



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔の立方体集合組織形成過程のEBSP法による解析
Author(s)	池田, 賢一; 津曲, 兼一郎; 吉田, 冬樹 他
Citation	軽金属, 51(2), 119-124 https://doi.org/10.2464/jilm.51.119
Issue Date	2001-02
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75348
Type	journal article
File Information	J. Jpn Inst. Light Metal 51(2) 119.pdf



電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔の
立方体集合組織形成過程のEBSP法による解析池田 賢一*・津曲兼一郎**・吉田 冬樹***
中島 英治***・阿部 弘***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 2 (2001), pp. 119-124

Analysis of cube texture in high purity aluminum
foils for electrolytic capacitor by EBSP methodKen-ichi IKEDA*, Ken-ichirou TSUMAGARI**, Fuyuki YOSHIDA***
Hideharu NAKASHIMA*** and Hiroshi ABE***

In this study, to clarify the formation process for electrolytic capacitor, crystal orientations and residual strains in a cold rolled foil, a partially annealed foil and an additionally rolled foil were evaluated by EBSP method. The partially annealed foil and the additionally rolled foil were heat treated at 300°C and the crystal orientation and the grain boundary character were analyzed. The main results are summarized as follows. (1) Additional rolling preferentially introduces strains in off-cube grains. (2) Most of the grain boundaries of cube grains are high angle boundaries. (3) The cube grains in high purity aluminum foils grow by the migration of high angle boundaries due to the lower strain energy.

(Received July 24, 2000)

Keywords: high purity aluminum foil, cube texture, residual strain, grain boundary character, EBSP method

1. 緒 言

陽極高圧下で用いられる電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔は、良好なエッチング特性を示す立方体集合組織を発達させることによって静電容量を増大し使用されている。このような厚さ約100 μ mの箔の場合、再結晶粒が成長し箔を貫通する現象が起り、集積度が上昇しないことが問題となっていたが、立方体集合組織を発達させるために、製造工程の冷間圧延と最終焼なましの間に部分的な焼なましと付加的な軽圧延を施すことによって、その集積度が95%以上に増大すること¹⁾が明らかになった。

最近、高純度アルミニウム箔における立方体集合組織の形成過程に関して、様々な研究^{2)~5)}が行われるようになったが、立方体方位粒とその他の方位を有する結晶粒との方位関係や、部分焼なまし、付加的圧延が及ぼす集合組織形成への効果等、いまだ不明な点が多いのが現状である。したがって、立方体方位粒の成長過程ならびに集合組織の形成過程における部分焼なまし、付加的圧延の効果を明らかにすることは重要である。

一般に再結晶粒の成長速度は、その素過程である粒界の移動速度に依存し、その速度はひずみや粒界エネルギーによる

駆動力と粒界の易動度によって決定される。銅やアルミニウム合金厚板の立方体方位粒の成長に関しては、付加的圧延で生じる粒内のひずみを駆動力とした粒界移動が起こると報告されている^{1),6)}が、アルミニウム箔に関しても同様の現象が起きているかは明らかにされていない。また、粒界をはさむ二つの結晶粒の方位関係によって粒界の性格が決定されるが、この粒界性格は力学的性質や電気的性質だけでなく、粒界の易動度にも大きな影響を与えることが知られている。一般に一次再結晶における粒界の易動度は、小角粒界よりも大角粒界の方が大きい⁷⁾と言われている。また、立方体方位粒とその他の方位粒との粒界が $\langle 111 \rangle$ 軸を中心に40°の回転関係を有していれば移動しやすいということも報告されている⁸⁾が、高純度アルミニウム箔について粒界の性格を詳細に検討した研究はほとんどない。箔の再結晶現象は板等のバルク材とは異なることが予想され、特に結晶粒が箔を貫通した場合などの粒界性格の効果を検討すべきである。したがって、再結晶において最も重要な要因となる、粒内に蓄積するひずみと粒界の性格を個別に調べることは再結晶集合組織形成過程を解明する上で重要である。

そこで本研究では、「粒内のひずみ」と「粒界性格」に着目し、立方体方位粒の成長における部分焼なましと付加的圧

* 九州大学大学院生 (〒816-8580 福岡県春日市春日公園 6-1)。Graduate Student, Kyushu University (6-1 Kasugakoen, Kasuga-shi, Fukuoka 816-8580).

** 九州大学大学院生 (春日市) [現在: ソニー長崎㈱ (諫早市)]。Graduate Student, Kyushu University (Kasuga-shi, Fukuoka) [Present: Sony Nagasaki Corporation (Isahaya-shi, Nagasaki)].

*** 九州大学大学院総合理工学研究院 (春日市)。Faculty of Engineering Sciences, Kyushu University (Kasuga-shi, Fukuoka).

延が及ぼす効果を明らかにし、立方体集合組織形成過程について検討を行った。なお、上記した「粒内のひずみ」と「粒界性格」の解析には、多結晶の結晶方位解析法として有用な SEM-EBSP (Electron Back-Scatter diffraction Pattern) 法を用いた。

2. Euler 角を用いた粒界性格の求め方⁹⁾

粒界性格を正確に記述するためには、粒界をはさむ二つの結晶粒の共通回転軸方位、回転角度および粒界面方位が必要である。しかしながら、多結晶中の粒界面は湾曲している場合が多く、同じ結晶粒であっても様々な粒界面方位を持つことになる。したがって、多結晶中の粒界面方位を決定するのは困難である。そこで本研究では、粒界性格を表す指標として対応格子理論^{10),11)}に基づいた Σ 値を用いる。ここで、 Σ 値を用いた理由は、 Σ 値が粒界をはさむ二つの結晶粒の共通回転軸方位と回転角度のみで決定できることと、 Σ 値分布を調べることで材料特性を評価できること¹²⁾が知られているからである。そこで、以下に EBSP 法によって得られる結晶方位の情報である Euler 角を用いた粒界性格を表す Σ 値の求め方を説明する。粒界をはさむ二つの結晶の方位行列を A_1 , A_2 とすると、結晶粒界を表すテンソル G は式(1)により求めることができる。

$$G = A_2 A_1^{-1} \quad (1)$$

ただし、 $\det A_1 \neq 0$ とする。この G は A_1 と A_2 で表される二つの結晶の共通回転軸方位 $[d_1 d_2 d_3]$ と回転角 ω の情報を有している。すなわち、 G のトレースから ω を、その他の成分から $[d_1 d_2 d_3]$ を求めることができる。これによって、粒界性格を表す Σ 値が決定される。本研究では、測定された Euler 角から、立方晶が有する 24 の対称性を考慮して、 ω が最小となる $[d_1 d_2 d_3]$ を求めるプログラムを自作し粒界性格の解析 (Σ 値の決定) を行った。

3. 実験方法

本研究で用いた試料は、軽金属学会・粒界近傍の材料物性部会より供与された 99.99% アルミニウム箔 (東洋アルミニウム製) である。この箔は主な不純物元素として Fe: 8 ppm, Si: 8 ppm, Cu: 50 ppm を含んでいる。実験には箔の各製造工程中から採取した 3 種類の試料を用いており、本論文では冷間圧延材、部分焼なまし材および付加的圧延材と呼ぶ。冷間圧延材は、厚さ約 6~7 mm の熱間圧延板を約 400 μm まで冷間圧延後、さらに約 130 μm まで冷間圧延を施している試料である。また、部分焼なまし材は冷間圧延材を大気中、約 2°C/min の昇温速度で 230°C まで昇温し、6 h 保持の焼なましを施している。付加的圧延材は部分焼なまし後約 110 μm まで軽圧延を施している試料である。Fig. 1 に本研究で用いたアルミニウム箔の製造工程を示す。

各試料ともに、圧延方向が長手方向になるように約 10×5 mm² の板状試験片を切出した。立方体方位粒の成長過程を観察するために部分焼なまし材と付加的圧延材は約 2×10⁻³ Pa の真空中、約 30°C/min の昇温速度で 300°C まで昇温し、種々の時間保持する熱処理を施した。その後、試料表面に電解研磨を施して方位解析に供した。なお、電解研磨液は過塩素酸、エチレングリコールおよびエタノールを容積比で 1:2:7 の液を使用した。また電解研磨は、液温約 2~3°C、電

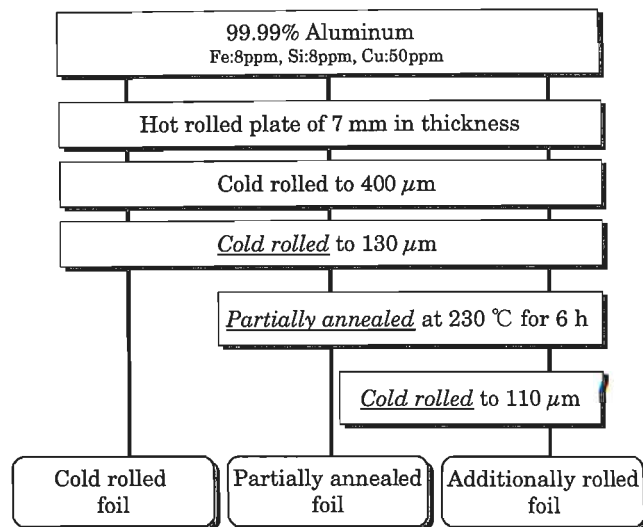


Fig. 1 Production process of samples.

圧 23 V の条件で液を攪拌しながら行った。

結晶方位解析には TSL 社製の OIMTM を用いて行った。測定には、SEM の電子線の走査ステップ幅を冷間圧延材では 1 μm 、部分焼なまし材、付加的圧延材では 2 μm と 5 μm として行った。これは、各試料において結晶粒径を考慮したためである。なお、結晶方位の信頼性には OIMTM で定義された信頼性を表す CI (Confidence Index) 値 (0~1) を用いた。

粒界性格解析には、各結晶粒を誤差範囲内で同一の測定点の集団で定義し、各結晶方位を CI 値が 0.5 以上の測定点の Euler 角を代表値として用い、自作の粒界性格解析プログラムで Σ 値を求め、粒界性格分布図を作成した。なお、本研究で用いた付加的圧延材と部分焼なまし材は、結晶方位によらず各結晶粒で CI 値が 0.5 以上の測定点が約 50~95% を占めていた。したがって、この方法での粒界性格解析は妥当であるといえる。

4. 実験結果および考察

4.1 各工程における立方体方位粒分布

Fig. 2 に冷間圧延後の試料の (a) 圧延面結晶方位像、(b) 立方体方位粒分布、(c) {111} 極点図および (d) 方位像に使用した標準ステレオ三角形を示す。Fig. 2(a), (b) のような EBSP 解析結果では、スケールバーの垂直方向が圧延方向 (RD) となるように示した (以下の方位像、立方体方位粒分布についても同様に示す)。Fig. 2(b) 中で赤で塗られている粒が立方体方位粒である。ここで、本研究では理想方位からのずれが 15° 以内の方位を有する粒を立方体方位 ({100} <001>) 粒とした。また、この立方体方位粒分布の白黒のコントラストは、測定時に取込まれる EBSP の鮮明度でコントラストを付けている (これ以降の立方体方位粒分布についても同様に示す)。

この冷間圧延材は約 95% の強加工により形成された β 方位群を有する圧延集合組織を有していることが Fig. 2(c) の {111} 極点図からわかる。また、Fig. 2(b) に示しているように、この視野で少数の立方体方位粒が確認された。冷間圧延材での立方体方位粒の存在は、これまでの極点図法²⁾や微分干渉顕微鏡³⁾などを用いた観察では確認されていない。これ

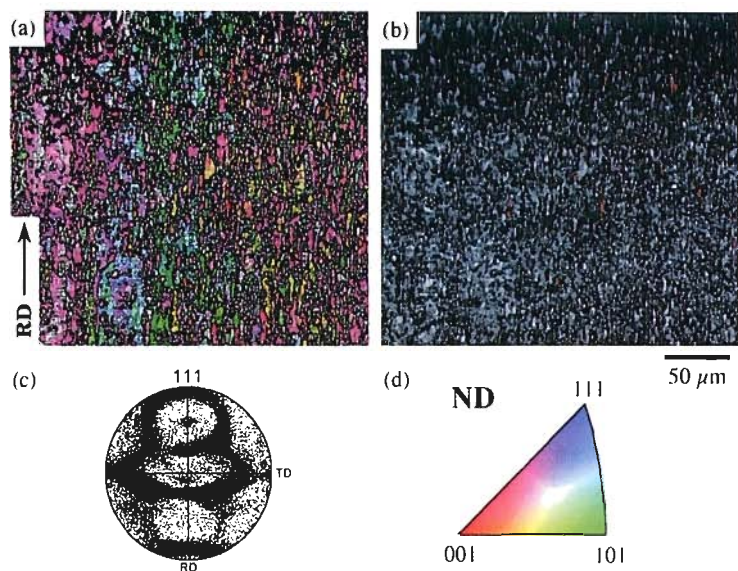


Fig. 2 OIM images of the ND plane in the surface of cold rolled foil, (a) the distribution map of crystal orientation, (b) the distribution map of cube grains (red grains), (c) $\{111\}$ pole figure and (d) unit triangle.

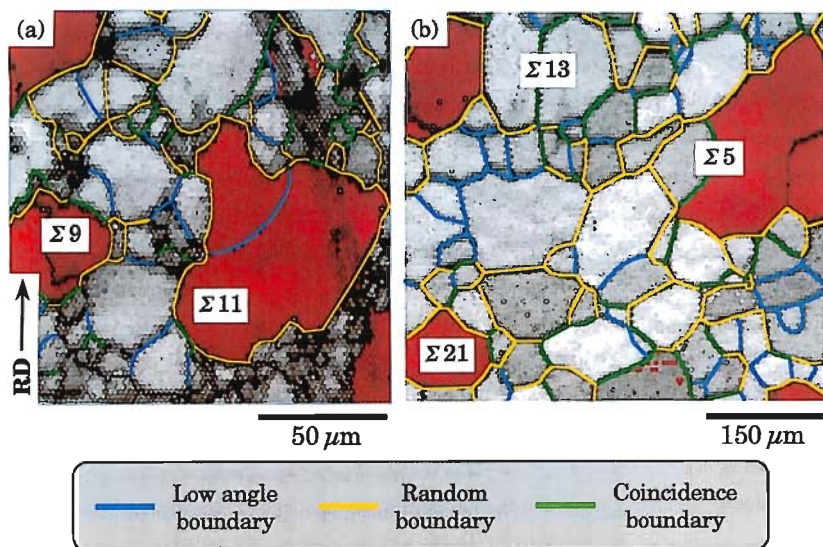


Fig. 9 The distribution of grain boundary characters in the surface of partially annealed foils, subsequently annealed at 300°C for (a) 1 min and (b) 60 min.

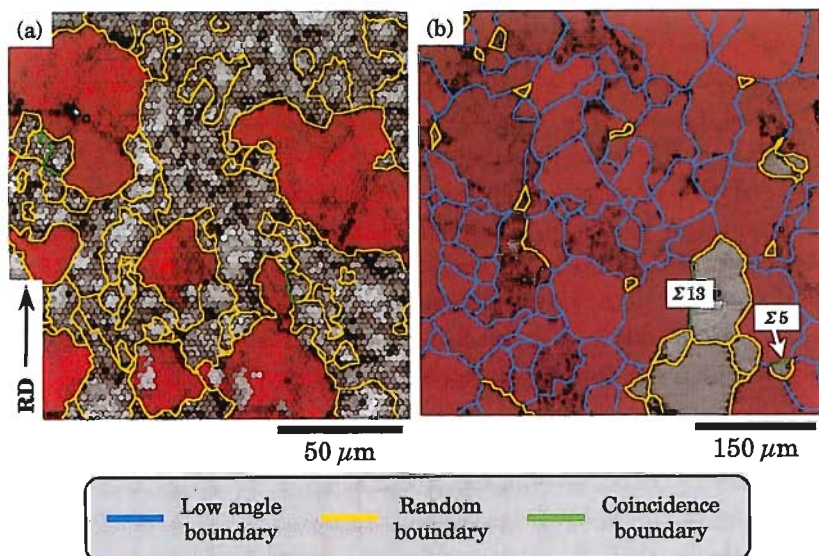


Fig. 10 The distribution of grain boundary characters in the surface of additionally rolled foils, subsequently annealed at 300°C for (a) 1 min and (b) 5 min.

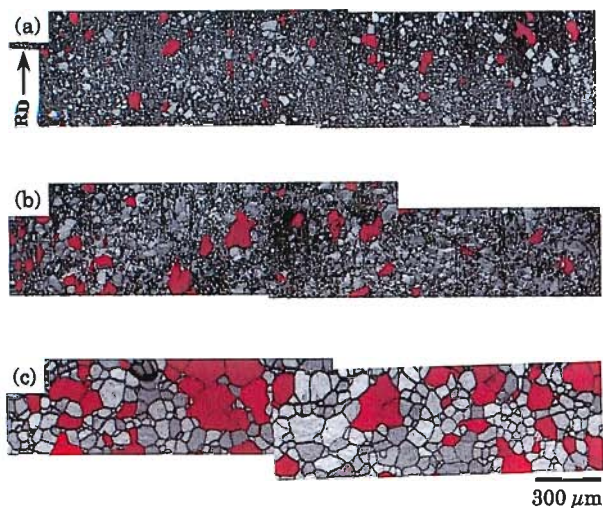


Fig. 3 The distribution map of cube grains in the surface of partially annealed foils, (a) as-annealed at 230°C for 6 h, (b) subsequently annealed at 300°C for 1 min and (c) subsequently annealed at 300°C for 60 min.

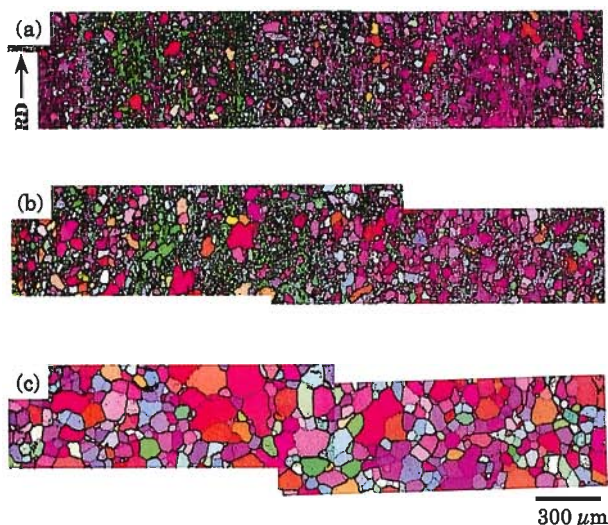


Fig. 4 The distribution map of crystal orientations in the same specimens as Fig. 3, (a) as-annealed, (b) subsequently annealed at 300°C for 1 min and (c) subsequently annealed at 300°C for 60 min.

は、非常に微細な粒として存在するために観察できなかったと考えられる。この立方体方位粒のみが成長して、試料全体を埋め尽くすとは考えにくい。冷間圧延材表面にも立方体方位粒が存在することが、EBSP法によって初めて明らかにされた。

Fig. 3(a)に230°Cで処理された部分焼なまし材の立方体方位粒分布を示す。また、立方体方位粒の成長挙動を明らかにするために、300°C-1 minと300°C-60 minの熱処理を施した試料の立方体方位粒分布をFig. 3(b)および(c)に示す。これらより、部分焼なましによって再結晶粒が形成し、その後の熱処理を施すことによって、各再結晶粒は約50 μmの初期結晶粒径が約150~200 μmまで成長していることが確認された。Fig. 4にFig. 3と同じ領域の圧延 (ND) 面結晶方位像を示す。緑色で示される Brass 方位 ($\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$) と紫色で示される Cu 方位 ($\{121\}\langle 1\bar{1}1\rangle$) がそれぞれバンド状に存在して

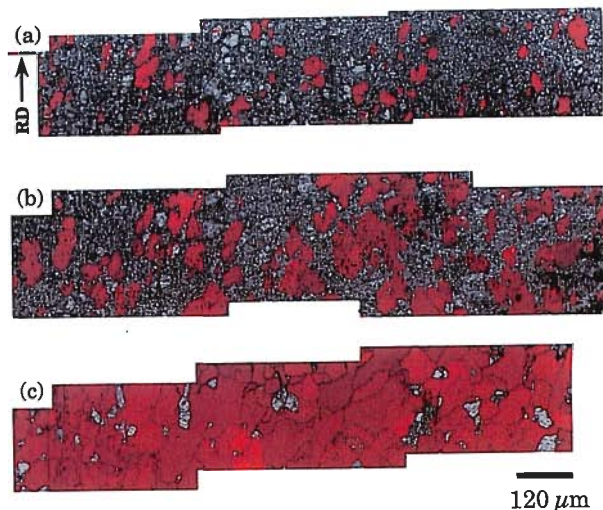


Fig. 6 The distribution map of cube grains in the surface of additionally rolled foils, (a) as-rolled, (b) subsequently annealed at 300°C for 1 min and (c) subsequently annealed at 300°C for 3 min.

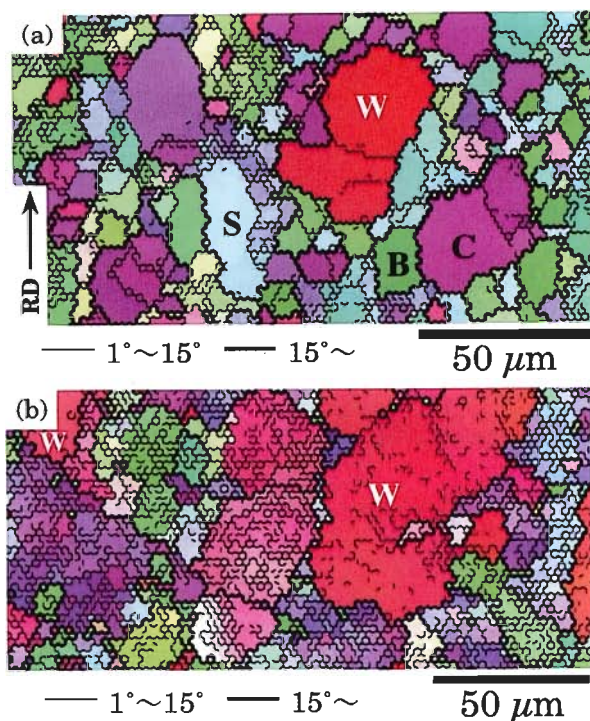


Fig. 8 The distribution of local orientation differences in (a) partially annealed foil and (b) additionally rolled foil.

いることがFig. 4(a)より確認された。また、Fig. 4(b)および(c)により、立方体方位粒だけでなく、他方位粒も再結晶していることが確認された。そこで、これらの結晶方位分布より、測定した領域における各試料の主方位である立方体 (W) 方位, Brass (B), Cu (C) および S ($\{123\}\langle 63\bar{4}\rangle$) 方位の占有率と熱処理保持時間との関係をFig. 5に示す。ここで、W, B および C 方位の占有率は理想方位から15°以内の角度誤差を含めてプロットしているが、S 方位は B と C 方位に近い角度誤差を5°としてプロットしている。また、立方体方位粒の各点に添えている数字は立方体方位粒の平均粒径を示している。各結晶粒とも熱処理時間によって急激な占有率の変化は起きておらず、本実験で最も長い300°C-60

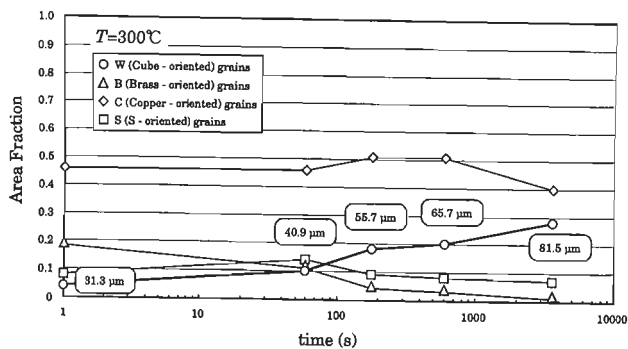


Fig. 5 The relationship between area fraction of Cube, Brass, Cu and S grains and annealing time of partially annealed foils.

minの熱処理を施しても立方体方位粒の占有率は30%程度にしか上がらなかった。また、この300°C-60 minの熱処理を施した試料には、立方体方位粒だけでなく他方位の再結晶粒も箔の厚さ(約130 μm)程度の結晶粒径を有している粒が確認された。C方位粒は熱処理を施してもほぼ一定の40%前後の占有率を示した。また、BとS方位は10%程度の占有率しか示さなかった。以上のことより、部分焼なましのみ、すなわち冷間圧延材に熱処理を加えただけではすべての再結晶粒が同じように箔を貫通するほどに成長してしまうので、立方体方位粒の占有率は上昇しないことが明らかになった。

Fig. 6は付加的圧延材とその熱処理(300°C)材の立方体方位粒分布を比較したものである。Fig. 6(a)は未熱処理材の立方体方位粒分布である。この試料の立方体方位粒の大きさは部分焼なまし材とほぼ変わらないが、300°C-1 min (Fig. 6(b))の熱処理で立方体方位粒の占有率が2倍程度上昇し、300°C-3 min (Fig. 6(c))の熱処理で試料全体をほぼ埋め尽くし、立方体集合組織が鮮鋭化することが明らかになった。Fig. 7に付加的圧延材の立方体方位粒占有率と熱処理保持時間の関係を示す。また、Fig. 5と同様に他方位粒の占有率と立方体方位粒の平均粒径も示す。ただし、占有率が90%以上の試料については、隣接する立方体方位粒と15°以内の方位差を有する亜結晶粒の平均粒径を示している。これにより、1~3 minの熱処理で急激に立方体方位粒の占有率が上昇していることがわかる。また、B、CおよびS方位粒は熱処理を施すことで徐々に占有率が減少し、300°C-3 minの熱処理で5%以下に減少していることがわかった。Fig. 5とFig. 7を比較すると、部分焼なましではすべての再結晶粒がほぼ同様に成長するのに対し、付加的圧延により立方体方位粒のみが急速に成長することが明らかとなった。また、付加的圧延材では300°C-1~3 minの熱処理で急速に立方体方位粒の占有率が上昇しているが、これは熱処理によって立方体方位粒が粗大化するための潜伏期が存在することを示している。この潜伏期の存在理由については次項で述べる。

4.2 結晶粒内のひずみの評価

再結晶粒の成長過程を明らかにするには、粒界移動の駆動力となる粒内のひずみを評価する必要がある。これまで、EBSP法を用いたひずみの評価法にはIQ (Image Quality) を利用した研究例¹³⁾がある。このIQとは、各測定点から得られるEBSPの鮮明度によって決定され、OIM™ではこれを数値化しIQ値としている。しかし、このIQ値でひずみを評価するには問題があるとの指摘¹⁴⁾もある。それは、IQ値

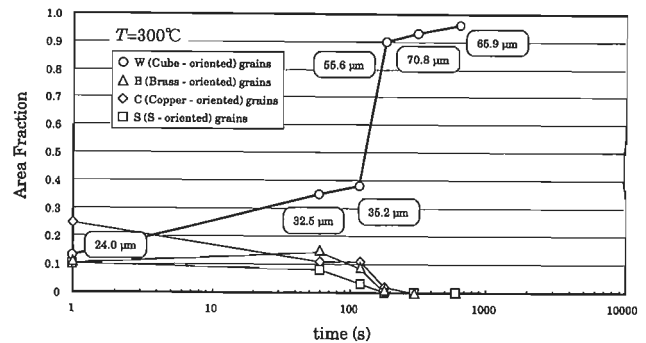


Fig. 7 The relationship between area fraction of Cube, Brass, Cu and S grains and annealing time of additionally rolled foils.

の低下の原因としてビーム電流量の低下、ビーム焦点のずれおよび酸化皮膜などの表面状態等が挙げられるためである。また、結晶方位によってもIQ値が異なることから、統一的な解釈は難しいと言える。そこで本研究では、OIM™によって得られる測定点間の方位差でひずみを評価した。これは、結晶粒内にひずみが蓄積している場合、同じ結晶粒内でも方位に微小な変化が生じるため、この微小方位差をひずみと評価できると考えられるからである。

Fig. 8に(a)部分焼なまし材と(b)付加的圧延材の結晶方位像を示す。また、図中には測定点間の方位差が1°から15°未満のものを細線で、15°以上を太線で印した。ここで、細線は同じ結晶粒内ではひずみもしくは亜粒界を、異なる結晶粒間では小角粒界を表している。一方、太線は15°以上の角度差を有する粒界を表す。Fig. 8(a)より、部分焼なまし材では粒内にひずみがほとんどない再結晶粒と冷間圧延組織が混在していることがわかる。また、このとき再結晶していたのはすでに述べたように立方体方位粒(W)だけでなく、冷間圧延集合組織の主方位であるB、CおよびS方位粒も再結晶していることが確認できる。この結果は、部分焼なましによって生じる再結晶において、立方体方位粒が他方位粒に比べて特別な優位性を持たないことを示している。Fig. 8(b)の付加的圧延材の結果では、約20%程度の軽圧延を施しているので、部分焼なまし材に比べて細線の量が多くなっていることが確認できる。また、立方体方位粒(W)は、周りの結晶粒と比べると粒内の細線の量が少ないが、付加的圧延により立方体方位粒にもわずかながらひずみが導入される。このひずみは300°C-2 minの熱処理では残っているが、300°C-3 minの熱処理を施すとその細線の量は減少して粒成長していた。隣合う粒内のひずみ量が大きく異なる場合、このひずみは粒成長の駆動力として作用すると考えられる。したがって、付加的圧延によって生じた粒内ひずみの差は、立方体方位粒の優先的な成長に大きな影響を及ぼすものと考えられる。前項で述べたFig. 7の潜伏期は、このひずみが回復するのに要する時間に相当するものと考えられる。以上の結果から、立方体方位粒には付加的圧延による1 μm程度の領域内に方位差を生じさせるようなひずみが蓄積されにくいことが明らかになった。

ところで最近、田上ら¹⁵⁾は高純度アルミニウム単結晶の引張試験を行い、〈001〉方位を応力軸とする単結晶の変形応力は、その他の方位の単結晶よりも小さいことを示した。この結果より、彼らは交差すべりを起こすことにより、変形中に

導入された転位が過度に集積しないためと結論している。これが、本研究で立方体方位粒にひずみが蓄積しにくいことの原因の一つであると考えられる。しかし、本研究で用いた試料が多結晶であること、圧延加工での応力状態が引張試験と異なることなどから、一概に比較することはできず、詳細についてはさらなる検討が必要であろう。

4.3 立方体方位粒の成長に及ぼす粒界性格の効果

次に部分焼なまし材と付加的圧延材の熱処理材の粒界性格分布を調べ、立方体方位粒の成長に及ぼす粒界性格の効果について検討した結果を述べる。

本研究では小角粒界、対応粒界およびランダム粒界の分類を行った。小角粒界は方位差が 15° 未満の粒界で、対応粒界は $\Sigma 27$ 以下の Σ 値を有する粒界と定義した。また、 Σ 値の許容範囲は Brandon の条件^{(10), (11)}を用いて回転角のずれ角で定義した。粒界性格を表すための回転角のずれ角 $\Delta\omega$ は次式で求められる。

$$\Delta\omega = \frac{\omega_0}{\sqrt{2}} \quad (2)$$

ここで、 ω_0 は $\Sigma 1$ 小角粒界の臨界角で、上述のように本研究では 15° とした。また、これ以外の大角粒界をランダム粒界と定義した。

Fig. 9 に部分焼なまし材に(a) 300°C -1 min と(b) 300°C -60 min の熱処理を施した試料の粒界性格分布を示す。 300°C -1 min の試料では立方体方位粒の周りをランダム粒界が占める割合が多い。これは、粒成長初期においてランダム粒界、すなわち、大角粒界の移動が起きていることを示している。また、60 min の熱処理を施した試料でも立方体方位粒の周りはランダム粒界の占める割合が多く、一次再結晶がランダム粒界の移動によって行われた結果を示している。Fig. 10 に付加的圧延材に(a) 300°C -1 min と(b) 300°C -5 min の熱処理を加えた試料の粒界性格分布を示す。この結果からも、部分焼なまし材と同様に立方体方位粒の周りはランダム粒界で占められていることが明らかになった。 300°C -5 min の熱処理を施した試料 (Fig. 10(b)) では、立方体方位粒の占有率が90%以上となっているが、残った他方位粒との界面には $\Sigma 5$ や $\Sigma 13$ 対応粒界も存在していた。

また本研究で用いた自作のプログラムによって立方体、B, C および S 理想方位を有する結晶粒間で形成されうる粒界の種類を分類した結果、立方体方位粒と他方位粒との粒界はランダム粒界が形成される確率が高く、他方位粒同士の粒界では対応粒界の確率とランダム粒界の確率がほぼ等しくなることが確認された。つまり、立方体方位粒と他方位粒の界面にはランダム粒界が多く存在し、対応粒界は他方位粒間に形成されることが予想され、本研究結果とはほぼ一致していると言える。

一方、いずれの試料においても、これまで報告⁽¹⁶⁾されてきた $\langle 111 \rangle$ 軸 40° 回転関係にある $\Sigma 7$ 対応粒界はほとんど確認できなかった。本研究で用いた高純度アルミニウム箔の立方体方位粒の成長は $\Sigma 7$ 対応粒界の移動ではなく、大角粒界の移動によって起こると思われる。

以上の結果をもとに、高純度アルミニウム箔の各製造工程で立方体方位粒がどのように成長しているのか考察する。

冷間圧延：強加工により B, C および S 方位を主方位とする β 方位群を有する圧延集合組織が形成されるが、立方体

方位粒の核も少数形成される。

部分焼なまし：冷間圧延で形成された立方体方位粒の成長とともに立方体方位粒の新たな核生成が起きる。

付加的圧延：立方体方位粒以外の B, C および S 方位粒にひずみを蓄積させる。

最終焼なまし：立方体方位粒は周りのひずみを駆動力とし、大角粒界の移動によって、急速に粗大化する。このひずみを駆動力として立方体集合組織が鮮鋭化する。

5. 結 言

電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔の立方体集合組織形成過程を明らかにするために、粒内のひずみと粒界性格分布に着目して EBSP 法を用いて検討を行った結果、以下の結論を得た。

(1) 箔の製造工程で部分焼なましと付加的圧延を加えることによって立方体方位粒の占有率が急激に上昇することが確認された。これは、付加的圧延によって立方体方位粒以外の結晶粒にひずみが導入され、そのひずみエネルギーを駆動力として立方体方位粒の成長が急速に進行するためと考えられる。

(2) 立方体方位粒の成長における粒界性格の効果について検討した結果、一次再結晶段階では立方体方位粒の周りはランダム粒界の存在確率が高かった。したがって、立方体方位粒の成長は大角粒界の移動により起こり、特別な対応粒界の関与は少ないものと考えられる。

本研究は、軽金属学会・粒界近傍の材料物性部会の研究の一部として共通試料を用いて行われたものである。部会関係各位に深く感謝の意を表す。なお、本研究の一部は、(財)軽金属奨学会および平成12年度文部省科学研究補助金・奨励研究(A) (課題番号12750624) の援助により行われたものである。ここに特記して感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) 高橋恒夫, 村上 雄, グエン・コン・ダン: 軽金属, 28 (1978), 35.
- 2) 関 史江, 上城太一: 軽金属, 48 (1998), 507.
- 3) 岡田 浩, 土屋清美, 小菅張弓, 清水 遵: 軽金属学会第96回春期大会講演概要, (1999), 309.
- 4) 上城太一, 関 史江, 玉井宏規, 伊藤邦夫: 軽金属, 49 (1999), 589.
- 5) 梶原 桂, 徳田健二, 杉崎康昭, 関 勇一: 軽金属学会第98回春期大会講演概要, (2000), 213.
- 6) 上城太一, 山本一馬: 日本金属学会誌, 25 (1961), 376.
- 7) 伊藤邦夫: アルミニウム材料の基礎と工業技術, (村上陽太郎編), 軽金属協会, (1985), 111.
- 8) 上城太一: 金属学会セミナー・多結晶の結晶方位分布の制御と材料特性, 日本金属学会, (1992), 53.
- 9) 連川貞広: セラミック材料の物理, (幾原雄一編著), 日刊工業新聞社, (1999), 69.
- 10) D. G. Brandon: Acta Met., 14 (1966), 1479.
- 11) D. G. Brandon: Acta Met., 26 (1978), 596.
- 12) T. Watanabe: Proc. 4th Inter. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, (1999), 99.
- 13) 崔 祺, 齋藤 洋, 大堀紘一: 軽金属, 49 (1999), 583.
- 14) 梅澤 修: 軽金属, 50 (2000), 86.
- 15) 田上 稔, 梶原恵蔵, 岡田達也, 猪子富久治: 日本金属学会誌, 64 (2000), 535.
- 16) たとえば, 伊藤邦夫: 軽金属, 26 (1976), 44.