



Title	立方体集合組織を有する高純度アルミニウム箔中に存在する非立方体方位粒の特徴
Author(s)	高田, 尚記; 吉田, 冬樹; 池田, 賢一; 中島, 英治; 阿部, 弘
Citation	軽金属, 54(12), 573-578 https://doi.org/10.2464/jilm.54.573
Issue Date	2004-12
Doc URL	http://hdl.handle.net/2115/75346
Type	article
File Information	Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 54, No. 12 (2004), pp. 573-578.pdf



[Instructions for use](#)

立方体集合組織を有する高純度アルミニウム箔中に存在する 非立方体方位粒の特徴*

高田 尚記**・吉田 冬樹***・池田 賢一****
中島 英治****・阿部 弘****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 54, No. 12 (2004), pp. 573-578

Characteristics of off-cube grains in high purity aluminum foil sheets with cube texture*

Naoki TAKATA**, Fuyuki YOSHIDA***, Ken-ichi IKEDA****
Hideharu NAKASHIMA**** and Hiroshi ABE****

In present study, abnormally coarsened grains in high purity aluminum foil sheets with cube texture ($\{100\}\langle 001\rangle$) after a final annealing was analyzed using SEM/EBSP method. Most of abnormally coarsened grains had Goss($\{110\}\langle 001\rangle$) or S ($\{123\}\langle 634\rangle$) orientations. The coarsened grains with Goss and S-orientations were surrounded by $\Sigma 5$ and $\Sigma 7$ coincidence boundaries, respectively. It was found that these coincidence boundaries would enhance the abnormal grain growth of Goss and S oriented grains and that these grains would grow using energy of sub-boundaries between cube-oriented grains as the driving force. The distribution of Goss oriented grains in the partially annealed foil sheets was evaluated by SEM/EBSP method. It was clarified that many Goss-oriented grains were distributed in the transition band on the central layer of the sheets.

(Received June 28, 2004)

Keywords: cube texture, Goss texture, abnormal grain growth, grain boundary character, grain boundary migration

1. 緒 言

アルミニウムの再結晶集合組織の主成分の一つである立方体方位¹⁾ ($\{100\}\langle 001\rangle$) は材料の成形性やエッチング特性に大きく影響を及ぼすことから、その集積度を制御するための様々な技術開発が行われてきた。その結果、高純度アルミニウム箔や 3000 系アルミニウム合金では冷間圧延、部分焼なまし (240 ~ 260°C)、付加的圧延 (圧延率約 20%) および最終熱処理といった一連の加工熱処理を施すことにより、立方体方位粒の集積度が飛躍的に向上することが見出され²⁾、工業的にも広く用いられている。

池田ら³⁾ は、この加工プロセスにおける立方体方位粒の優先成長機構を検討した。その結果、立方体方位粒は圧延加工においてひずみが蓄積しにくい特性を持ち^{4),5)}、これにより生じた非立方体方位粒とのひずみエネルギー差を駆動力として優先的に成長することを明らかにした。すなわち、中間加工熱処理において、立方体方位粒の成長を促進し、他方位粒 (非立方体方位粒) を抑制するように下部組織を最適化することで、95% 以上の集積度を有する立方体集合組織が得られることを明らかにした⁶⁾。しかし、一方で上述した加工熱処

理を施したにもかかわらず、長時間の最終熱処理中に粒径 10 cm 以上の非立方体方位粒が生じ、立方体集合組織の集積度が低下する場合がある。立方体方位粒の優先成長が可能と考えられる条件下で残存する非立方体方位粒の成因やその粗大化の原因を明らかにすることは、高集積の立方体集合組織を有する高純度アルミニウム箔の量産プロセスを考える上で重要であると考えられる。また近年のアルミニウムにおける立方体集合組織形成機構に関する研究⁶⁾⁻¹⁴⁾ は、立方体方位粒の優先成長に注目したものがほとんどであり、残存する非立方体方位粒の特徴やその形成機構について検討を行った例は少ない。したがって、このような非立方体方位粒の成因という観点から検討を行うことは、立方体集合組織形成機構の全容を理解する上で重要である。

そこで本研究では、SEM/EBSP (Electron Back-Scattering diffraction Pattern) 法を用いて、立方体方位粒が高集積した組織中に残存する非立方体方位粒を解析し、粒成長の駆動力と易動度の観点から、非立方体方位粒の粗大化の原因について検討を行った。また、SEM/EBSP 法を用いて最終熱処理前の箔における結晶方位分布を調査し、最終熱処理箔の結果との比較により、非立方体方位粒の形成機構について検討を

* 軽金属学会第 104 回春期大会 (平成 15 年 5 月) にて一部発表。

** 九州大学大学院 総合理工学府 大学院生 (〒816-8580 福岡県春日市春日公園 6-1)。Graduate Student, Interdisciplinary Graduate School of Engineering and Science, Kyushu University (Kasugakoen, Kasuga-shi, Fukuoka 816-8580). E-mail: takata@mm.kyushu-u.ac.jp

*** 九州大学大学院総合理工学研究院 (春日市) [現在: 中山製鋼所(株) (大阪市)]。Faculty of Engineering Sciences, Kyushu University (Kasuga-shi, Fukuoka) [Present: Nakayama Steel Works, Ltd. (Osaka-shi, Osaka)].

**** 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).

行った。

2. 実験方法

2.1 試料

本研究では、昭和電工(株)より試作供与された純度 99.9% のアルミニウム箔を試料として用いた。主な不純物元素は Fe: 17, Si: 23, Cu: 39 ppm である。箔試料の作製条件は、まず厚さ約 10mm の熱間圧延板を約 230 μm まで冷間圧延し、その後大気中で 240 または 250°C の焼なましを施す。以後、これを「部分焼なまし材」と示す。次に部分焼なまし材を、184 μm まで付加的圧延 (圧延率約 20%) を行った。その後、240°C で部分焼なましを施した付加的圧延材を 540°C で 24 時間温度保持する最終熱処理を示す。これを「最終熱処理材」と記した。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。

2.2 SEM/EBSP 法による結晶方位解析

SEM/EBSP 観察用の試料として、部分焼なまし材から約 10×5mm の板状の試料を切出した。ND 面 (圧延面) 解析用の試験片は電解研磨により鏡面処理した。また TD 面 (圧延横面) 解析においては、切出した試験片をアルミニウム製の治具に挟み、観察面を湿式研磨後、治具ごと電解研磨を行った。電解研磨は過塩素酸、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 の電解液を用い、液温約 2°C、電圧約 20V の条件で行った。一方、最終熱処理材は塩酸:硝酸の容積比約 3:1 の王水を用いたエッチングにより、立方体集合組織中の非立方体方位粒を確認した。その後任意の箇所を切出し、電解研磨により SEM/EBSP 法に供するための鏡面処理を行った。

SEM/EBSP 法による結晶方位解析には、TSL 社製の OIM を備えた日本電子(株)製の SEM (JSM-5310) を用い、加速電圧 25kV、電子線走査ステップ幅 1~5 μm の条件で、同一試料に測定条件を変えて複数回の測定を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 非立方体方位粒の結晶方位の特徴

Fig. 2 に、王水エッチングを施した最終熱処理材を示す。これは、非立方体方位粒の粗大化により立方体方位粒の占有率が低下した典型例である。図中の暗いコントラストの箇所が、(001) 面を持つ立方体方位粒の領域である。一方、白色に見える箇所が (001) 面以外の方位を持つ非立方体方位粒の領域である。この写真より、板幅方向に 3~4cm、圧延方向に 10cm 以上の広い領域で非立方体方位粒が存在していることがわかる。また Fig. 2 中の矢印で示した粒 (a) のように、立方体方位を有する領域の中にも粒径 100~500 μm の非立方体方位粒が点在していた。

Fig. 3 に、粒径 100~500 μm の非立方体方位粒の OIM 像と {111} および {001} 極点図を示す。Fig. 3 (a) の灰色の領域は、立方体方位から方位差 15° 以内の方位を持つ領域を示す。以後の立方体方位分布図も同様に示す。また、Fig. 3 (a) 中の細線は 1° から 15° の方位差を示し、太線は 15° 以上の方位差を示す。これより立方体方位領域は平均粒径 260 μm の立方体方位粒で構成されており、非立方体方位粒の周りは大角粒界に囲まれていることがわかる。また非立方体方位粒の多くは Fig. 3 (b) に示した S 方位 ({123}<634>) や Fig. 3 (c)

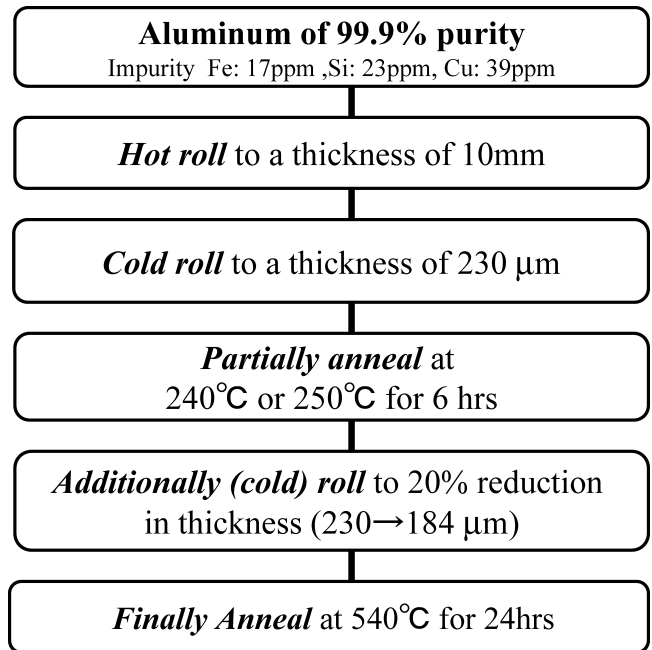


Fig. 1 Production process of samples.

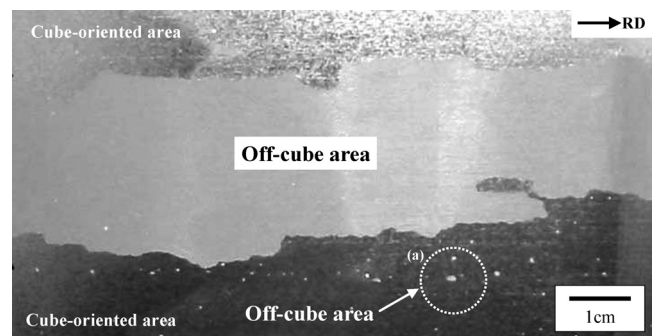


Fig. 2 A final annealed foil sheet (partially annealed at 240°C) which has large regions with off-cube orientation.

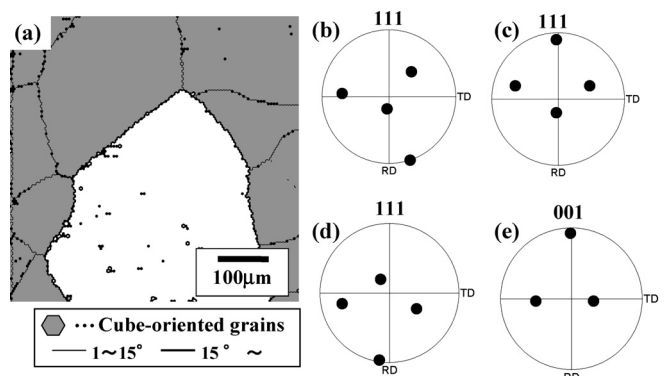


Fig. 3 OIM Images for crystal orientation and pole figures of off-cube oriented grains (grain size: $d=100\text{--}500\ \mu\text{m}$) in the finally annealed foil sheets (partially annealed at 240°C).

に示した Copper 方位 ({112}<111>) のように、典型的なアルミニウムの圧延集合組織成分である β -方位群¹⁾の成分であることが明らかとなった。また Fig. 3 (d) に示すように理想方位からのずれが 15° 以上と大きい、Copper 方位や S 方位に近い方位を有している粒も観察された。さらに、Fig. 3 (e)

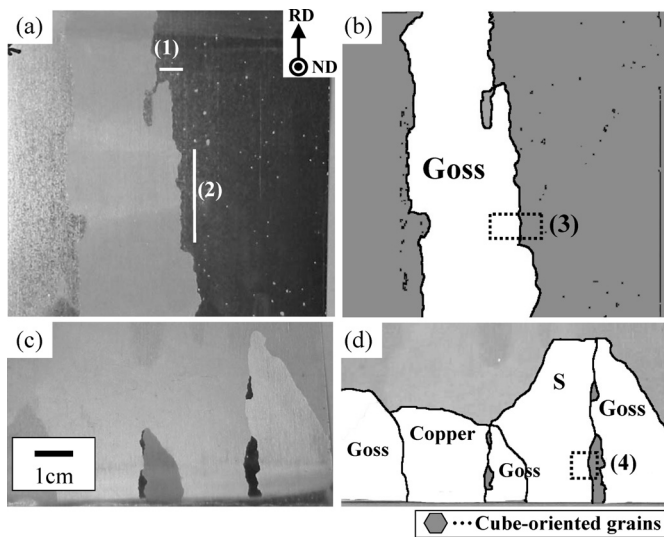


Fig. 4 Optical micrographs and orientation distribution maps in the finally annealed foil sheets.

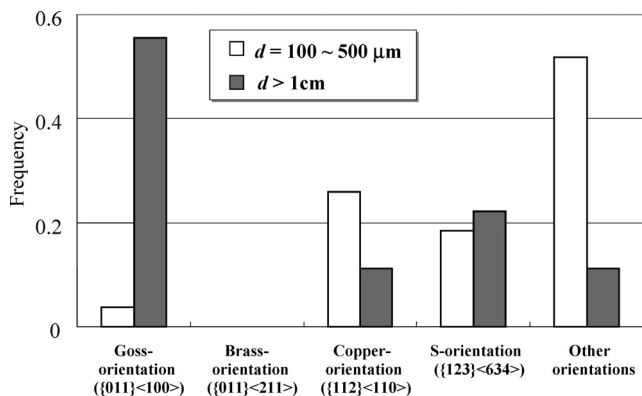


Fig. 5 Frequency of crystal orientation of off-cube oriented grains in the finally annealed foil sheets (d : grain size).

に示した Goss 方位¹⁾ ($\{110\}\langle 001\rangle$) も少ないが存在していた。以上の結果から、最終熱処理材に残存する粒径 100~500 μm の非立方体方位粒の多くは、圧延集合組織成分であることが明らかとなった。

Fig. 4 に、粒径 1 cm 以上の粗大な非立方体方位粒がみられた最終熱処理材の王水エッチング後の組織写真とその結晶方位分布図を示す。ここで Fig. 4 (b) (d) の結晶方位分布図においては、特定の方位の領域には図中にその方位を示している。Fig. 3 より、非立方体方位領域の多くは Goss 方位で占められていることがわかる。また Fig. 4 (c) (d) に示すように、S 方位の領域が認められ、他の試料の観察結果から比較的高頻度で存在していることがわかった。以上の結果から、粒径 1 cm 以上の粗大粒の結晶方位は、粒径 100~500 μm の非立方体方位粒と異なり、多くの場合 Goss 方位や S 方位といった特定の結晶方位に限られていることが明らかとなった。

Fig. 5 は、非立方体方位粒を粒径 100~500 μm と 1 cm 以上に分類し、その個数頻度を示した。ここでは、Goss 方位、Brass 方位および Copper 方位の理想方位から 15° 以内の結晶粒を、それぞれ Goss 方位、Brass 方位および Copper 方位に分類した。同様に、S 方位の理想方位から 5° 以内の方位を有する結晶粒を、S 方位とした。またそれ以外の方位のも

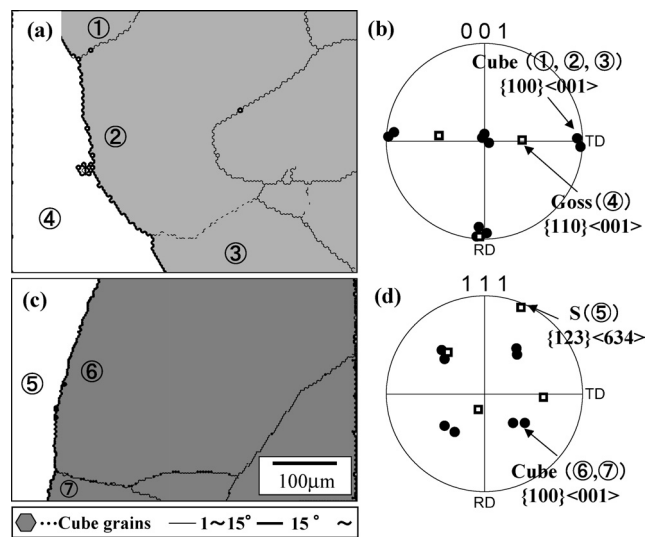


Fig. 6 OIM images for (a) (c) the distribution of cube-oriented grains and (b) (d) pole figures in the finally annealed foil sheets (partially annealed at 240°C).

のは、Other orientations とした。図より、粒径 100~500 μm の結晶粒の約 40% は、Copper 方位粒と S 方位粒であり、Brass 方位粒は認められなかった。また、Other orientations は 50% 占めているが、詳細な解析の結果 Fig. 3 (d) に示したような C 方位や S 方位に近い方位のものがほとんどであった。一方、1 cm 以上の粒径を有する粗大な結晶粒の約 60% は Goss 方位粒であり、次いで S 方位粒が 20% を占めていた。これらの結果から、Goss 方位粒や S 方位粒が最終熱処理中に優先的に異常粒成長していると考えられ、特に Goss 方位粒の優先性が顕著であることが明らかとなった。

3.2 異常粒成長の駆動力と粒界性格

粒成長の素過程である粒界の移動速度 v は、次式で表される¹⁵⁾。

$$v = M \cdot P \tag{1}$$

ここで、 M は粒界移動の易動度、 P はその駆動力である。粒界の易動度は不純物や粒界性格に強く依存する^{16)~18)} ことが知られている。一方、粒成長の駆動力には転位の蓄積によるひずみエネルギー、粒界エネルギーおよび表面エネルギーが考えられる。そこで、前節で示した Goss 方位粒と S 方位粒の異常粒成長の要因とその成長機構を明らかにするため、粒成長の駆動力と結晶粒周りの粒界性格について検討を行った。

Fig. 6 (a) (b) に、Fig. 4 中の領域 (3) の立方体方位分布図とその $\{001\}$ 極点図を示す。同様に Fig. 6 (c) (d) に Fig. 4 中の領域 (4) の立方体方位分布図とその $\{111\}$ 極点図を示す。Fig. 6 (a) (c) 中の細線は 1° から 15° の方位差、太線は 15° 以上の方位差を示す。また極点図は、Fig. 6 (a) (c) 中の番号に対応する結晶粒の方位を示す。図より、立方体方位を有する領域には平均 8° の方位差を持つ亜粒界が認められ、粒径 100~500 μm のサブグレインで構成されていた。一方、Goss 方位や S 方位の領域は単一の結晶粒であることがわかった。このような粗大粒は 300°C の低温熱処理や 1 分程度の短時間での最終熱処理では認められず、より高温、長時間の熱処理で粗大化が顕著であることを予備実験により確認してい

る。以上のことから、最終熱処理中に単一の Goss 方位粒や S 方位粒が、立方体方位粒を蚕食しながら異常粒成長したと予測できる。

次に、粗大な非立方体方位粒と立方体方位粒の方位関係に着目すると、Fig. 6 (b) より、立方体方位粒と Goss 方位粒の粒界は共通回転軸 $\langle 001 \rangle$ 、回転角約 40° の $\Sigma 5$ 対応方位関係を有していた。また、Fig. 6 (d) より S 方位粒と立方体方位との方位関係は、共通回転軸 $\langle 111 \rangle$ 、回転角約 40° の $\Sigma 7$ 対応方位関係であった。これらのことから、粗大化した非立方体方位粒は、立方体方位に対して低 Σ 値を有する特定の方位関係を持つことが明らかとなった。このような $\Sigma 5$ や $\Sigma 7$ 対応粒界は粒界移動の活性化エネルギーが低く^{19),20)}、易動度の高い粒界^{16),19),21)}であることが知られている。したがって、立方体方位粒に対して易動度の高い対応粒界を持つ非立方体方位粒のみが、最終熱処理中に異常粒成長できると考えられる。

Fig. 4 (a) で示した最終熱処理材の Goss 方位粒に着目すると、RD 方向に優先的に成長していることがわかる。Goss 方位粒周りの $\Sigma 5$ 対応粒界は箔を貫通していることから、Fig. 4 (a) 中の (1) で示すような RD 方向に垂直なねじり粒界と Fig. 4 (a) 中の (2) で示すような平行な傾角粒界に分類できる。これらのことから、Goss 方位粒周りの $\Sigma 5$ 対応粒界の中でもねじり成分を持つ粒界が優先的に移動したことがわかる。このことは、粒界移動が粒界転位の移動に依存する²²⁾ため、粒界転位の成分によって説明できる。つまり、Fig. 7 (a) で示す傾角粒界の粒界転位である刃状転位はすべり運動と上昇運動によって移動する。一方、Fig. 7 (b) で示すねじり粒界の粒界転位であるらせん転位は、移動の際に上昇運動を必要としないため、拡散を伴わず容易に移動できると考えられる。よって、粒界転位の易動度の相違が粒界移動速度に影響を及ぼすと予測される。この結果から、粒界の共通回転軸、回転角だけでなく粒界面方位も異常粒成長に影響を及ぼしていることがわかる。

次に、異常粒成長の駆動力について検討を行う。Fig. 3 および Fig. 6 より、最終熱処理材の粒内において微小方位差は少なかったため、非立方体方位粒の粒成長の駆動力となる転位やセル等の下部組織はほとんど消滅している。したがって、この段階における Goss 方位粒と S 方位粒の粒成長の駆動力は「立方体方位粒間の小角粒界のエネルギー」か「表面エネルギーの方位依存性」であると考えられる。Table 1 に純アルミニウムの表面エネルギーの文献値^{23),24)}を示す。これらの報告では、Goss 方位の $\{011\}$ 面より立方体方位の $\{001\}$ 面の表面エネルギーの値がやや低い傾向にあり、その差もほとんどないことがわかる。したがって、表面エネルギーの観点では Goss 方位粒の異常粒成長の駆動力を説明できない。一方で、Fig. 6 (a) において立方体方位粒間の小角粒界に着目すると、立方体方位粒と Goss 方位粒が形成する粒界三重重点において、 $\Sigma 5$ 対応粒界が小角粒界に引張られている形状になっていることがわかる。このことは Fig. 6 (c) における S 方位粒においても同様であった。したがって、異常粒成長の駆動力は小角粒界の粒界エネルギーであると考えられる。

一般に粒界エネルギーは、転位の蓄積によるひずみエネルギーの約 $1/10^3$ であることが知られている²⁵⁾。また、ひずみエネルギーを駆動力とする粒成長は粒界性格に依存しないという池田らの結果³⁾を考慮すると、式 (1) から予測され

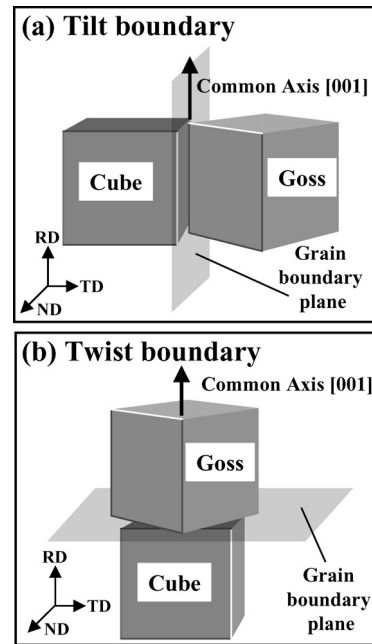


Fig. 7 Schematic illustrations of (a) a tilt boundary and (b) a twist boundary between an ideal cube orientation ($\{100\}\langle 001 \rangle$) and an ideal Goss orientation ($\{110\}\langle 001 \rangle$).

Table 1 Surface energy (J/m^2) of aluminum reported on the literatures

	$\{001\}$	$\{011\}$	$\{111\}$
J. Schochlin <i>et al.</i> ²³⁾	1.081	1.090	0.939
B. Mutasa and D. Farkas ²⁴⁾	0.935	0.980	—

るように、粒成長はひずみエネルギーのような大きな駆動力の場合にはほとんど易動度の影響を受けないが、粒界エネルギーや表面エネルギーのように駆動力が小さい場合には、易動度の影響が強く現れることがわかった。

以上の検討から、最終熱処理中における非立方体方位粒の異常粒成長は、最終熱処理中に立方体集合組織中に残存した非立方体方位粒のうち易動度の高い低 Σ 値の対応粒界を持つ Goss 方位粒と S 方位粒が、立方体方位粒間の小角粒界の粒界エネルギーを駆動力として粒成長するために生じるものと結論づけられる。

3.3 異常粒成長可能な非立方体方位粒の生成機構の検討

これまでに、最終熱処理後の粗大粒の多くは Goss 方位と S 方位であることを述べた。強冷間圧延による集合組織成分 (β -方位群) の一つである S 方位は、圧延組織が最終熱処理によって粗大化し、立方体集合組織中に残存したものと考えられる。しかしながら、Goss 方位は弱圧延による集合組織成分 (α -方位群¹⁾) の一つであるが、90% 以上の強圧延が施されたアルミニウム箔ではほとんど観察されないことから、S 方位とは異なる機構で形成している可能性がある。このような Goss 方位粒の形成機構を明らかにすることは、異常粒成長に起因する粗大な非立方体方位粒を抑制するための工業的なプロセスを考える上でも重要である。

ところで、これまでの研究から最終熱処理後に形成する集合組織は、部分焼なまし後における組織に強く依存する^{10),13)}

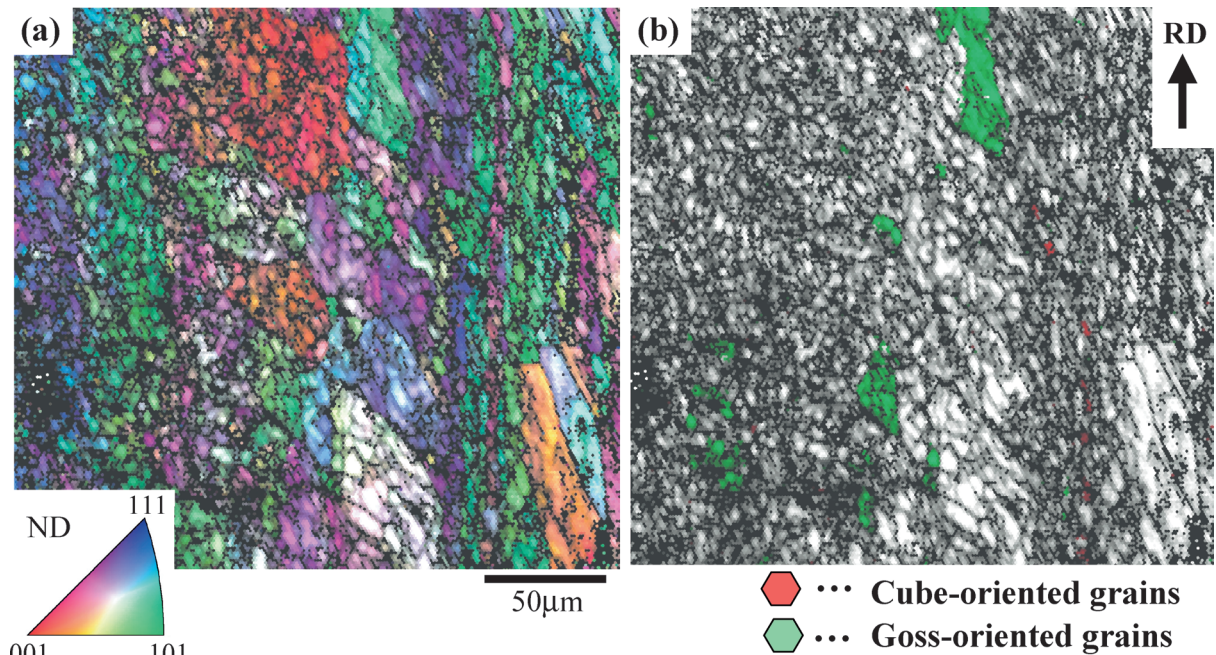


Fig. 8 OIM image for (a) crystal orientations and (b) distribution map of cube-oriented grains and Goss-oriented grains in a transverse section of the foil sheet partially annealed at 250°C.

ことが明らかになっている。そこで、最終熱処理前の Goss 方位領域の分布状態とその形成機構について検討するため、部分焼なまし材における組織と結晶方位の分布状態の解析を行った。

Fig. 8 に 250°C 部分焼なまし材の圧延横面 (TD) における (a) 方位分布図と (b) 立方体方位および Goss 方位分布図を示す。Fig. 8 (b) では、立方体方位 ($\{100\}\langle 001\rangle$) と Goss 方位 ($\{110\}\langle 001\rangle$) の理想方位から方位差 15° の領域をそれぞれ赤色と緑色で示す。図より、ほとんどの領域の径は約 $5\mu\text{m}$ であったが、 $30\mu\text{m}$ 以上に粗大化している領域も確認され、不均一な組織であることがわかる。したがって、冷間圧延によって形成された加工組織が、部分焼なましによってわずかに粗大化した組織であると考えられる。この組織中において、試料表面近傍に立方体方位領域が圧延方向に沿って存在していることが認められる。一方、箔の中央部に Goss 方位領域が確認され、他の結晶粒に比べて粗大化していることがわかる。他の場所の観察結果からも、多くの Goss 方位領域は箔中央に存在していることがわかった。また箔中央には、ND 面に対して約 40° 傾いた板状の組織が粗大化しており、その中に多くの Goss 方位領域が認められる。この板状の組織は、変形組織中の遷移帯 (transition band²⁶) と考えられる。この領域に蓄積するひずみの分布状態は不均一であると考えられるため、部分焼なましによる粒成長速度は他の領域より速いと予想される。したがって、部分焼なまし後の箔中央部で観察された Goss 方位領域は、冷間圧延によって形成される不均一変形領域から生成することが示唆された。また Hjelen ら²⁶) も、強圧延後の純度 99.99% アルミニウムにおいて、遷移帯中に Goss 方位領域が形成していることを報告している。以上のことから、冷間圧延による箔中央部の不均一な変形に伴って Goss 方位領域が形成され、部分焼なましにより Goss 方位粒が粗大化すると考えられる。つまり、不均一変形領域の形成を抑制させるように冷間圧延の条件を最

適化することにより、異常粒成長の主成分である Goss 方位粒の形成を抑制できることが予測される。

4. 結 言

立方体集合組織を有する高純度アルミニウム箔中で粗大化した非立方体方位粒を SEM/EBSP 法を用いて解析し、その形成機構について検討した結果、以下のことが明らかになった。

(1) 粒径 1cm 以上に粗大化した結晶粒の多くは Goss 方位と S 方位を有しており、その周りの粒界はそれぞれ共通回転軸 (001)、共通回転角約 40° の $\Sigma 5$ 対応粒界、共通回転軸 (111)、共通回転角約 40° の $\Sigma 7$ 対応粒界で占められていた。

(2) Goss 方位粒と S 方位粒の異常粒成長の駆動力は、立方体方位粒間の小角粒界のエネルギーであると考えられる。

(3) 粗大粒の主成分である Goss 方位粒は、箔中央に形成される冷間圧延による不均一な変形領域から生成すると考えられる。

最後に、本研究の一部にご協力頂くとともに、貴重なご意見を頂いた昭和電工(株)の吉田勝起氏、坂口雅司氏、山ノ井智明氏に感謝の意を示す次第である。

参 考 文 献

- 1) 伊藤邦夫：軽金属 **43** (1993), 285.
- 2) 高橋恒夫, 村上 雄, ゲン・コン・ダン：軽金属, **28** (1978), 35.
- 3) 池田賢一, 津曲兼一郎, 吉田冬樹, 中島英治, 阿部 弘：軽金属, **51** (2001), 119.
- 4) 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.
- 5) 猪子富久治, 梶原恵蔵, 田上 稔, 岡田達也：軽金属, **51** (2001), 422.
- 6) 高田尚記, 池田賢一, 吉田冬樹, 中島英治, 阿部 弘：軽金属, **53** (2003), 218.
- 7) 関 史江, 上城太一：軽金属, **48** (1998), 507.
- 8) 崔 祺, 齊藤 洋, 大堀紘一：軽金属, **49** (1999), 583.

- 9) 上城太一, 関 史江, 玉井宏規, 伊藤邦夫: 軽金属, **49** (1999), 589.
- 10) O. Engler and M. Y. Huh: *Mat. Sci. Eng.*, A271 (1999), 371.
- 11) 梶原 桂, 徳田健二, 杉崎康昭, 関 勇一: 軽金属, **51** (2001), 182.
- 12) 遠藤誠一, 稲垣裕輔: 軽金属, **52** (2002), 167.
- 13) 小林正和, 高山善匡, 加藤 一: 軽金属, **52** (2002), 547.
- 14) N. Takata, K. Ikeda, F. Yoshida, N. Nakashima and H. Abe: *Mater. Trans.*, **45** (2004), 1687.
- 15) R. C. Sun and C. L. Bauer: *Acta Metall.*, **18** (1970), 635.
- 16) K. T. Aust and J. W. Rutter: *Trans. AIME*, 215 (1959), 119.
- 17) 中島英治, 上田利行, 連川貞弘, 市川活之, 吉永日出男: 鉄と鋼, **82** (1996), 62.
- 18) 吉田冬樹, 服崎雄一, 池田賢一, 中島英治: 軽金属学会第102回春期大会講演概要, (2002), 81.
- 19) J. W. Rutter and K. T. Aust: *Acta Metall.*, **13** (1965), 181.
- 20) D. A. Molodov, J. Awiderski, G. Gottstein, W. Lojkowski and L. S. Shvinderman: *Acta Metall. Mater.*, **42** (1994), 3397.
- 21) D. W. Demianczuk and K. T. Aust: *Acta Metall.*, **23** (1975), 181.
- 22) C. M. F. Rae and D. A. Smith: *Philos. Mag.*, **A41** (1980), 477.
- 23) J. Schochlin, K. P. Bohnen and K. M. Ho: *Surf. Sci.*, 324 (1995), 113.
- 24) B. Mutasa and D. Farkas: *Sur. Sci.*, 415 (1998), 312.
- 25) 古林英一: 再結晶と材料組織 金属の機能性を引きだす, 内田老鶴圃, (2000), 8.
- 26) J. Hjelen, R. Orsund and E. Nes: *Acta Metall.*, **39** (1991), 1377.