研究報告

多結晶アルミニウムの圧延集合組織におよぼす マグネシウムの影響

高橋 恒夫*・橋本 正興**・村上 雄*

Influence of magnesium on the rolling texture of polycrystalline aluminum

UDC 669.71 : 669.715'721 : 548.23

TAKAHASHI Tsuneo*, HASHIMOTO Masaaki** and MURAKAMI Takeshi*

The effects of the magnesium content, the rolling temperature and the rolling reduction on polycrystalline aluminum were studied. When the rolling reduction was 95%, the rolling texture of polycrystalline aluminum changed gradually from the copper type to the brass type as the magnesium content increased. The lowering of rolling temperature favored the component of the brass type texture. This was significant in the Al-Mg alloy. At 50% reduction, the main component of the rolling texture in pure aluminum and an Al-3%Mg alloy was $\{112\}\langle 111 \rangle$. However, when the reduction was larger than 50%, the orientation in aluminum and the Al-Mg alloy tended to approach to $\{146\}\langle 211 \rangle$. The transition from $\{112\}\langle 111 \rangle$ to $\{146\}\langle 211 \rangle$ occurred in the smaller reduction in the alloy than in pure aluminum.

(Received July 19, 1973)

1. 緒 言

面心立方晶金属においては純金属型（あるいは銅型）および合金型（あるいは黄銅型）と呼称される二種類の異なつた圧延集合組織が形成され、その原因については積層欠陥エネルギーと関連のある潜在すべり系の硬化^{1),2)}、交差すべりの難易³⁾、変形双晶⁴⁾などが考えられている。

一方アルミニウムにおいては、その積層欠陥エネルギーが大きいため、典型的な純金属型の圧延集合組織が形成されるが、Al-Fe⁵⁾、Al-Cu、Al-Si 合金^{6),7)} などにおいては、溶体化後焼入れたのち圧延すると合金型の $\{011\}\langle 211 \rangle$ 成分がわずかに増加することが認められている。

本論文では、Al-Mg 合金においてマグネシウム添加量に対する圧延集合組織の変化を調べた結果を報告する。

2. 実験方法

実験には純度99.8%の純アルミニウム鑄塊およびそれに0.7, 1.5, 3.0 wt%のマグネシウムを添加した計4種類の試料を用いた。各試料を黒鉛のつぼ中で溶解し、700

℃で金型に鑄込み、 $153 \times 120 \times 10 \text{ mm}^3$ のスラブとした。このスラブを厚さ4 mmまで両面を研削し、450℃で24時間均質化焼鈍を行なつた。この後、25%予備圧延して厚さ3 mmとした。この過程において、試料の鑄造組織はほとんど消滅した。つぎに純アルミニウムおよびそれに0.7, 1.5, 3.0 wt% マグネシウムを添加した合金をそれぞれ450℃で1, 2, 3, 4時間溶体化処理を行ないただちに水冷した。この段階で各々の試料の結晶粒径は0.1 mmでほぼ一定となつた。またX線ディフラクメータにより格子定数を測定した結果、ほとんどのマグネシウムが固溶していることが確認された。また予備圧延や熱処理により、試料に優先方位が生じているかを調べるためこの時点で集合組織を測定したが、試料の方位はほとんど無秩序であることが確認された。

圧延は常温と低温において往復圧延を行なつた。各試料とも、50, 65, 85, 95%圧延したものを極点図用の試料とした。ただし、ここでの低温圧延とは試料を液体窒素中に十分浸漬した後ただちに圧延したものであり正確な圧延温度は明らかではない。各圧延率圧延された試料を約0.15 mmまで電解研摩し、X線ディフラクメータにより(111)極点図を作成した。

* 東京工業大学（東京都）Department of Metallurgical Engineering, Tokyo Institute of Technology (Tokyo)

** 東京工業大学、現在、トヨタ自動車工業株式会社（豊田市）Presently, at Toyota Motors Co., Ltd. (Toyota)

3. 実験結果

3.1 マグネシウム添加の影響

Fig. 1 は各試料の95%常温圧延後の (111) 極点図で、マグネシウム添加の影響を示したものである。まず、純アルミニウム95%圧延のものは (Fig. 1(a)) 典型的な純金属型の圧延集合組織を示している。すなわち (146) $[2\bar{1}1]$ で示される方位から (112) $[\bar{1}\bar{1}1]$ 方位に分散したかたちになっている。また極点図の中心に近い集積点の強度が非常に強く、(112) $[\bar{1}\bar{1}1]$ 方位の集積もかなり存在することを示している。これに対して、マグネシウム添加量が増加すると (Fig. 1 (b)~(d)), 中央部の集積が横に

方位分散したかたちとなり、T.D. (圧延横方向) 付近にある集積は、極点図円周に近づいていく。すなわち (146) $[2\bar{1}1]$ 方位の集積が (011) $[2\bar{1}1]$ 方位に近づくとみられ、合金型の成分が強くなった結果であると考えられる。

3.2 圧延温度の影響

一般に面心立方金属の場合、圧延温度を低くすればするほど、その圧延集合組織は合金型に近いものになることが多くの研究者によつて報告されている^{8), 9)}。 **Fig. 2** は純アルミニウムおよび Al-3%Mg 合金を低温で95%圧延したときの (111) 極点図である。純アルミニウムにマグネシウムを添加していった場合と同様に、圧延温度

Fig. 1 (111) pole figures of pure aluminum and the Al-Mg alloy rolled to 95% reduction at room temperature.

(●) (011) $[2\bar{1}1]$, (○) (146) $[2\bar{1}1]$, (▲) (112) $[\bar{1}\bar{1}1]$

を下げるによつても合金型の成分が強くなる傾向が認められる。

以上述べた圧延集合組織の変化を、Smallman⁶⁾が用いた強度比 I_0/I_0+I_{30} による表示法で示すと Fig. 3 になる。ここで I_0 , I_{30} は Fig. 3(a) に示したステレオ投影図上の各点で測定した 111 回折強度である。すなわち、 I_0 は R.P.N. (圧延面法線方向) と R.D. (圧延方向) を結ぶ大円上での最高強度、また I_{30} は大円 R.P.N.-R.D. を R.P.N. のまわりに 30° 回転した大円上での最高強度である。 I_0 , I_{30} はそれぞれ純金属型および合金型の場合最高強度を示し、合金型に移行するにつれて I_0/I_0+I_{30} は減少する。常温、低温圧延ともマグネシウム添加量が増加するにつれ I_0/I_0+I_{30} の値は低下している。また常温圧延に比べ低温圧延ではその値が低い。これらのことより、マグネシウム量が増加するか、圧延温度が低くなると純金属型の成分に加えて、合金型の成分が強くなることがわかる。

3.3 圧延率の影響

Fig. 4 に純アルミニウムの常温圧延50および65%での(111)極点図を示す。50%圧延では、R.P.N. と R.D. を結ぶ線上に強い集積があらわれ、T.D. 方向の集積は弱い。すなわち、(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]あるいは(113)[332]に近い方位の集積があり R.P.N. のまわりの方位分散をともなっている。また65%圧延においても、50%圧延と同様の傾向を示している。この後さらに圧延率が増加すると、R.D. 方向の(111)極は2つに分れ、95%圧延になると Fig. 1(a) に示したように典型的な純金属型の圧延集合組織となる。

Fig. 5 に示した Al-3%Mg 合金の場合では、50%圧延でやはり(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]近くの集積がみられるが、65%圧延ではかなり純金属型に近い集積を示しており、Al-3%Mg 合金では、純アルミニウムに比べ(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]方位の安定度は低いと考えられる。またさらに圧延率が増すと Fig. 1(d) に示したように、合金型成分の強い圧延集合組織となる。

4. 考 察

以上述べたマグネシウム添加量や圧延率による圧延集合組織の変化については、次のように考えられる。

50%圧延においては、純アルミニウムおよび Al-3%

Fig. 3 Texture transition in pure aluminum and the Al-Mg alloy.

- (a) Stereograph showing the position at which I_0 and I_{30} were measured.
(b) Correlation between the content of magnesium and observed intensity ratio, I_0/I_0+I_{30} .

Fig. 2 (111) pole figures of pure aluminum and the Al-Mg alloy rolled to 95% reduction at liquid nitrogen temperature.

(●) (011)[$\overline{2}\overline{1}1$], (○) (146)[$\overline{2}\overline{1}1$], (▲) (112)[$\overline{1}\overline{1}1$]

Mg 合金とも (112)[$\overline{1}\overline{1}1$]あるいは(113)[$\overline{3}32$]付近に集積をもつ。しかし、50%圧延の極点図においては(111)極の方位分散は P.P.N. を中心に回転したかたちをしていることから、圧延方向は [$\overline{1}\overline{1}1$] から割合に広い範囲に分散していると考えられる。

65%になると、純アルミニウムでは依然として(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]に近い方位に集積しているのに対し、Al-3%Mg 合金では(146)[$\overline{2}11$]に向かう回転を起している。このことは、(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]方位は、Al-3%Mg 合金におけるよりも純アルミニウムにおいてより安定であることを示すも

のと思われる。

さらに圧延率が増加した場合、純アルミニウムでは(146)[$\overline{2}11$]方位に向かつて回転するが、95%圧延になつても(011)[$\overline{2}11$]方位に十分近づき得ず(146)[$\overline{2}11$]方位から(112)[$\overline{1}\overline{1}1$]方位に分散した集積となる。これに対してAl-3%Mg 合金の場合は、純アルミニウムにおけるよりも(011)[$\overline{2}11$]成分の強い圧延集合組織が発達する。

交差すべりを考慮した Dillamore ら³⁾の圧延集合組織の理論によれば、まず一次すべりおよび共やくすべりによつて(011)[$\overline{2}11$]が形成されたのち、交差すべりの活動

Fig. 4 (111) pole figures of pure aluminum rolled at room temperature.

(▲ (112)[$\overline{1}\overline{1}1$], △ (113)[$\overline{3}32$])

Fig. 5 (111) pole figures of the Al-3%Mg alloy rolled at room temperature.

(▲ (112)[$\overline{1}\overline{1}1$], △ (113)[$\overline{3}32$])

によつて(146)[211]への回転を起し、純金属型の圧延集合組織が発達すると説明される。一方 Mitra らは¹⁰⁾、アルミニウムに少量のマグネシウムを添加した場合、その積層欠陥エネルギーが減少することを推測しているが、実際にそうであるとすれば、Al-3%Mg 合金においては積層欠陥エネルギーが減少し交差すべりを起こしにくくしていると考えられる。その結果、交差すべりの活動による(146)[211]への回転が阻止され、Al-3%Mg 合金においては(011)[211]成分が強くなつたと推察できる。しかし本実験においては、Dillamore らの報告しているような60%程度の圧延率での(011)[211]方位の形成は認められなかつたので、彼らの理論は完全にはあてはまらない。

5. 結 言

純アルミニウムにマグネシウムを添加した場合の圧延集合組織を調べた結果を要約すると以下のとおりになる。

- 1) 純アルミニウムにマグネシウムを添加していつた場合、圧延集合組織は純金属型から徐々に合金型に近づき、その傾向はマグネシウム添加量とともに増大する。
- 2) 圧延温度を低くした場合、純アルミニウム、Al-3%Mg 合金とも、その圧延集合組織は純金属型から合金型に近づく。

3) 圧延率を変化させた場合、純アルミニウム、Al-3%Mg 合金とも、50%圧延では{112}<111>付近に集積するが、さらに圧延率を増加させた場合、純アルミニウムでは{112}<111>成分が強く残っているのに対し、Al-3%Mg 合金では、{011}<211>方位により近づく結晶回転を起こす。

参 考 文 献

- 1) E. A. Calnan: Acta Met., **2** (1954), 865.
- 2) 上城: 日本金属学会誌, **32** (1968), 17.
- 3) I. L. Dillamore and W. T. Roberts: Acta Met., **12** (1964), 281.
- 4) G. Wassermann: Z. Metallkde., **54** (1963), 61.
- 5) W. Bunk: Z. Metallkde., **56** (1965), 645.
- 6) R. E. Smallman: J. Inst. Metals, **84** (1955/56), 10.
- 7) G. Wasserman: 軽金属, **17** (1967), 5.
- 8) H. Hu and S. R. Goodman: Trans. AIME, **227** (1963), 627.
- 9) R. E. Smallman and D. Green: Acta Met., **12** (1964), 145.
- 10) S. K. Mitra and J. E. Dorn: Trans. AIME, **227** (1963), 1015.