわれているが、それ以外では再結晶挙動に本質的にきいていると考えられる圧延結晶中の微細構造についてはあまり調べられていない。

こうした状況から、この実験を行なうに当たつて次のような注意を払つた。

(1) 商用高品位級の純度の3%珪素鉄の1個の熱延コイルから歪焼鈍法で大きな単結晶を作つた。

(2) 大部分の結晶は圧延率15%から95%まで1

回のパス約15%という比較的大きな圧下率になるように常温で圧延した。圧延は生産用4段圧延機で圧延の向きは常に一定とした。

(3) 圧延した試料は種々の温度で所定の時間Pdでフィルターした露点 -60°C の乾水素雰囲気中で焼鈍した。

(4) 集合組織(texture)の変化は極点図法を用い、圧延と焼鈍の各段階を追つて順次調べた。回り線と顕微鏡組織の観察も各段階で行なつた。

この実験の第1の部分では、あらかじめ選ばれた方位の3%珪素鉄単結晶の圧延過程の各段階における集合組織の形成を逐次半定量的に調べ、圧延組織形成の機構を理解しようと努めた。再結晶組織の形成については第II部で述べる。

2. 実験方法

2.1 単結晶の作製

3%珪素鉄の板から通常の歪焼鈍法により種結晶をまげて所定の方位に成長させ¹⁸⁾、大きな単結晶を作つた。大部分の単結晶の大きさは厚さ0.6~1mm、幅30mm、長さ150mm以上で生産用圧延機で一定の条件のもとに圧延でき

る大きさであつた。

単結晶の方位は安定であると言われている¹⁴⁾ {100} <011>, {111} <211>, {111} <011> 各最終方位と、回り方向<111>の対称性を考慮して選んだ。選ばれた単結晶の方位はFig. 1に図式的に表わされている。ここで立方体はその主な方位を表わしている。この結晶は主として次の3つの系列に分類される。

(1) 第1系列はSIと略記し、(001)面が圧延面に平行な結晶からなつている。この系列は(001)[100]から(001)[410]を通つて(001)[110]までの45度の回転範囲を含む。(001)[100]に近い(015)[100]と(104)[401]方位はこの系列に含めた。

(2) 第2系列、SIIは[011]方向が幅方向に平行な結晶より成り(011)[100]から(111)[211]と(211)[111]を通り、(100)[011]にいたる90度の回転範囲を含んでいる。(025)[100]のように(011)[100]に近いものもこの系列に含まれる。

(3) 第3系列、SIIIは[011]方向が圧延方向に平行な結晶より成り、(100)[011]から(011)[011]にいたる90度の回転範囲である。(035)[053]と(101)[121]は(011)[011]などに近いのでこの系列に含める。

板状試料は単結晶に成長したのち、乾水素中で1150°Cまで加熱されてから徐冷された。試料の化学分析値はTable 1に、用いた全試料の方位、結晶の寸法、圧延条件はTable 2に示す。

2.2 圧延方法

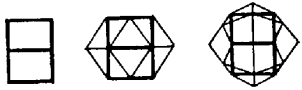
単結晶の成長方向に常に向きを変えずに一方向に圧延

Table 1. Chemical compositions (wt%)

Specimen	Si	C	Mn	P	S
Polycrystalline strip	2.80	0.017	0.04	0.015	0.014
Single crystal	2.68	0.001	0.035	0.005	0.002

Table 2. Initial orientations of crystals and their rolling procedures.

Series and specimen number	Initial orientation θ^*, φ^{**} (deg)	Rolling condition		Strip size		Symbol
		Reduction (%)	Number of pass	Thickness (mm)	Width (mm) or its widening (%)	
SI-77	(001) 2° [100] 3°	24	1	0.86	27.3 mm	
		51	2	0.65	0.0%	
		75	6	0.42	+2.9%	
		86	10	0.205	+4.0%	
		95	25	0.115	+5.2%	
		50	8	0.043	+6.6%	
		65	15	0.42	+1.8%	
		76	21	0.29	+1.8%	
		85	29	0.19	+2.9%	
SI-33	(001) 2° [410] 2°	29	2	0.78	18.0 mm	
		60	4	0.556	+2.2%	
		73	6	0.30	+1.1%	
SI-37	(001) 1° [110] 3°	29	2	0.73	29.1 mm	
		74	8	0.525	+0.0%	
				0.19	+2.1%	
SI-109	(001) 1° [110] 3°	25	1	0.69	17.0 mm	
		56	2	0.51	+0.0%	
		75	4	0.32	+1.2%	
SI-232	(001) [110]	74	8	0.182	+5.3%	
				0.8	30 mm	
SI-107	(015) 3.5° [100] 4°	47	2	0.21	—	
		74	7	0.765	27.2 mm	
		77	9	0.403	+1.4%	
SI-234	(104) 1.5° [401] 2.5°	47	2	0.203	+4.4%	
		74	7	0.116	+5.9%	
		77	9			
SI-234	(104) 1.5° [401] 2.5°	24	1	0.90	20.6 mm	
		55	4	0.68	+2.9%	
		76	8	0.40	+5.3%	
SI-234	(104) 1.5° [401] 2.5°	24	1	0.22	+6.8%	
		55	4			
		76	8			
SII-108	(011) 3° [100] 5.5°	25	1	0.75	27.5 mm	
		58	5	0.565	-0.4%	
		75	10	0.32	+0.6%	
SII-23	(011) 2° [100] 2°	47	2	0.18	+3.6%	
		71	10	0.603	26.7 mm	
		86	25	0.32	+0.7%	
SII-31	(011) 6° [100] 2°	47	2	0.175	+6.1%	
		71	10	0.087	+11.6%	
		86	25			
SII-31	(011) 6° [100] 2°	8.2	1	0.62	31.0 mm	
				0.57	+0.0%	

Series and specimen number	Initial orientation θ^* , φ^{**} (deg)	Rolling condition		Strip size		Symbol
		Reduction (%)	Number of pass	Thickness (mm)	Width (mm) or its widening (%)	
SII-29	(011) 3.5° [100] 2.5°	21	2	0.48 0.38	18.3 mm +3.1%	
SII-33	(011) 3° [100] 3°	32 58	1 3	0.62 0.42 0.26	30 mm — —	
SII-37	(011) 2° [100] 3°	71	7	0.62 0.183	27.0 mm +2.6%	
SII-104	(233) 6° [3 $\bar{1}\bar{1}$] 2.5°	31	2	0.87	28.1 mm	
		52	4	0.60	-0.4%	
		73	9	0.42	+0.7%	
		79	13	0.23 0.194	+4.3% +6.1%	
SII-214	(233) 0.5° [3 $\bar{1}\bar{1}$] 5°	42	3	0.85 0.50	29.2 mm +1.7%	
		60	6	0.34	+4.1%	
SII-102	(111) 2.5° [2 $\bar{1}\bar{1}$] 6°	74	8	0.85 0.23	28.3 mm +3.2%	
SII-302	(111) 2.5° [2 $\bar{1}\bar{1}$] 5°	9 72	1 9	0.83 0.76 0.23	28.3 mm +0.0% +5.9%	
SII-304	(322) 1° [4 $\bar{3}\bar{3}$] 0°	9 74	1 8	0.81 0.74 0.24	28.5 mm +0.3% +7.0%	
SII-303	(211) 4° [1 $\bar{1}\bar{1}$] 0.5°	17	1	0.83	28.1 mm	
		37	2	0.685	+0.7%	
		57	4	0.52	+1.4%	
		75	7	0.36 0.21	+2.6% +4.6%	
SII-112	(511) 1° [2 $\bar{5}\bar{5}$] 1.5°	22 72	1 7	0.75 0.58 0.21	20.0 mm +0.9% +8.4%	
SII-111	(025) 3° [100] 7.5°	10	1	0.79	28.7 mm	
		48	3	0.69	+0.0%	
		73	8	0.40	+0.7%	
		77	10	0.21 0.175	+4.5% +5.9%	
SIII-215	(2 $\bar{1}\bar{1}$) 10° [0 $\bar{1}\bar{1}$] 7°	78	9	0.91 0.20	29.1 mm +3.7%	
SIII-210	(1 $\bar{1}\bar{1}$) 4° [0 $\bar{1}\bar{1}$] 3°	55	4	0.86 0.41	29.0 mm —	
		74	8	0.22	+6.2%	
SIII-108	(0 $\bar{1}\bar{1}$) 3.5° [0 $\bar{1}\bar{1}$] 4°	6	1	0.69	29.2 mm	
		71	5	0.648 0.77 0.226	+2.8% 35.3 mm -7.7%	
SIII-30	(0 $\bar{5}\bar{5}$) 2° [0 $\bar{5}\bar{3}$] 1°	7	1	0.78 0.714	35.0 mm -3.5%	
		67	9	0.78 0.252	35.5 mm +3.9%	
SIII-17	(101) 12° [1 $\bar{2}\bar{1}$] 5°	28 49 72	2 4 8	0.895 0.64 0.46 0.245	29.3 mm +0.0% +0.3% +5.1%	

Note: θ^* and φ^{**} are the deviation angles of rolling plane and direction from the indicated orientation, respectively.

した。圧延機はワークロール径 150 mm で、95% 圧延材だけは 50 mm 径のものをを用いた。潤滑は菜種油をごくわずかに用い 1 回のパスでそのときの厚さの約 15% の圧下率になるように努め、95% までの範囲に圧延した。同じ結晶から異なる圧延率をもつた試料を得るには、必要な圧延率まで圧延、一部を切り取り、残りをさらに圧延した。圧延中に試料表面に垂直に働く圧下応力を測定するため、アイオニゼイショントランスデューサー (ionization transducer) のヘッドとしてコンデンサーを用いた歪計を組み込んだロードセルを自作し、圧延機のバックアップロールの下に入れて測定した。この装置によつて最大 40 t までの圧下力を単調な関係で電圧に変換できる。圧延にともなう硬度の変化はピッカース微小硬度計の 25 g の荷重で測定した。

じり線を調べるため、圧延前に側面と前面を機械的に仕上げ、Morris の液¹⁹⁾で電解研磨した。圧延ののち油による腐食を防ぐため、直ちにベンジンにつけた。

2.3 顕微鏡組織と集合組織の調べ方

圧延中に活動したじり系を決定するため、光学顕微鏡を用いて電解研磨した側面、前面、圧延面上のじり帯を観察した。微細構造は通常金相学的方法で調べた。圧延マトリックス中の局所的方位変化に対応した変形組織を観測するためには、塩化第二鉄の水溶液によるマクロエッチを用いた。これによると表面のわずかな方位変化も敏感に識別できる。さらに正確に方位の局所的変化を調べるには過酸化水素水と塩酸の混合液²⁰⁾²¹⁾を用いて 6

$\times 6 \mu^2$ の大きさの低指数結晶面からなるファセット (facet) を持つたピットを作つて決定した。

冷間圧延組織は GEX 線ディフラクトメーターに積分式極点図試料台を用い、 $\text{FeK}\alpha$ 線の (220) 反射極点図を各圧延率について測定した。この方法ではステレオ極点図上の中心から半径 65 度の円の中が測定可能で、少なくとも 3 個、多くて 5 個の {110} 極点がこの中に入るので十分集合組織を決められる。極点図中にかかっている強度の等高線は 300 メッシュの電解鉄の粉末試料で測定した random 強度の倍数を表わし、バックグラウンドや試料の吸収量、斜入射の効果などは補正してある。等高線は強度の対数目盛に近い値に取つてあり、1, 2.7, 5.4, 10, 17, 30... となつている。最高の強度の値は各極点図に記されている。

試料の表面層と内部のテクスチャーは、 $\text{FeK}\alpha$ 線の半減の深さは 20μ 以下なので表面層を化学研磨で除去することによつて区別して測定した。

3. 実験結果

3.1 第 1 系列 SI

最初に、(001)[100] 方位を持つ結晶、SI-77 を 24, 51, 75, 86, 95% 圧延し、ピッカース硬度値と各パスごとの平均圧延圧力、すなわち全圧延荷重を試料面とロールとの接触面積で除した値を Fig. 2 (a) に示した。平均圧延圧力は圧延率 50% までは徐々に増加するが、それ以上ではほぼ 150 kg/mm^2 付近の一定値になる。微

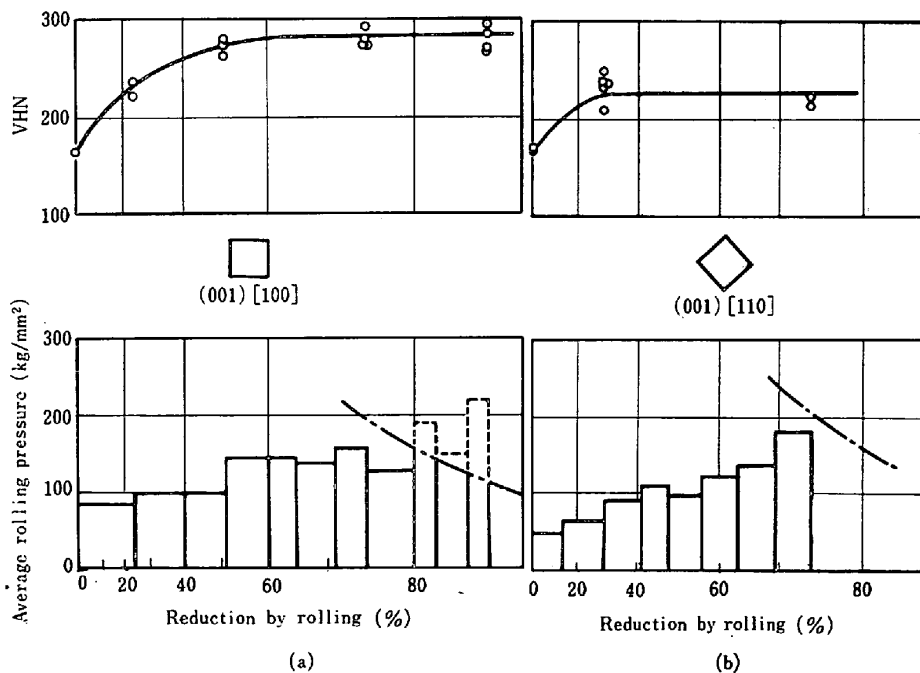


Fig. 2. Change of average rolling pressure and Vickers micro-hardness with reduction by rolling.

(a) (001)[100] crystal, SI-77 (b) (001)[110] crystal, SI-37

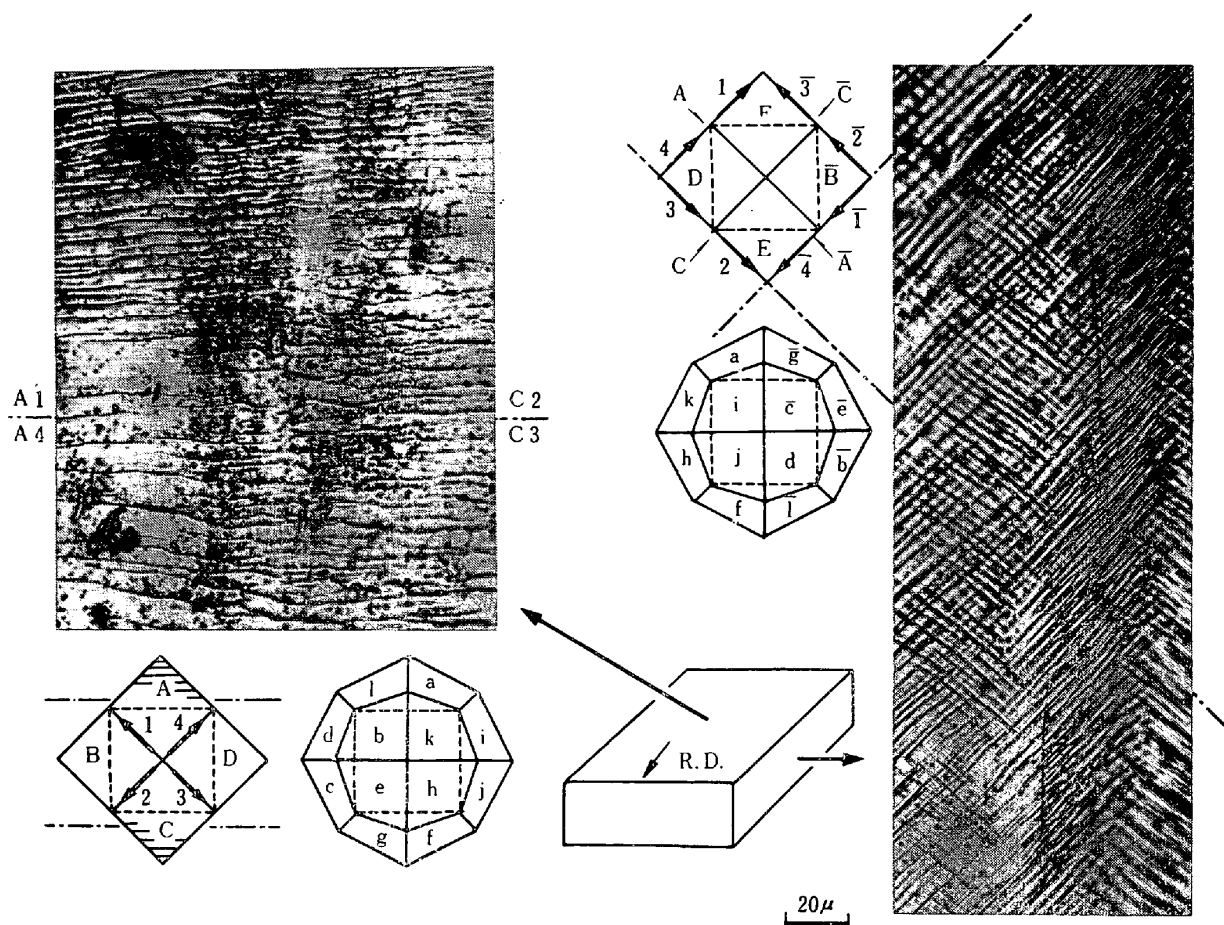


Fig. 3. Slip patterns on rolling and side surfaces of (001)[100] crystal, SI-77 rolled to 24% reduction. Schematic diagrams represent crystallographic orientation, where dotted lines are projection of a cube, solid lines are that of dodecahedron composed of {110} planes or of icositetrahedron of {112} planes, and arrows are $\langle 111 \rangle$ directions. Dot-and-dashed lines show traces of operated slip planes indicated by hatching.

小硬度値も圧延圧力と同様な変化をする。

Fig. 3 に示したように、変形の初期では絞り帯は圧延面と側面の両方で明りように観察される。結晶面を示す模式図と比較してわかるように、絞り帯は斜線で示した {110} 面のトレースに平行である。絞り帯は圧延率50%までは見えるがより高圧延率では非常に複雑な形になり絞り面を解析できない。図上で数字 1, 2, 3, 4 は絞り方向 $\langle 111 \rangle$ を、大文字 A, B, C...F は絞り面 {110} を、小文字 a, b, c...l は絞り面 {112} を表わしている。記号は付録 1 に定義してある。

(001)[100] 結晶の圧延率 24, 75, 95%の圧延組織の (110) 極点図を Fig. 4 に示す。圧延組織は低圧延率では最初の方位のまわりに一様に広がるが、しだいに2つの互いに対称な成分に分かれ、それぞれの成分は最終的に1つの方位 {100} $\langle 011 \rangle$ に近づく。これら2つの成分はすでに報告されているとおり⁵⁾⁷⁾²²⁾、初めの方位 (001)[100] を圧延面内で回転させた関係にある。Fig. 5 は極点図上で半径 45 度の小円上にそつた極点密度分布のプ

ロフィルを示し、その極大の圧延面内の回転角を圧延率の函数としてプロットすると Fig. 6 の丸印となる。回転量は圧延率 50% までは少ないが、50%圧延で約10度から 45 度に向かつて単調に増加する。

腐食によつて示した顕微鏡組織は圧延方向に平行な細長い帯状をなし、Photo. 1 に見るように黒い境界によつて分けられている。境界の面は側面にほぼ平行であつた。帯の幅は普通 20~200 μ で長さは数 mm 以上あつた。Photo. 1 の帯の中にある四角のピットは {100} 面で構成され²¹⁾、そのピットの方角から、1つおきの帯は同じ方位を持ち、隣の帯は境界に関して対称な方位になっていることがわかる。

Fig. 7 は (001)[100] と安定方位 (001)[110] の中間の (001)[410] 方位をもつ結晶の 29% および 73% 圧延組織の (110) 極点図である。圧延とともに結晶の方位は圧延面内で右まわりに回転し、最終的に (001)[110] に近づく。Photo. 2 に示すようにエッチピットからこの圧延組織は1つの成分だけから成り、帯状構造を取らないこと

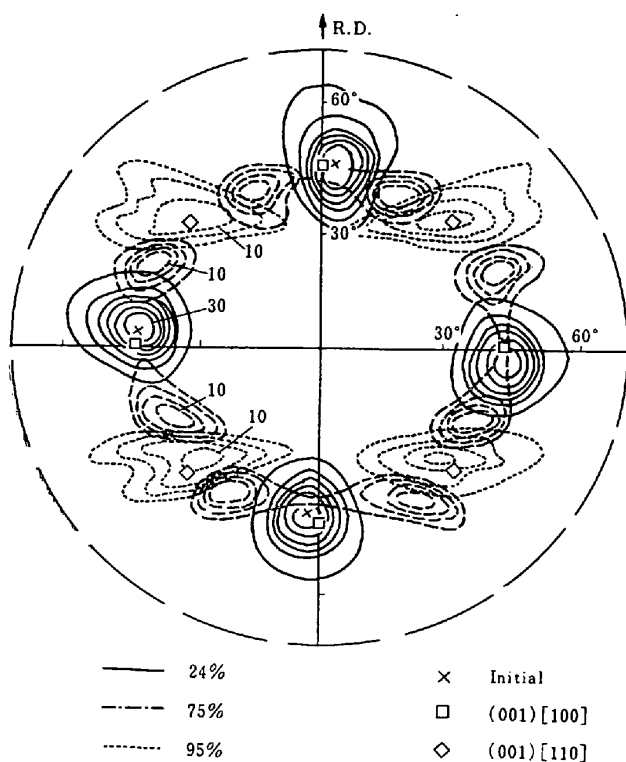


Fig. 4. (110) pole figure of (001)[100] crystal rolled to 24, 75 and 95% reduction, SI-77, crosses, squares and inclined squares indicate {110} poles of initial orientation, (001)[100], and (001)[110], respectively.

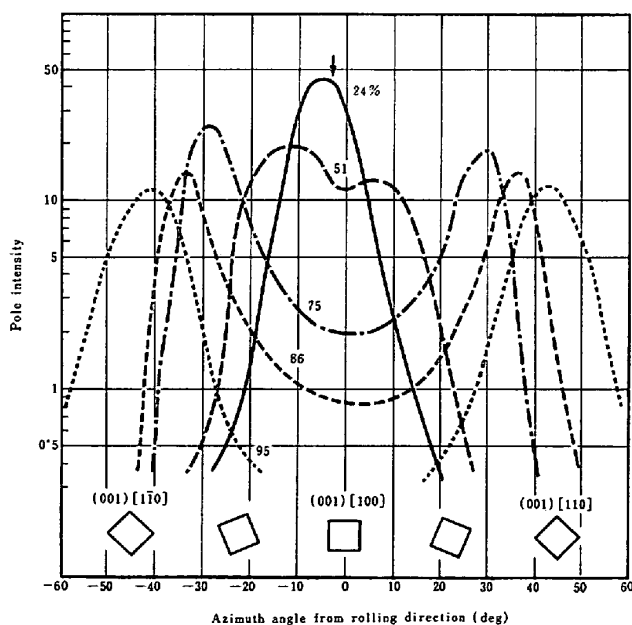


Fig. 5. Profiles of pole density along 45° radius circle on the pole figure of Fig. 4, in (001)[100] crystal, SI-77 rolled to 24, 51, 75, 86 and 95% reduction.

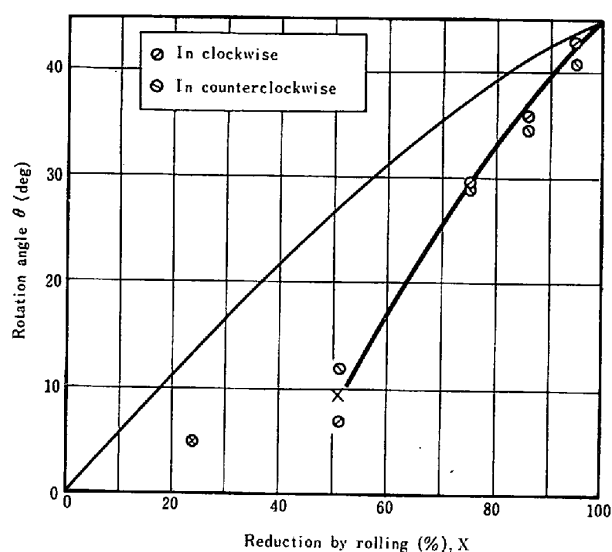


Fig. 6. Rotation angle of maximum in (110) pole density of two symmetrical components of rolled texture around normal to (001) rolling plane as a function of reduction in (001)[100] crystal, SI-77, together with calculated curves by a simple geometrical relation.

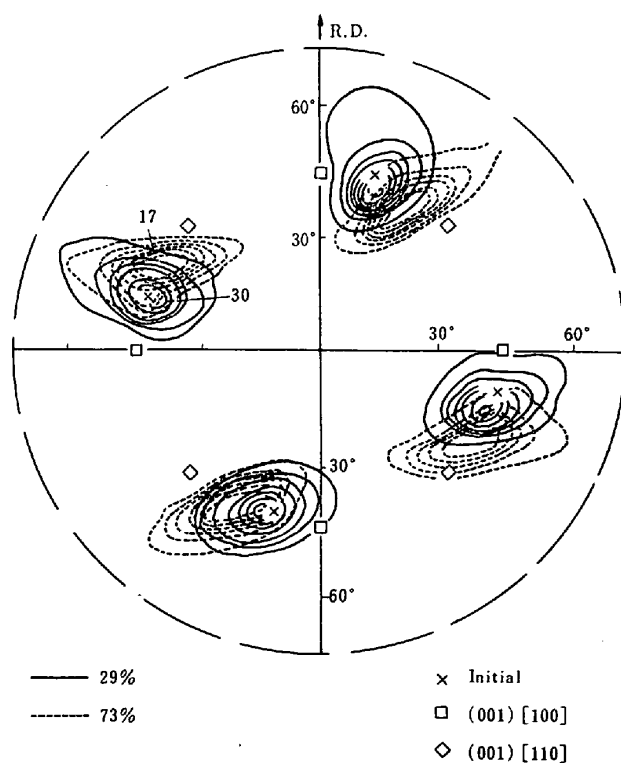


Fig. 7. (110) pole figure of (001)[410] crystal, SI-33 rolled to 29 and 73% reduction.

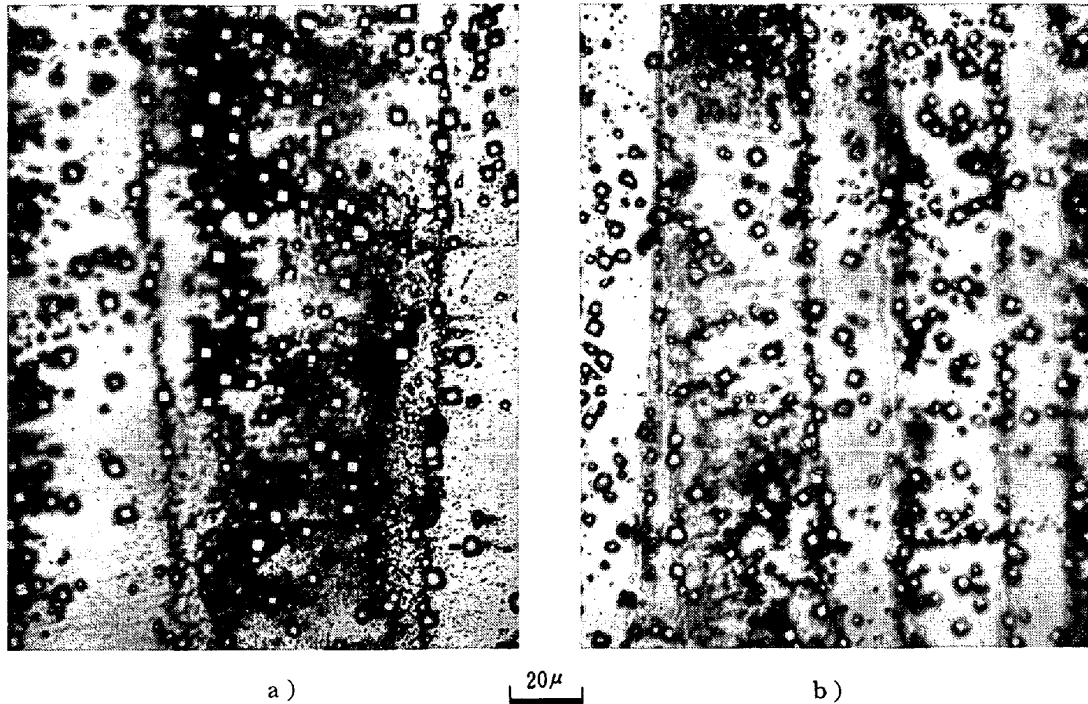


Photo. 1. Etched patterns of (001)[100] crystal, rolled to 51 and 75% reduction, showing crystallographic orientation of each band by micro-etch pits.

(a) Rolled to 51% (b) Rolled to 75%

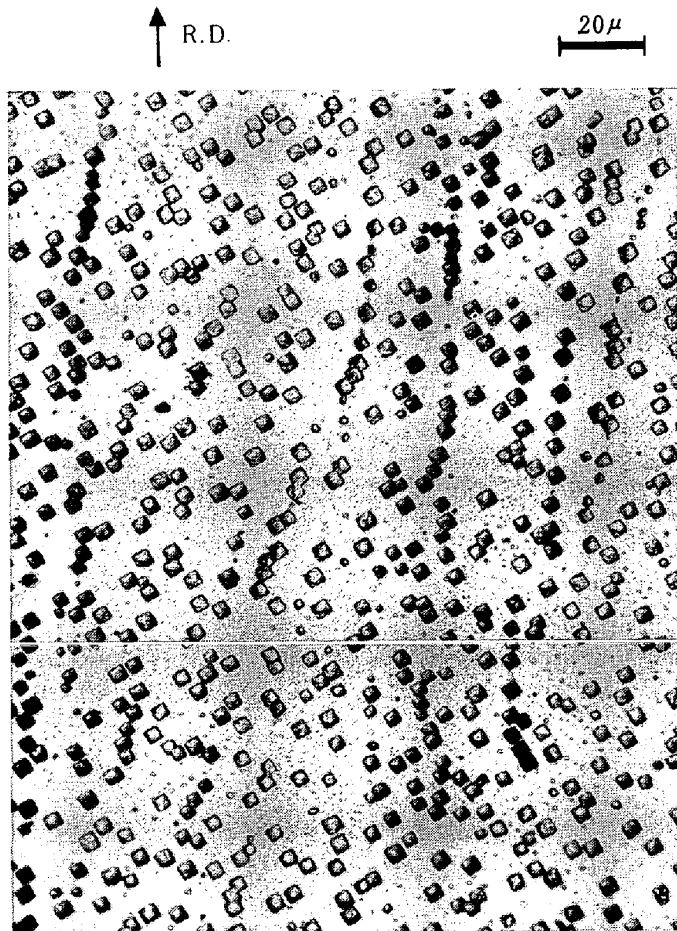


Photo. 2. Micro-etch pit pattern of (001)[410] crystal, SI-33, rolled to 73% reduction.

がわかる。この試料の幅は Table 2 のとおり圧延率の増加とともに減っている。この結果は圧延変形の機構と関連してあとで述べる。

次に最初から (001)[110] 方位を持った SI-37 結晶を圧延した場合には、Fig. 2 (b) に示すように 74% 圧延まで平均圧延応力は単調に増大するのに硬度は初めに急に増大するがすぐに一定値に達する。Fig. 8 には圧延率 29% で前面と圧延面で観察された典型的なひき帯を示す。ひきは 4 つの {110} 面 A, B, C, D と 2 つの {112} 面 b, h とで生じている。Fig. 9 はその圧延組織で圧延により方位はほとんど変わらないが、厳密に言えば理想的な (001)[110] 方位に近づいている。すなわち (001)[110] 方位は圧延に対して安定である。もつとも、テクスチャーは圧延とともに圧延方向のまわりに広がりをもつようになり、一方では幅方向にも少し広がり、その広がり圧延とともに減少する。

(001)[110] に近い方位の (015)[100] および (104)[40 $\bar{1}$] 方位結晶の圧延組織はそれぞれ Fig. 10 と 11 に示す。(015)[100] 結晶では圧延組織は 2 つの成分に分かれ、各成分は初期方位と [001] 軸まわりの回転関係を持ちともに最終方位 {115} <110> に近づく。(104)[40 $\bar{1}$] 結晶では、圧延組織は初め圧延方向に直角な [0 $\bar{1}$ 0] 方向を軸として (001)[100] 方位に向か

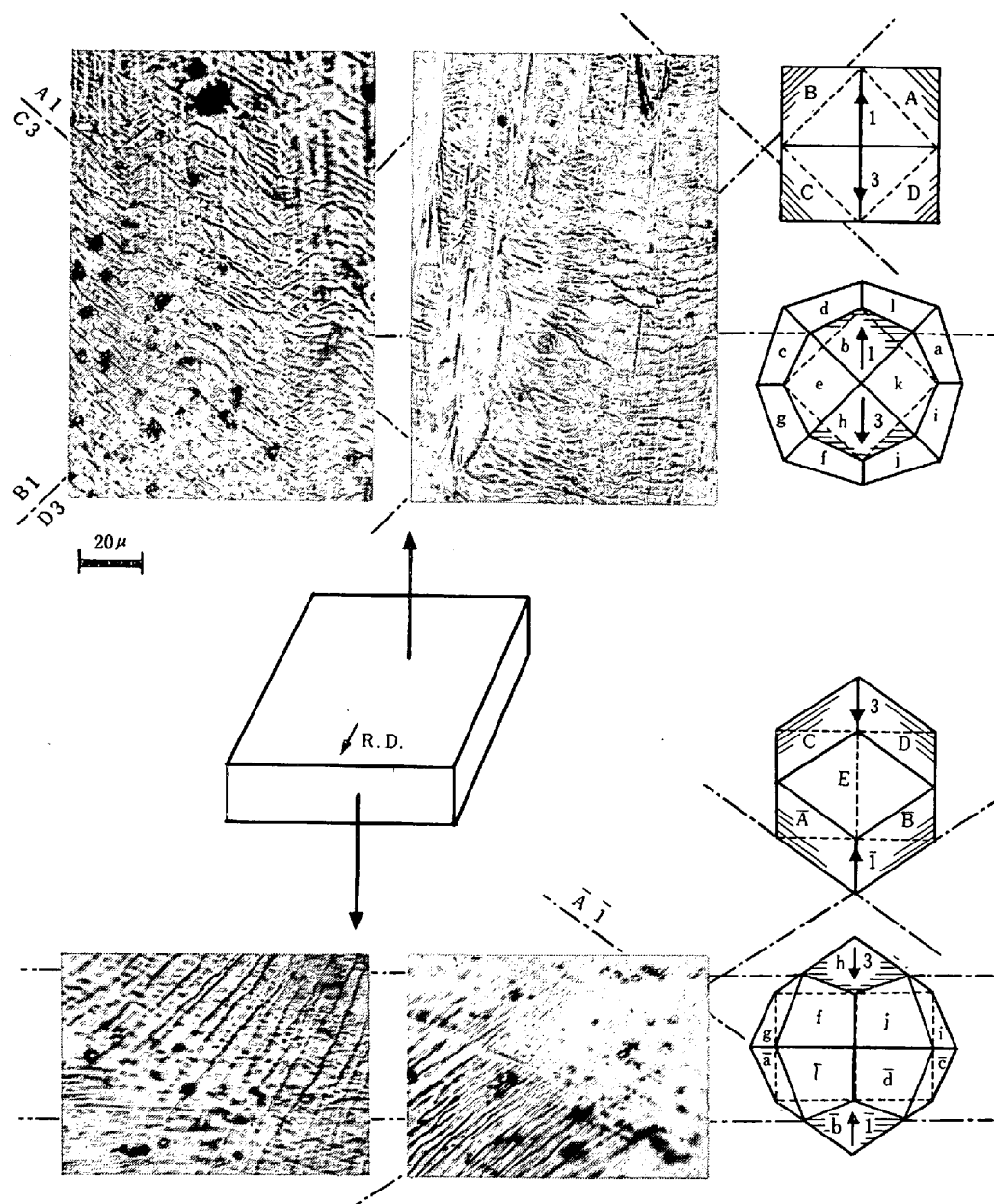


Fig. 8. Slip patterns on front and rolling surfaces of (001)[110] crystal, SI-37 rolled to 29% reduction, together with schematic diagrams representing crystallographic orientations.

つて回転し、次いで [001] 軸のまわりの回転によつて 2 成分に分かれること、(001)[100] 結晶の場合と同様である。顕微鏡組織はいずれも圧延方向にほぼ平行な帯状構造をとり、Photo. 1 と同様な組織を示す。

この SI に含まれる結晶はすべて圧延率の増加とともに最終安定方位 {001}〈110〉に近づく。2つの成分に分かれる結晶では、圧延組織は圧延方向に細長く伸びた帯状構造をとり、その1つおきは同じ方位で圧延組織のどちらかの成分に対応している。このことはHU⁽⁴⁾、WALTER, KOCH⁽¹⁶⁾の報告と同じ結果である。

Fig. 12 に示すように、表面層の圧延組織は中心層より広がり大きい。Fig. 12 (a) と (b) はそれぞれ 75

% 圧延した (001)[100] 結晶と 74% 圧延した (001)[110] 結晶の表面層と中心層の (110) 極点図である。SI の結晶はすべて表面の集合組織が圧延方向に最も近い〈110〉方向を軸としたある広がりを持つているが、ピークの位置など全体的な特徴はそれほど中心層と変わらない。

さらに、集合組織は同じ圧延率でも圧延のパス回数によつて違ってくる。Fig. 13 には (001)[100] 方位の一つの結晶を 2 つに分け、その一部を 6 パスで 75% 圧延した場合と残りを 21 パスで 76% 圧延した場合との極点図の比較を示した。パスを多くすると集合組織はより広がり、対称性もくずれる。これ以外の結晶はすべてパス当たり大きな圧下率で行なつた。

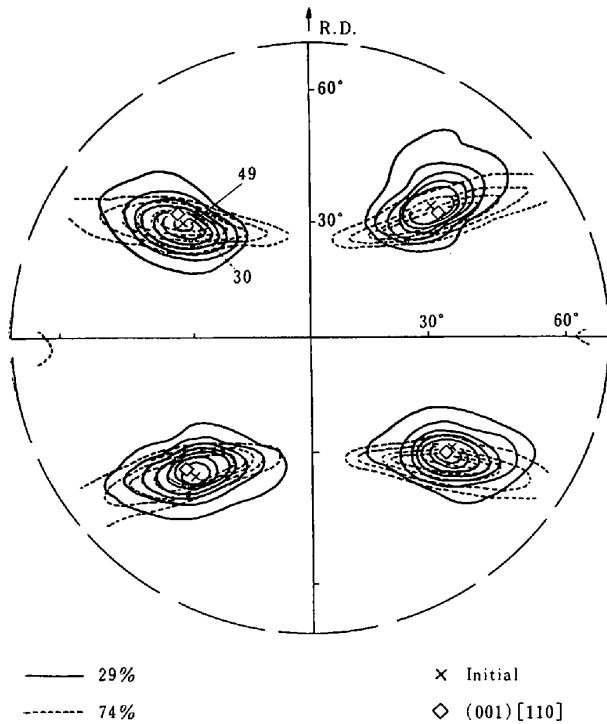


Fig. 9. (110) pole figure of (001)[110] crystal, SI-37, rolled to 29 and 74% reduction.

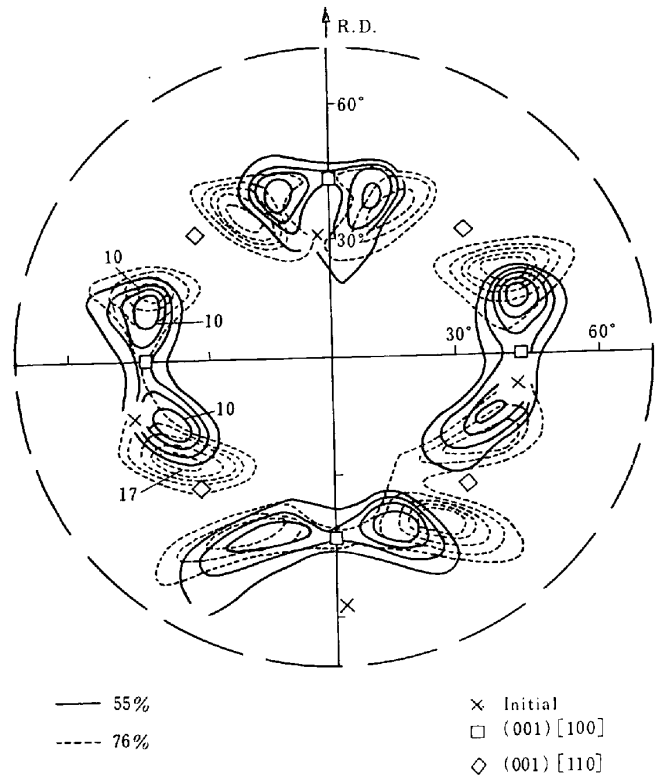


Fig. 11. (110) pole figure of (104)[401] crystal, SI-234, rolled to 55 and 76% reduction.

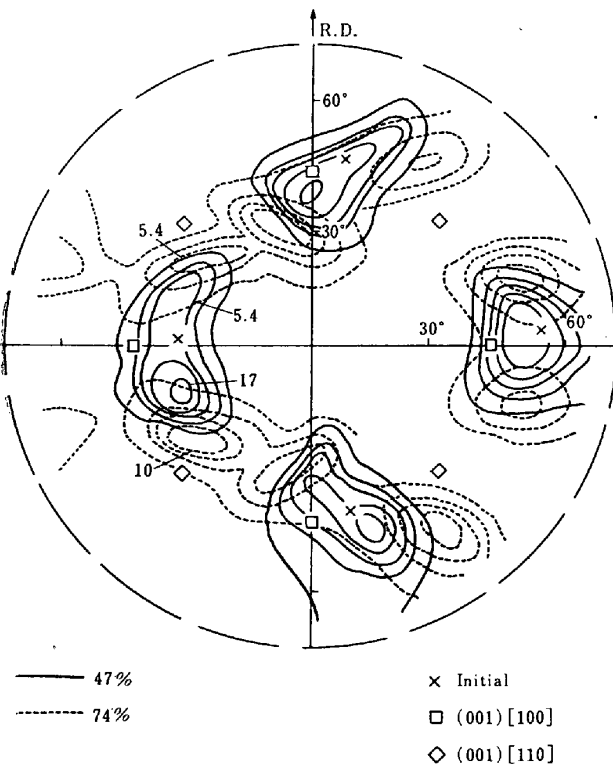


Fig. 10. (110) pole figure of (015)[100] crystal, SI-107, rolled to 47 and 74% reduction.

3.2 第2系列 SII

初めに (011)[100] 方位を持つ結晶を 8.2% から 86% までの種々の圧延率に圧延した. 各パスごとの平均圧

延圧力は Fig. 14 (a) に示すように (001)[100] 結晶より高い勾配で圧延とともに増加する. グラフ中の一点鎖線を越えた部分の応力値は試料が薄くなったためにロールの弾性変形により上下のロールが互いに直接接しているため、真の値を示していない. (011)[100] 方位を持った SII-109 結晶を 25% 圧延したときの迂り線は Fig. 15 に示す. 活動した迂り面は主に {110} 面 C, D と {112} 面 f で、それらは皆共通の $\langle 111 \rangle$ 迂り方向 2 を含んでいる. ほかの場所では共通の $\langle 111 \rangle$ 迂り方向 1 を含む {110} 面 A, F と {112} 面 a のトレースが観察された.

(011)[100] 方位結晶の 47% と 71% 圧延組織を Fig. 16 に示す. 圧延率が小さいときは組織は縦方向に広がり、それから圧延方向に直角な [011] 方向を軸として両方の向きに回転が生じて、2つの互いに対称な成分に分かれ、最後に (111)[211] と (111)[211] の最終安定方位にそれぞれ近づく. この様子は Fig. 17 に明らかに示されている. この図では Fig. 5 のときと同様に Fig. 16 の中央の (110) 極点の分布の縦方向のプロフィールをいろいろの圧延率の試料について示している. Fig. 17 中で一方の成分が他方より強度が大きいのは主として結晶の初期方位 (矢印で示す) がわずかに正確な (011)[100] からずれていたためであろう. 各成分に対応する強度の極大は圧延率 50% までは圧延率とともに増加するが、

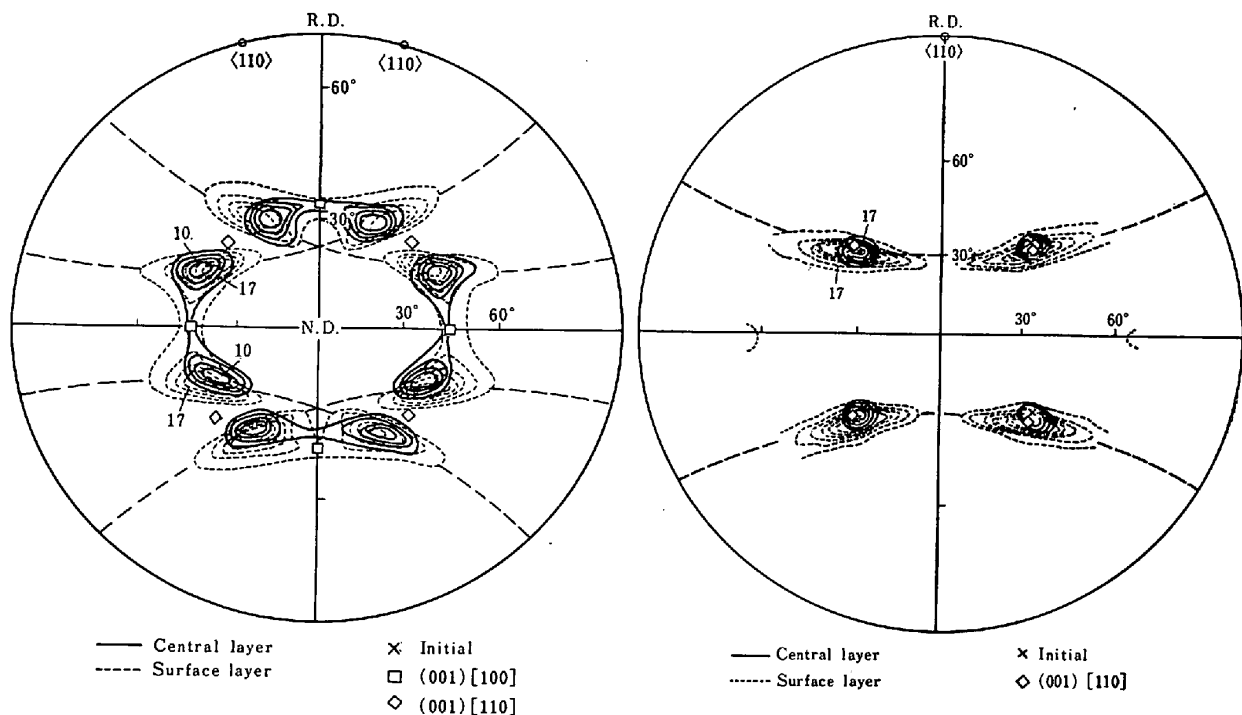


Fig. 12. (110) pole figures of central and surface layers. Dashed lines are 60° small circles around <110> poles indicated in the figures.

(a) (001)[100] crystal, SI-77, rolled to 75% reduction

(b) (001)[110] crystal, SI-37, rolled to 74% reduction

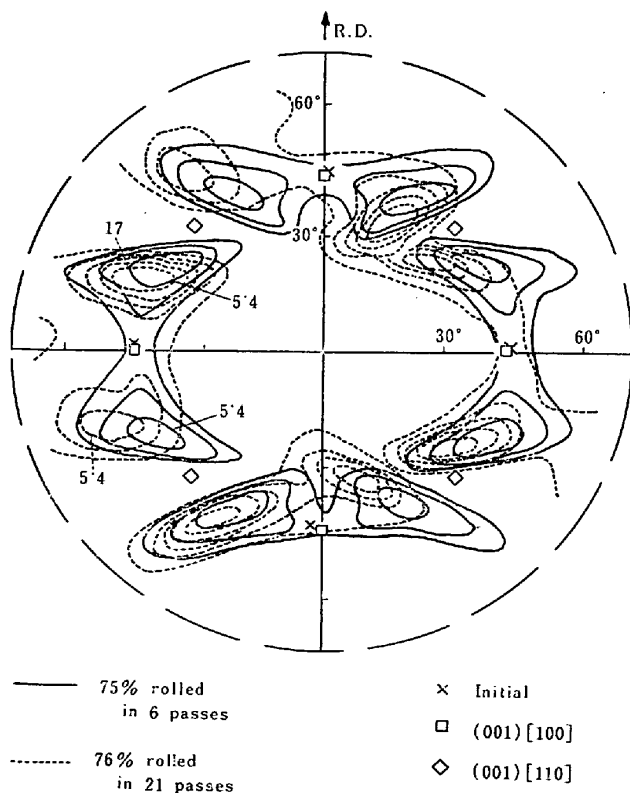
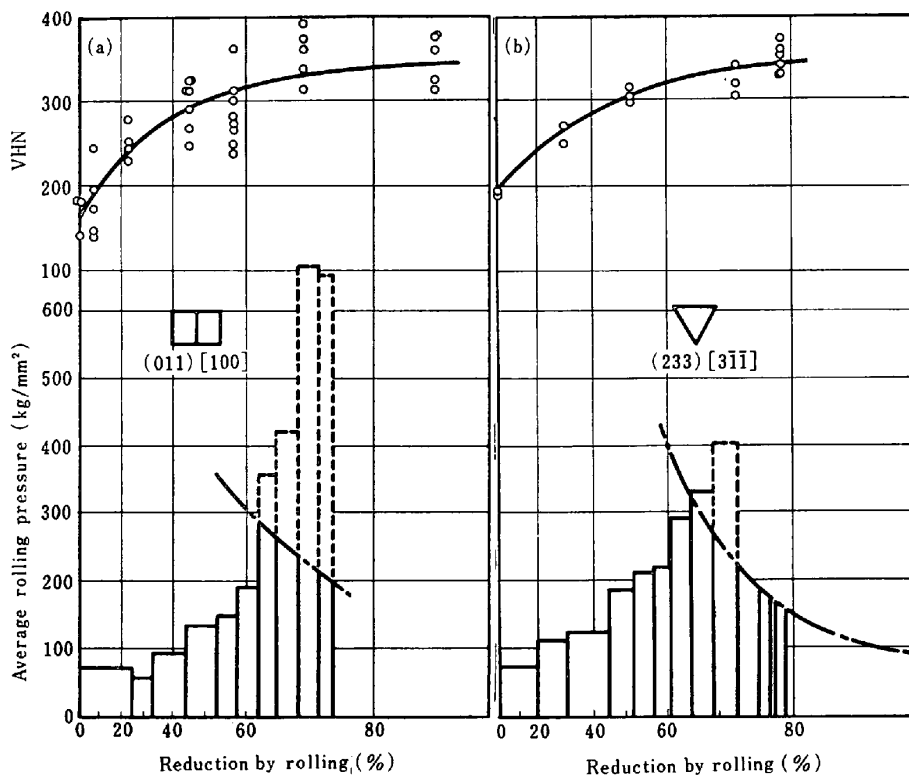


Fig. 13. (110) pole figure of a (001)[100] crystal rolled to 75% reduction in 6 passes and the same (001)[100] crystal rolled to 76% reduction in 21 passes.

Fig. 18 に示すようにそののちは 35 度の回転角に漸近する。このことは後で考察する。

これら 2 成分の場所的分布は Photo. 3 (a) と (b) に 1 例を示すように、(001)[100] 結晶の帯状構造のように規則正しくない。(a) の中の不規則にちらばった白い部分は初めの方位 (011)[100] をもつことがわかった。白い直線状の帯は (b) のピットからほぼ [100]<011> 方位を持ち、DUNN が指摘したとおり双晶帯で、圧延の初めのパスで形成され、その後の圧延によって {100}<011> に回転したものである。一方黒い部分は {111} 面をもつ 2 つの主成分のいずれかに対応する。この領域は形も大きさも試料によって不定で、結晶方位のわずかな相違、最初のパスの圧下率などによって大幅に変わる。

(011)[100] と (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] の間で後者から 11 度の (233)[3 $\bar{1}\bar{1}$] 方位結晶では、Fig. 19 に示すように圧延組織は初めは (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] の方位に向かって回転し、縦方向に少し広がり、圧延が進むとこの広がりにはさらに大きくなる。Photo. 4 には 73% 圧延材の側面上のピットによる結晶方位の場所的变化を示した。その変化はしばしば T で示された双晶のところで起きている。(233)[3 $\bar{1}\bar{1}$] 結晶の平均圧延応力とビッカース硬度は Fig. 14 (b) に示すように、圧延とともに最初から急速に増加する。(111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] と (211)[1 $\bar{1}\bar{1}$] の間の (322)[433] 結晶

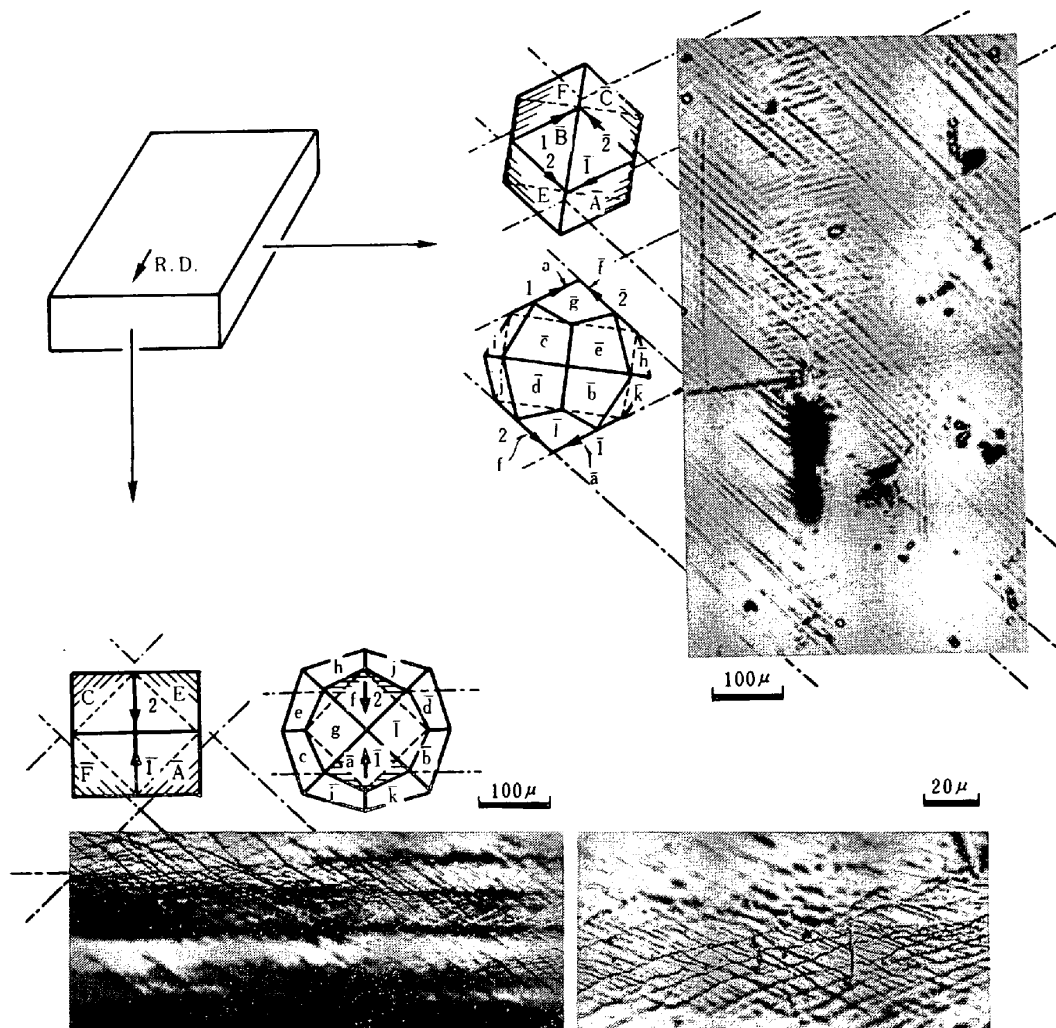


← Fig. 14. Changes of average rolling pressure and Vickers micro-hardness with reduction. The rolling pressure values beyond dot-and-dashed lines are only apparent as two working rolls made a direct contact.

(a) (011)[100] crystal, SII-108

(b) (233)[311] crystal, SII-104

↓ Fig. 15. Slip patterns on front and side surfaces of (011)[100] crystal, SII-108, rolled to 25% reduction.



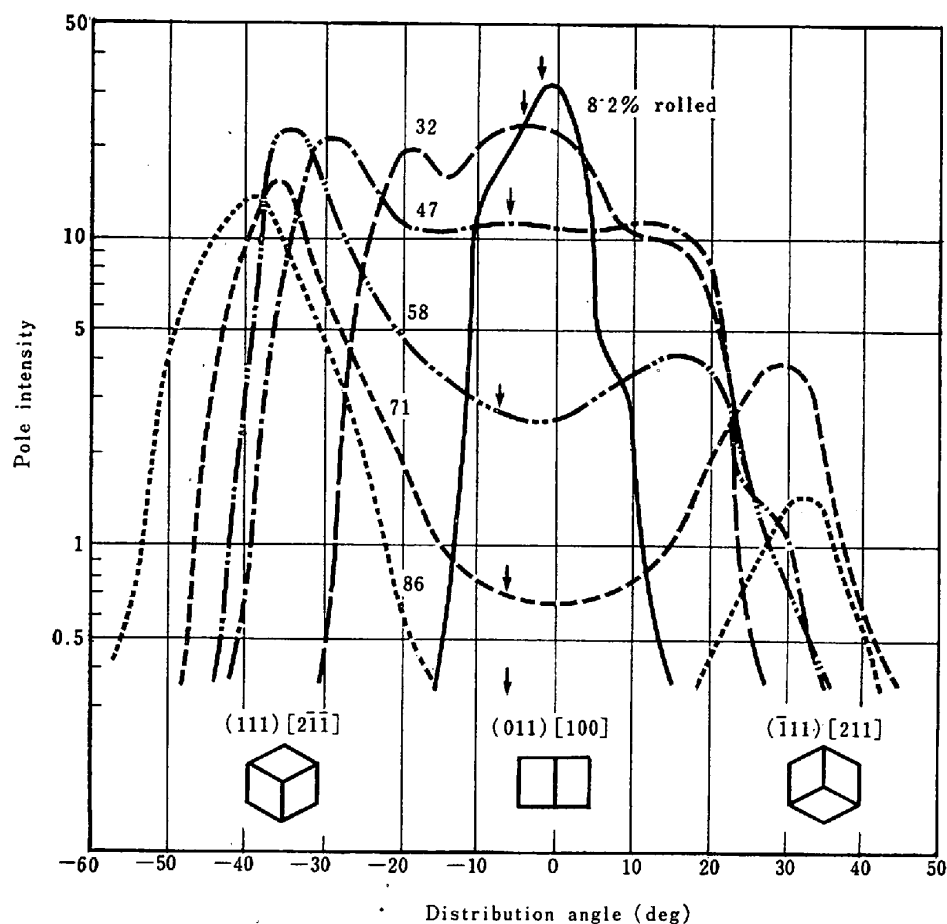


Fig. 17. Longitudinal profiles of central (110) pole density at various stages of rolling in (011)[100] crystals. Small arrows indicate initial orientations.

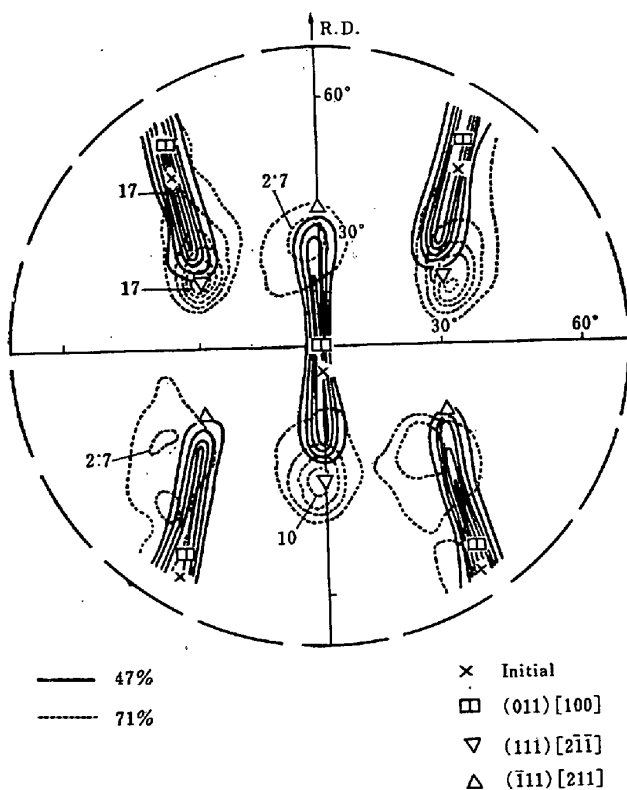


Fig. 16. (110) pole figure of (011)[100] crystal, SII-23, rolled 47 and 71% reduction, rectangles, downward and upward triangles indicate {110} poles of (011)[100], (111)[211] and (111)[211], respectively.

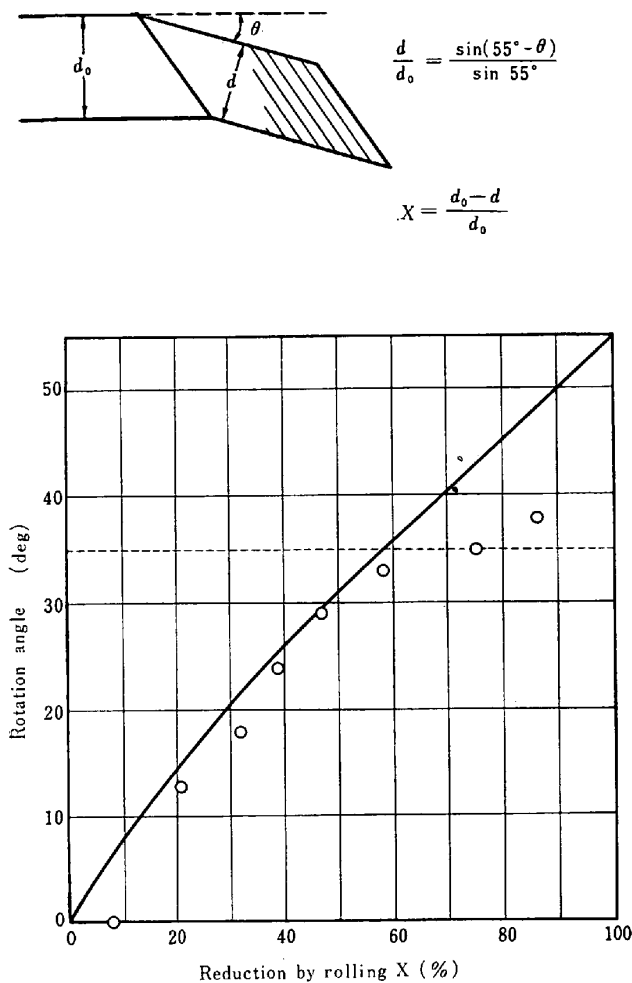


Fig. 18. Rotation angle of rolling texture around transverse direction as a function of rolling reduction in (011)[100] crystal, together with calculated curve by a simple geometrical relation.

は、Fig. 20 に示すように圧延とともに (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] に近づく。

Fig. 21 には (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] 方位結晶の 72% 圧延材の (110) 極点図を示す。圧延組織は初期方位のまわりになんまり広がるが、中心方位は圧延率によつて変わらない。Fig. 22 は圧延率 9% の結晶の迂り線である。活動した迂り面はスリプトレースの方向から主として C, E, D, f であることがわかる。

(211)[1 $\bar{1}\bar{1}$] 方位結晶の 17%, 37%, 75% 圧延組織は Fig. 23 の (110) 極点図からわかるように、圧延によつて 2 つの成分に分かれる。1 つは (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] に向かつて回転し、もう一方は (100)[01 $\bar{1}$] に向かつていずれも圧延直角な [01 $\bar{1}$] 方向を軸として回転する。回転角の測定値と圧延率との関係を Fig. 24 に示す。(111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] 側に回転した成分は、圧延率約 40% で最終の (111)[2 $\bar{1}\bar{1}$] 方位に達し、(100)[01 $\bar{1}$] 側の成分は圧延率約 60%

で最終方位 (100)[01 $\bar{1}$] に達する。

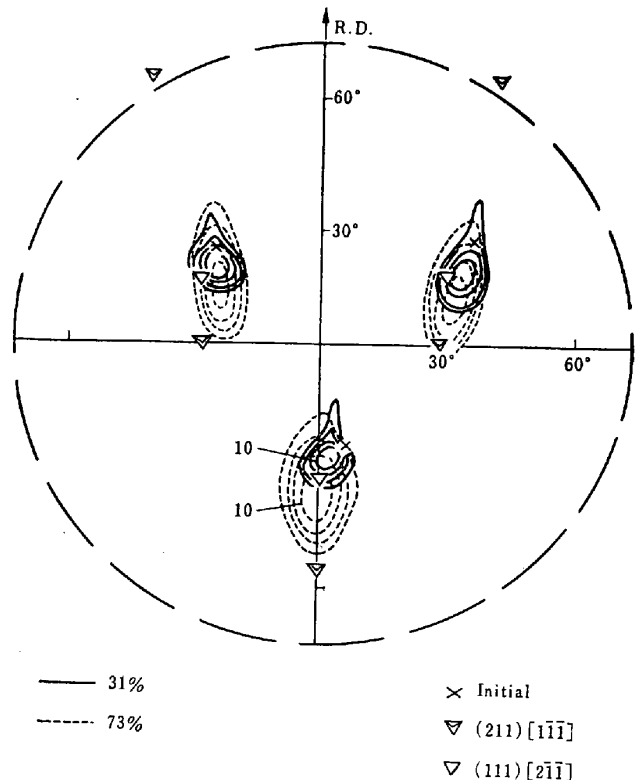


Fig. 19. (110) pole figure of (233)[311] crystal, SII-104, rolled to 31 and 73% reduction; double triangles indicate {110} poles of (211)[1 $\bar{1}\bar{1}$].

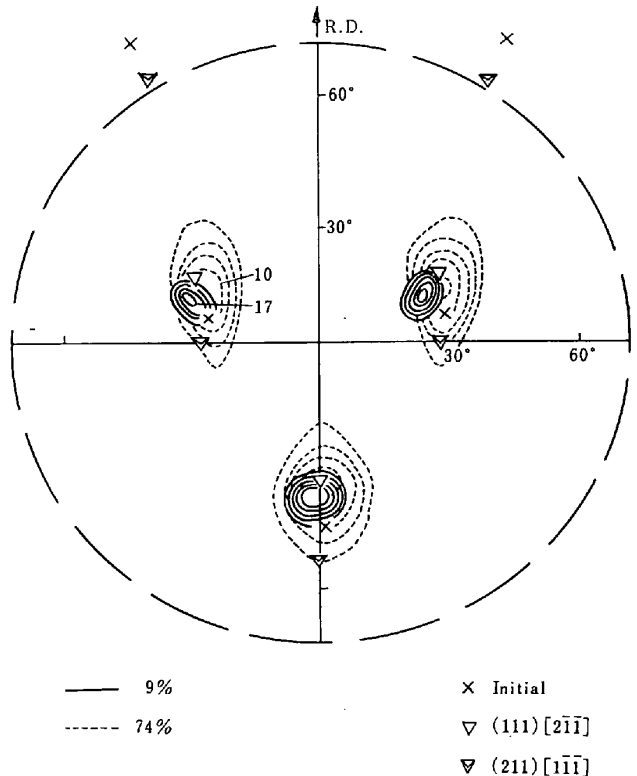


Fig. 20. (110) pole figure of (322)[433] crystal, SII-304, rolled to 9 and 74% reduction.

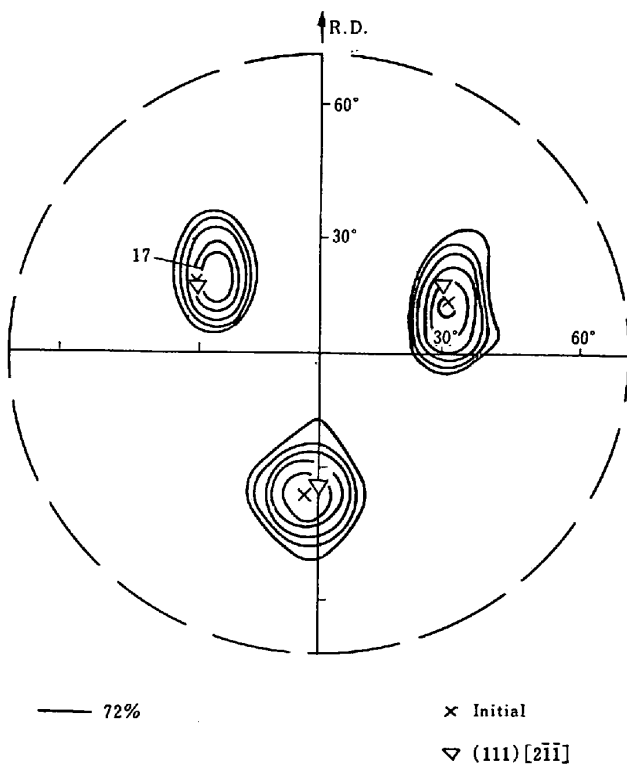
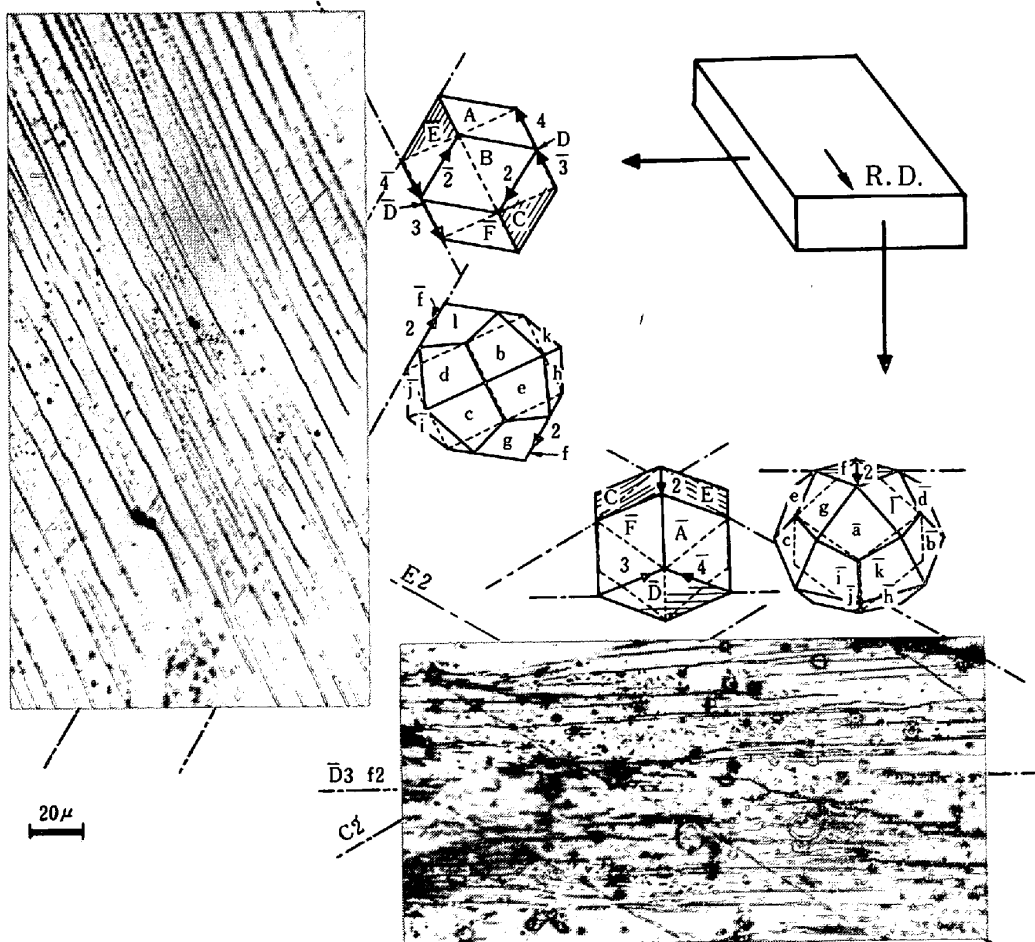


Fig. 21. (110) pole figure of (111)[211] crystal, SII-302, rolled to 72% reduction.



DUNN¹¹⁾, HU¹²⁾によつても報告されている。圧延材の顕微鏡組織はPhoto. 5 に示すように (001)[100] と同様の帯状組織を示すが、その境界面は傾いている。圧延圧力の増加は (011)[100] 結晶と同様に急速であつた。

このようにして (011)[100] と (211)[111] の間の方位を持つたすべての結晶は圧延とともに最終安定な (111)[211] 方位に向かつて圧延直角な [011] 軸のまわりに回転する。一方、(211)[111]

これら 2 成分の結晶中の厚さ方向の分布は非常に興味深い。Fig. 25 に示すように、この分布は一樣ではなく、また中心層に対して対称ではない。(100)[011] 成分は HU と CLINE の Fe-2% Al の結果²⁴⁾ と同じく表面に近いところでは多いが、(111)[211] 成分は彼らと違って上半分より下半分に多い。こうした分布はこの結晶中の迂り系の考察からあとで論じる。17% 圧延した (211)[111] 結晶の 3 つの面上の迂り線を Fig. 26 に示す。圧延中に活動した迂り面は A, D, F, a であることがわかる。

(211)[111] と (100)[011] の中間の (511)[255] 方位結晶では、Fig. 27 の (110) 極点図に示すように、平均の方位は圧延とともに (100)[011] 方位に回転する。

さらに (011)[100] の近くの方角である (025)[100] 結晶の 48% および 77% 圧延材の (110) 極点図を Fig. 28 に示す。圧延の初期に圧延組織はいつたん広がり、次い 2 でつの互いに対称な成分に分ける。それら 2 成分は初期方位とはいずれも図中の [011] 軸のまわりの回転関係を有する。高圧延率では各成分は (112)[312] と (112)[312] に近づく。同様の圧延組織は WALTER と HIBBARD¹³⁾

Fig. 22. Slip patterns on front and side surfaces of (111)[211] crystal, SII-302, rolled to 9% reduction.

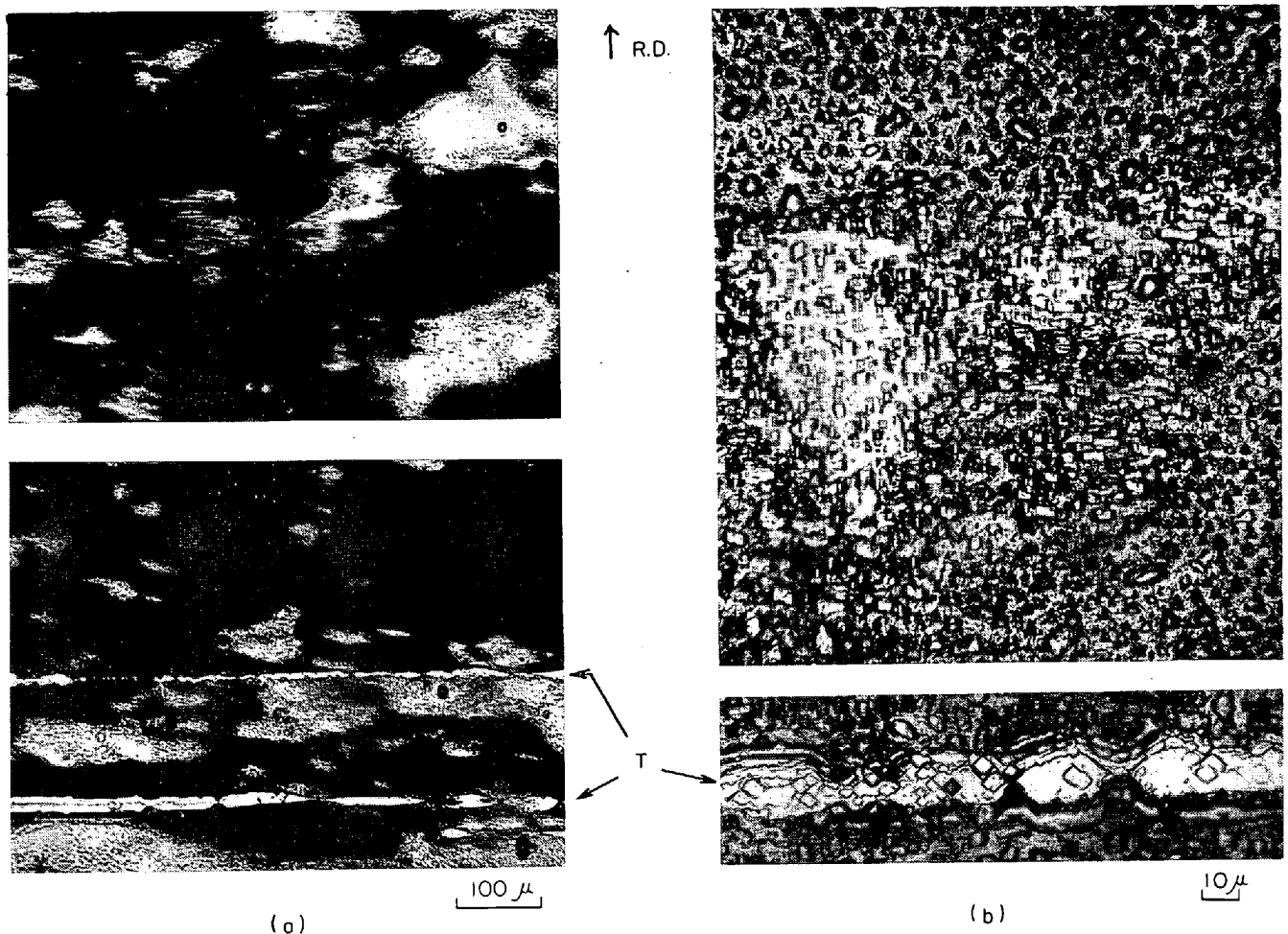


Photo. 3. Metallographic structure of rolling surface of (011)[100] crystal, SII-33, rolled to 32% reduction.

(a) Macro-etched structure (b) Micro-etch pit pattern

と (100)[011] の間の方位をもつたすべての結晶は、しだいに (100)[011] 最終安定方位に回転する。ちょうど対称な方位 (011)[100] と (211)[111] 結晶では、圧延組織は二成分に分かれ、それらはそれぞれ対応する安定方位に向かって回転する。このような特徴は定性的には報告された結果³⁾⁴⁾⁷⁾²⁴⁾と同じである。

3.3 第3系列 SIII

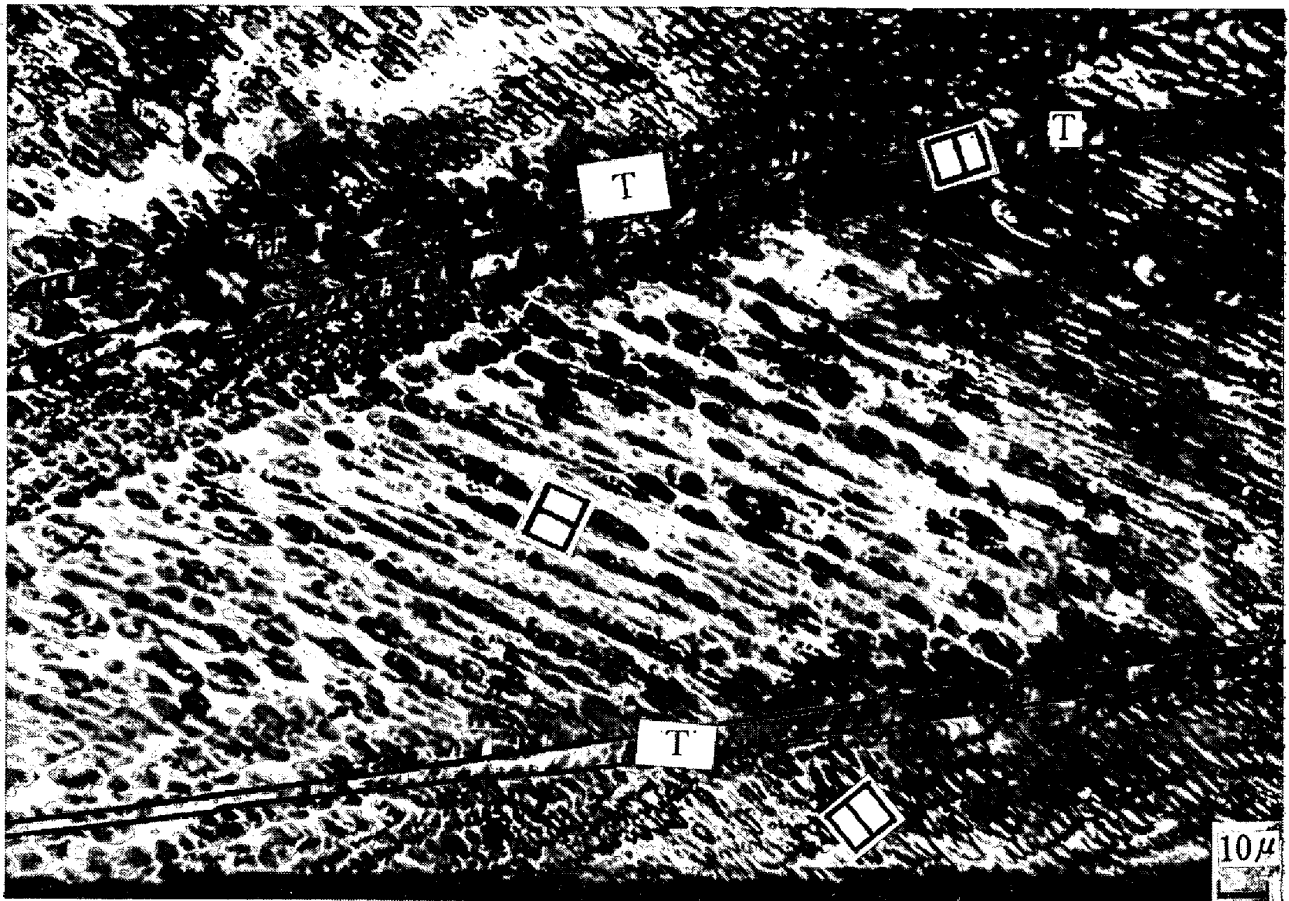
(100)[011] 結晶は3系列全部に属し、すでに述べたように安定方位である。

Fig. 29 は (211)[011] に近い方位を持つ SIII-215 試料の 78% 圧延材の (110) 極点図である。圧延によって初期方位はほとんど変わらないが、正確な (211)[011] 方位に近づく傾向がある。Fig. 30 には (111)[011] 方位結晶の 74% 圧延材の (110) 極点図を示す。方位はここでも圧延によって (211)[011] 方位に近づく傾向を示す。(211)[011] 結晶の圧延組織は非常にシャープである。

2つの対称な {211}〈011〉方位のちょうど中間に位置

する (101)[121] 方位結晶では、Fig. 31 に示すように圧延組織は2つの {211}〈011〉成分に分かれる。この図で {211}〈011〉からかなりずれているのは初めの方位が (101)[121] からその方向(横方向)にずれていたためと思われる。

この系列のもう一つの結晶 (011)[011] 方位の SIII-108 では Fig. 32 に示すように、圧延面は主に A, C, E, F である。圧延帯は分離してあらわれ非常に狭くしている。前面に見られる幅の広い黒い帯状の部分は大きな段である。この結晶は厚さを6%減らすのに幅が2.8%も増加し、長さが3.4%しか増さなかったことから、圧延変形がむずかしいことが察せられる。実際、最初の6%圧延時の平均圧延圧力は 190 kg/mm² にも達した。Fig. 33 に示すように、圧延組織は低圧延率では初めの方位のまわりに広がるだけであるが、圧延とともに非常にぼけてくる。圧延率71%では、主成分は初めの方位を圧延方向のまわりに約10度傾けた方位である。(211)[011] の近くには弱成分がみられる。



← Rolling direction

Roll surface

Photo. 4. Micro-etch pit pattern on side surface of (233) [311] crystal, SII-104, rolled to 73% reduction.

さらに, $(0\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ と $(001)[0\bar{1}0]$ との中間の方位, $(0\bar{3}5)[0\bar{5}\bar{3}]$ 結晶の (110) 極点図を Fig. 34 に示す. 組織は初めの方位のまわりに広がったのち, 2つの弱い成分に分かれ, 1つは $(0\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ の近く, ほかの1つは $(001)[0\bar{1}0]$ の近くの方位をもつ.

このように $(0\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ とその付近の方位を除けば, $[0\bar{1}\bar{1}]$ 軸が圧延方向に平行な SIII 結晶では, 圧延によつて方位がほとんど変わらないことが明らかになった. このことは報告された結果⁴⁾と一致する. しかしさらに詳細にみると, $(2\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ と $(0\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ の間の方位は $(2\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ に向かつて方位回転する傾向がある.

4. 考 察

前節では圧延にともなう集合組織の変化を, 活動した迂り面, 種々の圧延率における顕微鏡組織, 平均圧延圧力, ピッカース硬度とともに調べた. いろいろの方位の単結晶の圧延組織が最終安定方位にいかにして近づくかを述べた. BARRETT と LEVENSON¹⁾によれば, この最終

安定方位は 2つのグループに分けられる. すなわち, $\{111\}$ 面が圧延面に平行な方位をもつものと, $(100)[0\bar{1}\bar{1}]$ とか $(2\bar{1}1)[0\bar{1}\bar{1}]$ のように $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向に平行なものである. この節では圧延によつて方位が最終安定方位に向かつて変化する様子を, 活動した迂り系による方位回転から半定量的に記述する.

圧延中の応力系は, 単純化して考えれば 2軸応力, すなわち圧延方向にそつた張力と圧延面法線にそつた圧縮力とみなすことができる. この単純化はこの実験の場合のように圧延ロールの直径が試料の厚さに比べて十分大きいときには正しいと考えられる.

$[uvw]$ 方向への単純 1軸応力, σ_{uvw} のもとでは, $\{hkl\}$ 面上の $\langle 111 \rangle$ 方向への分解剪断応力 τ_{hkl} は一般に

$$\tau_{hkl} = \sigma_{uvw} \cos \phi \cos \lambda = \sigma_{uvw} / g$$

または

$$\sigma_{uvw} = \tau_{hkl} / \cos \phi \cos \lambda = \tau_{hkl} \cdot g$$

と書かれる. ここで ϕ は迂り面の法線 $\langle hkl \rangle$ と引張力ま

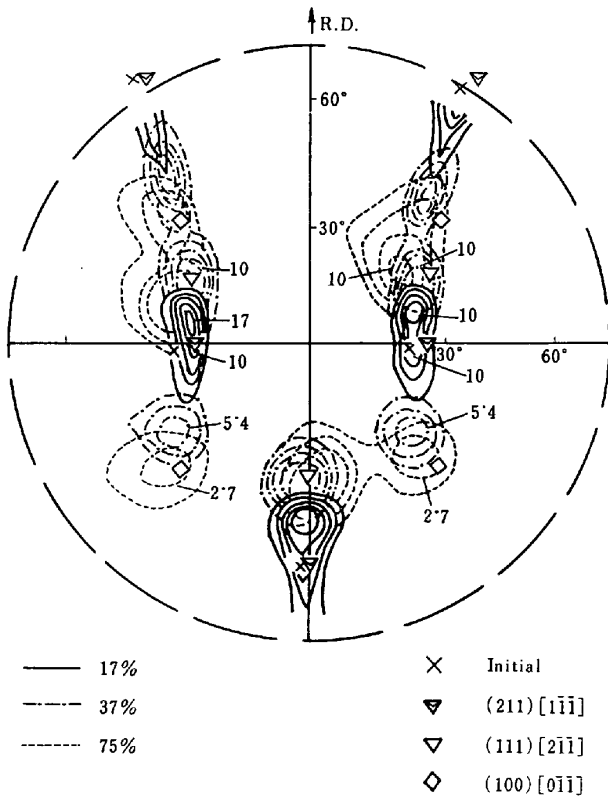


Fig. 23. (110) pole figure of (211)[111] crystal, SII-303, rolled to 17, 37 and 75% reduction.

たは圧縮力の応力軸 $\langle uvw \rangle$ とのなす角, λ は迂り方向 $\langle 111 \rangle$ と応力軸 $\langle uvw \rangle$ のなす角である. また g は Schmid ファクターの逆数で Taylor ファクターと呼ばれることもある. $g \cdot S_{hkl}$ の値が小さいほどその迂り系は活動しやすい. ここで S_{hkl} は $\{hkl\}$ 面上の臨界剪断応力である. 3%珪素鉄単結晶の常温での迂り面は実際に $\{110\}$ と $\{112\}$ の2種類観測されており, 臨界剪断応力の値は $\{110\}\langle 111 \rangle$ 系では 13.4 kg/mm^2 , $\{112\}\langle 111 \rangle$ 系では迂り方向の向きによつて 14.0 か 14.8 kg/mm^2 である¹⁸⁾. これらの差はあまり大きくなく $1/10$ 程度なので迂り系の活動は主に g の値によつて決まるとみてよい.

ところで実際には圧延中の応力値は時間と空間の複雑な函数であるから, それを単一の函数として表わし, 活動すべき迂り系を求めることは困難である. そこで圧延中の結晶方位の回転を理解するために実際に即したやり方は, 迂り系の中で主として活動したものを調べることである. 仮りに1つの系だけが活動したとすると結晶方位は幾何学的要請からその迂り方向が圧延方向に, 迂り面が圧延面にそれぞれ近づくように回転する. 方位回転を迂り系の剪断歪量の函数とした一般的表現は付録IIを参照されたい. 初期の圧延で活動した迂り系がそのままあとまで迂ると仮定すると, 簡単な幾何学により圧延組織が圧延とともにどのように発達するかを導きだすこと

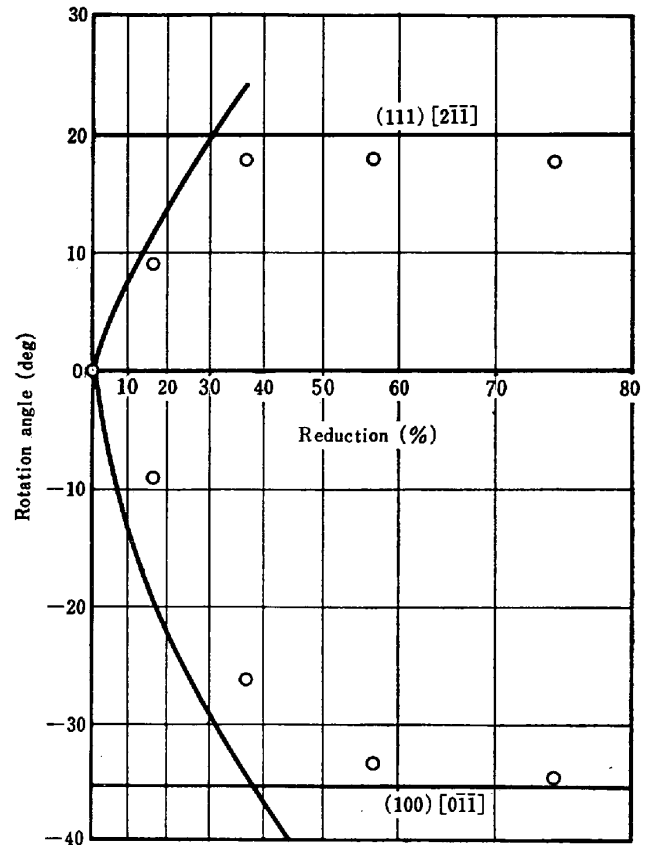


Fig. 24. Rotation angle of two components in rolled texture of (211)[111] crystal as a function of rolling reduction, together with calculated curves by simple geometrical relations.

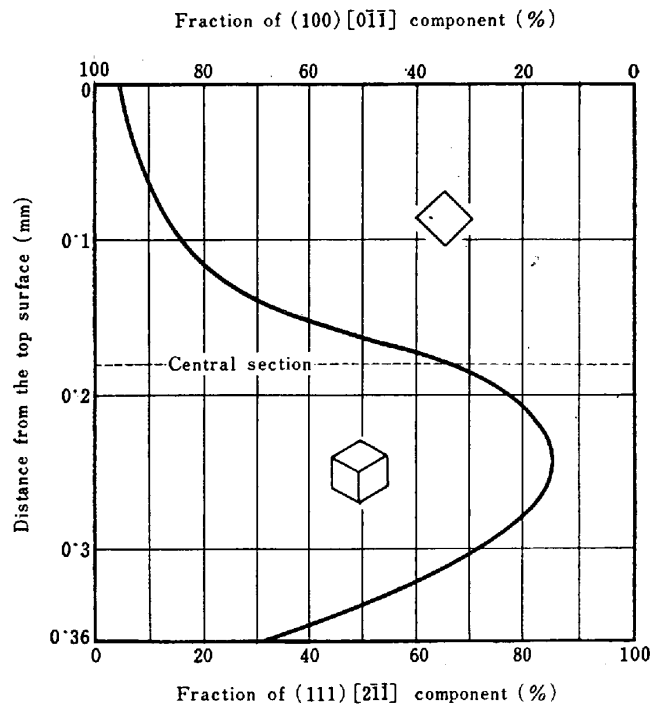


Fig. 25. Distribution of component (111)[211] and (100)[011] across thickness of (211)[111] crystal, SII-303, rolled to 57% reduction.

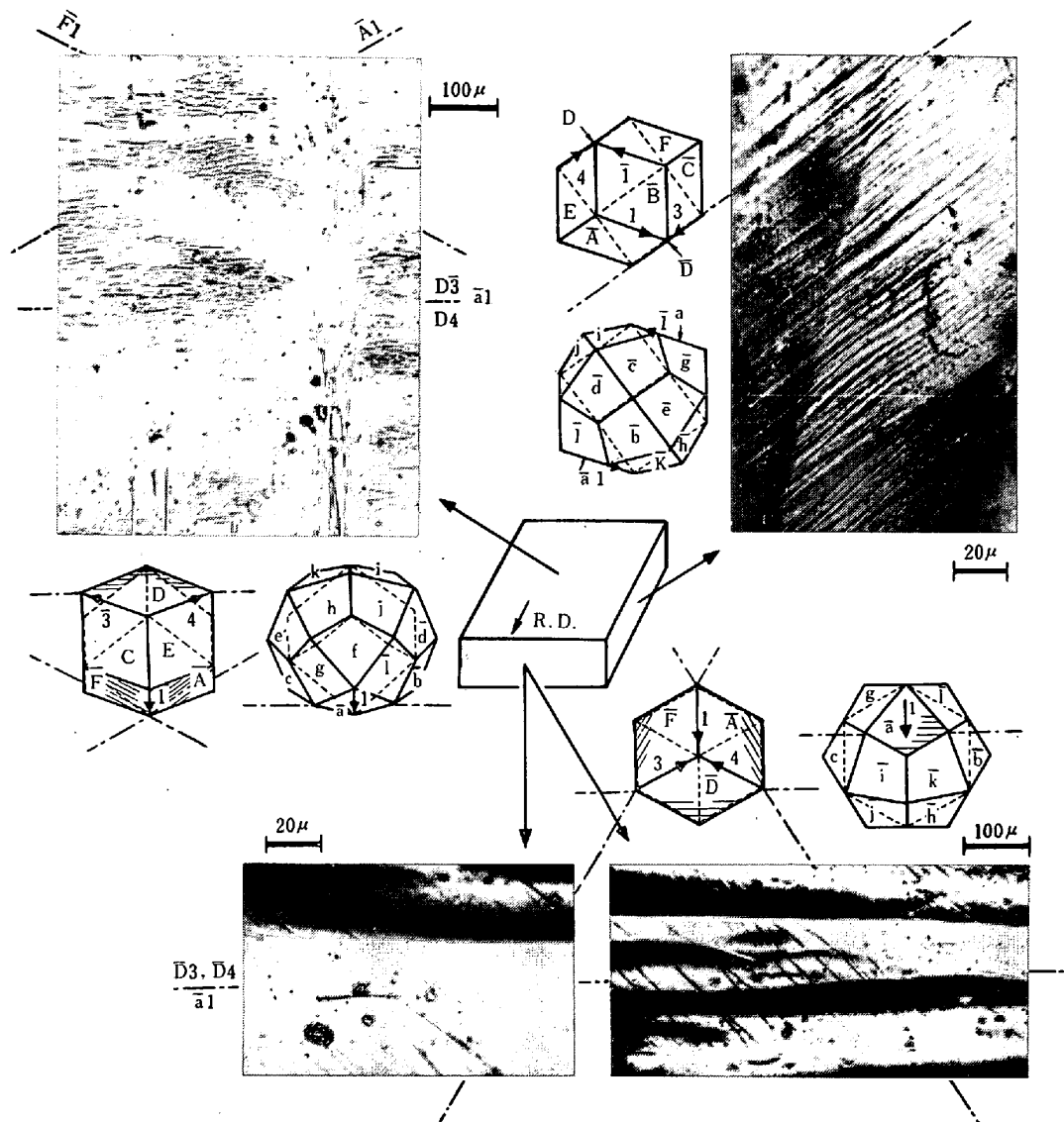


Fig. 26. Slip patterns on front, side and rolling surfaces of $(211)[111]$ crystal, SII-303, rolled to 17% reduction.

ができる。

4.1 ST におけるり系と圧延組織の形成

$(001)[100]$ 結晶では圧延組織は圧延面法線を軸として右まわりと左まわりの両方の回転によつてできた2つの互に対称な成分からなる (Fig. 4~6 参照). 圧延の初期には Fig. 3 に示したように $\{110\}$ 面の A と C のトレースに平行なり帯が観察された。

$\{110\}\langle 111 \rangle$ り系では g 値の最小は A1, A4, C2, C3 の4つの系が張力でも圧縮力でも同じ 2.45 である。ほかの8つの系については, g 値は張力か圧縮力かどちらかで無限大である。したがつて前者の4つの系が受ける剪断応力が最大であろう。 $\{112\}\langle 111 \rangle$ り系では b1, e2, h3, k4 系の圧縮力に対する g 値が最小で 2.12 であるが, その張力に対する値は 4.23 と大きい。

また a1, f2, g3, l4 系の張力に対しては 2.12 であるが, 圧縮力では 4.23 である。張力と圧縮力を両方考えると, 活動したり系が A と C 面のトレースをもつことは理解できよう。

冷間圧延では摩擦が少ないので, 圧延方向の張力に比べ, 圧延面法線方向の圧縮力が優越していると考えられる。特にこのことはロールの径が十分大きいときにはそうである。そこで今圧縮応力だけについて考えると, ひとたびり系 A1 がりだすと, それにより生ずる結晶方位の回転は A1 系の g 値を大きくし, A1 と対称的に位置する C3 系の g 値を小さくする。この結果, A1 は C3 に比べて活動しにくくなるため, A1 と C3 は常に対をなして等量だけ活動すると考えられる。こうして (001) 面が圧延面に平行に保たれる。

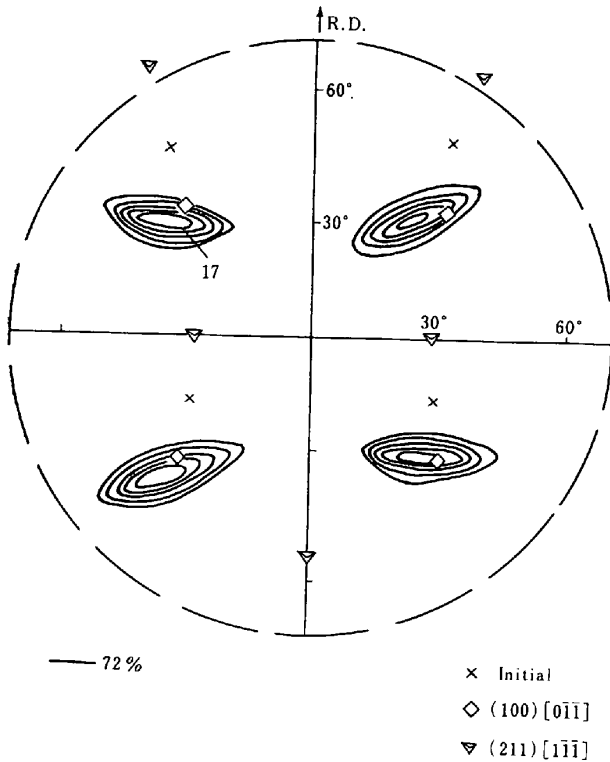


Fig. 27. (110) pole figure of (511)[255] crystal, SII-112, rolled to 72% reduction.

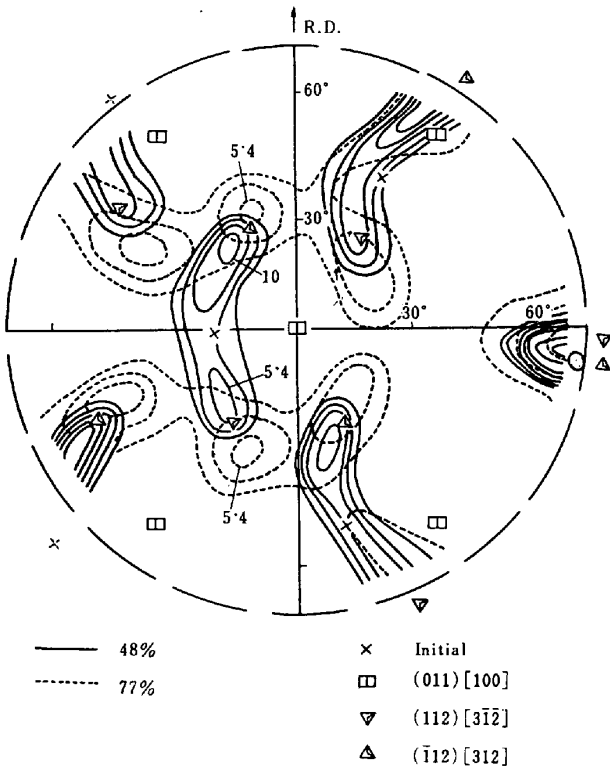


Fig. 28. (110) pole figure of (025)[100] crystal, SII-111, rolled to 48 and 77% reduction; open circle indicates rotation axis [011].



(a) Rolling surface



(b) Front section

Photo. 5. Macro-etched structures on rolling and front surfaces of (025)[100] crystal, SII-111, rolled to 48% reduction.

圧縮力のほかに引張力の成分を考慮に入れると、A1-C3 対が働くと結晶が右まわりに回転し、Fig. 35 に示すようにその対をさらに容易に活動できる (g が小さくなる) ように方位回転するのに対し、もう一方の A4-C2 対の活動をしにくく (g を大きく) する。このような方位の安定性に関する考え方は TUCKER²⁷⁾ が最初に指摘した。

Fig. 35 には大部分の回り系の g 値が [001] 軸まわりで (001)[100] 方位から右まわりに測った回転角の函数として表わされている。曲線上の矢印はその対の回り系の活動による結晶方位の回転方向を表わす。張力成分についての A1, C3 系の g 値は回転とともに減少して 22.5 度のとき最小値 2.03 をとり、(001)[110] 方位 (45 度) のとき、もとの値 2.45 に増加する。同様、A4 と C2 では g 値が A1, C3 の値より大きく、(001)[110]

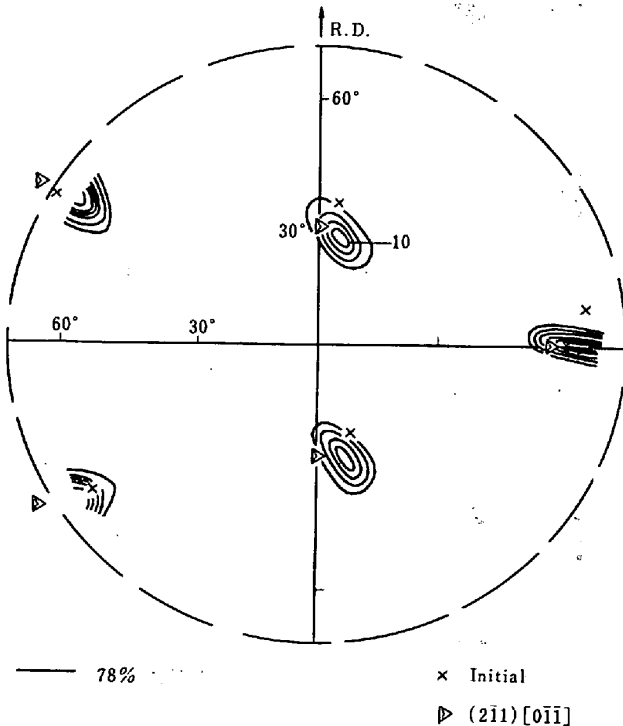


Fig. 29. (110) pole figure of $(2\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ crystal, SIII-215, rolled to 78% reduction.

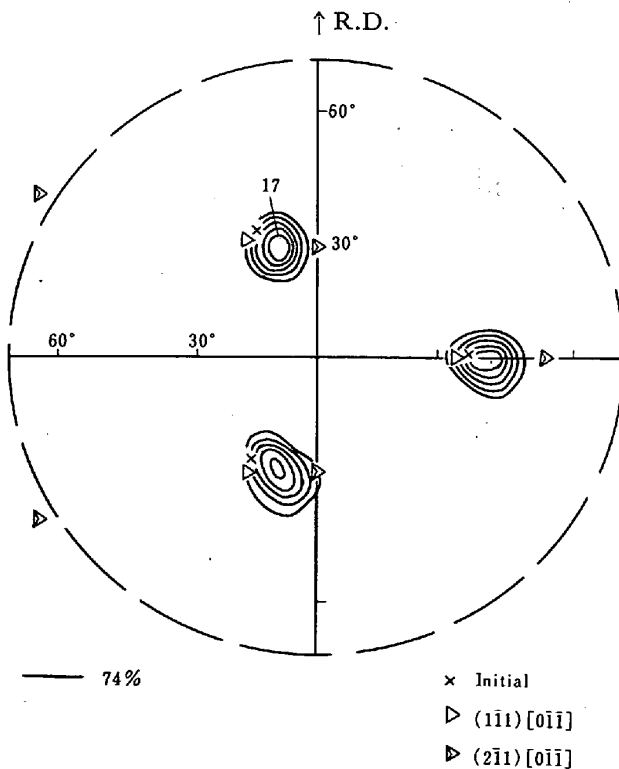


Fig. 30. (110) pole figure of $(1\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ crystal, SIII-210, rolled to 74% reduction.

では無限大になる。したがって A1-C3 対による右まわり回転が生じて $(001)[110]$ 方位に達する。また試料の別の場所では A4-C2 対が働いて左まわり回転を生ずるので圧延組織に 2 つの成分が別々の領域に形成される。

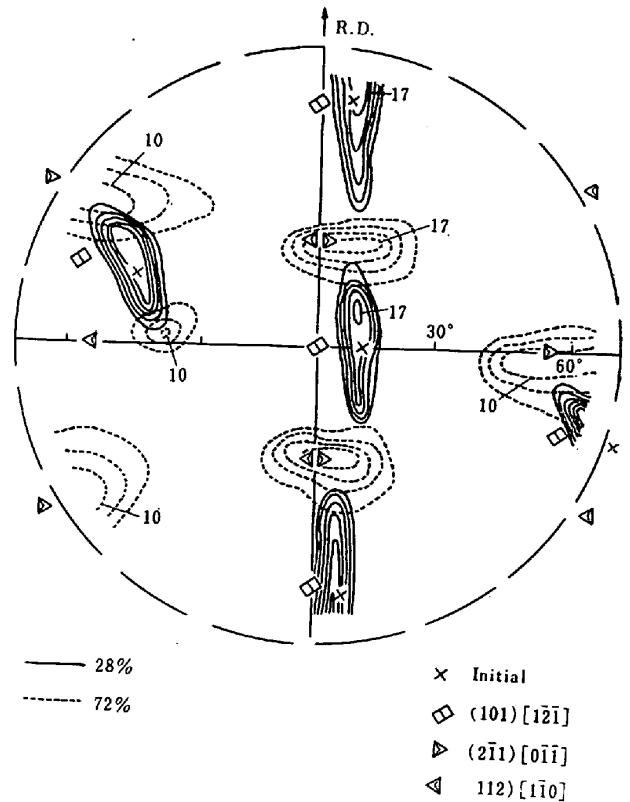


Fig. 31. (110) pole figure of $(101)[2\bar{1}1]$ crystal, SIII-17, rolled to 28 and 72% reduction.

この領域が Photo. 1 に示したように圧延方向に細長く延びた形をとるのは圧延機と試料表面上の圧延直角方向の摩擦力が非常につよいために、圧延直角方向に広がった領域を 1 つの圧延組織の成分がとりえないためであろう。

このような変形機構にしたがえば、定量的に圧延組織のそれぞれの成分の圧延による回転 (Fig. 6 参照) は次のように計算される。 $(001)[100]$ 方位をもつ最初の単結晶中に単位立方体を考え、その圧延面上にのつた正方形 OABC を考えると (Fig. 36 (a) 参照), A4-C2 対が働くことによつて B と C はそれぞれ B' と C' に移動するので平行四辺形 OAB'C' に変形される。 $\overrightarrow{BB'}$ または $\overrightarrow{CC'}$ は迂り方向 $\langle 111 \rangle$ (2 および 4) の (001) 面への写映である。この理由は付録 II 参照。この平行四辺形への変形は Fig. 36 (b) に示すように、試料端部で明らかに観察された。変形後には圧延方向は OC から OC' に変化する。その回転角 θ は圧延率 X の函数として図式的に計算すると、Fig. 6 の細線のカーブになる。丸印で示した測定点は計算したカーブに乗らない。これは同一の領域内でほかの対 A1-C3 も同時に活動して、それによる回転によつて効果が打ち消されるからであると思われる。なぜならば、これら 2 組の対は初めの方位では同等に活動できる (g 値が同じ) からである。しかし、

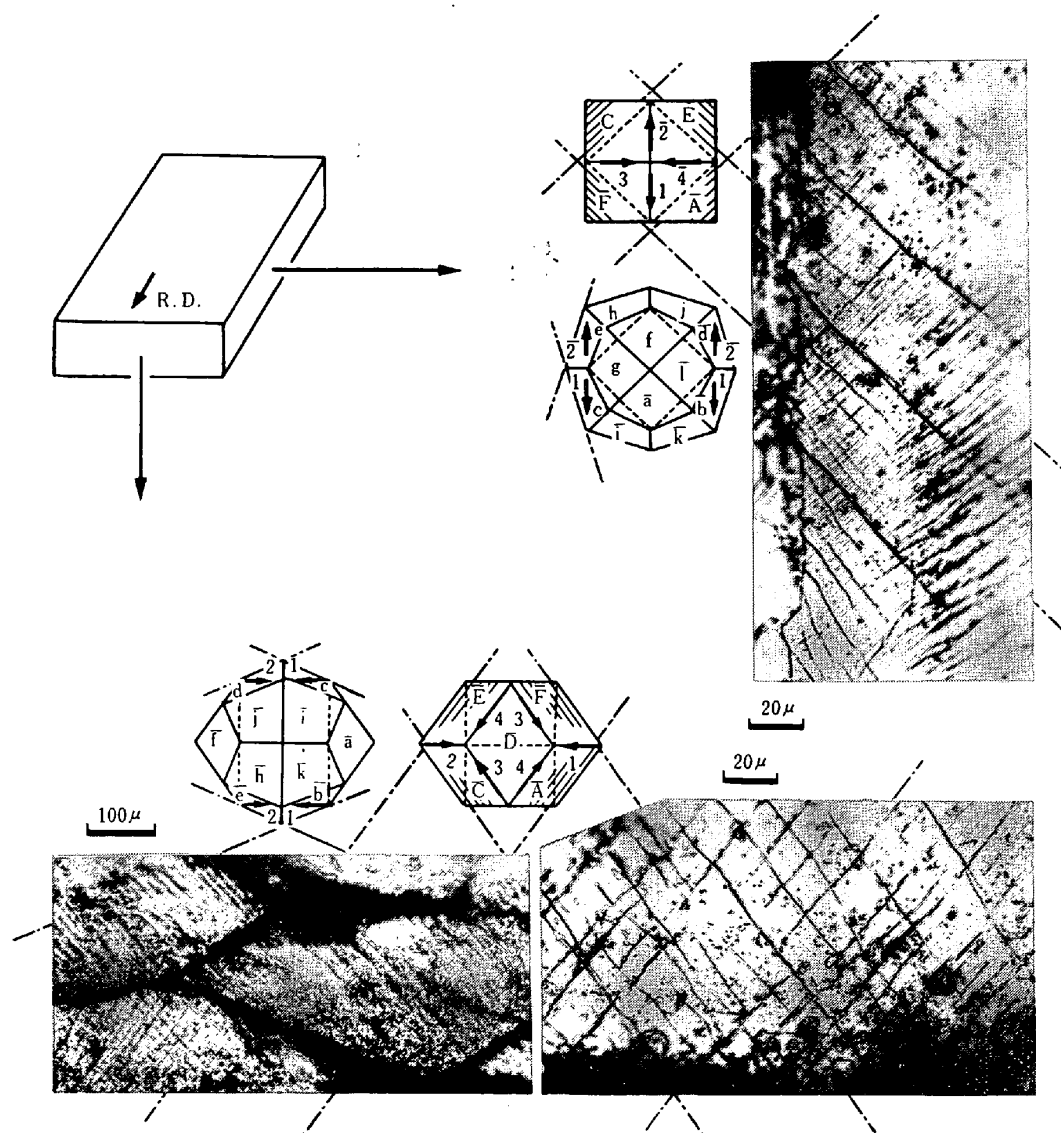


Fig. 32. Slip patterns on front and side surfaces of $(011)[011]$ crystal, SIII-108, rolled to 6% reduction.

ひとたびどちらかの対がより多く活動すると、Fig. 35により、その後の変形はその対だけによつて進行する。Fig. 6の太線は圧延率 51% における回転角の実測値×点から1つの対だけで変形したと仮定して計算したカーブで、測定値はこのカーブによく乗る。

Fig. 36によると、試料の幅は変形によつて OA から OA' に減少しなければならない。この効果は $(001)[410]$ 結晶で実際観測された。(Table 2 参照)。この結晶は最初から一対の回り系だけが活動する結果、方位は一方に回転する。しかし $(001)[100]$ 結晶では幅の減少は最初に2つの対が同時に活動するための付随効果にマスクされて観察されなかつたものと考えられる。

Fig. 35 から、 $(001)[110]$ 結晶附近では正確な $(001)[110]$ に向かつて回転の矢印が向いている。すなわち、

安定方位であることが推察される。このように、前に述べたことと合わせて $(001)[110]$ 方位は圧延直角方向、および圧延面法線の両軸のまわりの回転に対して、いずれも安定である。

さらに $(001)[100]$ に近い $(015)[100]$ と $(104)[40\bar{1}]$ 結晶の圧延組織についても同様な考え方により理解できる。

4.2 SII における回り系と圧延組織の形成

$(011)[100]$ 結晶では、圧延組織は $(011)[100]$ の圧延直角方向のまわりの回転により、2つの互いに対称な成分に分かれ、最終的に $(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ または $(\bar{1}11)[211]$ に近づく (Fig. 16-18 参照)。変形量の小さいときは Fig. 15 のように $\{110\}$ 面 A, C, E, F または $\{112\}$ 面 a と f のトレースに平行な回り帯が観察された。

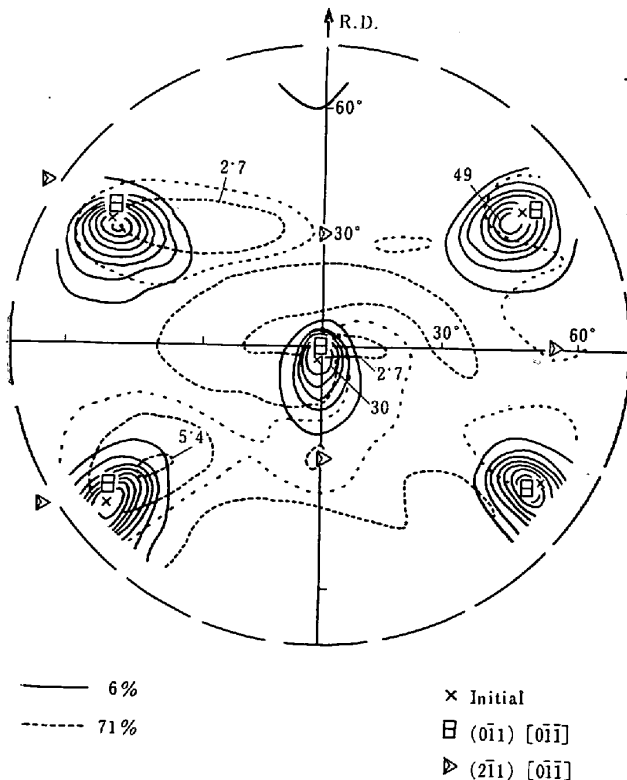


Fig. 33. (110) pole figure of (011)[011] crystal, SIII-108, rolled to 6 and 71% reduction.

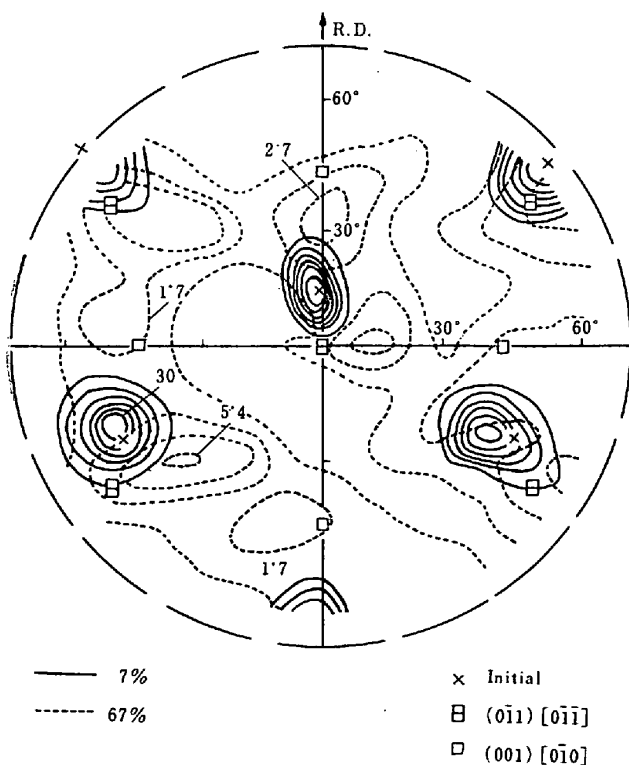


Fig. 34. (110) pole figure of (035)[053] crystal, SIII-30, rolled to 7 and 67% reduction.

Fig. 37 に示すように $\{112\}\langle 111 \rangle$ 向き系では、 g 値の最小値 2.45 を持つのは A1, F1, C2, E2 系の 4 つで、 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 向き系では a1 と f2 の 2 つが 2.12 で最小である。この Fig. 37 にでている向き系はすべて、圧縮力と張力との g 値が同じである。そうでない向き系は g 値がずっと大きいので、図に記していない。 $2.45 \times S_{110}$ と $2.12 \times S_{112}$ を比較すると後者がわずかに小さいので、 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 向き系のほうがやや動きやすいと考えられるが、その差は少ない。実際には Fig. 15 のように $\{112\}$ 向き面と並んで $\{110\}$ 面のトレースに平行な向き線もみられた。

方向 1 をもつ a1 向き系の活動によつて ($\{110\}\langle 111 \rangle$ 系を考えても事情は同じであるが簡単のため $\{112\}\langle 111 \rangle$ 系を考える)、結晶の方位は圧延直角方向を軸として上方方向に回転するが、もう 1 つの方向 2 をもつ f2 が活動すると同じく下方方向に回転する。向き系の g 値の下方方向回転による変化を Fig. 37 に示す。f2 と a1 に対する点線からわかるように、f2 が活動して下方方向に回転すると、その系の g 値が a1 系のより小さくなるので f2 の系ですつと引きつづき変形が進行する。同様に a1 系が動くとき上方方向の回転が続く。いいかえれば (011)[100] 方位は圧延に対して不安定である。このような二方向への回転がそれぞれ結晶中の別々の場所で生ずる結果、Fig. 16 と Photo. 3 に示したような組織になる。この回転はそのまま続いて約 10 度回転したところで g 値は最小の 2.0 をもち、さらに (111)[211] 方位をすぎると D3 と D4 系の g 値を越える。D 面のトレースに平行な向き線は Fig. 22 に示したように明らかに観察されている。D3 と D4 が同時に活動すると (g 値および幅が広がりにくいという条件から同時に向ることが期待される)。結晶方位は f2 と逆に上方方向に回転するので、方位は (111)[211] の近くで D3, D4, f2 のつり合いで変化しなくなる。

このように (011)[100] 結晶では、主として働いた向き方向が 1 と 2 で、幅方向への成分をもたないため、圧延機と試料面の幅方向の摩擦がない。このため (001)[100] の場合と異なり、帯状の組織ができる拘束条件がなく、圧延組織の成分は形や大きさが不確定に分布していることが自然に理解できる。

それぞれ別の領域で f2 と a1 が独立に活動した場合圧延率 X と方位回転角 θ の間には $X = \{\sin 55^\circ - \sin (55^\circ - \theta)\} / \sin 55^\circ$ の関係がある。ここに 55° は (011)[100] 初期方位における向き方向 1 または 2 と圧延方向のなす角である。Fig. 18 に実線でこの関係式を示した。測定値 (丸印) は圧延率 58% に相当する 35 度回転の

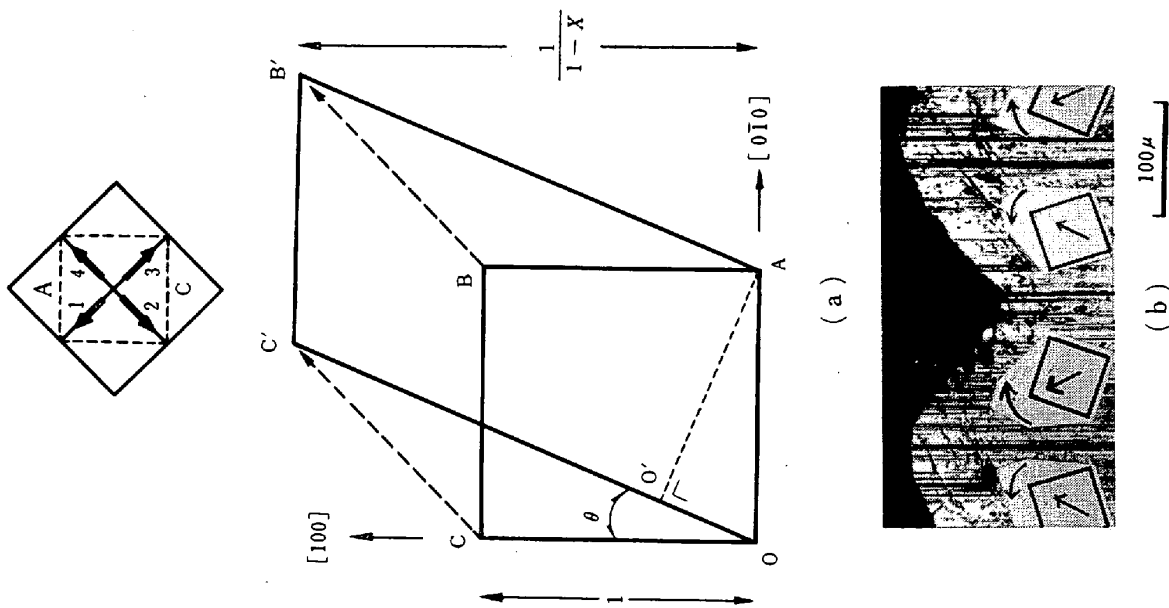


Fig. 36.

- (a) Schematic illustration of change of shape in (001)[100] crystal due to reduction by rolling.
 (b) Photograph of the front edge of (001)[100] crystal, SI-77, rolled to 75% reduction.

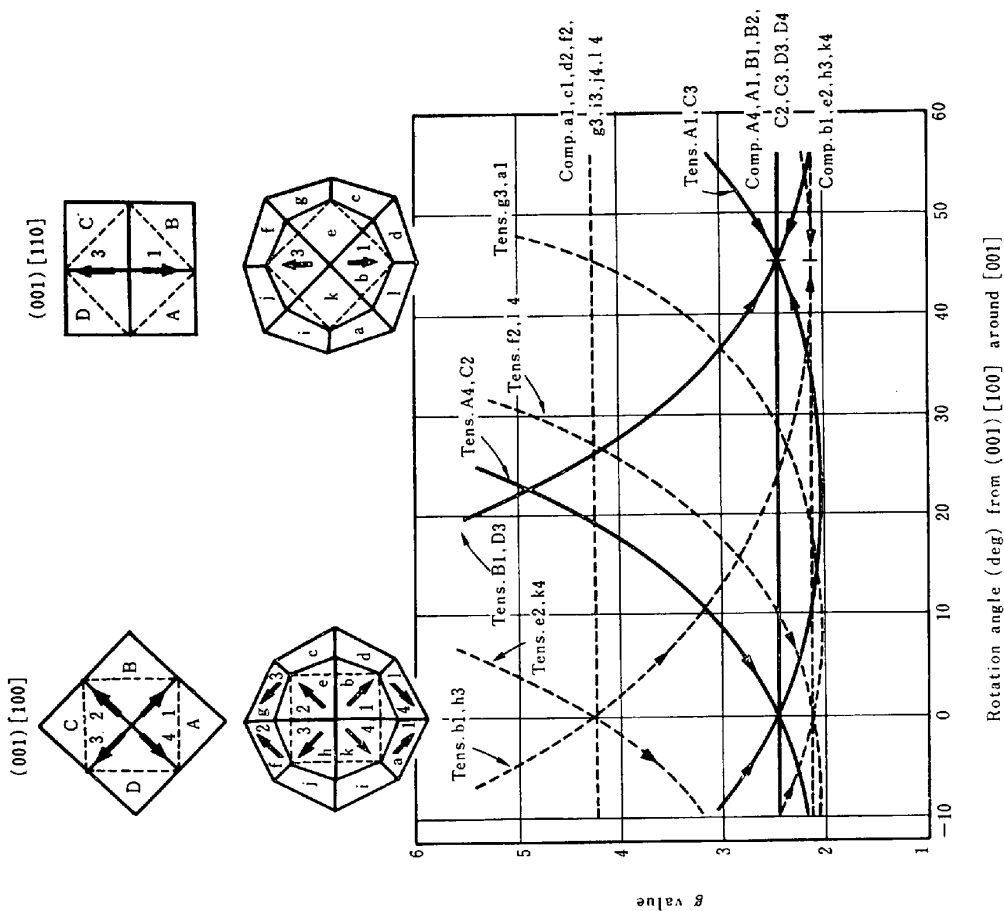


Fig. 35. Dependence of g value of representative $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ slip systems on rotation angle from (001)[100] orientation around [001] axis. Arrows put on curves indicate direction of rotation by operation of corresponding slip system.

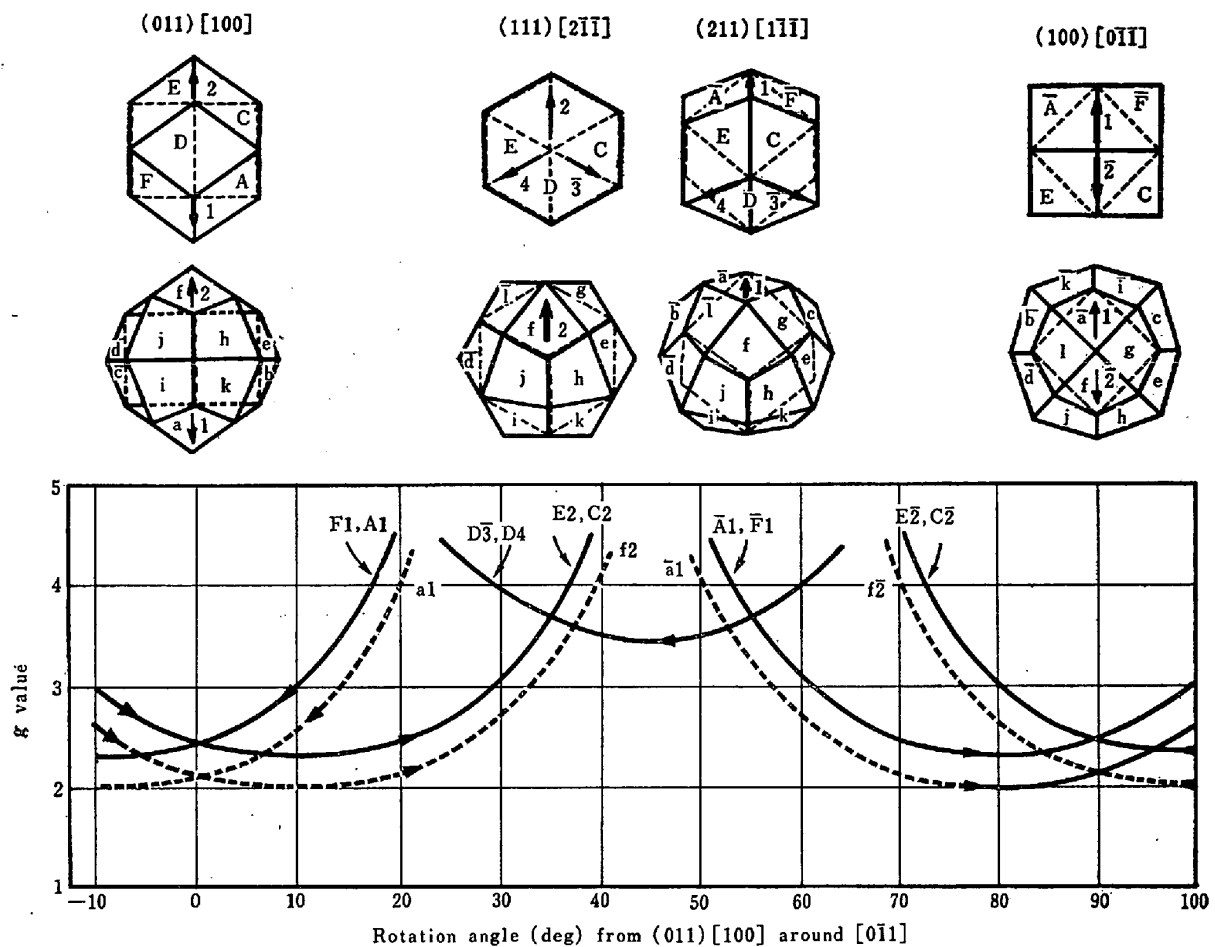


Fig. 37. Dependence of g value of $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ slip systems having small g values on rotation angle from $(011)[100]$ orientation around transverse direction $[011]$

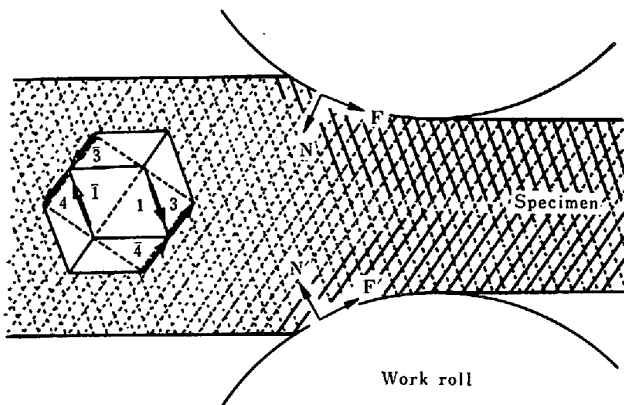


Fig. 38. Schematic illustration of operation of different slip systems in upper and lower regions of sheet of $(211)[111]$ crystal under rolling.
 F and F' : frictional stress
 N and N' : normal stress
 Solid parallel lines: traces of favorably operative slip planes

$(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ までは計算値とよく一致するが、それ以後は予想どおり方位変化しない。

$(110)[2\bar{1}\bar{1}]$ では $f2$ と $D\bar{3}-D4$ 対が $g \cdot S$ 値が同じで最低であることから、始めから沁るので方位は変化しない。しかし、正確に $(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ 方位が安定方位であるためには、付録Ⅱに示したように、 $f2$ 系は $D\bar{3}-D4$ 系の約 3.5 倍の剪断歪量の沁りを生じなければならないので、安定方位は $(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ 近くではあるが、正確に $(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ であるとは断言できない。

$(211)[1\bar{1}\bar{1}]$ 結晶では圧延組織は圧延方向と直角な $[011]$ 軸のまわりの回転によって生ずる 2 つの成分からなり、圧延初期には Fig. 26 に示したように $\bar{A}$, D , $\bar{F}$, $\bar{a}$ の各トレースに平行な沁り線がみられた。Fig. 37 から、これらの沁り面から予想される $\bar{A}1$, $\bar{F}1$, $D\bar{3}$, $D4$, $\bar{a}1$ 系は最低で互いにほぼ同じ $g \cdot S$ 値を持つ、沁り方向 1 または $\bar{3}$ と 4 が沁ると、幾何学的にその沁った系がほかにくらべてより沁りやすくなるので、方位は不安定で引き続き回転し、安定な $(100)[011]$ と $(111)[2\bar{1}\bar{1}]$ 方位成分に分かれる。この事情は $(011)[100]$ のときと同様である。

Fig. 25 に示されたこれら成分の厚さ方向の非対称分

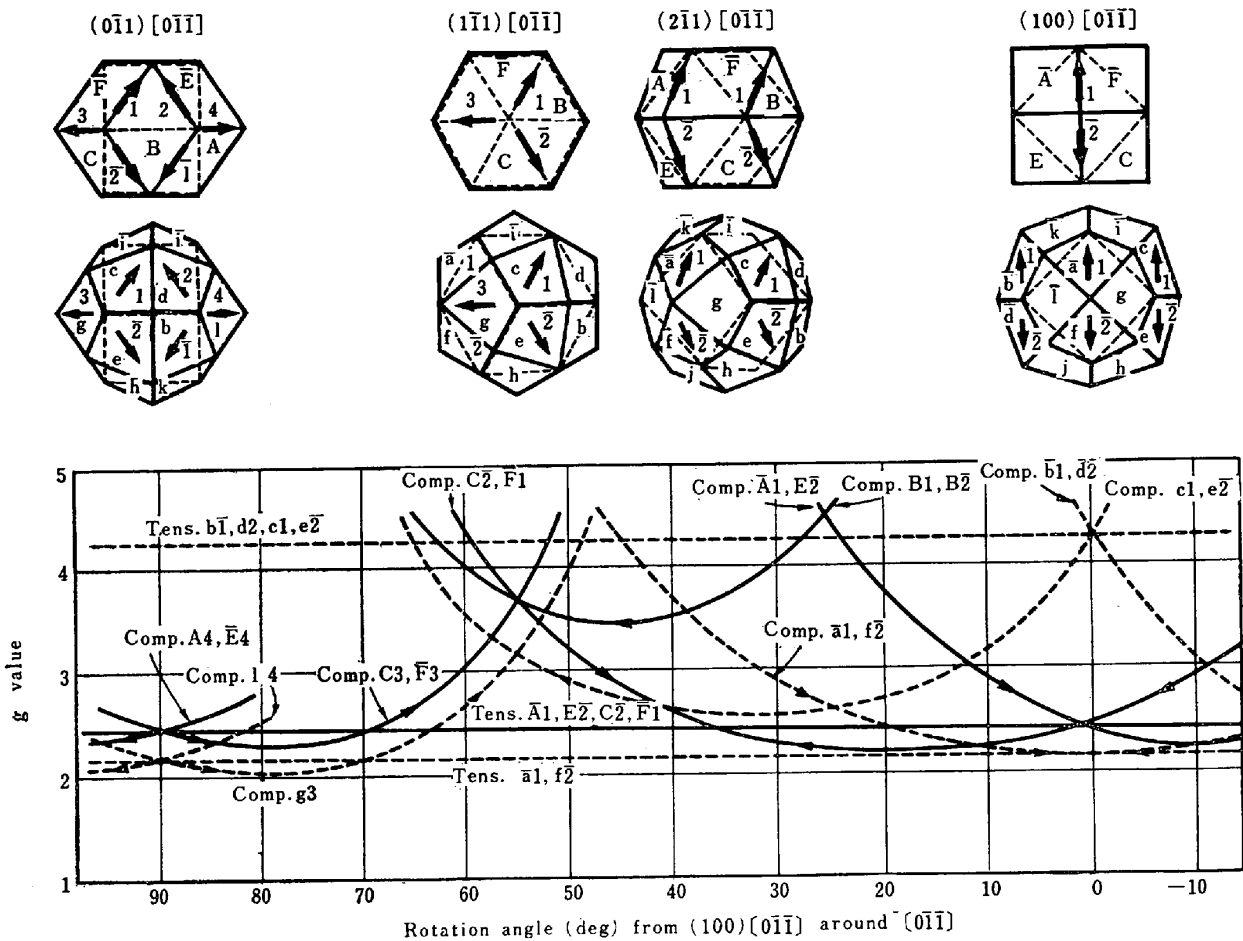


Fig. 39. Dependence of g value of representative $\{110\}\langle 111 \rangle$ and $\{112\}\langle 111 \rangle$ slip systems on rotation of crystals from $(100)[011]$ to $(011)[011]$ around rolling direction $[011]$

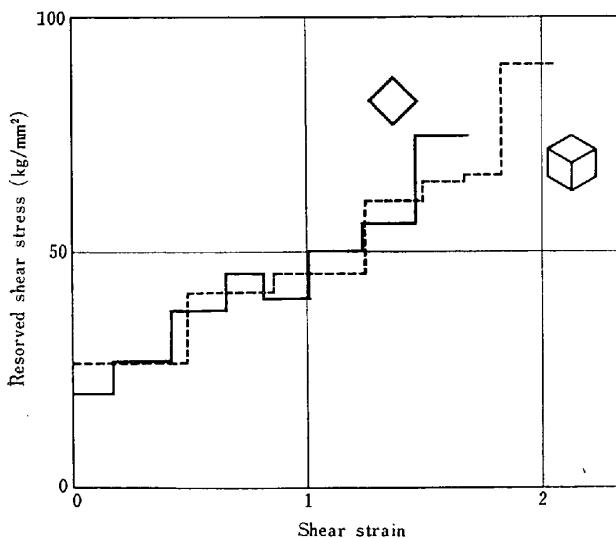


Fig. 40. Shear stress-shear strain curves resolved on operating slip systems in $(001)[110]$ and $(111)[211]$ crystal, calculated from relation of average rolling pressure versus reduction

布は試料の上側と下側部分に働く応力の差を考えると、以下のように説明できる。Fig. 38 に示すように、試料

の上側および下側に働く摩擦力 F と F' のために、試料上側では迂り方向 1 を持った系が 3 と 4 の系より有利に働く傾向にあり、下側では逆に 3 と 4 のほうが働きやすい。その結果、単純な圧縮と引張に対して等価であるこれら 2 つの迂り系は、この付加的剪断応力のために上半分は $(100)[011]$ に、下半分は $(111)[211]$ に回転すると考えられる。

Fig. 24 には Fig. 18 と同様にして計算した曲線と測定値がよく一致していることを示している。予想どおり $(100)[011]$ または $(111)[211]$ に近づくと方位回転は止まる。Fig. 37 により、 $(100)[011]$ 方位は迂り方向 1 と 2 の迂りが等量だけ迂ることによって圧延直角な $[011]$ 方向のまわりの回転に対して安定であることがわかる。

Fig. 37 からはさらに、 $(011)[100]$ と $(211)[111]$ の間の方位は $(111)[211]$ に向かう回転だけが生じ、また $(211)[111]$ と $(100)[011]$ の間の方位は $(100)[011]$ に向かつて回転することが結論され、Fig. 19, 20, 27 に示した実験結果と一致する。

(025)[100] の圧延組織も (011)[100] と同様の方法で説明できる。

4.3 *SIII* におけるじり系と圧延組織の形成

SIII に属する [011] 方向が圧延方向に平行な結晶はすべて圧延中に方位がほとんど変化しない。ただし多少とも圧延方向のまわりに回転する傾向を有する。こうしたふるまいは圧延方向まわりの回転に伴う g 値の変化から Fig. 39 によつて次のように理解できる。この系列では圧延方向に平行な張力に対する g 値は当然各じり系について一定なので圧縮力の成分の効果だけを考える。

(100)[011] が圧延直角方向と圧延面法線を軸とした回転に対していずれも安定方位であることはすでに述べた。圧延方向を軸とした回転では、Fig. 39 から期待されるように {112} じり系 $a1-f2$ の対が活動すれば方位は安定であるが、{110} じり系の $A1-E2$ か $C2-F1$ が活動すれば不安定になる。{112} 系の方が $g \cdot S$ 値が小さいので方位が大体において不変である事実はずなずける。しかし Fig. 12 にみられる試料表面での方位の横広がり、表面付近で {110} 系が働いたためであろう。

(211)[011] 方位は次の理由から安定方位であることが期待される。最小の g 値をもつ $F1$ と $C2$ という 2 つの系が対をなしてじらなければならないことは、丁度 (001)[100] 方位で $A1-C3$ の対について述べたと同じ理由による。この対がじれば、 F と C 面の法線は幅方向に成分を持たないため、変形中 [011] 方向が圧延方向に平行であるばかりでなく、[111] 方向が幅方向に平行に保たれる (付録 I 参照)。

(111)[011] 結晶では $g3$, $c1$, $e2$ の圧縮力に対する g 値が $F1$ と $C2$ のそれより小さいが、張力に対してはずつと大きい ($g3$ では無限大、Fig. 39 参照)。したがって $F1-C2$ 対が働くとすれば、(111)[011] から (211)[011] に向かつて圧延方向 [011] を軸として回転する傾向をもつことになり、Fig. 29 と 30 の結果と一致する。KOH と DUNN⁴⁾ はこの効果の有無について検討できるはつきりしたデータを示していない。

最後に (011)[011] 結晶はじり系がすべて圧縮力が張力の少なくともどちらかの g 値が無限大であることから圧延がむずかしいはずである。この方位では、試料厚さが減少するためには $g3$, $C3$, $F3$ か 14 , $A4$, $E4$ が活動しなければならず、このことはじり方向 3 と 4 が圧延方向に直角なため、試料の幅が大きく広がらざるを得ない (Table 2 参照)。またこれらのじり系が活動すれば方位は不安定で、圧延方向を軸とした回転を生ずるので、圧延組織が Fig. 33 のように広がったものにな

る。一方試料の長さが延びるためには $F1$, $A1$, $C2$, $E2$ の系が働かなければならない。これらの系は試料の幅を減少させる。またこれら 4 つの系がそろつて働くと方位は安定で圧延方向に [011] が平行のまま保たれる。

このように (100)[011] と (211)[011] 結晶は安定方位であるが、ほかのものはこのどちらかに向かつて少し回転する傾向がある。このことはほかの報告⁴⁾と細部ではくい違つている。

上で論じたことを要約すると、活動したじり系の考察によつて代表的な方位をもつ結晶全体について、圧延組織の形成を系統的に説明した。任意方位の結晶の圧延組織は最も近い代表的方位のそれと同じ方法で記述できる。そして最終安定方位は次の 3 つ、すなわち {100} <011>, {111} <211>, {211} <011> である。ただし前 2 者は無条件では安定とはいえず、じり系の活動について若干の条件を付さなければならない。

4.4 付記

Fig. 2 と 14 の平均圧延圧力と圧延率の関係を示す曲線は Fig. 40 のようにじり系に関する分解剪断応力と剪断歪の関係 (r.s.s.-s.s. カーブ) に直すことができる。この図のように (001)[110] 結晶を {110} 面に、(111)[211] 近くの結晶を {112} 面にそれぞれ分解した 2 本の r.s.s.-s.s. カーブはほとんど同じところにくる。もちろんこの分解するじり面の選び方には多少の任意性がある。このような幾何学的な因子のもう 1 つの例は、Fig. 14 (a) にみられたように (011)[100] 結晶では圧延圧力が圧延とともに一たん減少する。これは「幾何学的軟化」と呼ばれる方位回転にともなう g 値の減少 (Fig. 37 参照) のためであろう。

圧延した結晶を再結晶させると、集合組織のほかに顕微鏡組織を調べることが重要になる。第 I 部で述べた顕微鏡組織についての考察は、第 II 部で再結晶と関連して述べる。回復と再結晶は内部エネルギーを放出しながら、いくつかの段階をへて起こる。内部エネルギーの目安として平均圧延圧力、ピッカース硬度と、再結晶速度の関係について考察する。

この研究を通じ、ご支持と励ましを下さつた橋本宇一所長と茅誠司教授に感謝します。武内朋之氏、大河内真氏、八木沢幸平氏がこの実験の初期にご協力下さり、また斎藤豊氏、早川浩氏には試料作りと測定を手伝っていただいた。金材技研の本多竜吉氏、吉川明静氏、そのほか金属物理部の方々、八幡製鉄の今村淳氏、鈴木克巳氏に有益な討論をしていただいた。ここに衷心よりお礼を申し上げたい。

体 R , T , N は Fig. 42 に示すように平行四辺形 $R' = R + \gamma(P \cdot R)D$, $T' = T + \gamma(P \cdot T)D$, $N' = N + \gamma(P \cdot N)D$ に変形される。ここに γ はじり系の剪断歪である。

新しく圧延方向は R から R' に変わり、圧延面法線は N から $[T' \times R'] = N + \gamma[(P \cdot R)T - (P \cdot T)R] \times D$ に変わる。2 つ以上の系が同時に活動する場合は、新しい圧延方向と圧延面法線方向は $R + \int_i \Sigma (P_i \cdot R) D_i d\gamma_i$ と $N + \int_i \Sigma [(P_i \cdot R)T - (P_i \cdot T)R] \times D_i d\gamma_i$ にそれぞれ平行になる。

(例 1) $(2\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 方位の安定性。

$\bar{F}1$ と $C2$ の二重じりに対して $N = 1/\sqrt{6}[2\bar{1}1]$, $R = 1/\sqrt{2}[0\bar{1}1]$, $T = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$, $P_1 = 1/\sqrt{2}[\bar{1}10]$, $D_1 = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$, $P_2 = 1/\sqrt{2}[101]$, $D_2 = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$, $\gamma_1 = \gamma_2$ とそれぞれ置く。新圧延方向は

$$R + \int_i \Sigma (P_i \cdot R) D_i d\gamma_i = (1/\sqrt{2} + \gamma_1/\sqrt{3})[0\bar{1}1]//R$$

新圧延面は

$$N + \int_i \Sigma [(P_i \cdot R)T - (P_i \cdot T)R] \times D_i d\gamma_i$$

$$= (1/\sqrt{6} - \gamma_1/3)[2\bar{1}1]//N$$

したがって $(2\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 方位は $\bar{F}1$ と $C2$ じりが同時に働くとき安定であることが証明された

(例 2) $(111)[2\bar{1}1]$ 方位の安定性。

$D\bar{3}$, $D4$, $f2$ の三重じりに対して, $N = 1/\sqrt{3}[111]$, $R = 1/\sqrt{6}[2\bar{1}1]$, $T = 1/\sqrt{2}[011]$, $P_1 = 1/\sqrt{2}[011]$, $D_1 = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$, $P_2 = 1/\sqrt{2}[011]$, $D_2 = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$, $P_3 = 1/\sqrt{6}[2\bar{1}1]$, $D_3 = 1/\sqrt{3}[\bar{1}11]$ と置き, $D\bar{3}$ と $D4$ 系の剪断歪に対する $f2$ 系のその比を r とし, $d\gamma_3 = rd\gamma_2 = rd\gamma_1$ 置く。

新圧延方向と圧延面はそれぞれ

$$R + \int_i \Sigma (P_i \cdot R) D_i d\gamma_i = 1/\sqrt{6}[2\bar{1}1] + \gamma_1/3\sqrt{3}[r + 2\sqrt{3}, -r, -r],$$

$$N + \int_i \Sigma [(P_i \cdot R)T - (P_i \cdot T)R] \times D_i d\gamma_i = 1/\sqrt{3}[111] + \gamma_1/3\sqrt{6}[2r, r + 2\sqrt{3}, r + 2\sqrt{3}]$$

これらが旧方位と同じ、すなわち $(111)[2\bar{1}1]$ 方位が安定であるための条件は $r = 2\sqrt{3} = 3.5$ である。

第 2 部 再 結 晶 組 織*

Part 2 Recrystallized Texture

Synopsis:

Systematic studies were carried out on the formation of recrystallized texture of 3% Si-Fe single crystals with pre-selected orientation which were cold rolled to a range from 6 to 95%. Change of the annealing texture was successively examined by using the X-ray pole figure method in relation to the metallographic microstructure.

The recrystallization rate was dependent greatly on the type of the rolled texture and was the higher, the rolling pressure and Vickers hardness the crystal exhibited. The primary texture was composed of one or more components which were characteristic of the type of the end orientations, $\{100\}\langle 001 \rangle$, $\{111\}\langle 211 \rangle$, and $\{112\}\langle 110 \rangle$, of the rolled texture. In the rolled crystal with multiple components, every region of each component was always occupied only by the corresponding components of the primary texture even if one component of the rolled texture was markedly different from the others in the recrystallization rate.

Some attempts were made at determining the orientation relationship between the newly formed primaries and the rolled matrix consumed by the primaries. Orientation of each primary was crystallographically related to the matrix, even if it appeared to be randomly distributed at first sight. However, the relationship was relationship was not describable definitely by a simple relation.

(Received 6 Nov. 1967)

1. 緒 言

第 1 部¹⁾では、種々の選ばれた方位をもつ 3% 珪素鉄単結晶の圧延組織の形成を、活動したじり系を考慮して系統的に論じた。3 つの方位 $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{111\}\langle 211 \rangle$,

$\{211\}\langle 011 \rangle$ を持った結晶は圧延によつて方位が変わらず、最終安定方位であることがわかった。ほかの方位は

* 昭和 42 年 11 月 6 日受付 (依頼論文)

英文論文は Trans I.S.I.J., 7 (1967) 2, p. 95~113 に掲載されております。