アルミニウム合金板の曲げ加工性に及ぼす板厚方向の
集合組織分布の影響*伊川 慎吾 ****・浅野 峰生 **
黒田 充紀 ***・吉田 健吾 ***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 61, No. 2 (2011), pp. 53-59

Effect of texture variation through sheet thickness on bendability in
aluminum alloy sheet*Shingo IKAWA****, Mineo ASANO**
Mitsutoshi KURODA*** and Kengo YOSHIDA***

The effect of texture variation through thickness on bendability of aluminum alloy sheets is studied, using bending tests and numerical simulations. In the experimental investigation, clad sheets were produced by bonding two aluminum sheets in which volume fractions of the cube texture were different. In the bending tests, the specimens were produced such that the volume fraction of the cube texture was higher in an outer surface layer of the sheet than in the inner portion. It was found that the bendability increased with a ratio of thickness of the surface layer that contains a higher volume fraction of the cube texture. The effect of texture variation through the thickness on bendability is clarified by using a crystal plasticity finite element analysis. It is revealed that the bendability is significantly improved even with a rather small volume fraction of the cube texture in the outer surface layer. On the contrary, it drastically declines if a random texture develops in the surface layer.

(Received April 19, 2010 Accepted August 30, 2010)

Keywords: Al-Mg-Si alloy, bendability, texture, shear bands, crystal plasticity

1. 緒 言

近年、地球環境保全の観点より CO₂ 等の温室効果ガスの排出量削減が急務の課題である。その方策として、アルミニウム合金に代表される軽量材料を構造部材へ適用することによる輸送機器の軽量化が推進されている。さらに、部品の小型化およびシャープな外観への要求も高まっており、複雑な形状へも加工可能な高い成形性を有するアルミニウム合金板のニーズは大きい。例えば、軽量化の主体である自動車では、自動車フードの内板と外板を接合部において、外観をシャープにするために、より小径のヘム曲げ加工が求められている。また、ノートパソコンなどの電子機器においては、筐体の小型化や外観をシャープにするために部品肩の小径化が求められる。このように、曲げ加工性の向上は、アルミニウム合金板の利用を拡大するための重要研究課題の一つである。

アルミニウム合金板の曲げ加工性に関して、近年、種々の研究が行われている^{1)~6)}。日比野ら⁵⁾は集合組織を cube 方位へ発達させることで曲げ加工性が向上することを実験的に示した。また、著者の一人⁶⁾は、結晶塑性モデルを用いた有限要素解析によって代表的な集合組織 (copper, brass, S,

cube, Goss) を有するアルミニウム合金板の純曲げ解析を行った。その結果、圧延方向の純曲げにおいて cube 方位は曲げ外側でせん断帯が発生しにくく、曲げ加工性に優れる集合組織であることが示された。これらの結果より、実験および数値解析の両方において cube 方位は曲げ加工性に優れることが明らかとなった。しかしながら、通常、圧延による板厚方向の不均一なひずみとその後の熱処理により、板材の表層と中心部では異なった集合組織が形成される^{7),8)}。そのため、板厚全域に一樣に cube 方位を発達させることは難しく、板厚方向に集合組織の勾配を生じる。これまで曲げ加工性について板厚方向の集合組織の分布の影響を詳細に研究した報告はない。

本研究では、板厚方向の集合組織の分布が曲げ加工性に及ぼす影響を実験および数値解析により明らかにする。特に、先の研究で曲げ加工性向上に重要であることが確認されている cube 方位に焦点を当てる。板厚方向に cube 方位の密度が異なる層を持つ Al-Mg-Si 合金のクラッド板を作製し、曲げ加工性に及ぼす集合組織の影響およびその板厚方向の分布状態の影響を実験的に明らかにする。さらに、結晶塑性モデルを用いた有限要素法解析により、板厚方向の cube 方位の分

* 軽金属学会第 116 回春期大会にて一部発表。

** 住友軽金属工業株式会社研究開発センター (〒455-8670 愛知県名古屋市中区千代 3-1-12)。R&D Center, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd. (3-1-12 Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670). E-mail: SHINGO_IKAWA@mail.sumitomo-lm.co.jp

*** 山形大学大学院理工学研究科 (米沢市)。Graduate School of Science and Engineering, Yamagata University (Yonezawa-shi, Yamagata)。

布と曲げ加工性の関係をより詳細に解明する。

2. 曲げ試験

2.1 供試材および実験方法

板厚方向に cube 方位の体積分率が異なる Al-Mg-Si 系合金の 2 層クラッド板材を作製するために、均質化处理条件が異なる 2 種類の鋳塊を作製した。それぞれの均質化处理条件は、773K で 24h および 823K で 24h とした。鋳塊の化学成分は、Table 1 に示すとおりである。鋳塊の長さ、幅、板厚はそれぞれ 175mm, 175mm, 30mm である。溶体化処理後に cube 方位の体積分率が高くなることを期待する鋳塊が曲げ外側に位置するよう、もう一方の鋳塊に重ね合せた。その後、重ねた 2 つの鋳塊の全厚が 30mm になるまで上下面を切削した。切削後の全厚に対して cube 方位の体積分率が高くなる鋳塊が占める割合をクラッド率と定義する。本研究では、クラッド率 10% および 20% の全厚 30mm の鋳塊を、板厚が 5mm になるまで熱間圧延した後、板厚 1mm までさらに冷間圧延した。冷間圧延板を 823K で 30s の溶体化処理をした後、冷却速度約 293K/s で焼入れし、自然時効処理をした。クラッド率 10%, 20% の板材をそれぞれ Cld10%, Cld20% と表すことにする。比較のために、クラッドしない 2 種類の鋳塊をそのまま用いて、上記と同じ工程により板厚 1mm の板材を作

製した。これらの内、cube 方位の体積分率が低い板材を LC、高い板材を HC と表すこととする。

LC および HC の板厚中心において測定した ODF (Orientation Distribution Functions) を Fig. 1 に示す。ODF は X 線回折測定から得た $\{111\}$, $\{110\}$, $\{100\}$ 面の不完全極点図を基に WIMV 法⁹⁾を用いて導出した。また、ODF より代表的な結晶方位の体積分率を計算¹⁰⁾した結果を同図中に示す。なお、15° 以内の方位分散の結晶方位は、当該の理想方位の体積分率として算出した。LC では cube 方位および cube 方位が法線方向 (ND) 軸周りに回転した方位、Goss 方位、P 方位への発達を確認できる。LC における cube 方位の体積分率は約 8% であった。HC においても同様の方位への発達が確認できるが、cube 方位への集積度が高くなっていることがわかる。実際、cube 方位の体積分率は約 17% であった。

次に、全 4 種類の供試材について、表面から 0.1mm 研磨するごとに ODF を測定し、cube 方位の体積分率を同定した結果を Fig. 2 に示す。LC においては、板表面から板厚中心に至るまで、cube 方位の体積分率は 7~13% であった。HC では、cube 方位が 17~29% 含まれており、明らかに HC の方が cube 方位への集積が強い。また、Cld10% および Cld20% において、それぞれのクラッド境界よりも浅い表層側の領域では、板厚中心部に比べて cube 方位の体積分率が高いことが確認できる。

EBS (Electron BackScattered Diffraction pattern) により板厚方向の結晶方位分布を測定した結果を Fig. 3 (58 ページ) に示す。同図 (c), (d) 中の破線は、圧延前の鋳塊状態でのクラッド率から推定したクラッド境界の位置を示す。平均結晶粒径は、LC が 24 μm , HC が 29 μm , Cld10% が 23 μm ,

Table 1 Chemical composite of specimen (mass%)

Si	Fe	Mn	Mg	Al
1.0	0.1	0.1	0.4	Bal.

Fig. 1 Texture at mid thickness for LC and HC; (a) ODF for LC, (b) ODF for HC, (c) volume fraction of texture component for LC and HC.

Fig. 2 Volume fraction of cube through sheet thickness for specimens.

Cld20% が $24\mu\text{m}$ であり、HC の結晶粒径のみがその他より 20% 程度大きかった。

JIS5 号試験片を用いて各供試材の圧延方向への引張に対する機械的性質を測定した結果を **Table 2** に示す。HC の 0.2% 耐力、引張強さともに LC のそれらより高い値を示した。一方、Cld10%、Cld20% のそれらは LC とほぼ同じであった。また、すべての供試材において全伸びは 28~29% で同等であった。

曲げ試験に用いた試験片は、圧延方向に長さ 60mm、幅 25mm とした。JIS Z 2248 の押曲げ試験に準拠して、内側曲げ半径 0.5mm の 180 度曲げ試験を実施した。クラッド板 (Cld10%、Cld20%) を供試材に用いるときは、cube 方位の体積分率が高い層を曲げ外側になるようにした。

2.2 実験結果

曲げ試験後の試験片幅中央部における断面の光学顕微鏡観察結果を **Fig. 4** に示す。LC (Fig. 4 (a)) では曲げ外側の表

Table 2 Mechanical properties of specimen with respect to the RD

	0.2% proof stress (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Total elongation (%)
LC	93	205	28
HC	115	232	29
Cld10%	94	205	28
Cld20%	95	206	29

Fig. 4 Microstructure of bending test with respect to the RD for (a) LC, (b) HC, (c) Cld10% and (d) Cld20%.

面から内部に向かってせん断帯形成が認められるが、HC (Fig. 4 (b)) では明瞭なせん断帯形成は観察されない。これは、cube 方位の集積が大きいと曲げ加工性が向上することを指摘した既存の文献⁵⁾における知見と一致している。一方、クラッド板においては、Cld10% では表層にせん断帯形成がわずかに見られるが、Cld20% では確認できない。また、Cld10% は、LC に比べてせん断帯の発生が少ないことがわかる。このことから、たとえ板厚の 10% 程度であっても、cube 方位の体積分率が大きい層が存在すれば、曲げ加工性が向上することがわかる。

3. 結晶塑性有限要素法による曲げ変形の解析

前章の実験において、曲げ外側の表層の cube 方位の体積分率を高めることによって、曲げ加工性が向上することを確認した。本章では、曲げ外側の層の cube 方位の体積分率およびクラッド率が曲げ加工性に及ぼす影響を詳細に調べるために、結晶塑性モデルを用いた有限要素解析によって板材の曲げ変形を解析する。

3.1 結晶塑性モデル

Asaro¹¹⁾, Peirce ら¹²⁾ によって定式化された結晶塑性モデルを用いる。塑性変形は特定のすべり系におけるすべり変形によって起こるものとする。 α 番目のすべり系において、すべり速度 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ は分解せん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ にべき乗で依存すると仮定する。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m} \quad (1)$$

ここに、 $\dot{\gamma}_0$ は基準すべり速度、 m はひずみ速度敏感性指数および $g^{(\alpha)}$ はすべり抵抗である。 $g^{(\alpha)}$ の発展則は次式により与えられるものとする。

$$\dot{g}^{(\alpha)} = h \sum_{\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|, \quad h = h_0 \left(1 + \frac{h_0 \gamma_a}{\tau_0 n} \right)^{n-1}, \quad \gamma_a = \int_0^t \sum_{\alpha} |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt \quad (2)$$

ここに τ_0 は $g^{(\alpha)}$ の初期値、 h_0 は初期すべり硬化係数、 n は加工硬化指数、 t は時間である。

多結晶体の変形解析には、各結晶粒の変形は巨視的な変形と等しいと仮定する拡張 Taylor モデル¹³⁾を導入する。すべての結晶粒の体積は等しいと仮定し、巨視的応力 $\bar{\sigma}$ と巨視的塑性ひずみ速度 $\bar{D}^p$ は、各結晶粒内におけるそれらの値の体積平均として次式で与えられるものとする。

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{N_g} \sum_{k=1}^{N_g} \sigma^{(k)}, \quad \bar{D}^p = \frac{1}{N_g} \sum_{k=1}^{N_g} D^{p(k)} \quad (3)$$

ここに、上付き字 (k) は、結晶粒の番号 ($k=1, \dots, N_g; N_g$ は総結晶粒数を表す) である。

3.2 集合組織のモデル化

数値解析に用いるモデル集合組織の創製方法は、著者らがこれまでに用いた方法と同じである^{14)~16)}。圧延板の直交異方性を表すために、理想方位 $\{khl\}$ $\{uvw\}$ に対する等価な 4 方位を考慮し、それらを任意の軸回りに ω° 回転させて方位分散を与える。角度 ω は標準偏差 ω_0 の正規分布とする。本研究では、cube 方位とランダムな方位を組合せてモデル集合組

織を創製した。理想 cube 方位からの方位分散は $\omega_0=15^\circ$ として与えた。1000 結晶粒を考慮し、cube 方位の体積分率を 0, 20, 50, 100% と変化させた 4 通りの集合組織を創製する。これらを cube 方位の体積分率を指標としてそれぞれ V_{c0} , V_{c20} , V_{c50} , V_{c100} と表記することとする。各集合組織の $\{111\}$ 極点図を Fig. 5 に示す。

3.3 有限要素曲げ解析モデル

純曲げ問題の有限要素解析の定式化および境界条件は、著者の一人⁶⁾ が用いた方法と同じである。本研究における曲げ解析モデルの模式図を Fig. 6 に示す。Fig. 6 (a) に示すように、初期配置において板厚を T_0 、長さを L_0 とする。本解析では $T_0/L_0=2$ として曲げを受ける板材の一部をモデル化する。要素分割は板厚方向に 40、長さ方向に 20 とし、各要素には 8 節点アイソパラメトリック要素および 4 積分点の次数低減積分を用いる。各積分点には 8 結晶方位を割当て、拡張 Taylor モデルを適用する。これらの 8 結晶方位は、Fig. 4 に

Fig. 5 $\{111\}$ pole figures of computationally generated model textures with 1000 orientations with $\omega_0=15^\circ$; (a) V_{c0} , (b) V_{c20} , (c) V_{c50} , (d) V_{c100} .

Fig. 6 Problem formulations for finite element analysis; (a) initial configuration, (b) pure bending problem to described texture variation through thickness.

示した各集合組織の 1000 結晶方位からランダムに選択して与える。試験片の圧延方向と板厚方向をそれぞれ X_1 方向と X_2 方向に一致させ、端部に強制的に回転を与えて純曲げ変形を模擬する。これに対する境界条件は次式で与えられる。

$$u_1 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) - \left(u_2 + X_2 - \frac{T_0}{2}\right) \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (4)$$

$$q_1 \sin\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) + q_2 \cos\left(\pm \frac{\theta}{2}\right) = 0 \quad (5)$$

ここに、 θ は曲げ角度、 X_i は初期配置における座標である。上式において θ の前の正符号、負符号はそれぞれ $X_1 = L_0$ 、 $X_1 = 0$ に対応している。 u_i は変位成分、 q_i は現配置における単位面積当たりの表面力である。曲げ角度は次式で得られる。

$$\theta = \int_0^t \dot{\theta} dt, \quad \dot{\theta} = \dot{\gamma}_0 L_0 / T_0 \quad (6)$$

本解析では、曲げ外側の表面から 2 要素の層を対象として、いずれか 1 つの積分点における変形速度 D の最大主値が正から負に転じた時点をもひずみの局所化の開始点と定義する。また、その時点の曲げ角度を限界曲げ角度と定義する。

本解析に用いた材料特性値は、 $\tau_0 = 10$ MPa、 $h_0 = 300$ MPa、 $n = 0.1$ 、 $m = 0.002$ 、 $\dot{\gamma}_0 = 1.0$ /s である。試験片を曲げ外側の層とそれ以外の内側の層に分割し (Fig. 6 (b))、各層に異なる集合組織を割当てる。外側と内側の層に割当てる集合組織は、Table 3 に示す Case I~IV の 4 通りの組合せとした。Case I~III では、内側の層にランダムな集合組織を配して、外側の層における cube 方位の体積分率を変化させた。一方、Case IV では、曲げ外側をランダム集合組織、内側の層をせん断帯が形成されにくいとされる cube 集合組織 100% (V_c100) とした。全板厚に対する外側の層厚の割合を T_{OL} として、Case I~IV に対して $T_{OL} = 0\%$ 、5%、10%、25%、50%、100% の 6 通りについて解析を実施した。なお、Case I~III における $T_{OL} = 0\%$ は、板全体がランダムな集合組織であることに相当する。

3.4 解析結果

純曲げ解析におけるひずみ局所化発生時の限界曲げ角度と全板厚に対する外側の層厚の割合 T_{OL} との関係を Fig. 7 に示す。Fig. 7 における縦軸の上限値とした $\theta T_0 / L_0 = 1.7$ は、本純曲げ解析における表層部の曲率が密着曲げ実験のそれと同等となる曲げ角である。曲げ外側に cube 方位をそれぞれ 100%、50% の体積分率で配置した Case I および Case II においては、外側の層厚 T_{OL} の割合の増加に伴って限界曲げ角度は著しく上昇する。Case I では T_{OL} が 10% 以上、Case II では T_{OL} が 50% 以上において、曲げ角度が $\theta T_0 / L_0 = 1.7$ に達してもひずみの局所化が起こらない。Case III では $T_{OL} = 25\%$ まで T_{OL} の増加に伴って限界曲げ角度が上昇するがそれ以降では減少に転じている。しかしながら、少なくとも、表層部内に cube 方位が 20% 程度の体積分率で存在していれば、ランダム集合組織の板に比べて限界曲げ角度は上昇する。一方、曲げ外側にランダム集合組織を配した Case IV の場合、 T_{OL} の増加に伴って著しく限界曲げ角度は低下する。 $T_{OL} = 5\%$ において、Case I および Case IV ではほぼ同じ限界曲げ角度となってい

Table 3 Texture variation through thickness

Case	Texture	
	Outer layer	Inner layer
I	V_c100	V_c0
II	V_c50	
III	V_c20	
IV	V_c0	V_c100

Fig. 7 Relationship between limit bending angle and clad ratio for Case I, II, III and IV.

る。Case I では曲げ外側の 5% の板厚領域に V_c100 を、それ以外の 95% の板厚領域にランダム集合組織を割当てているのに対して、Case IV では外側の 5% のみランダム集合組織で残りの 95% の板厚には V_c100 を割当てている。板厚全体体積に占める cube 方位の体積分率は、Case IV の方が圧倒的に高いにもかかわらず、両者は同じ限界曲げ角度を示した。この結果は、曲げ加工性が表層部の集合組織によって支配されることを明確に示している。

次に、曲げ変形時の変形状態と曲げ加工性との関係を詳細に確認する。曲げ変形時の最大主対数ひずみの分布を Fig. 8 に示す。Fig. 8 (a) は Case I~III の $T_{OL} = 0\%$ 、つまり板全体がランダムな集合組織の場合におけるひずみ局所化発生直前 ($\theta T_0 / L_0 = 0.9$) の結果である。Fig. 8 (b) は Case I において $T_{OL} = 10\%$ とした場合の同一曲げ角度における変形図である。全体がランダム集合組織の場合、曲げ外側表面に局所的にひずみが大きい箇所が認められる。一方、曲げ外側に全板厚の 10% に相当する層に V_c100 を割当てた場合 (Case I, $T_{OL} = 10\%$)、外側表面でのひずみはおおよそ一様である。Case II および Case III において $T_{OL} = 10\%$ とした場合についても同様の結果を確認した。したがって、曲げ外側に cube 方位の体積分率が高い層が存在することで、表層部の変形の一様性が高まり、曲げ加工性が向上することがわかる。

板全体に cube 方位 (V_c100) を配置した Case IV の $T_{OL} = 0\%$ 、および曲げ外側から 10% の板厚層にランダム集合組織を配する Case IV の $T_{OL} = 10\%$ での最大主ひずみの分布を

Fig. 3 Through thickness orientation distribution for (a) LC, (b) HC, (c) Cld10% and (d) Cld20%.

Fig. 8 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain with respect to the RD; (a) $T_{OL}=0\%$ in Case I, II and III ($\theta T_0/L_0=0.9$), (b) $T_{OL}=10\%$ in Case I ($\theta T_0/L_0=0.9$).

Fig. 9に示す。曲げ角度はFig. 8と同じ $\theta T_0/L_0=0.9$ とした。板全体が V_c100 のとき (Fig. 9 (a)) は、各層の変形の一様性が極めて高い。一方、曲げ外側表面から 10% 板厚までの層にランダム集合組織を配置すると、表層での変形の一様性が崩れる (Fig. 9 (b))。このように、曲げ外側で起こった不均一変形が発端となってせん断帯が形成されるために、Case IV においては、 T_{OL} の増加に伴って限界曲げ角度が減少すると考えられる。なお、Fig. 9 において、曲げ内側 (圧縮側) に

Fig. 9 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain with respect to the RD; (a) $T_{OL}=0\%$ in Case IV ($\theta T_0/L_0=0.9$), (b) $T_{OL}=10\%$ in Case IV ($\theta T_0/L_0=0.9$).

Fig. 10 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain with respect to the RD; (a) $T_{OL}=100\%$ in Case III ($\theta T_0/L_0=1.0$), (b) $T_{OL}=25\%$ in Case III ($\theta T_0/L_0=1.0$).

はまったくひずみの局所化が見られない。これは、cube 方位が圧縮に対してもせん断帯が生じにくい方位である⁶⁾ に対応している。

Case I および Case II においては、曲げ外側の cube 方位が占める板厚の増加に伴って曲げ加工性は向上する傾向を示したが、Case III においてのみ、限界曲げ角度の減少が確認された。そこで、最後に Case III について検討する。Case III の $T_{OL}=100\%$ および Case III で最も限界曲げ角度が高い $T_{OL}=25\%$ の最大主対数ひずみ分布を **Fig. 10** に示す。これらは、 $T_{OL}=100\%$ において局所化発生が判定された曲げ角度 $\theta T_0/L_0=1.0$ における結果である。 $T_{OL}=100\%$ (Fig. 10 (a)) では、ひずみ局所化発生が判定がなされたものの、曲げ外側表面には明瞭にひずみの大きい箇所は見られない。さらに、変形状態は限界曲げ角度が高い Case III, $T_{OL}=25\%$ の場合 (Fig. 10 (b)) とほぼ同じである。したがって、曲げ外側の層の一部でひずみ局所化の判定条件が満たされたものの、板厚方向へ深く進展するせん断帯形成には至らず、板全体はその後安定した変形を継続したと判断できる。

4. 考 察

本研究では、板厚方向に cube 方位の体積分率の異なる 2 層クラッド板を製作し、cube 方位の分布が曲げ加工性に及ぼす影響を実験的に明らかにした。さらに、結晶塑性理論に基づく有限要素法解析を用いて cube 方位の板厚方向の分布状

態と曲げ加工性の関係を系統的に調査した。有限要素法解析より、次のことがわかった。

- (1) cube 方位の体積分率が高いほど曲げ加工性が高くなる。
- (2) 曲げ外側の表層部分のみに cube 方位の体積分率が高い層を配置することで表層でのひずみ局所化が抑制され、曲げ加工性が向上する (Case I~III, Fig. 7, Fig. 8, Fig. 10)。
- (3) 板全体の cube 方位の体積分率が高くても、表層部にわずかも曲げ加工性の低い (ランダム) 方位を配置すると、曲げ加工性は明確に低下する (Case IV, Fig. 7, Fig. 9)。

これらの解析結果と実験結果との対応を確認すると、cube 方位の体積分率の高い HC の方が LC よりも曲げ加工性に優れていた実験結果 (Fig. 4 (a), (b)) は (1) の結論と整合している。Cld10% および Cld20% の曲げ加工性が LC より高いことは、(2) の結果に対応している。さらに Cld10% より Cld20% の曲げ加工性の方が優れていることは Fig. 7 にみられる Case I~III の結果と整合している。(3) は表層の集合組織の重要性を曲げ加工性の低下の観点から示しており、その本質は (2) と同じである。このように有限要素解析で得られた傾向はすべて実験事実と一致することを確認した。

5. 結 言

本研究では、先の研究で曲げ加工性向上に重要であることが確認されている cube 方位に焦点を当て、板厚方向の cube 方位の分布状態が曲げ加工性に及ぼす影響について実験ならびに数値解析により検討した。第一に、cube 方位を含有する層が曲げ外側に存在する場合、cube 方位の体積分率が高いほど、また全板厚に対する cube 方位を含有する層厚の割合が高いほど、曲げ外側におけるせん断帯形成が抑制されて、曲げ加工性が向上することを明らかにした。第二に、ランダム集合組織を含有する層が曲げ外側に存在する場合、曲げ外側において早期にひずみの局所化が誘発され、それが内側へ伝播することにより曲げ加工性が低下することを示した。以上より、曲げ加工性を向上させるためには、必ずしも全板厚に

わたる集合組織を制御する必要はなく、曲げ外側の集合組織制御が最重要であるといえる。曲げ加工性に重大な影響を与える曲げ外側層の厚さの目安は板厚の 10% 程度である。また、曲げ内側の集合組織が、曲げ加工性に有利な cube 方位成分を多く含むとしても、外側に曲げ加工性の劣る集合組織が存在すると、板材としての曲げ加工性は著しく低下する。

今後、cube 方位を表層部へ発達させる製造手法の考案、およびその基礎となる cube 方位の安定的形成メカニズムの解明が重要な研究課題である。

参 考 文 献

- 1) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 2) 箕田 正, 内田秀俊, 渋谷和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 3) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 371-375.
- 4) 趙 丕植: 軽金属, **55** (2005), 227-232.
- 5) 日比野旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 89-90.
- 6) M. Kuroda and V. Tvergaard: Int. J. Plast., **23** (2007), 244-272.
- 7) O. Engler and J. Hirsch: Mater. Sci. Eng., A336 (2002), 249-262.
- 8) H. Jin, P. D. Wu, M. D. Ball and D. J. Lloyd: Mater. Sci. Tech., **21**, No. 4 (2005), 419-428.
- 9) S. Matthies and G. W. Vinel: Phys. Status Solidi, (b) 112 (1982), K111, K115.
- 10) J. H. Cho, A. D. Rollett and K. H. OH: Metall. Mater. Trans., **A35** (2004), 1075-1086.
- 11) R. J. Asaro: Acta Metall., **27** (1979), 445-453.
- 12) D. Peirce, R. J. Asaro and A. Needleman: Acta Metall., **31** (1983), 1951-1976.
- 13) R. J. Asaro and A. Needleman: Acta Metall., **33** (1985), 923-953.
- 14) M. Kuroda and S. Ikawa: Mater. Sci. Eng., A385 (2004), 235-244.
- 15) K. Yoshida, T. Ishizaka, M. Kuroda and S. Ikawa: Acta Mater., **55** (2007), 4499-4506.
- 16) K. Yoshida, Y. Tadano and M. Kuroda: Comp. Mater. Sci., **46** (2009), 459-468.