立方体集合組織を有する高純度アルミニウム箔の 製造における中間加工熱処理の意義

上城 太一*・関 史江**
玉井 宏規*・伊藤 邦夫***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 49, No. 12 (1999), pp. 589-594

Significance of intermediate thermo-mechanical treatments for formation of cube texture in high purity aluminum foils

Taichi KAMIJO*, Fumie SEKI**
Hiroki TAMAI* and Kunio ITO***

Annealing textures of 3N (35 ppm Fe) and 4N (7 ppm Fe) aluminum foils for electrolytic condenser produced by intermediate annealing-light rolling processes were examined. The aim is to clarify (1) mechanisms of difficulty of cube texture formation in 3N foils as well as in thinner foils, (2) dependence of suitable intermediate annealing temperature on iron contents, and (3) significance of intermediate thermo-mechanical treatments and effect of pre-annealing on the cube texture formation. It has been elucidated that the significance of intermediate thermo-mechanical treatments should be pursued to the following nature of the development of cube texture; the development in thin foils depends distinctly on the nucleation process and the primary recrystallization grain size distribution of cube and R components which are extensively affected by the iron content less than 0.01 mass%.

(Received May 14, 1999)

Keywords: high purity aluminum foil, cube texture, electrolytic condenser foil, intermediate annealing, iron content, strain induced grain boundary migration, nucleation process, grain size distribution

1. 緒 言

立方体集合組織は、(001)[100]という単純な指数で記述されることから、再結晶集合組織の形成理論を検討する立場からも、多くの研究^{1)~4)}が行われてきた。しかし100 μm あるいはそれ以下の厚さの箔のように、核生成にせん断歪みの影響が大きく、再結晶粒径がたちまちその厚さを越えてしまうような場合における立方体集合組織の発達機構については、いまだ十分研究されてはいない。

電解コンデンサ高圧陽極用アルミニウム箔においては、電気容量を高めるため、立方体集合組織を発達させることが必要である。しかし箔厚が100 μm あるいはそれ以下になると、純度99.99%のアルミニウムであっても、強冷延および高温焼なましの組合せだけでは、立方体方位の体積分率を80%以上に高くすることは難しい。前報では、強冷延および最終焼なましの間に200~260°Cの低温の中間焼なましと約20%の軽圧延を加えると、鮮鋭な立方体方位集合組織が得られることを報告⁵⁾した。

本研究では、7 ppm および35 ppm の鉄を含む99.99および99.98 mass%の2種類の純度の三層電解法によるアルミニウム地金を用い、軽圧延率を一定として、最適の中間焼なまし温度の存在とその純度依存性を再確認する。中間焼なまし後の集合組織と再結晶の進行状態を調べて、特に3N箔における立方体方位の体積分率を飛躍的に向上させる中間焼なましと軽圧延の工程の意義と、最終焼なましの際の立方体方位粒の選択的成長の機構を検討する。また不純物として含まれる微量の鉄のわずかな違いと、110 μm および70 μm という箔厚さの違いが立方体集合組織の形成挙動に対し、大きな影響を及ぼす機構についても明確にする。

2. 実験方法

本研究に用いた2種類のアルミニウム地金の化学分析値(質量比)は、それぞれFe: 7 ppm, Si: 7 ppm, Cu: 50 ppm および、Fe: 35 ppm, Si: 40 ppm, Cu: 25 ppm であり、以後これらを4N材および3N材と呼ぶ。4N材と3N材の工業的に製造された熱間圧延板の厚さはそれぞれ6 mm および8 mm

* 横浜国立大学工学部生産工学科 (〒240-8501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)。Department of Mechanical Engineering and Material Science, Faculty of Engineering, Yokohama National University (79-5. Tokiwadai Hodogaya-ku, Yokohama-shi, Kanagawa 240-8501).

** 東京大学大学院工学系研究科材料科学専攻 (東京都)。Department of Materials Science, University of Tokyo (Bunkyo-ku, Tokyo).

*** 日本大学生産工学部管理工学科 (習志野市)。Department of Industrial Engineering and Management, Nihon University (Narashino-shi, Chiba).

Fig. 1 Outline of processing.

で、両者をそれぞれ出発材 M1 と M2 とする。圧下率を揃えるため、固溶鉄の析出の立方体集合組織発達に及ぼす効果を調べるため、両者を厚さ 4 mm まで冷延してから、335°C-10 h の前焼なましを施した。それらの試料をそれぞれ出発材 M3、および M4 とする。0.2 mm 厚さまで $\phi 320$ mm の大径ロールで圧延し、0.2 mm からの冷延の最終工程には $\phi 190$ mm のロールを用いた。箔の厚さ 130 μ m および 80 μ m において、4N 材は 200 および 190°C、そして 3N 材は 260, 240, 220°C の各温度で 10 h の中間焼なましを施し、それぞれ 110 μ m と 70 μ m まで軽圧延した。中間焼なましの工程なしに直接 110 μ m と 70 μ m までの強圧延を行った試料と合わせて、530°C-8 h の最終焼なましをアルゴン雰囲気で行った。試料作成の工程を Fig. 1 に示す。

試料作成の各段階で、集合組織の完全{111}極点図を作成した。中間焼なまし後の再結晶率と新粒の方位は、X 線ピンホール写真から判断した。最終焼なまし後の立方体方位の体積分率は、王水エッチングを行い、試料表面の輝度の画像処理によって求めた。

3. 実験結果

3.1 圧延集合組織

3N 材を 130 μ m まで冷延した試料 M2 の表面層を含む圧延集合組織の{111}極点図を Fig. 2 に示す。130 μ m の試料の圧延集合組織は純度と全圧下率には依存せず、 β 繊維組織であった。表面層を約 10 μ m ずつ取り去った内部では極めて対称性のよい β 繊維組織が発達した。80 μ m の箔では比較的对称性のよい β 繊維組織が形成されたが、極密度の高い集積の分布形状は 130 μ m 箔のそれとは多少異なっていた。なお

Fig. 2 {111} pole figure for the rolling texture of specimen M2 (3N) cold rolled to 130 μ m.

Table 1 Volume fractions (%) of cube component in the 4N and 3N aluminum foils finally annealed for 8 h at 530°C

Starting materials	Process numbers and intermediate annealing temperatures	Volume fractions	
		Foil thickness	
		110 μ m	70 μ m
M1 (4N)	P1	76	33
	P2 200°C	94	81
	P2 190°C	96	72
M3 (pre-annealed 4N)	P1	80	68
	P2 200°C	93	93
	P2 190°C	94	92
M2 (3N)	P1	<10	<10
	P2 260°C	92	55
	P2 240°C	79	45
	P2 220°C	43	<10
M4 (pre-annealed 3N)	P1	24	<10
	P2 260°C	82	89
	P2 240°C	77	81
	P2 220°C	68	42

極点図で用いた強度は、粉末試料に対する相対強度である。

3.2 再結晶集合組織と立方体方位の体積分率

Table 1 に画像処理による立方体方位の体積分率を示す。試料の測定位置によりばらつきの生じた場合は 3 箇所平均値を採用した。

3.2.1 110 μ m の 4N 箔

(1) 4N 箔では、低温焼なましおよび軽圧延の工程を最終焼なまし前に行わなくても (M1P1)、立方体方位の体積分率が 76% あり、極点図で見る限り、鮮鋭な立方体集合組織が発達した。前焼なましを行っても (M3P1) その値は 80% までしか向上しなかった。

(2) 190°C~200°C での中間温焼なましおよび軽圧延を行うことにより (M1P2, M3P2)、立方体方位の体積分率が平

Fig. 3 {111} pole figure for the intermediate annealing texture of specimen M1 (4N) cold rolled to 130 μm and annealed for 10 h at 200°C.

Fig. 4 {111} pole figure for the intermediate annealing texture of specimen M2 (3N) cold rolled to 130 μm and annealed for 10 h at 260°C.

均値で93%以上に向上することがわかった。前焼なましを行わなかった試料 (M1P2) 群では、9 試料中 5 試料でその値が95%を越した。それゆえ、110 μm の4N箔では、中間焼なましを200°C近傍の最適温度で行えば、前焼なましの有無に関係なく、立方体方位の体積分率を95%以上に高めることは容易であると言える。

3.2.2 70 μm の4N箔

(1) 70 μm 箔における立方体方位の体積分率は前焼なましがない場合には110 μm の箔のそれより20%程度低かった。中間の加工熱処理を行わない試料では76%から33%に低下した。

(2) 前焼なましの効果が明らかに認められ、立方体方位の体積分率は中間の加工熱処理がない場合には、33%から68%に改善された。中間の加工熱処理がある場合にも2種類の平均値で77%から93%に向上し、110 μm の箔と同程度の値が得られた。

3.2.3 110 μm の3N箔

(1) 3N箔では中間の加工熱処理を行わない場合 (M2P1) には、立方体方位の体積分率の測定値が得られないほど低かった。箔の表面に対する{001}面の傾きの許容範囲を拡げてその値は10%以下であった。しかし前焼なましを行うと (M4P1) 立方体方位の体積分率は約24%に上昇した。

(2) 3N箔における立方体方位の体積分率の最高値は、前焼なましせずに260°Cで中間焼なましを施した試料 (M2P2) の94.5%で、この値により260°Cで中間焼なましをした試料の立方体方位の体積分率の平均値が際だって高い92%となった。中間焼なましの温度が240°Cの場合には79%とかなり高いが、220°Cでは43%まで大幅に低下した。

(3) 前焼なましを行った場合 (M4P2) の立方体方位の体積分率は、260°Cで中間焼なましした試料の82%が最高で、中間焼なまし温度の低下とともに減少したが、それ程極端には下らなかった。このように3N箔では適切な中間の加工熱処理を行うことによって、零に近かった立方体方位の体積分率を90%近くまで飛躍的に高めることが可能である。ただし、本実験に採用した中間焼なまし温度の範囲ではその最高平均値が92%で、4N箔のように平均値を95%以上に高める

ことは困難であった。

3.2.4 70 μm の3N箔

70 μm の3N箔では、前焼なましを行わない場合には立方体集合組織の形成が抑制されることがわかった。前焼なましをせずに中間の加工熱処理を行った試料の立方体方位の体積分率は110 μm の箔のその60%程度で、最高値も60%を越さない。しかし、立方体集合組織形成に対する前焼なましの効果は大きく、260°Cと240°Cで中間焼なましした試料では、110 μm の箔より高い80%以上の値が得られた。

3.3 中間焼なまし後の集合組織と再結晶率

4N材 (M1) を130 μm まで圧延し、200°Cで中間焼なましを行った状態における集合組織の{111}極点図を Fig. 3 に示す。圧延集合組織の{111}極点図に類似しているが、B 方位成分 (この論文での結晶方位表示は文献3) に従った) が少し減り、立方体方位に対応する位置の極密度がわずかに増加している。ピンホール写真から、再結晶が190°Cで開始していることがわかった。同様に80 μm まで圧延し200°Cで中間焼なましを行った試料 (M1P2) の{111}極点図ではB成分が Fig. 3 より減少していた。

3N箔の中で最も高い立方体方位の体積分率値を示した試料 (M2P2) を130 μm まで圧延し、260°Cで中間焼なましした状態における集合組織の{111}極点図を Fig. 4 に示す。圧延集合組織に比べて、B 方位成分が非常に少なくなっているが、この極点図からは立方体方位成分の存在ははっきりしない。これは3N箔では立方体集合組織の形成が困難だからである。ピンホール写真から、260°C中間焼なまし後には再結晶がほぼ完了し、少量の立方体方位粒とR方位粒が形成されることが認められた。

335°C-10 h の前焼なましを施した試料 (M4P2) を130 μm まで圧延し、260°C中間焼なましした状態における集合組織の{111}極点図を Fig. 5 に示す。圧延集合組織から大幅に変化し、立方体方位に対応する極密度が高くなり、B 方位成分がまったく消失している。ピンホール写真には、方位分散の大きな、R方位粒と立方体方位粒が見られ、デバイリング上の回折スポットの数から、結晶粒が粗大化したことが示された。中間焼なましの温度が240°Cの場合にも再結晶が

Fig. 5 {111} pole figure for the intermediate annealing texture of specimen M4(3N) cold rolled to 130 μm and annealed for 10 h at 260°C.

完了しており、前焼なましを行うと再結晶温度が低下することが明らかとなった。

3N の試料 (M4P2) を 80 μm まで圧延し、260°C の中間焼なましを行った状態における集合組織の {111} 極点図では、110 μm 箔と同様 β 繊維組織から B 方位成分が減少し、立方体方位成分が形成されていた。

4. 考 察

本論文の課題は、以下の項目にまとめられる本実験によって再確認された知見および新たに得られた知見に基づいて、高純度アルミニウム箔における立方体集合組織の形成機構について検討することである。

(1) 厚い板では鮮鋭な立方体集合組織が発達するであろう 3N 材において、強冷延と高温焼なましの工程だけでは、立方体方位の体積分率が 10% 以下と低い。4N 材においても、箔の厚さが 110 μm から 70 μm になると、この値が 76% から 33% まで低下する。

(2) 最適の温度での中間焼なましと軽圧延を行うと最終焼なましの後の立方体方位の体積分率が、4N 箔では 80% から 95% 以上に、3N 箔では 10% 以下から 90% 程度まで飛躍的に増加する。

(3) 最適の中間焼なまし温度は、4N 箔と 3N 箔でそれぞれ、200°C と 260°C と 60°C も異なる。

(4) 70 μm の箔では、立方体方位粒の体積分率が 4N 材では約 20%、3N 材では約 40% それぞれ 110 μm の箔より低い、前焼なましを行うと同程度まで改善される。

(5) 前述のように 3N 材と 4N 材ならびに箔厚によって異なる立方体集合組織の形成挙動には微量の固溶鉄の影響が大きい。

以下に上記の 5 つの知見に対して個々に考察する。

(1) 強冷延した面心立方金属における立方体集合組織の形成の説明には、選択核生成説と選択成長説がある^{1)~3)}。選択成長説によると、圧延集合組織の主成分 β 繊維組織に類似した方位の再結晶集合組織の成分 R 方位と立方体方位の新粒の間に、核生成頻度あるいは速度には違いはなく、4 つのバリエーションからなる β 繊維組織に対する新粒の粒界易動度

の違いによって、一次再結晶によって立方体集合組織は形成される。さらに一次再結晶後の結晶粒粗大化の過程で相対的に大きな立方体方位粒は R 方位粒を食って成長できるので、立方体集合組織が一層発達する。このような考え方に従うと、高温に長時間加熱された高純度箔における最終的な立方体方位の体積分率は、一次再結晶が終了した時点でのこれら二つの方位の粒径分布に支配されることになる。一方、選択核生成説によれば、立方体方位の新粒の核生成が選択的に生じるために、立方体集合組織が形成されると考える。

板厚 d が薄くなると、ロールとの接触長さ L との比 L/d が増加して表面近傍のせん断ひずみが高くなる。それゆえ、適切な潤滑条件を用い L/d を制御して 99% の強冷延を行えば、S 方位のアルミニウム単結晶においても、核生成領域が生まれ、立方体集合組織が発達する^{7)~9)}。しかし、箔の厚さが 100 μm 近傍まで薄くなると、立方体方位の核生成領域の機能が低下し、箔の表面近くやせん断帯での R 方位の生成が相対的に促進されることが考えられる。 L/d を大きくして強冷延すると単結晶における立方体集合組織の形成が抑制されることはこの考えを支持している⁸⁾。

箔の表面層を腐食除去してから焼なますと立方体方位の体積分率が増加すること、ならびに 4N 箔ではそれが 80% 程度であることから、3N 箔における立方体集合組織形成の困難さは、主に R 方位粒の発生が多いことに帰せられる。試料厚さの小さい箔では、R 方位粒と立方体方位粒が衝突するまでの成長距離が短く、R 方位粒が多数発生する場合には、結晶粒粗大化開始時点での粒径分布が立方体方位粒の成長にとって不利になる。この結果、立方体集合組織の形成が 10% 以下に抑制されることになったと推測される。箔の厚さが 70 μm になると、4N 箔においても、立方体方位粒の粒径分布における優位性が失われて、結晶粒粗大化過程におけるその選択的成長が阻害されると解される。

(2) 中間焼なましによって完全に再結晶させると、3N 箔では R 方位が主成分となる。軽圧延を行うとひずみを受けた R 方位粒は立方体方位粒が食いやすい加工マトリックスとなる。一方、理想的立方体方位にある粒は、活動すべり系の転位間の相互作用が小さいので、低エネルギーブロックとなって⁶⁾、最終焼なましの際に速やかに回復してひずみ誘起粒界移動による再結晶の核として働く。4N 箔においては、立方体方位核の生成ははるかに容易であるが、中間焼なまし-軽圧延の工程を行うと、R 方位に対する立方体方位の核生成における優位性が一段と増し、その結果立方体方位の体積分率が極限にまで高まると考えられる。

(3) 上域行行った 4N 純度の圧延に対して安定な S 方位の単結晶を 99% 圧延して焼なました実験^{7)~11)}によって、以下のことが示された。

立方体集合組織の発達のしやすさは潤滑条件と圧延の幾何学的条件 L/d に強く支配される^{7)~9)}。最適条件で作られた試料では、せん断ひずみの大きな表面の少し内側に形成される帯状の領域から生成した多数の再結晶粒の成長によって、一次再結晶後鮮鋭な立方体集合組織が発達する⁹⁾。他の試料では、低温加熱による一次再結晶がほぼ終了した時点での立方体方位の粒と R その他の方位の粒の数がほぼ等しく、両者の粒径分布には違いがなかった。この試料をさらに 400°C 以上に加熱したところ、単一の立方体集合組織が形成され

た¹⁰⁾。このことは、結晶粒粗大化過程での立方体方位粒の成長が粒径分布の微妙な違いに支配されることを示唆している。

圧延状態では、少量の立方体方位成分のほかに、初方位と極点図において点对称、圧延方向軸対称、あるいは幅方向軸対称にあるバリエーションが少量共存している^{7)~9)}。このような試料を低温で数十時間加熱すると、極点図にはほとんど変化は見られないが、X線ピンホール写真ではデバール環がラウエ斑点に変わっていて、バリエーション間の粒界移動によってR方位の大きな再結晶粒が成長していることがわかった¹¹⁾。400°C以上に直接加熱すると単一の立方体方位の再結晶集合組織が得られる。中間の温度で部分的に再結晶させてから400°Cに加熱すると、最初の加熱温度と時間によってその比率の変化する、立方体方位とR方位からなる再結晶集合組織が形成される¹¹⁾。このことは、核生成と粒成長開始温度ならびに核生成の機構が再結晶粒の方位によって異なることを表しており、固溶鉄の存在あるいは析出による新粒生成の遅滞が、新粒の方位ならびに核生成の機構によって異なることを示唆している。すなわち、固溶鉄の存在は、立方体方位核生成の容易さ、ならびに結晶粒粗大化開始時点での各方位粒の粒径分布を通して、立方体方位の選択的成長に大きな影響を及ぼすと考えられる。それゆえ、鉄の量が7 ppmから35 ppmに増加すると、立方体方位粒の核生成が少し遅滞し、結晶粒粗大化過程において選択的成長を促進させる立方体方位粒の粒径分布上での優位性が失われることが起こり得る。このような事情があるので、3N箔では必ずみ誘起粒界移動の核となる少量の立方体方位の粒を生成させるため、中間焼なましを高温で行って完全に再結晶させる必要があると考えられる。

4N箔では、260°Cに加熱すると大部分が立方体方位粒となる。軽圧延後最終焼なましを行っても、理想的な立方体方位の新粒は立方体方位に近い方位の加工マトリックスを食って成長することは難しい。さらに軽圧延を受けた立方体方位に近い粒から不特定の方位の少量の核が生まれる。それゆえ、4N箔では、200°C付近の加熱によって立方体方位の粒を少量発生させて、蓄積エネルギーの大きなS方位のマトリックスを大部分残すことが必要である。軽圧延後の最終焼なましにおいて、理想的立方体方位にある粒のみが成長することによって、4N箔では立方体方位の体積率が極限まで高まると考えられる。

(4) 前焼なましのみを行うと、110 μm の3N箔では、立方体方位の体積率が10%以下から24%に増加する。これは、前焼なましによって鉄が析出して固溶量が減少し、最終焼なましの際に起こる鉄の析出による立方体方位粒形成の遅滞が緩和されるためであると考えられる。70 μm では前焼なましの効果が見られないのは、試料の薄さの影響の方が大きいためR方位粒を食って成長できる大きさの立方体方位の粒が形成されにくいためであると考えられる。

70 μm の4N箔では前焼なましによって立方体方位の体積率が20%程度向上する。このことは、4N材でも前焼なましによって鉄の固溶量が減少すること、および鉄の固溶量が少ないほど立方体方位が形成されやすいことを示唆している。

中間の加工熱処理と組合せると、70 μm の3N箔では立方

体方位の体積分率の向上に及ぼす前焼なましの効果は顕著である。これは前焼なましによる固溶鉄の減少によって、立方体方位粒の成長が相対的に促進され、70 μm の箔でも蓄積エネルギーを駆動力として結晶粒粗大化開始時点での立方体方位粒の寸法上の優位性が達成されるためであると考えられる。

(5) 微量の鉄の影響については、すでに(3)と(4)において論じた。強冷延した200 μm のアルミニウム単結晶における立方体方位集合組織の形成過程から見て⁹⁾、箔における立方体集合組織の発達は一次再結晶終了時点での粒径分布で決まるのではないと考えられる。

粒界に偏析している不純物が少なく粒界易動度が大きい材料では、高温に長時間加熱すると結晶粒の粗大化が広範囲に起こるので、箔における立方体集合組織の発達は、一次再結晶後の結晶粒粗大化過程で、立方体方位粒がR方位粒を食って成長できるか否かにかかっている。すなわち、立方体方位粒の選択的成長は、一次再結晶完了時点での両方位の粒径分布の微妙な違いに強く依存していると見なすことができる。このように考えると、わずかな鉄の固溶量とその析出が立方体集合組織の形成に重要な影響を持っていることが理解できる。

アルミニウムにおけるR方位再結晶粒の形成過程には、その場再結晶もあるが、4つのバリエーションを有するS方位の領域が互いに食い合う過程が重要である¹²⁾。この過程は、大角度差の粒界の移動を含む過程であるが、微量の鉄の存在あるいはその析出によって受ける抑制の程度が立方体方位の核生成過程よりも小さいと考えると、110 μm の4N箔と3N箔では結晶粒粗大化開始時点でのR方位粒と立方体粒の寸法の大小関係が逆転する結果であるとして、3N箔では立方体方位の体積分率が極端に小さくなることが理解できる。

5. 結 言

2種類の高純度のアルミニウム熱延板に種々の熱処理と加工を施し、箔における立方体集合組織の形成に及ぼす鉄の含有量と箔厚の影響、最適中間焼なまし温度の純度依存性、中間の加工熱処理の重要性、および前焼なましの効果などの生じる機構を明確にすることを目的として実験を行い、以下の知見を得て、それに(「」の中の文章で示す)統一的解釈を与えた。

(1) 35 ppmの鉄を含む厚さ110 μm の3N箔では、強冷間圧延後に530°Cで長時間焼なましを行っても、立方体集合組織はほとんど形成されない。完全に再結晶する260°Cの中間焼なましおよび20%の軽圧延を最終焼なまし前に行うと、立方体方位の体積分率が90%以上まで向上する。「これは、中間焼なましによって形成された理想的(001)[100]方位の少量の新粒が、最終焼なましの際に、軽圧延によって受けたひずみを速やかに回復し、ひずみ誘起粒界移動によってR方位を有するマトリックス中に優先的に成長するからである。」

(2) 7 ppmの鉄を含む厚さ110 μm の4N箔では、強冷間圧延と最終焼なましの工程だけで、立方体集合組織はその体積分率が80%程度まで発達する。再結晶が始まる200°C付近での中間焼なましと軽圧延の工程を加えれば、95%以上の立方体方位の体積分率が容易に得られる。

(3) 「アルミニウム箔において立方体集合組織を極限にま

で発達させる最適の中間焼なまし温度は、ひずみ誘起粒界移動の核となる少量の(001)[100]方位の新粒が再結晶によって形成される温度である。4N 箔におけるこの最適温度が 3N 箔におけるそれよりも約60°C低いのは、(001)[100]方位の再結晶核生成の容易さが、純度特に固溶鉄の濃度に敏感に依存するためである。すなわち立方体方位の発達のためには、4N 箔では低温加熱によって発生させた少量の立方体方位の新粒が軽圧延後に S 方位のマトリックスに囲まれた組織が推奨される。一方、立方体方位粒の形成の困難な 3N 箔では、中間焼なましの際、完全に再結晶させることが必要である。それによって生まれた少量の立方体方位粒は、軽圧延-最終焼なましにおけるひずみ誘起粒界移動の核として働くだけでなく、最終焼なましにおける結晶粒粗大化過程で R 方位の粒を食ってさらに成長する」。

(4) 両純度とも70 μm の箔においては、立方体方位の体積分率が110 μm の箔のそれに比して、20~40%低い。「これは箔厚がさらに小さくなると、中間焼なましの際の立方体方位粒の形成がいっそう困難になるからである。」

(5) 前焼なましは、3N 箔における立方体集合組織の形成に有効であると予想されたが、純度によらず70 μm 厚さの箔における立方体方位の体積分率の向上により大きく寄与す

る。「この前焼なましの効果の基本的機構は、固溶鉄の減少である。」

本研究の一部が(財)軽金属奨学会の助成金によることに感謝します。試料を提供してくださり、立方体方位の体積分率を測定して下さった東洋アルミニウム(株)と同社の室井安芸子氏に深く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 伊藤邦夫：軽金属, 26 (1976), 44.
- 2) 伊藤邦夫：軽金属, 30 (1980), 337.
- 3) 伊藤邦夫：軽金属, 43 (1993), 285.
- 4) 福富洋志, 上城太一：軽金属, 47 (1997), 123.
- 5) 関 史江, 上城太一：軽金属, 48 (1998), 507.
- 6) A. A. Ridha and W. B. Hutchinson: Acta metall. mater. 30 (1982), 1929.
- 7) T. Kamijo, H. Adachihara, H. Fukutomi and E. Aernoudt: Acta metall., 40 (1992), 693.
- 8) T. Kamijo, H. Adachihara and H. Fukutomi: Acta metall., 41 (1993), 975.
- 9) T. Kamijo, S. Kataoka and H. Inagaki: Acta metall. mater., 41 (1993), 1713.
- 10) 三木一称：横浜国立大学, 修士論文, (1993).
- 11) 鈴木真志保：横浜国立大学, 卒業論文, (1996).
- 12) H. Hu, P. R. Sperry and P. A. Beck: J. Metall., (1952), 76, 83.