

## Al-Mg 合金板の深絞り性におよぼす第 3 元素添加の影響

青木顯一郎\* 勝田基嗣\* 菅又 信\*

Ken-ichiro Aoki, Mototsugu Katsuta and Makoto Sugamata : Influence of Additional Elements on Deep Drawability of Al-Mg System Alloy Sheets. This report dealt with the additional effect of third element on deep drawing properties and ear after drawing of Al-Mg system alloy sheets.

The X-ray texture, “ $n$ ” value and “ $r$ ” value of ternary alloy sheets to which very small amounts of Mn, Cr, Zr and Ti were added were measured.

The results obtained were as follows :

(1) Very small additions of Mn, Cr, Zr and Ti as third elements promoted refinement of the grain, and increased the values of tensile strength and 0.2% proof stress. Especially, the addition of Mn and Cr was effective for grain refinement.

(2) Very small additions of Cr, Zr and Ti as third elements tended to reduce deep drawing properties with an increase in alloying addition. However, Al-5.85% Mg-0.14% Mn alloy sheets did not reduce the deep drawing properties but increase the strength.

(3) The ear emergent direction and earing ratio were fairly compatible with the “ $r$ ” value,

\* 日本大学生産工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Industrial Technology, Nihon University, Narashino)

and with an increase in the addition of the third element, the earing ratio appeared to be reduced.

(4) As to recrystallization texture, (310) [132] and (001) [310] appeared strongly and all ears emerged in a 45° direction.

(Received October 31, 1975)

## I. 緒 言

近来、深絞り用 Al 合金板の開発がさかんであり、研究も数多くなされている<sup>(1)</sup>。一般に、深絞り加工で特に問題となる点は限界絞り比、耳の発生および深絞り後の表面の肌荒れ等である。従来から我々は強度、耐食性、溶接性に優れた Al-Mg 系合金板の深絞り性を検討してきた。その結果 Mg 添加量の増加にともない強度が増加し、深絞り性も優れ、特に Al-6% Mg 合金板が限界絞り比、深絞り領域とも良好な値を示した<sup>(2)</sup>。また肌荒れに影響するといわれている引張歪模様は Phillips ら<sup>(3)</sup>の熱処理方法に類似した 350~400°C×1 hr の溶体化処理後水焼入れという処理方法で解決した<sup>(4)</sup>。

本実験では深絞り性の優れた Al-6% Mg 合金板にさらに第 3 元素として Mn, Cr, Zr および Ti を微量添加したこの系の合金板の深絞り性と深絞り後の耳の発生について検討した結果を報告する。

## II. 試料作成および実験方法

### 1. 試料作成

本実験に使用した地金は 99.99% Al, 99.9% Mg であり、第 3 元素として添加する Mn, Cr, Zr, Ti はそれぞれの母合金を用いた。

溶製は黒鉛ルツボ中で大気溶解し、フラックス (FOSECO #90) で脱ガス後 100×120×20 mm の金型に铸込んだ。両面を 1.5 mm 旋前後 450°C で 24 hr 均質化熱処理を行ない、450°C にて中間焼鈍を繰返しながら厚さ 10 mm まで熱間圧延を行なった。その後冷間圧延により加工度 90%、厚さ 1 mm の圧延板を作成した。合金板の化学成分は

Table 1 Chemical composition of specimen.

Specimen No.	Composition (wt%)					
	Mg	Zr	Mn	Cr	Ti	Al
X	6.08	—	—	—	—	Bal.
Z 2	5.92	0.16	—	—	—	Bal.
Z 3	6.17	0.20	—	—	—	Bal.
Z 4	5.62	0.34	—	—	—	Bal.
M 1	5.85	—	0.14	—	—	Bal.
M 3	5.92	—	0.27	—	—	Bal.
M 4	6.11	—	0.36	—	—	Bal.
M 6	6.01	—	0.56	—	—	Bal.
C 1	6.21	—	—	0.12	—	Bal.
C 2	6.28	—	—	0.18	—	Bal.
C 3	6.12	—	—	0.27	—	Bal.
T 05	5.79	—	—	—	0.04	Bal.
T 1	5.88	—	—	—	0.09	Bal.
T 2	5.90	—	—	—	0.13	Bal.
T 3	5.71	—	—	—	0.19	Bal.

Table 1 に示す。Table 中の X は Al-6.08% Mg の 2 元合金板であり、第 3 添加元素の影響を比較するための基準とした。

深絞り試験片は各々の圧延板より直径 81~86 mm まで 1 mm おきに円形ブランクを打抜いた。同時に顕微鏡用試験片も採取した。n 値、r 値および機械的性質の測定用引張試験片は圧延板より負荷方向が圧延方向に対し 0°, 45°, 90° となるように切出した。試験片の寸法は平行部 80 mm、幅 10 mm、標点間距離 70 mm とした。集合組織測定用試験片は深絞り試験片等と同様な圧延条件とし、最終厚さ 0.3 mm、加工度 90% の圧延板より採取した。熱処理後腐食により厚さ 0.15 mm にした (腐食液 H<sub>2</sub>O : HCl : HNO<sub>3</sub> : HF = 40 : 9 : 3 : 1)。

試料の熱処理は再結晶の際の核発生を促進させることが結晶粒の微細化に効果があり、強化をはかることができるので<sup>(5)</sup>、各試験片については最終熱処理条件を 400°C×10 min 塩浴炉 (主成分: NaNO<sub>3</sub>) で溶体化処理後水焼入れする方法を採用した。

### 2. 実験方法

深絞り試験の条件はポンチ径 40 mm、ダイス径 43 mm、ポンチラジラスおよびダイスラジラス 8 mm、ポンチスピード 16 mm/min を採用した。両面潤滑により底付円筒容器を絞った後限界絞り比、適性深絞り領域の広がりを測定した。

Fig. 1 はシワ押え力と絞り比の関係図である。図中の曲線 ab はカップが破断する限界線であり、II は破断領域を示す。曲線 bc はシワ発生限界線であり、III はシワ発生領域である。曲線 ab, bc と縦軸に平行に引いた点線とで囲まれた部分 (I) を適性深絞り領域とした。本研究では、2

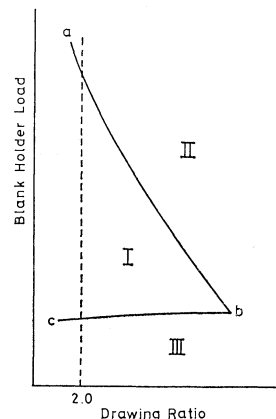


Fig. 1 Limiting drawing ratio for blank holder load.

元 (Al-6.08% Mg) 合金板の適性深絞り領域を 100 として 3 元合金板の成形能力を表わす基準とした。この領域が拡大することは複合成形能が優れていることを表わしている。

耳率は直径 81 mm の円形ブランクをしわ押え圧力 250 kg の一定値で深絞った試料の耳高を測定し式(1)により算出した。

$$e(\%) = \frac{h_e - h_t}{h_t} \times 100 \quad (1)$$

$h_e$ : 4 方向に発生する耳高の平均値

$h_t$ : 谷の深さの平均値

$e$ : 耳率

$n$  値,  $r$  値は引張試験より機械的性質を測定すると同時に求めた。引張試験機はインストロン型のオートグラフ (10 t) を用い引張速度は 3 mm/min の一定でおこなった。結晶粒の粒度は光学顕微鏡で組織写真を撮影し、切断法により測定した。集合組織は (111) 極点図を Cu K $\alpha$  線 (照射条件: 20 mA, 40 kV) デフラクトメータでレトメータ法により作成した。

### III. 実験結果および考察

#### 1. 深絞り性

Fig. 2 は限界絞り比および適性深絞り領域の大きさを示している。適性深絞り領域の大きさは Al-6.08% Mg 合金板の結果を 100 とし基準にした。Mn を 0.14% 添加した合金板は限界絞り比が 2 元合金板の値 (2.13) よりも大きく、適性深絞り領域も高い値を示している。Mn 添加量の増加にともない適性深絞り領域、限界絞り比は減少する傾

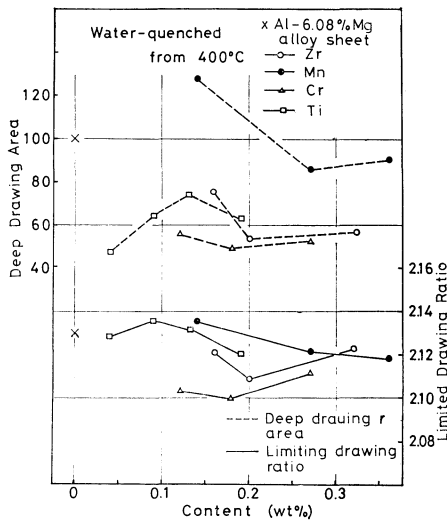


Fig. 2 Influence of additional element on limiting drawing ratio and deep drawing area. Note. The appropriate deep drawing area were expressed in values relative to standard which was value (100) of Al-6.08% Mg alloy sheets.

向を示すが、限界絞り比の差は顕著には認められない。Cr の添加は全般に限界絞り比が低くなり、適性深絞り領域も 2 元合金板に比べて低くなっている。なお Cr の添加量の差による変化は認められない。Zr を添加した合金板は Cr 添加の合金板と同様に適性深絞り領域が低くなる傾向を示すが、限界絞り比は Cr を添加した合金板よりよい値を示している。Ti を添加した合金板の限界絞り比は 2 元合金板の値と同程度、またはそれ以上の値を示すが適性深絞り領域はるかに低くなる。

$n$  値,  $r$  値と各添加元素および添加量の関係を Fig. 3 に示す。 $n$  値はいずれの場合も 0.35~0.4 程度の値で第 3 元素添加量の変化による差は顕著には認められない。 $r$  値は Mn 添加の合金板が 0.6 前後で高い値を示し、Ti は添加量が 0.09% より多くなると  $r$  値は低くなる傾向を示す。

一般に伸びが低下することなく塑性域内の応力が増加する合金板は深絞り性が良好であるといわれている。そこで各種合金板の機械的性質および  $\sigma_B/\sigma_{0.2}$  を算出した。その結果を Fig. 4 に示す。引張強さおよび 0.2% 耐力は各種合金板が 2 元合金板に比べてかなり良好な値を示している。 $\sigma_B/\sigma_{0.2}$  は第 3 元素の添加量が増加とともに減少する傾向を示し、深絞り性とよく対応した。しかし伸びは  $\sigma_B/\sigma_{0.2}$  の値ほど顕著な減少は認められない。したがってこの系の合金板では第 3 元素として Mn (0.14%), Ti (0.09%) の微量添加が伸びもあり  $\sigma_B/\sigma_{0.2}$  も高い値を示し、深絞り性を改善する有効な添加元素であると思われる。

Fig. 5 は結晶粒度を表わしている。Al-6.08% Mg 2 元合金板は図中にはプロットされていないが 50  $\mu$  と大きくなり、これに比較して第 3 元素を添加した全ての合金板は 30  $\mu$  以下で結晶粒の成長抑制効果がみられた。特に Cr を添加した合金板はその効果が大きい。Mn を添加した合金板は添加量が増加するにしたがって急激に結晶粒の成長抑制効果があらわれてくる。

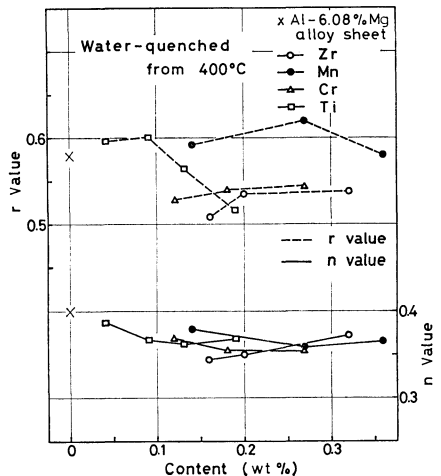


Fig. 3 Influence of addition element on "n" value and "r" value.

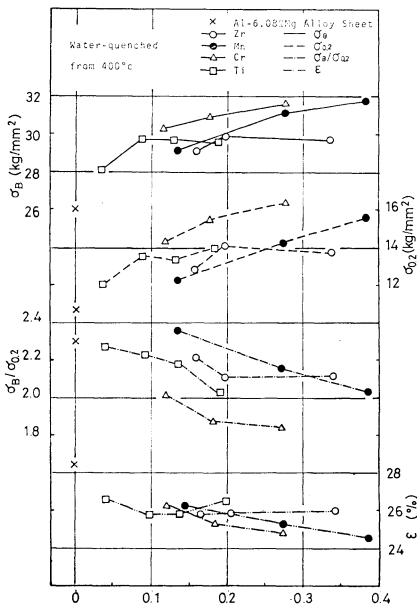


Fig. 4 Influence of addition element on mechanical properties and  $\sigma_B/\sigma_{0.2}$ .

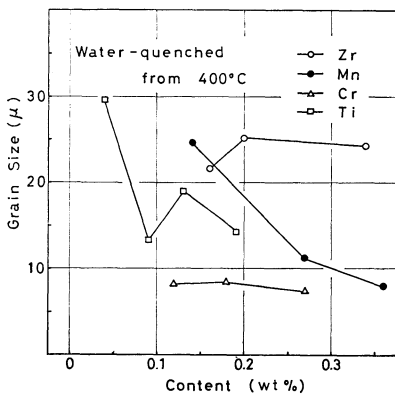


Fig. 5 Influence of addition element on grain size.

従来の研究結果では深絞り性は結晶粒に依存し 2 元合金板の深絞り性を良好にする適性結晶粒は  $50 \mu$  程度であると報告した<sup>(6)</sup>。Mn を添加した合金板では結晶粒が約 1/2 である  $25 \mu$  程度で限界絞り比、適性深絞り領域が 2 元合金板と変わらない値を示している。これは第 3 元素の添加により  $\sigma_B$  が向上し、はり出し部分の強度が上昇するとともに、伸びも低下せず、 $r$  値が高い値を示し縮み変形能が大きくなったのではないかと考えられる。

## 2. 集合組織

Al-6.08% Mg 2 元合金板の圧延集合組織は (112) [111], (123) [412], (110) [112] 方位を持つ純金属型の圧延集合組織が強く現われた。また第 3 元素を添加した合金板も 2 元合金板と同様な傾向を示し、添加量の変化による差異は認められなかった。

Fig. 6, Fig. 7, Fig. 8, Fig. 9 は各合金板の再結晶集合組織を示しているが全ての合金板に (310) [132] 方位が強く現われている。Cr, Zr および Ti 添加の合金板は添加量が増加するとともに圧延集合組織の優先方位である (110) [112] 方位が現われている。特に Zr 添加の合金板はこの傾向が強く現われている。この現象は Zr 添加が Al-Mg 系合金板の再結晶温度を上昇させ再結晶を阻止するためであると考えている。また Cr, Ti を添加した合金板も同様な結果であると思われる。しかし Mn を添加した合金板は塩浴炉による  $400^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$  の溶体化処理で完全に再結晶し、圧延集合組織は現われていない。このことは Cr, Zr および Ti を添加した合金板では圧延集合組織が残留するため、Mn を添加した合金板に比較して、深絞り性の劣化をもたらすものと判断している。

## 3. 耳 率

Fig. 10 は第 3 元素添加量の変化と耳率の変化を示している。縦軸は耳の発生方向および耳率を示し、横軸には第

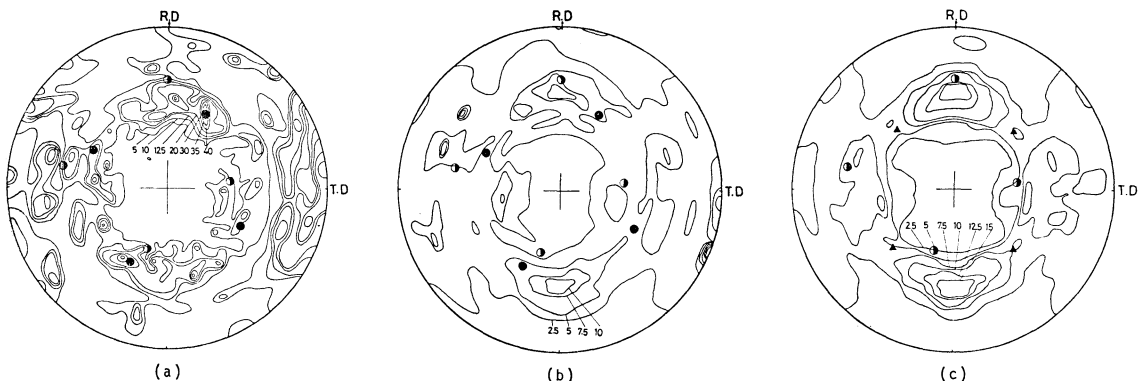


Fig. 6 (111) pole-figures of Al-Mg-Mn alloy sheet annealed at  $400^\circ\text{C}$ . (90% reduction)

● (001) [310] ○ (310) [132] ▲ (001) [100]

(a) Al-5.85% Mg-0.14% Mn, (b) Al-5.92% Mg-0.27% Mn, (c) Al-6.01% Mg-0.56% Mn

3 元素の添加量および添加元素を示している。図中の X は Al-6.08% Mg の 2 元合金板の耳率を示し、第 3 元素を添加した合金板の耳率とを比較するために表示した。

Mn, Cr, Ti を添加した合金板は、各元素の添加量の増加ともなって耳率が低くなる傾向を示し、なかでも Cr,

Ti を添加した合金板は、この傾向が顕著に表われている。Mn の添加は耳率の抑制効果は認められるが Cr, Ti に比較して耳率の低下が顕著には現われていない。Zr の添加については、はっきりした傾向が現われなかった。第 3 元素の微量添加した 3 元系の合金板は一般に、2 元合金板の

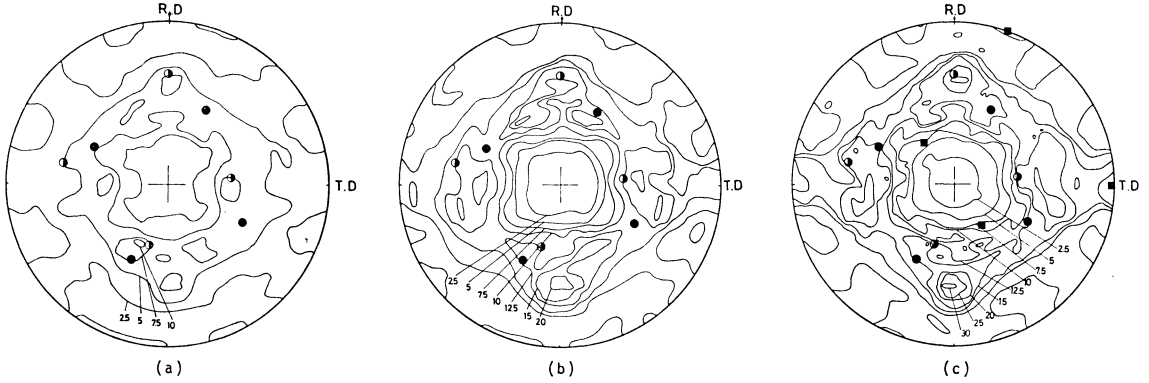


Fig.7 (111) pole-figures of Al-Mg-Cr alloy sheet annealed at 400°C. (90% reduction)

● (001) [310] ○ (310) [132] ■ (110) [112]

(a) Al-6.21% Mg-0.12% Cr, (b) Al-6.28% Mg-0.18% Cr, (c) Al-6.12% Mg-0.27% Cr

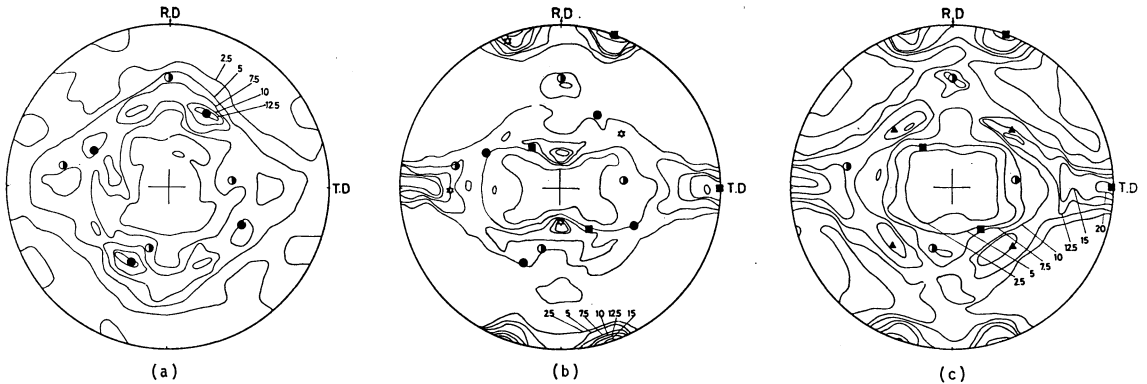


Fig.8 (111) pole-figures of Al-Mg-Zr alloy sheet annealed at 400°C. (90% reduction)

● (001) [310] ○ (310) [132] ■ (110) [112] ☆ (123) [412] ▲ (001) [100]

(a) Al-5.92% Mg-0.16% Zr, (b) Al-6.17% Mg-0.20% Zr, (c) Al-5.62% Mg-0.34% Zr

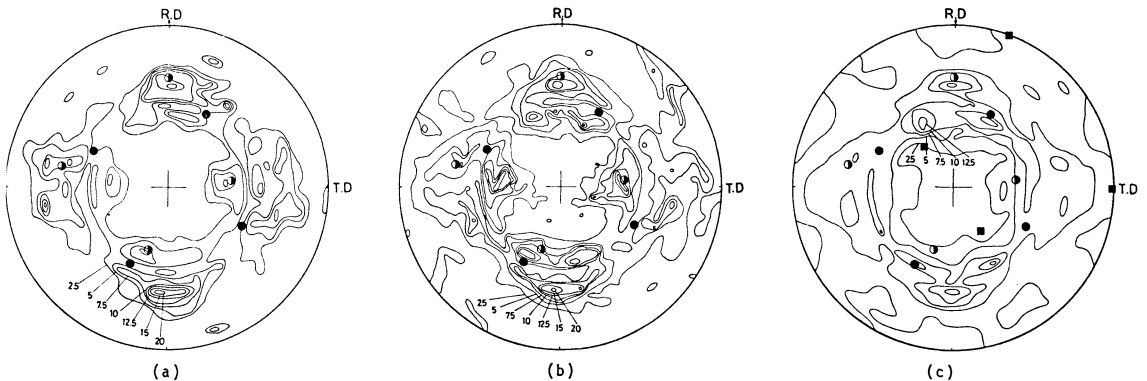


Fig.9 (111) pole-figures of Al-Mg-Ti alloy sheet annealed at 400°C. (90% reduction)

● (001) [310] ○ (310) [132] ■ (110) [112]

(a) Al-5.79% Mg-0.04% Ti, (b) Al-5.88% Mg-0.09% Ti, (c) Al-5.71% Mg-0.19% Ti

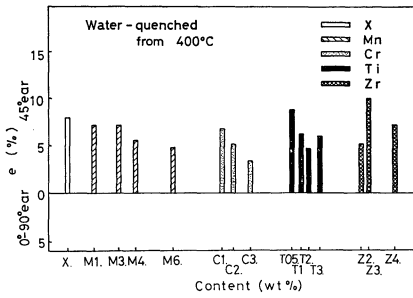


Fig.10 The earing-dependence of Al-Mg alloy sheets.

値より低い値を示しているが Al-5.79% Mg-0.04% Ti と Al-6.17% Mg-0.20% Zr の 2 種類の合金板のみはやや高い値を示している。

Fig.11 は Al-Mg-Ti 合金板の  $n$  値および  $r$  値を圧延方向に対し角度別に示したグラフである。  $n$  値は角度の変化による差異は認められないが  $r$  値は 45° 方向に高い値を示し、深絞り後の耳発生方向と一致した。また 0°-90° 方向と 45° 方向と  $r$  の値の差が耳率とよく一致した。 Mn, Cr, Zr を添加した合金板も同様な結果が得られた。  $r$  値がこのように 3 方向で変化することは、再結晶した合金板にかなりの異方性が認められる証左である。そこで、これらの合金板の異方性および耳率と Fig.6, Fig.7, Fig.8, Fig.9 の極点図との比較を行なった。各種の合金板の耳は全て 45° 方向に現われ板面方位は (310) [132] が比較的強く現われている。 Mn および Zr を添加した合金板の低添加量では (001) [310] 方位が現われ、添加量の増加とともに (001) [100] 方位に回転している。 Ti および Cr を添加した合金板は添加量の増加とともに (001) [310] 方位の集積度が低くなる傾向を示している。

以前の実験結果より (001) [310] 方位が現われる合金板

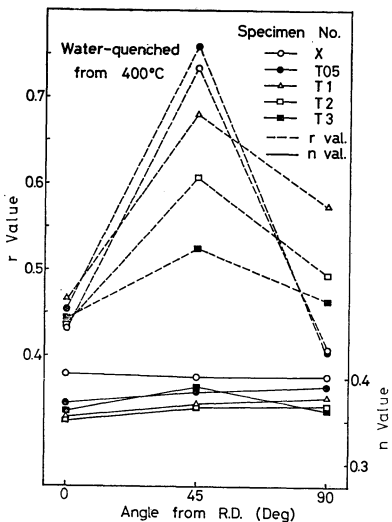


Fig.11 “ $n$ ” value and “ $r$ ” value at various angle from rolling direction.

は 45° 方向に耳が発生すると報告<sup>(7)</sup>したが、本研究でもその傾向がみられ、さらに (310) [132] 方位も 45° 耳を形成する方位であると考えられる。

一般に (001) [100] 方位が現われる合金板は 0°-90° 方向に耳が発生するといわれていることから Mn, Zr 等の添加は (001) [310] 方位が (001) [100] 方位に回転するので 0°-90° 方向に耳が移行するのではないかと考えた<sup>(8)</sup>。しかし (001) [100] 方位の集積度が比較的低いため、耳発生を助長するまでにはいたらず、耳発生抑制のみにとどまり、耳率が低くなったのではないと思われる。

Cr, Zr, Ti を添加した合金板では添加量が増加するにしろ (001) [310], (310) [132] 方位の他に圧延集合組織である (110) [112] 方位が現われる。

しかしながら 45° 方向の耳率が低くなる傾向を示すのは過飽和な元素が粒界および粒界近傍に析出していると同時にコトレル雰囲気等を形成する条件を作り出す結果として転位の移動を阻害する<sup>(9)</sup>ためではないかと考えている。

Fig.12 は Al-6.08% Mg 2 元合金板の (111) 極点図である。(310) [132] 方位、(001) [310] 方位の集積が強く現われており耳は 45° 方向に高く発生した。

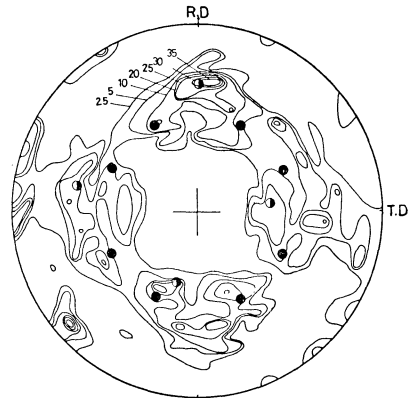


Fig.12 (111) pole-figures of Al-6.08% Mg alloy sheet annealed at 400°C. (90% reduction) ● (001) [310] ● (310) [132]

IV. 結 論

(1) Mn, Cr, Zr, Ti の微量添加は結晶粒の微細化を促進し、引張強さおよび 0.2% 耐力を増加した。特に Mn, Cr の添加はその効果が顕著に現われた。

(2) 低 Mn (0.14%) では 2 元合金板に劣らぬ深絞り特性を有し、Mn 添加量の増加とともに、やや劣化するが顕著な差は認められなかった。Cr, Zr, Ti は添加量に関係なく、2 元合金板より劣化し、中でも Cr の添加は深絞り性の向上には良い結果が得られなかった。

(3) Mn および Zr を添加した合金板の集合組織は低 Mn では (310) [132], (001) [310] 方位を示し、添加量の増加とともに (001) [310] が板面に垂直な軸を中心に (001) [100]

方位へ回転する傾向を示した。Cr, Zr, Ti は添加量が増加するにしたがい(110)[ $\bar{1}12$ ]方位が現われ、圧延集合組織がまだ残留しているようである。とりわけ Zr を含むものはその傾向が強く、溶体化処理温度は 400°C 以上の高温が望ましい。

(4) 耳の発生方向はすべて 45° 方向に現われ、耳率は  $r$  値の結果とよく対応した。また Zr を除いた Mn, Cr, Ti は添加量が増加するにしたがって耳率は低くなる傾向を示した。

この研究を遂行するに際して、多くの有益なご教示をいただいた東京大学宇宙航空研究所 堀内 良, 小原嗣朗両教授に厚く御礼申し上げます。また本研究の一部は軽金属学会研究資金の援助によるものであります。

#### 文 献

- (1) たとえば、五弓勇雄, 鈴木敬治郎, 木下 隆: 金属学会講演概要, (1975・4月), 190.
- (2) 青木顯一郎, 勝田基嗣, 菅又 信: 軽金属, **22** (1972), 634.
- (3) V. A. Phillips, A. J. Swain and R. Eborall: J. Inst. Metals, **90** (1961-62), 646.
- (4) 青木顯一郎, 勝田基嗣, 菅又 信: 軽金属, **22** (1972), 377.
- (5) 青木顯一郎, 勝田基嗣, 菅又 信, 松井俊一: 軽金属学会講演概要, (1972・11月), 81.
- (6) 青木顯一郎, 勝田基嗣, 菅又 信, 後藤雄三: 金属学会講演概要, (1972・10月), 343.
- (7) 青木顯一郎, 勝田基嗣, 菅又 信: 軽金属学会講演概要, (1974・5月), 49.
- (8) G. Wasserman: 軽金属, **17** (1967), 5.
- (9) 大西忠一, 中谷義三: 材料, **23** (1974), 619.