アルミニウム圧延板における立方体方位 再結晶核の形成について

小久保 一郎*・亀野 克己**

On the formation of recrystallization nuclei with cubic
orientation in a cold rolled aluminum sheet

UDC 669.71:548.51

KOKUBO Ichiro* and KAMENO Katsumi**

The recovery and nucleation process of high purity cold rolled aluminum sheets was investigated by electron microscopic observation. The following results were obtained:

- (1) It was confirmed that regions with cubic orientation existed in the cold rolled state.
- (2) The region with the cubic orientation became a preferential nucleation site during heat treatment.
- (3) Generally, the region with the cubic orientation could be derived by the rotation around the $\langle 111 \rangle_M$ axis from the matrix.
- (4) However, there were six cases where the cubic orientation was described in terms of the 18.5° rotation around the $\langle 100 \rangle_M$ axis from the matrix.
- (5) Regions with non-cubic orientation polygonized by heating, but rarely became recrystallization nuclei because they made low angle boundaries with the surrounding matrix.
- (6) It was reasonable to consider that the recrystallization texture with the cubic orientation was formed by the process of the oriented nucleation and growth.

(Received Aug. 12, 1972)

1. 緒 言

金属圧延板の深絞り性および深絞り耳はその集合組織によって大きな影響を受ける。アルミニウム圧延板においては、 $(100)[001]$ 方位すなわち立方体方位がその集合組織の中で重要な役割りを果たし、たとえば深絞り耳の出易さには、立方体方位の増減が常に密接な関係を持っている。

この立方体方位の形成機構については、銅板についてはかなり詳細な追求がなされ、その機構が明らかになったわけではないが、いくつかの明確な現象および考え方が多くの研究者達によって提示された^{1)~3)}。アルミニウム板の立方体方位の形成過程に関しては、たとえば集合組織の測定からその機構を推定する試みはいくつかなされたが⁴⁾、その形成過程を詳細に追跡した研究はない。

以上の観点から、99.99%のアルミニウム圧延板を用いて、その再結晶過程の電顕観察と解析を行ない、いくつかの新しい知見を与えることができたので報告する。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

常温鍛造によってえた $25\text{ t} \times 60\text{ w} \times l$ の純度の99.99%のアルミニウム塊を厚さ 8.5 mm まで冷間圧延し、 300°C にて30分中間焼鈍した後、厚さ 0.2 mm まで最終冷間圧延した。最終の冷間圧延は、圧延中の試料の温度上昇を極力抑えるために、ドライアイスで冷却した低粘度圧延油の槽中で、各パス毎に試料を冷却しながら行なった。圧延機は直径 150 mm の実験用圧延機である。圧延した試料は常温での回復を阻止するために直ちに -10°C の冷蔵庫に保管した。

圧延板を 40°C から 200°C までの各種温度に30分保持したときの、等時焼鈍による硬度変化を Fig. 1 に示した。 60°C 付近から回復が進行し 140°C では再結晶が完了していると推定される。また圧延板を 150°C にて30分加熱すれば完全な立方体集合組織がえられることを(200)極点図によって確かめた。

* 株式会社神戸製鋼所中央研究所 (神戸市) Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd. (Kobe)

** 株式会社神戸製鋼所中央研究所 (神戸市) (現在: 神戸製鋼所加古川製鉄所) Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd. (Kobe) Presently at Kakogawa Works, Kobe Steel Ltd. (Kakogawa)

Fig. 1 The change of hardness with annealing.

圧延板を圧延のまま、および80℃または100℃にて2～16分加熱した状態で電顕透過観察を行なった。電顕観察の試料としては、0.2 mm厚さの圧延板をエメリーペーパーおよび電解研磨によって薄膜をえた。電解研磨は、メチルアルコール67%+硝酸33%の混合液を用い、3～4 A/dm²の電流密度でBollmann法で行なった。観察試料に施した熱処理状態を厳密に保持できるように電解液を氷で冷やし電解研磨の際の熱発生をできるだけ少なくした。

2.2 解析法

多数の薄膜試料について透過観察を行ない、冷延のマ

1 : □, 2 : △, 3 : ▲, 4 : ⊙, 5 : ●

Photo 1 Cube nucleus in field 1. As cold rolled.

1 : □, 2 & 3 : △, 4 : ▲

Photo 2 Cube nucleus in field 2. As cold rolled.

トリックス中に「再結晶核」と思われるもの*の発生している視野を探し、「再結晶核」およびその周辺の冷延マトリックスの方位を電子線回析によつて求めた。観察した「再結晶核」が立方体方位を有していたときに、立方体方位とマトリックスとの間の結晶学的回転関係を計算機によつて求めた。回転関係の計算方法およびその表示法については以前に報告した⁵⁾。ここでは計算結果のうち回転軸と最近接低指数結晶軸すなわち<100>、<111>、<110>との間の角度αおよび回転角ω₀によつて回転関係を表示して考察を行なった。

なおここでは同一視野内のマトリックスと再結晶核の間の相対的方位関係を問題にしているの、電顕用試料の圧延方向はチェックされていないし、また回折写真の回転角度補正もしていない。

3. 実験結果

高純度アルミニウムにおける再結晶核発生のし方は、たとえばS. Weissmannら⁶⁾の観察と同じく、堀内ら⁷⁾が観察した純銅板の場合と様相を異にしており、また「再結晶核」らしきものが立方体方位である確率も低かった。ここでは立方体方位核を含む21個の視野について、立方体方位核およびその周辺のマトリックスの結晶方位を求め両者の間の方位関係を解析した。以下には21視野のうち代表例として6視野を選んで電顕写真(Photo 1～6)と、立方体方位核および周囲のマトリックスの<111>極の位置、回転軸などを記入したステレオ投影図(Fig. 2～7)を示す。写真の中の番号1, 2, 3...は方位を解析した位置を示し、これらの方位はステレオ投影図の中に□(立方体方位核), △, ▲, ⊙, ●, ▽, ▼などの符号で示した。この図によつて立方体方位核とマトリックスの間の方位関係を直観的に知ることができる。Table 1には解析した21視野すべてについて立方体方位核と周囲のマトリックスの方位(複数)の間の方位関係を計算した結果をまとめて示した。表の中の符号

1, 2, 4 & 5 : □, 3 : ▲, 6 : ⊙●, 7 : △

Photo 3 Cube nucleus in field 3. As cold rolled.

* 明確なポリゴン粒およびわずかに粒界移動を始めた再結晶核を意味する。

△, ▲……などは上記のマトリックスの符号と対応する。以下に紹介する6視野の方位関係はステレオ投影図と同時に Table 1 の計算結果を参照しながら考察を進める。

(1) 視野 No. 1 (Photo 1 & Fig. 2)

Photo 1 は冷延のままで立方体方位が存在している例である。試料作成の過程で回復および立方体方位核の発生が生じた可能性がある。写真中の番号1, 2, 3, 4, 5の場所について制限視野回折を行ない方位を解析した結果を **Fig. 2** に示す。□印で示した1は立方体方位を有することがわかる。その4個の<111>軸を ABCD

1 : □, 2 & 3 : △, 4 : ▲, 4 & 5 : ●

Photo 4 Cube nucleus in field 4. Annealed for 10 minutes at 80°C.

1 : □, 2 : ▲▲, 3 : ●, 4 : ●

Photo 5 Cube nucleus in field 5. Annealed for 14 minutes at 80°C.

1 : □, 2 : △, 3 : ▲, 4 : ●, 5 : ●

Photo 6 Cube nucleus in field 6. Annealed for 16 minutes at 80°C.

で表わした。●印で示した4は1つの<111>軸 D のごく近傍にある回転軸 X 4 の回りの回転によって立方体方位と重なるような方位関係にある。また●印で示した5は他の<111>軸 A に近い回転軸 X 5 の回りの回転によって立方体方位と重なる。Table 1 の計算結果によると X 4 回りの回転は $\alpha = 3.3^\circ$ と小さく、 $\omega_0 = 29.8^\circ$ で立方体方位と重なり、X 5 回転は $\alpha = 4.1^\circ$, $\omega_0 = 43.4^\circ$ であり、いわゆる<111>軸回りの回転関係であることがわかる。われわれは以前にアルミニウム単結晶板の冷延集合組織と再結晶集合組織は<111>軸回転関係にある場合が多いことを報告⁵⁾したが、今回の立方体方位核の

Fig. 2 Orientation relationship in field 1.

Fig. 3 Orientation relationship in field 2.

場合にもこの関係が多く認められた。また Table 1 によると、△印の2および●印の4の $\langle 110 \rangle$ 回転関係は α がそれぞれ 3.5° および 4.7° と小さく、2と4は立方体方位に対して $\langle 110 \rangle$ 回転関係にあるとも見なしえる。

(2) 視野 No. 2 (Photo. 2 & Fig. 3)

Photo 2 および **Fig. 3** に示した例では1が立方体方位核であり、2と3はほとんど同一方位を有していた。1と2および3は **Fig. 3** 左方に示した付近に、お互いにきわめて近接して1つの $\langle 100 \rangle$ 軸を有している。Table 1 の計算結果からわかるように、これらは $\langle 100 \rangle$ 軸回り約 19° の回転関係にある。しかも $\alpha = 0.5^\circ$ と α はきわ

めて小さい。本研究においてわれわれはこの関係を満足する場合を21視野中6回観察しており (Table 1 参照)、しかもいずれの場合も回転角度は 19° にきわめて近かった。これに似た関係は、以前のアルミニウム単結晶についての研究⁵⁾においても観察した。

(3) 視野 No. 3 (Photo. 3 & Fig. 4)

これも冷延状態のものであるが、立方体方位もマトリックスもほとんど回復が進行していないように見受けられる。領域1, 2, 4および5の回折はいずれも同一の立方体方位のパターンを示した。6の領域からは異なる2つの方位が解析された。▲で示した領域3の $\langle 217 \rangle$

Fig. 4 Orientation relationship in field 3.

Fig. 6 Orientation relationship in field 5.

Fig. 5 Orientation relationship in field 4.

Fig. 7 Orientation relationship in field 6.

Table 1 The orientation relationships between cube nuclei and matrices.

No.*	Marks**	Orientation of matrices	<100>rotation		<111>rotation		<110>rotation		Remarks
			α (deg.)	ω_0 (deg.)	α (deg.)	ω_0 (deg.)	α (deg.)	ω_0 (deg.)	
1	$\triangle$ (2) $\odot$ (4) $\bullet$ (5)	(3 $\bar{1}0$)	9.5	25.7	8.0	28.3	3.5*	31.1	Photo 1
		(217)	9.2	29.2	3.3*	29.8	4.7*	33.1	Fig. 2
		(211)	16.4	29.9	4.1*	43.4	9.1	39.7	
2	$\triangle$ (2, 3)	(3 $\bar{1}0$)	0.5*	18.6	8.1	11.9	6.3	13.8	Photo 2 Fig. 3
3	$\blacktriangle$ (3) $\odot$ (6) $\bullet$ (6') ∇ (7)	(2 $\bar{1}7$)	9.0	21.3	6.3	25.4	2.9*	27.3	Photo 3
		(3 $\bar{1}0$)	4.1*	18.6	6.6	16.4	3.9*	18.7	
		(123)	19.5	38.4	5.0*	53.4	3.9*	60.5	Fig. 4
		(741)	6.3	30.1	9.7	27.3	7.1	29.4	
4	$\triangle$ (2, 3) $\odot$ (4, 5)	(3 $\bar{6}1$)	6.0	25.9	7.8	24.6	6.4	85.5	Photo 4 Fig. 5
		(741)	16.0	35.8	6.8	45.9	8.9	58.0	
5	$\triangle$ (2) $\blacktriangle$ (2) $\odot$ (3) $\bullet$ (4)	(1 $\bar{2}5$)	12.6	35.2	7.4	40.8	10.9	54.9	Photo 5
		(3 $\bar{6}1$)	14.9	40.8	8.6	47.5	7.2	53.2	
		(1 $\bar{2}5$)	12.4	27.2	4.3*	35.8	8.8	32.3	Fig. 6
		(1 $\bar{2}5$)	6.8	22.4	5.5	24.1	6.4	22.9	
6	$\triangle$ (2) $\blacktriangle$ (3) $\odot$ (4) $\bullet$ (5)	(211)	16.3	29.8	4.0*	43.2	9.9	39.3	Photo 6
		(211)	12.7	27.1	5.9	35.3	6.0	35.0	
		(211)	13.6	28.1	4.2*	38.2	8.9	34.8	Fig. 7
		(211)	15.5	29.4	3.7*	41.8	10.3	37.3	
7		(211)	18.5	36.2	7.6	49.3	7.6	85.0	
		(3 $\bar{1}0$)	0.3*	18.6	8.2	11.6	6.4	13.5	
		(1 $\bar{1}3$)	13.1	34.0	7.9	40.1	7.5	40.1	
		(741)	7.2	28.7	7.9	28.5	8.4	27.3	
8		(1 $\bar{2}5$)	12.3	23.7	7.3	31.2	3.1*	33.4	
9		(3 $\bar{1}0$)	2.0*	18.6	7.3	13.8	5.2	15.9	
10		(211)	18.4	33.2	6.5	47.6	8.3	97.1	
11		(1 $\bar{1}0$)	15.6	43.6	7.8	51.5	8.2	45.1	
		(3 $\bar{1}0$)	4.7*	18.5	6.5	17.2	3.4*	19.6	
12		(123)	17.4	28.3	1.9*	44.4	9.3	66.1	
13		(123)	19.5	37.0	4.4*	52.5	4.4*	61.6	
		(211)	18.4	32.3	6.2	47.1	8.6	82.2	
14		(211)	12.6	24.8	10.2	29.8	0.3*	35.2	
15		(123)	15.2	29.3	3.6*	41.5	10.6	36.4	
		(211)	15.3	29.3	3.7*	41.5	10.4	36.8	
16		(211)	18.4	33.3	6.5	47.7	8.3	82.9	
		(211)	18.6	37.1	8.0	49.8	7.4	85.6	
17		(1 $\bar{1}3$)	9.5	19.1	3.6*	26.1	5.0*	25.0	
18		(110)	3.9*	41.5	9.7	59.6	0.3*	90.0	
		(110)	17.4	44.9	1.2*	59.9	0.0*	49.7	
19		(110)	18.5	33.9	9.8	34.1	7.6	26.2	
20		(1 $\bar{2}5$)	8.5	20.3	3.7*	25.5	6.1	23.4	
		(3 $\bar{1}0$)	9.5	25.7	8.0	28.3	3.5*	31.1	
21		(1 $\bar{2}5$)	12.6	34.7	7.2	40.5	10.9	36.8	
		(3 $\bar{1}0$)	1.0*	18.6	7.8	12.5	5.9	14.5	
		(1 $\bar{1}4$)	6.9	14.0	5.1	17.4	1.1*	19.5	

*Field number of electron -microscopic observation. **The symbols, $\triangle$, $\odot$, etc. coincide with those in Fig. 3~6. The numbers, parenthesized, show the regions in Photos 1~6.

*The orientation relationships, in which α is smaller than five degrees.

方位は、立方体方位核と1つの $\langle 111 \rangle$ 軸Aの近くの回転軸X3の回りの 25.4° 回転関係にあるが、 α が 6.3° と大きく、 $\langle 111 \rangle$ 軸回転関係にあると言い難い。領域6の方位のうち●で示した方位は $\langle 111 \rangle$ 軸Bに近い回転軸X6'の回りの 53.4° 回転関係にある。この場合 $\langle 111 \rangle$ 軸Bと回転軸の間の角度 α は 5.0° である。理論的根拠があるわけではないが、本報告では α が 5.0° より小さいとき立方体方位核とマトリックスはたとえば $\langle 111 \rangle$ 軸回転関係にあると見なすことにする。●印で示した領域6の(3T0)方位と▽で示した領域7の(741)方位は立方体方位核に対して、Fig. 4右上に位置する $\langle 100 \rangle$ 軸に近い回転軸X6およびX7の回りの回転関係にあるが、領域7の方位では α は 6.3° と大きく $\langle 100 \rangle$ 回転関係とは見なされない。領域6の(3T0)方位は $\alpha = 4.1^\circ$ 、 $\omega_0 = 18.6^\circ$ で(Table 1参照)視野No. 2で示した方位関係と全く同一である。なお、Photo 3の写真は立方体方位(核)が冷延のままで存在している状態を示すものである。

(4) 視野 No. 4 (Photo 4 & Fig. 5)

これは冷延板を 80°C にて10分加熱した状態で立方体方位核を観察した例である。1が立方体方位核でありこれをはさんで2と3、および4と5はそれぞれほとんど同じ方位を有していた。4の領域では2つの方位が回折像に現われ、そのうちの1つ(▲印)は2および3の方位に近かった。△印で示した領域2、3の方位は立方体方位核に対して視野No. 2 (Fig. 3)と似た関係にあるがTable 1の計算結果によると α は 6.0° と大きく ω_0 も 25.9° で $\langle 100 \rangle$ 回転関係とはいえない。4、5はX4 & 5の回りの 45.9° 回転関係にあるがやはり α は 6.8° で大きい。

(5) 視野 No. 5 (Photo 5 & Fig. 6)

ここに示した4つのマトリックスの方位のうち、●印で示した領域3の(125)方位は立方体方位核に対し $\alpha = 4.3^\circ$ 、 $\omega_0 = 35.8^\circ$ の $\langle 111 \rangle$ 回転関係にある。一方△印で示した領域2の(125)方位は α は 7.4° と大きく $\langle 111 \rangle$ 軸Bに近い回転軸X2の回りの 40.8° 回転関係にあり、▲印の(125)方位と●印の(125)方位はFig. 8の小円で囲んだ位置で $\langle 111 \rangle$ 軸を共有している。

(6) 視野 No. 6 (Photo 6 & Fig. 7)

Photo 6は 80°C にて16分加熱した組織で立方体方位核はすでにかかなり大きく成長している。そして全域にわたって同じ方位を有する冷延マトリックス中に存在する。立方体方位核と各場所の方位はいずれも $\langle 111 \rangle$ 軸回りの回転関係にあり α は $3.7^\circ \sim 5.9^\circ$ と小さい。回転角度も粒界移動が起こりやすいと考えられる^{5), 8), 9)} 角度範囲、 $\omega_0 = 35^\circ \sim 43^\circ$ の間にあり、立方体方位核が oriented growth によって成長するという考え方を支持する例で

Fig. 8 Orientation relationship between cube nuclei and matrices. $\alpha \leq 5^\circ$

ある。

(7) その他

視野No. 7~21についての詳細な報告は省略し、計算結果のみをTable 1に示した。これらの中にも $\langle 100 \rangle$ 軸回りの 18.5° または 18.6° 回転および $\langle 111 \rangle$ 軸回りの回転関係などが多く認められる。

4. 考 察

立方体方位の形成機構については多くの議論がなされてきた。これらのうち逆Rawland機構のような新たな核発生を伴うとする考え¹¹⁻¹³⁾には多くの矛盾が存在することが指摘された¹⁰⁾。本実験の範囲においては立方体方位核の形成の初期を知ることは困難であるが、たとえばPhoto 3に見られるように立方体方位核は冷延の状態ですでに存在している。そして藤田^{11), 12)}がアルミニウムについて、古林¹³⁾が3% Si鋼について行なつた詳細な研究結果が示すように再結晶核は冷延状態で存在する方位から生じるという事実はごく一般的であると考えられる。同様なことは最近の数多くの深絞り用鋼板の再結晶に関する研究でも示されている。ただ本研究で問題としている立方体方位の場合には、冷延における立方体方位の形成過程がさらに詳細に追跡されなければならない。

ここに紹介した6視野の例が示すように立方体方位は多くの冷延方位の中からきわめて優先的に核として成長する。そしていずれの場合にも立方体方位は全く異なる方位のマトリックスの中に孤立して存在する。立方体方位以外のマトリックスも加熱によつて明瞭なポリゴン粒を形成する。このようなポリゴン粒はきわめて多く形成されるがこの場合隣接するポリゴン粒はお互いに類似した方位を有しており核として成長することができない。

Photo 7はその1例を示す。領域1、2、3はいずれも試料面に平行に(110)面を有し方位差は 10° 以内であった。ポリゴン粒ではなく、いわゆる粒界移動を開始した

領域を核と考えるならば、以上のことから、立方体方位核は oriented nucleation によつて形成されるといえる。

一方 Fig. 2~7 および Table 1 の結果が示すように立方体方位核と周囲のマトリックスは特定の方位関係にある場合が多い。Photo 3 を除いて立方体方位核は直径約 $2\sim 3\mu$ 程度に成長した状態で観察されており、成長開始の初期の状態は正確にはわからないが、 3μ 程度の大きさでは立方体方位核とマトリックスの方位関係を調べるとき大きな支障にはならないと考えられる。Table 1 において α が 5° 以下のものに※印を付した。Fig. 8 は※印の方位関係のみを抜き出して各回転関係毎にプロットしたものである。立方体方位核とマトリックスが $\langle 100 \rangle$ 軸回転関係にあると見なされるもの ($\alpha \leq 5^\circ$) が 21 視野中 7 例存在したが、1 例を除き 6 つの場合に回転角度は 18.5° または 18.6° であった。この実験の精度から考えてこれらの回転角度の一致は驚くべきことである。この関係は Kronberg-Wilson⁷² が fcc 金属の coincidence のよい方位関係として挙げている $\langle 100 \rangle$ 軸 19° 回転に非常に近い。一方 $\langle 100 \rangle$ 軸 19° 回転関係の coincidence 密度⁷³ は $1/37$ であまり大きくなく、また Aust¹⁴³ らが (100) tilt 粒界について粒界移動の活性化エネルギーを求めたときの、活性化エネルギーの極小値をとる角度 (23° , 28° & 37°) とも一致しない。したがって $\langle 100 \rangle$ 18.5° 回転関係が立方体方位核の成長に有利な方位関係かどうかはわからない。ただ、後で述べる $\langle 111 \rangle$ 回転と異なり ω_0 の角度範囲が狭かった ($18.5\sim 18.6^\circ$) 理由はわからないが、マトリックスの方位はいずれも $(3\bar{1}0)$ であり、冷間圧延における立方体方位の形成機構と密接に関係している可能性がある。いずれにしても $\langle 100 \rangle$ 18.5° 回転関係は立方体方位の冷間圧延中での形成、加熱時の核発生または成長のし易さのいずれかと密接な関係を有すると考えられるのが妥当であろう。

一方 $\langle 111 \rangle$ 軸回転と見なされる場合は Fig. 8 (b) に示すように 14 例認められた。冷間圧延したアルミニウム単結晶板の再結晶で $\langle 111 \rangle$ 回転関係が重要な役割りを果たすことを報告⁵⁾ したが、ここでもこの関係が多く認められた。そして回転角度 ω_0 の範囲もほぼ一致しているが、ここでは Yoshida⁸⁾ らおよび Beck⁹⁾ らが strain-induced-grain-boundary-migration を利用した単結晶による実験で認めた $\omega_0 = 40^\circ$ の前後の角度にある場合が多い。fcc 金属においてはこのような方位関係があるときに粒界移動が容易であることはもはやまぎれもない事実である。この容易な粒界移動の機構については coincidence model が提案⁷⁾ され、また支持された¹⁵⁾。しかし多くの実験結果は回転角度 ω_0 が幾何学的に coincidence のよい角度からかなりずれていても粒界移動が容易であることを示しており、これは coincidence cite model の

Photo 7 Polygonized matrix. Annealed 14 minutes at 80°C .

弱点であると Stüwe¹⁶⁾ は指摘した。しかし Hren¹⁷⁾ らが field ion micro-scope によつて grain boundary step を観察したこと、および Aust¹⁸⁾ らが同様のことから粒界移動には lattice coincidence ではなくて boundary coincidence が重要な役割を果たすと述べていることはこれらの機構をかなりよく説明している。いずれにしてもアルミニウム板の立方体方位核の成長においてもこのような oriented growth の機構が重要な役割りを果たしていると考えられる。なお Table 1 からわかるように立方体方位と $\langle 111 \rangle$ 回転関係にあるマトリックスは $\langle 211 \rangle$ または (123) 方位であることが多い。これは立方体集合組織の形成機構を極点図の上からマクロ的に考察し、oriented growth の立場を支持した考え方¹⁹⁾ をさらに明確にしたものといえる。

$\langle 110 \rangle$ 回転関係と見なされるものも Fig. 8 (c) に示したように 14 例認められた。そして回転角度 ω_0 が約 $20^\circ\sim 35^\circ$ の間にある場合が多い。単結晶を用いた実験で $\langle 110 \rangle$ 回転関係を認めたという報告²⁰⁾ もあるが、 $\langle 110 \rangle$ 回転関係が粒界移動に有利な方位関係であるという実験事実はほとんどない。ここでは $\langle 100 \rangle$ 回転関係のように ω_0 幅がきわめて小さいというような特長な現象も認められないので $\langle 110 \rangle$ 回転関係についてはこれ以上の考察を進めることはできない。

以上の結果をまとめて考えると立方体方位核の成長にマトリックスとの方位関係が重要な役割りを果たしているのは明らかであろう。前に立方体方位核は他の方位に比べてきわめて優先的に核発生するので、oriented nucleation であると述べた。冷延状態における立方体方位とマトリックスのひずみエネルギーの差、および立方体方位が冷延状態から Photo 1~6 に示した $2\sim 3\mu$ の核（または粒）に成長するまでの過程の詳細が不明であるので、正確な議論はできないが、立方体方位核が核となりえた、または粒界移動を開始したのは、マトリックスとの方位関係に起因するのではないかと考えられる。すなわち、 $\langle 100 \rangle$ 18.5° 回転の役割は不明であるが先に

述べた oriented nucleation は基本的には oriented growth に基づくものではないかと思われる。そしてこの核が成長し立方体方位再結晶集合組織を形成する過程は oriented growth に支配された過程であると考えるのが妥当である。

5. ま と め

高純度アルミニウム板の立方体方位の形成過程を調べつぎのようなことがわかった。

- 1) 立方体方位は冷延状態で存在しているのを認めた。
- 2) 立方体方位は他の方位に比べてきわめて優先的に核となりうる。
- 3) 立方体方位核は全く異なる方位のマトリックスの中に孤立して存在する。
- 4) 他の方位は加熱によって明確なポリゴン粒となつても核として成長しない。このポリゴン粒は周囲のポリゴン粒ときわめて近い方位を有している。
- 5) 立方体方位核とマトリックスの間に $\langle 100 \rangle$ 軸回りの 18.5° または 18.6° 回転関係が存在する場合を6例認めた。
- 6) 立方体方位核とマトリックスの間に $\langle 111 \rangle$ 軸回転関係がある場合が多く認められた。
- 7) 立方体方位の核発生、成長ひいては立方体方位再結晶集合組織の形成は oriented growth によると考えるのが妥当である。

参 考 文 献

- 1) C. A. Verbraak: Acta Met. **6** (1958), 580.
- 2) 堀内, 大久保, 五弓: 日本金属学会誌, **9** (1965), 891.
- 3) H. Hinkel, G. Haase, F. Granzer: Acta Met. **15** (1967), 1875.
- 4) 辺見, 永井: 日本金属学会誌, **31** (1967), 329.
- 5) 平野, 小久保, 亀野: 塑性と加工, **8** (1967), 223.
- 6) S. Weissmann, T. Imura, N. Hosokawa: Recovery and Recrystallization of Metals. (Interscience Publishers. 1963) 241
- 7) M. L. Kronberg and F. H. Wilson: Trans. AIME, **185** (1949), 501.
- 8) H. Yoshida, B. Liebmann, and K. Lücke: Acta Met. **7** (1959), 51.
- 9) P. A. Beck, R. Sperry and H. Hu: J. Appl. Phys., **21** (1950), 420.
S. Kohara, M. N. Parthasarathi and P. A. Beck: Trans. AIME **212** (1958), 875.
- 10) 上城: 日本金属学会, 昭和44年度秋期大会 特別講演, 講演概要 (1969), 125.
- 11) H. Fujita: Japan, J. Appl. Phys. **5** (1966), 729.
- 12) H. Fujita: J. Phys. Soc. Japan. **29** (1969), 1437.
- 13) E. Furubayashi: Trans. ISIJ, **9** (1969), 222.
- 14) J. W. Rutter and K. T. Aust: Acta Met. **13** (1965), 181.
- 15) K. T. Aust and J. W. Rutter: Recovery and Recrystallization of Metals, (Interscience Publishers, 1963) 131.
- 16) H. P. Stüwe: Trans. AIME, **221** (1961), 203.
- 17) J. Hren: Acta Met. **13** (1965), 479.
- 18) K. T. Aust and B. Chalmers: Met. Trans. **1** (1970), 1095.
- 19) たとえば Cu の場合について, P. A. Beck and H. Hu: J. Metals, **4** (1952), 83.
- 20) Y. C. Liu and W. R. Hibbard, Jr: J. of Met., (1955), 1249.