Al-Mg-Si 合金の角型押出材の集合組織と機械的性質

稲数直次* 北村昌彦** 松本英幹***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 50, No. 11 (1986), pp. 1016-1022

Texture and Mechanical Properties of Squarely Extruded Al-Mg-Si Alloy

Naotsugu Inakazu*, Masahiko Kitamura** and Hideki Matsumoto***

The correlation between the texture and the mechanical properties of squarely extruded aluminium alloy has been investigated by means of the determination of X-ray pole figures and the measurement of various mechanical properties.

The extruded bar having square cross section is composed of the $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ duplex fiber texture, and the tensile strength of this specimen is the highest in comparison with that of the other specimens, because of the strengthening of the $\langle 111 \rangle$ fiber axial component.

The extruded plate is composed of a part of the rolling texture, that is, the $\{011\}\langle 112 \rangle$ and $\{146\}\langle 112 \rangle$ components. It suggests that straining condition in extrusion is similar to that in rolling.

The impact value of this specimen is the highest, because of the anisotropy of the grain.

The extruded bar maintaining a rectangular cross section is composed of the unstable orientations which are $\{011\}\langle 322 \rangle$ and $\{146\}\langle 18\ 12\ 11 \rangle$, therefore the mechanical properties are inferior to that of the other specimens.

(Received June 9, 1986)

Keywords : aluminium-magnesium-silicon alloy, extrusion, texture, tensile strength, impact value, fatigue limit, pole figure

I. 緒 言

Al 合金の押出加工材には添加元素によっては、押出し焼入れ後時効硬化させることにより、押出材中に微細析出粒子を析出させ、高い引張強度をもつ押出特性効果が期待される⁽¹⁾。これらの効果については種々の Al 合金で調べられているが⁽²⁾⁻⁽⁴⁾、この硬化現象については押出加工条件を異にする種々の研究が行われ、添加元素の臨界値や適正な押出温度範囲などが求められている。さらにこの硬化機構を繊維組織の形成による強化と微細組織の硬化などで説明している⁽⁴⁾。

押出材の集合組織に関する研究は、以前から Al 合金などでその繊維組織が調べられ、 $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ の 2 重繊維組織であることが見い出されている⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。その後多くの研究者によって押出材の測定部位による集合組織の相異が詳細に調べられている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。これらは主に丸棒材が用いられ、その中心部と外周部との集合組織の違いが論じられ、中心部では集積度の高い $\langle 111 \rangle$ 軸成分と弱い $\langle 100 \rangle$ 軸成分の形成が報告されている。そのほか T 型材の端部と芯部の繊維軸の比較などが行われている。これらはおおむね測定部位の違いによる集合組織の変遷を追求しているが、機械的性質との関連が見られない。今回著者らは、角

* 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

** フジテック株式会社 (FUJITEC Co. Ltd., Ibaragi)

*** 大阪府立大学大学院生 (Graduate Student, University of Osaka Prefecture, Sakai)

型の押出材を用いてその断面形状を種々変化させ、各測定部位での集合組織の変遷を調べ同時に種々の機械的性質を求め、その変動と集合組織の形成過程とを対比させながら相関関係を調べた。また合わせて今までの引抜材と圧延材の集合組織とも比較検討したのでここに報告する。

II. 実験方法

角型押出材として本実験では、Al-0.95Mg-0.55Si の 6061 合金を用いた。素材は連続铸造によって得られた直径 305 mm のビレットを 833 K で 28.8 ks 均質化処理を行ない、押出加工は押出温度 733 K、押出速度 0.1 m/s で、断面積一定すなわち 54 mm×54 mm, 85 mm×35 mm, 150 mm×20 mm の 3 種の断面形状になるように行われ、その後 T6 処理を施した。

組織観察に関しては、マクロ組織の場合試料縦断面上でバフ研磨仕上げ後、王水にフッ酸を 5% 添加した腐食液で組織を現出させて行なった。光顕観察は、試料の各部位で横断面、表面および側面に平行な縦断面の 3 面上で、電解研磨後王水と等量のメタノール液にフッ酸を 1% 添加した腐食液を用いて行なった。

機械的性質に関しては、硬度測定の場合各試料横断面上

を中心から短辺外周部に向けて測定した。引張試験は JIS 6 号試験片を用いた。この試験片は各試料中心部 (C)、長辺外周部 (NP) および短辺外周部 (TP) より押出方向へ平行に摘出され、試片平行部の長さ 32 mm、幅 15 mm、厚さ 0.5 mm、 $R=15$ mm に整形された。そしてインストロン型引張試験機で引張強さ、0.2% 耐力、伸びを測定した。疲労試験については、各試料中心部より押出方向へ平行に長さ 80 mm、直径 6 mm の丸棒を切り出し、中央平行部を 20 mm その直径を 1 mm まで研磨仕上げをして、片振りの単軸引張疲労試験を行ない、 10^7 繰返し数を目安として疲労限を求めた。衝撃試験は JIS 4 号試験片を、試料中心部より、押出方向へ垂直に、そして長辺に平行に切り出し、ノッチは押出方向に垂直な面上で長辺に垂直に入れた試片 (LD) と長辺および押出方向を含む面上で押出方向へ平行に入れた試片 (ND) で行なわれた。なお上記の機械的性質に関する試験片の摘出要領を Fig.1 に示す。

X線観察用試片は、試料中心部と表面外周部およびそれらの中間層の 3 箇所より摘出された。回折には $\text{CuK}\alpha$ 線を用いて $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$ 極点図を作成した。試料中心部に関しては、3 次元結晶方位分布解析を行なった。

電顕観察に関しては、試料中心部より横断面に平行な薄膜を作製し、加速電圧 100 kV でサブグレインを観察し、電子線回折パターンより析出物の同定を行なった。

III. 実験結果

1. 組織観察

マクロ組織観察の結果、各試料とも長辺および短辺外周部から約 15~20% 内部までは、再結晶組織からなることがわかる。これは押出温度が高く、表層部は中心部と比較して 2~2.5 倍の大きなせん断ひずみを受けているためと思われる⁽¹⁰⁾。光顕観察の結果は Fig.2 に示される。正方形断面の試料 (No.1) の場合、中心部および中間層は押出方向へ伸びた棒状の結晶粒を示す。外周部は再結晶粒を示す。長方形断面の試料 (No.2) の場合、中心部および中間層において、短辺方向から見た粒径は No.1 試料と大差はないが、短辺方向へ押し伸ばされているのが分かる。外周部は再結晶状態にある。板状試料 (No.3) の場合、中心部および中間層は No.2 試料以上に短辺方向へ押し伸ばされている。外周部は他の試料と同様再結晶層からなっている。

2. 機械的諸性質

Fig.3 は各試料横断面上の中心から短辺外周部にかけての硬度分布状況を示す。各試料とも 125 から 130 の間でばらついているが、これは大きな差ではない。むしろこの結果は、各試料各部位ともにはば一定値を示しているように見えるべきであろう。このことは T6 処理時に微細析出物による析出硬化が起こり、この強化機構の方が回復再結晶挙動による軟化よりも勝ったものと考えられる。このことに関し

Fig.1 Sectioning procedure for measurement of mechanical properties.

Fig. 2 Optical micrographs of central, intermediate and peripheral regions of each specimen.

Fig. 3 Distribution of hardness on cross section of each specimen.

では、低温押出材の結果と比較しながら、電顕観察によって微細析出物の確認等で後述する。

他の機械的性質をまとめて Fig. 4 に示す。(a)は引張試

験の結果を表わす。各試料中心部(c)を比較すると引張強さ、0.2%耐力ともに No.1 試料が最も高い値を示し、その差は約 25~30 MPa にも達する。これは当然繊維組織形成による強化が考えられる。最も低いのが No.2 試料である。外周部に関してもほぼ同様な傾向が認められる。(b)は各試料の伸び率を比較している。試料中心部および外周部ともに No.3 試料が最大である。各試料とも中心部より外周部の方が大きい伸びを示したのは、再結晶組織によると考えられる。なお No.1 試料は他試料よりやや低い値が得られているが、これは(a)の引張強度にも差があるように、繊維組織形成による強化機構がわずかではあるが外周部にも及んだものと考えられる。Fig. 4(c)は疲労試験の結果を示す。No.2 試料の疲労限が他の試料よりも約 80~90 MPa も劣っている。なお No.1 と No.3 試料を比較すると、No.1 の方がわずかに優れている。上記のことは、この試験が片振り引張の疲労試験であるから、特に安定な織

Fig. 4 Comparison of various mechanical properties of each specimen.

維組織が発達した No.1 試料では、引張応力に対して個々の結晶のすべり回転がほとんど起こらず安定しているので、かなりの繰返し応力に対してもその材料強度が維持されているものと思われる。また No.3 は安定な圧延集合組織の 1 成分が形成されているため、それによる強度の維持が期待されるが、No.2 の場合は安定な集合組織の形成途上にあるため最も低い値になった。これらの事柄に関しては、集合組織観察の項で合わせて検討する。Fig. 4(d) は衝撃試験の結果を示す。No.3 試料の衝撃値が他の試料よりかなり高い。特に長辺および押出方向を含む面に垂直方

向の衝撃値 (ND) が異常に高いが、これは Fig. 2 の組織観察からも分かるように、結晶粒が短辺方向へ向って押し上げられたように伸びているため、この板状の結晶を割りながら破面が進展しなければならないためである。No.2 試料の衝撃値が最も低かったことは、引張試験で示されたように引張強度不足と伸び率の少なさに依ると考えられる。

3. 集合組織観察

Fig. 5 は No.1 試料の $\{111\}$ 極点図を示す。(a) は試料中心部の場合で (001) $[\bar{1}00]$, (011) $[\bar{1}00]$ 方位に代表される $\langle 100 \rangle$ 繊維軸と (011) $[\bar{1}\bar{1}1]$, (112) $[\bar{1}\bar{1}1]$ 方位に代表される $\langle 111 \rangle$ 繊維軸の 2 重繊維組織を示す。この 2 重繊維組織は引抜加工時に形成されるものと酷似している。(b) は長辺方向の中間層の極点図である。主方位は中心部とほとんど変わらないが、多少押出方向へ集積の分散が起こっている。(c) は外周部の場合である。再結晶層に相当するので、ほぼランダム方位を呈している。

Fig. 6 は No.2 試料の $\{111\}$ 極点図を示す。(a) は中心部の場合で、主方位として立方体組織と (011) $[322]$, (146) $[\bar{1}8\bar{1}211]$ の圧延集合組織に類似した方位が形成されている。この主方位は中間層 (b) でも同様に確認される。なお中間層で特に目立つことであるが、押出方向から表面法線軸の方へ約 23° (0.401 rad) 片寄った軸まわりの回転を示唆するような方位の拡がり観察される。(c) は再結晶層での極点図である。Fig. 2 と合わせて観察すると、2 次再結晶が起こっているように見える。すなわち再結晶集合組織の 1 成分である (011) $[\bar{1}00]$ 方位の、極点図中心に最も近い $\langle 111 \rangle$ 極に対して双晶関係にある (115) $[552]$ 成分が形成されている。

Fig. 7 は No.3 試料の $\{111\}$ 極点図である。試料中心部 (a) と中間層 (b) はほぼ類似の集合組織を呈する。すなわち主方位として立方体方位と (011) $[\bar{2}\bar{1}1]$, (146) $[\bar{2}\bar{1}1]$ 方位が認められる。(011) $[\bar{2}\bar{1}1]$ および (146) $[\bar{2}\bar{1}1]$ 方位は圧延時に形成される主方位の一種であるが、このことは板状の断面

Fig. 5 $\{111\}$ pole figures of central (a), intermediate (b) and peripheral (c) regions of specimen No.1.

Fig.6 $\{111\}$ pole figures of central (a), intermediate (b) and peripheral (c) regions of specimen No.2.

Fig.7 $\{111\}$ pole figures of central (a), intermediate (b) and peripheral (c) regions of specimen No.3.

形状をもつ押出材の加工時には、圧延時に近いひずみ状態にあることを示唆している。(c)は外周部の再結晶層の極点図であるが、ほぼランダム方位を呈している。

以上各試料による集合組織の相違を確認してきたが、特に No.1 試料の引抜加工時に見られる繊維組織の形成と No.3 試料で認められた圧延集合組織の主方位の形成が材料強度に大きく影響していると考えられる。また全試料にわたる微細析出物の効果等も考慮して以下に考察してみる。

IV. 考 察

1. 繊維軸密度分布と材料強度

各試料の各部位による集合組織の違いを、3次元結晶方位分布解析から計算した逆極点図を通して考察してみる。外周部はおおむね再結晶層からなり、試料形状からくる依存性は考えられないので省略し、中間層は中心部にほぼ類似するので各試料中心部に限って逆極点図を作成し、それぞれ繊維軸密度の分布状況を検討してみた。

Fig.8 は各試料中心部の押出方向(ED)および表面法線方向(ND)に平行な繊維軸密度の分布状況を示す。No.1 試料の場合、ED 軸は大部分が $\langle 111 \rangle$ と $\langle 100 \rangle$ 方位に集

中している。集積度は $\langle 111 \rangle$ がわずかに高い2重繊維組織を呈する。一方 ND 軸は、 $\langle 111 \rangle$ 繊維軸成分と $\langle 100 \rangle$ 繊維軸成分が重複する $\langle 110 \rangle$ 軸に集積が強い。これらのことから $\langle 111 \rangle$ 繊維軸の主成分として $\{110\}\langle 111 \rangle$ 方位が最も強く形成され、その機械的性質を支配しているものと考えられる。引抜加工された線材で引張強度やねじり疲労強度が最も高い材料には、繊維組織成分として $\{110\}\langle 111 \rangle$ 方位が形成されていることが知られている⁽¹¹⁾。この方位は安定であるため、外部応力によってすべり回転を起こすことが少ない。したがって高い材料強度が期待される。このことは、Fig.4 に示された各種機械的性質を比較するとよく理解される。引張強さもさることながら、特に疲労試験において顕著にその優位さが現れる。

次に No.3 試料の場合を検討してみる。ED 軸には、 $\langle 100 \rangle$ と $\langle 112 \rangle$ 軸が集積している。なお $\langle 100 \rangle$ から $\langle 112 \rangle$ にかけて方位の分散を伴っている。ND 軸に関しては $\langle 100 \rangle$ と $\langle 110 \rangle$ 方位に集積している。Fig.7 (a) で認められたように優先方位 $\{011\}\langle 112 \rangle$, $\{146\}\langle 112 \rangle$ の $\langle 112 \rangle$ 軸成分と $\{001\}\langle 100 \rangle$ の $\langle 100 \rangle$ 軸成分から構成されているのが分かる。この $\langle 112 \rangle$ 軸成分は、fcc 金属の圧延時に形成される主方位の一つで、安定な方位であ

Fig.8 Intensity distribution of axes parallel to extruding direction (ED) and perpendicular to surface (ND).

ることは周知の事実である。したがってこの形状の押出加工に際して、材料のひずみ状態が圧延時のそれに類似していることが推論されるが、圧延時のもう一つの安定方位 $\{112\}<111>$ 成分が形成されないことについては、問題がある。これは押出加工が本質的にはせん断加工に近いものと考えられるからでもある。材料強度との関連では、引張強度や疲労強度等を No.1 試料と比較しても大差は認められず、このことは本試料が ED 方向に平行な変位に対して結晶学的に安定であることから理解される。特に衝撃試験では Fig.2 に示されるように、個々の粒の形状異方性が、衝撃方向によってはかなりの強度を保証しているのが分かる。

最後に No.2 試料の場合であるが、ED 軸には $<100>$ 、 $<322>$ とその近傍軸が認められる。ND 軸の集積や Fig.6 から優先方位として立方体方位と $\{011\}<322>$ 、 $\{146\}<181211>$ 方位が得られる。立方体方位以外の方位は、繊維軸としては不安定なため ED 軸に平行な外力が負荷されると、表面に平行に存在する安定な $\{110\}$ 面上での回転が誘発され、繊維軸は $<111>$ か $<112>$ 軸へ回転するようになる。したがって材料強度から見ると、安定な繊維組織が形成された No.1 試料や圧延集合組織の主成分を含む No.3 試料に比して、強度が低下するのは止むを得ないであろう。

2. 微細組織と析出物

電顕観察は各試料中心部の横断面上で行なった。No.1 試料は等軸晶のサブグレンからなり、その粒径は約 $10\mu\text{m}$ である。粒内にはほぼ均一に微細析出物が析出している。No.2 試料では、サブグレンが短辺方向へ多少伸ばされた状態にある。析出物は均一に全面にわたって分布している。No.3 試料では、サブグレンが短辺方向へ増々伸ばされたようになり、その大きさは長径で約 $20\mu\text{m}$ 、短径で約 $5\mu\text{m}$ 程度である。析出物は他の試料と同様均一に分散析出している。この様子を Fig.9 に示す。微細析出物が各試料各部位にかかわらず均一に分散析出していることが特徴的である。このことが Fig.3 の硬度分布状況で各試料間に差がなく、ほぼ一定値を示したことと関連づけられる。比較の意味で低温押出材 (703 K) の微細組織を Fig.10

Fig.9 Microstructure on cross section of central region of specimen No.3.

Fig.10 Microstructure on cross section of central region of extruded specimen at low temperature.

に示す。低温加熱のため析出物が固溶せずそのまま残存している。したがって T6 処理後も微細析出物による析出強化が起こらず、硬度も 773 K 押出材に比べて約 40% も低い値を示した。なお Fig. 9 の微細析出物を同定した結果 Mg_2Si , Al_3Fe , Al_6Fe , $Al-Fe-Si$ の 4 種の化合物が確認された。以上素地の強化という点では、各試料各部位ともに微細析出物による分散析出硬化が均等に起こり、差のないことが分かった。

したがって機械的諸性質を合わせて総合的に Al 合金の押出加工材の強化機構をまとめると、素地の強化は形状の如何を問わず微細粒子の析出硬化に依存するが、押出加工で形成された繊維組織による強化機構がより効果的であることが分かった。

V. 総 括

Al-Mg-Si 合金の角型押出材の断面形状変化からくる集合組織の変遷と材料強度との相関関係を調べた結果次の事実を得た。

正方形の断面形状をもつ押出材は、軸対称変形が進み、 $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ の 2 重繊維組織が形成される。この繊維組織形成による強化によって、他形状試料よりも引張強度は約 30 MPa も上昇した。これは形成された $\langle 111 \rangle$ 繊維軸成分が、特に ED 軸に平行な応力に対しては結晶回転が起こらず非常に安定なためである。

板状断面をもつ押出材の場合、fcc 金属の圧延集合組織の主成分の一部である $\{011\}\langle 112 \rangle$, $\{146\}\langle 112 \rangle$ 方位が形成される。これは押出変形中のひずみの状態が、圧延時の中立点通過後の塑性ひずみ状況と類似していることを示唆している。材料強度の点でも、安定な圧延方位が形成されているので、ED 軸方向に対する材料強度は高く、特

に結晶粒の形状異方性からくる衝撃値の向上は他形状試料の追従を許さない。

長方形の断面形状をもつ押出材の場合、形成される優先方位は $\langle 322 \rangle$ 近傍の繊維軸成分からなり、これは不安定な方位である。したがって ED 軸方向へ力がかかると容易に結晶回転が起こり変形が促進される。この点から他形状試料と比較して、材料強度は劣ることになる。

素地の強化に関しては、微細析出物が各試料各部位に関係なく均一に分散析出して、むらのない均一な硬度分布を示している。したがって押出材の機械的諸特性は、断面形状変化による集合組織の相違によって、一義的に解釈され得ることが分かった。

終りに、本研究の一部は軽金属奨学会のご援助を得たことに対し深謝の意を表する。

文 献

- (1) G. Wasserman : 軽金属, **17**(1967), 3.
- (2) 麻田 宏, 小池吉蔵 : 軽金属, **11**(1961), 41.
- (3) K. Dies and P. Wincierz : Z. Metallk., **57**(1966), 141, 227.
- (4) 大堀紘一, 渡辺英雄, 竹内 庸 : 軽金属, **33**(1983), 718.
- (5) H. Unckel : Metallwirtschaft, **19**(1940), 37.
- (6) H. Unckel : ibid., **21**(1942), 185.
- (7) K. V. Gow and R. W. Cahn : Acta Met., **1**(1953), 238.
- (8) E. Hirose : J. Inst. Metals, **92**(1963/64), 78.
- (9) J. Baumgarten, W. Bunk and K. Lücke : Z. Metallkde., **72**(1981), 75, 162.
- (10) E. G. Thomsen and J. Frisch : Trans. ASME, **77**(1955), 1343.
- (11) 稲数直次, 山本 久 : 日本金属学会誌, **39**(1975), 339.