

AZ61 マグネシウム合金圧延材における破断伸びの異方性と配向性の関係

大山 礼* 小池 淳一 鈴木真由美 丸山 公一

東北大学大学院環境科学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 68, No. 1 (2004), pp. 27-33
© 2004 The Japan Institute of Metals

Texture Dependence of Elongation Anisotropy in an AZ61 Magnesium Alloy Sheet

Ray Ohyama, Junichi Koike, Mayumi Suzuki and Kouichi Maruyama

Graduate School of Environmental Studies, Tohoku University, Sendai 980-8579

Extruded and subsequently rolled sheets of AZ61 (Mg-6Al-1Zn in mass%) were tensile tested at room temperature at an initial strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The effects of extrusion ratio and tensile direction on fracture elongation were investigated. Extrusion ratios were 3.4/100 and 1.0/100 in area reduction. Tensile direction was chosen to be 0, 45 and 90° with respect to the rolling direction. Texture change with strain was also investigated in order to understand a major dislocation slip system.

We found that the magnitude of basal-plane tilt with respect to the tensile axis was a controlling factor for a major slip system and for fracture elongation. When the basal planes were tilted by more than approximately 16° from the normal direction towards the tensile direction, a major slip system was basal *a* dislocation slip and poor ductility was obtained. In contrast, with less tilting than 16°, a major slip system changed to non-basal *a* dislocation slip, which leads to better ductility. The present results indicated an importance of texture control in tensile ductility of Mg alloys.

(Received October 9, 2003; Accepted December 1, 2003)

Keywords: magnesium, AZ61, elongation anisotropy, deformation texture

1. 序 論

マグネシウムは比重がアルミニウムの2/3、鉄の1/4と実用金属材料中最も軽量である。そのため環境負荷低減の観点から自動車の軽量化のためにマグネシウム合金を積極的に採用するための研究開発が欧米を中心に行われている¹⁻³⁾。マグネシウムは最密六方晶構造をもち、室温での変形は困難とされ、現在その成形法はダイキャストやチクソモールディングなどがほとんどである。しかし、これらの成形法では大型の薄肉板等の成形には向かないといった問題がある。一方、現状の板材プレス成形や深絞り成形などは動的再結晶が生じる高温で行う必要があり、高コストである。このため大型板材の塑性加工を低温で安価に行う技術の確立が急務である。

マグネシウムの室温成形加工が困難な理由は、室温では底面すべりの臨界分解せん断応力(CRSS)が他のすべり系のものよりも二桁も小さく、底面すべりのみが活動するためであると考えられている⁴⁻⁷⁾。底面すべりの独立なすべり系は二つであり、均一変形には独立なすべり系が五つ必要であるとする von Mises の条件は満たさない。よってマグネシウムで大きな伸びを得るためには非底面すべりの活動が必要である。実際には、多くのマグネシウム合金の破断伸びは10%

以上であり、何らかの非底面すべりの活動が生じることが考えられる。このことは Koike *et al.* の最近の研究によって実験的に示され、強ひずみ加工を施した微細粒 AZ31 (Mg-3Al-1Zn in mass%) 合金においては、全転位の約40%が非底面をすべるという報告がなされている⁸⁾。また AZ31 合金は室温において粒界すべりが生じ、均一変形に寄与することも明らかとなっている⁹⁾。

一般に塑性変形の異方性が顕著な六方晶金属においては、変形とともに試料の結晶配向性が一方向に揃う傾向があり、配向性は活動するすべり系に依存する¹⁰⁻¹³⁾。また、超塑性変形のように粒界すべりが顕著な変形機構となる場合は、変形とともに結晶配向はランダムになる傾向がある¹⁴⁾。これまでの研究により、マグネシウム合金において非底面すべりが変形に寄与することは明らかになったが、変形による配向性の変化は不明である。配向性は変形応力ならびに変形・破壊機構に大きい影響を与えるため、その変化を理解することは成形加工を行うにあたり重要である。例えば、圧延変形によって強い底面配向性を有するマグネシウムは引張方向に依存した破断伸びの異方性が現れることが予測される。しかし、破断伸びの異方性の原因はいまだ明らかとはなっておらず、変形に伴う配向性の変化と併せて理解する必要がある。

本研究では、自動車の構造材料への応用を視野に入れ、ボディパネルに用いられるアルミニウム合金 5000, 6000 系と同等の強度を持つ AZ61 (Mg-6Al-1Zn in mass%) マグネシ

* 東北大学大学院生(Graduate Student, Tohoku University)

ウム合金の押し出し比，圧延条件がともに異なる 2 種の供試材について，変形による配向性の変化，ならびに破断伸びの異方性の原因を明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

試料は AZ61 (Mg-6 mass% Al-1% Zn) マグネシウム合金の圧延材を用いた。この試料は直径 155 mm の棒材を 623 K で $6.35 \times 100 \text{ mm}^2$ と $2.00 \times 100 \text{ mm}^2$ に押し出した後，毎回 653 K に予熱しながら厚さ 1 mm まで圧下率 5~10%/回で圧延して作成したものである。ここで圧下率の異なる試料を区別するため，厚さ 6.35 mm から圧延したものを 6t, 2 mm から圧延したものを 2t とする。引張試験はゲージ長 10 mm, ゲージ幅 4 mm の試験片を RD 方向(圧延方向)と引張軸方向のなす角度が $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ となる三種類を用意し，室温にて初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_0 = 1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ となる一定のクロスヘッド速度で行った。引張試験を行う際には圧延による表面傷の影響を除去するために #1500 まで機械研磨をした後，電解研磨により表面を鏡面に仕上げた後に行った。電解液の組成はエタノール 600 ml, 1,2-ブトキシエタノール 40 ml, 60% 過塩素酸 10 ml であり，研磨条件は温度 -40°C , 電圧 50 V, 電流 0.1 mA で行った。変形前の結晶粒組織の観察には光学顕微鏡を用いた。また内部組織観察には透過型電子顕微鏡(TEM)を用いた。TEM 試料は圧延板から直径 3 mm の円板を取り出し，機械研磨で厚さ約 $50 \mu\text{m}$ まで研磨したのち，ディンプル研磨機で中心を厚さ約 $20 \mu\text{m}$ まで研磨し，イオンミリングで薄片化したものを用いた。破断部近傍の試料表面ならびに破断面は FIB(Focused Ion Beam)により観察した。FIB で観察する試料は引張試験前に #1500 まで表面を機械研磨し，引張方向と研磨傷の方向を揃えたものを用いた。配向性の評価は公称ひずみ $\epsilon = 0, 0.05, 0.1$, および破断後もしくは破断直前の試料の表面を #1500 で数十ミクロン研磨した後，X 線回折法により行った。X 線回折は Schulz の反射法を用い，試料表面の法線と反射面のなす角 $\alpha = 15 \sim 90^\circ$ の範囲で正極点図を作成した。

3. 結果

光学顕微鏡観察の結果，作成条件の異なる 2 試料ともに結晶粒は TD 方向(圧延横方向)に伸びたものが存在し，粗大な結晶粒では内部で双晶が見られた。また平均結晶粒径は 6t が約 $21 \mu\text{m}$, 2t が約 $19 \mu\text{m}$ であった。なお平均粒径は直線交差法により求めた値に 1.7 を乗じることにより求めた。次に TEM 観察の結果を Fig. 1 に示す。6t には粒内に $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ と思われる球状の析出物が見られた。また転位密度は圧延温度が高いため，圧延したままにもかかわらず低かった。これに対し，圧下率の低い 2t では析出物は見られず，強加工によって分解し母相に強制固溶したと考えられる。

Fig. 2 に引張試験の結果を示す。圧延方向と引張軸方向のなす角度により 2 試料共に破断伸びの異方性が現れた。6t では圧延方向と 0° 方向に引張ると約 8% 程度しか伸びないのに対し， 45° では 25%， 90° では 23% の伸びを示した。降

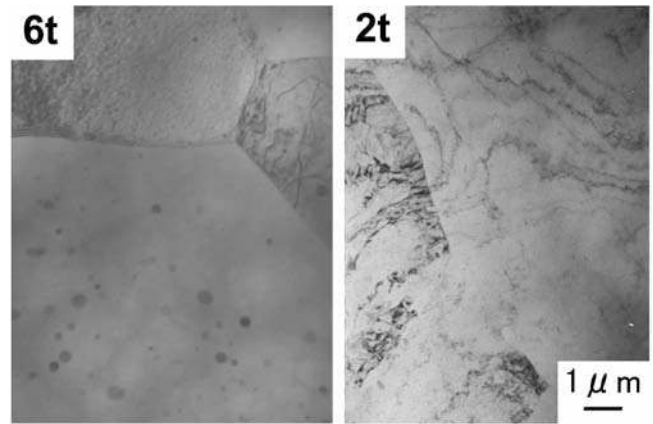


Fig. 1 TEM bright-field images of as-rolled samples.

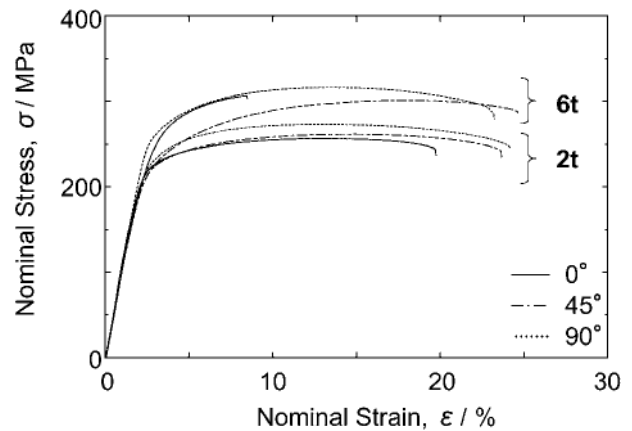


Fig. 2 Stress-Strain curve of as-rolled samples at room temperature at a strain rate of $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; Angles between tensile direction and rolling direction are $0^\circ, 45^\circ$ and 90° , respectively.

伏応力は 45° 方向のみ低く，降伏後はほとんど加工硬化せず，ほぼ一定の応力で変形が進行した。また均一伸びの大きさは 45° が 19%， 90° が 14% と 45° が大きかった。これに対し 2t では 0° で 18% の伸びを示した。 45° と 90° では 24% と 6t の場合とあまり差はなかった。2t では 0° でもある程度の伸びを示し，破断伸びの異方性は 6t に比べ小さくなった。降伏応力は 6t に比べ低くなったが， 90° のみ幾分高くなり，降伏後は 6t 同様にほとんど加工硬化せずに変形が進行した。均一伸びは 45° が若干大きい値となったが 12~15% とほぼ等しい値となった。

Fig. 3 に 6t 各試料における破断部近傍の圧延面(ND 面)を FIB で観察した結果を示す。RD 方向に対し 0° の方向に引張った場合，引張方向に垂直な変形帯が表面に現れ，それが一カ所から試料の幅方向に伝播しクラックを形成している。これに対し， 45° 方向では変形帯は試料の表面に均一に現れ，引張方向に対して約 40° の角度で形成される。高倍率で観察すると，変形帯にはクラックが形成されている場合もある。 90° では 45° よりも緻密に変形帯が発生している。試料表面の引張軸方向に形成した研磨線は，変形帯に沿ったせん断変形によってずれが観察される。圧延板が底面配向をしていることを考えると， $45^\circ, 90^\circ$ 方向に引張った試料におい

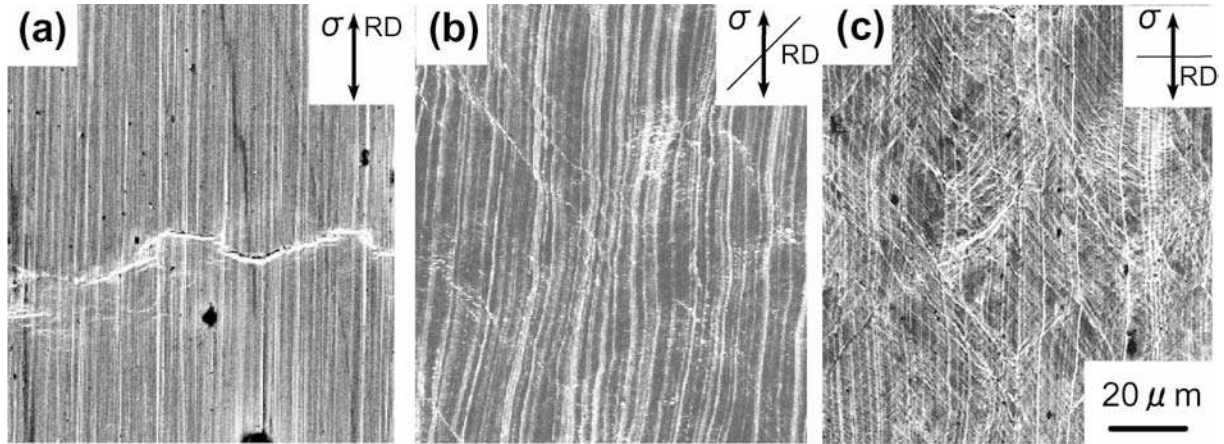


Fig. 3 FIB images of rolled plane of fractured samples: Angles between tensile direction and rolling direction are (a) 0° , (b) 45° and (c) 90° , respectively.

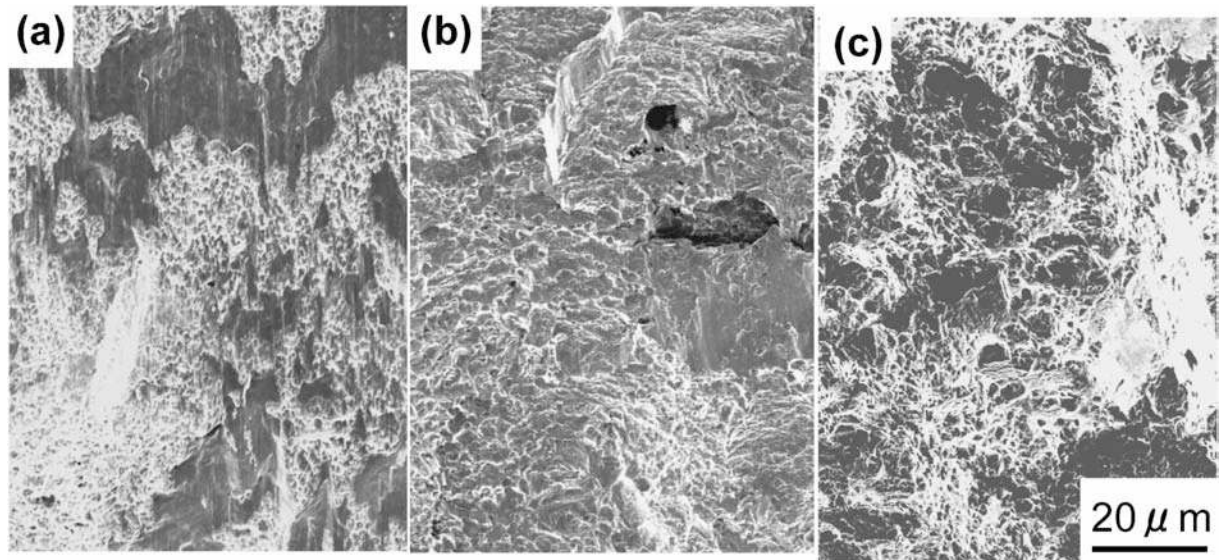


Fig. 4 FIB images of fracture surface of 6t samples : Angles between tensile direction and rolling direction are (a) 0° , (b) 45° and (c) 90° , respectively.

ては、転位の非底面すべりが顕著であることを示唆している。また、変形帯の形成は、高密度の転位が局部的に非底面をすべったことを示唆している。次に 6t の破断面の観察結果を Fig. 4 に示す。 0° では平坦な脆性破面部分が幅広く存在するのに対し、 45° では 0° より平坦な破面部分は減少し、 90° ではほとんど見られなかった。このことから破壊が 0° では脆性的であり、 90° では延性的、 45° ではその中間であったといえる。

X 線回折により得た変形前の初期配向の観察結果を Fig. 5 に示す。(0002) の正極点図は回折強度が中心に集まり、他の Mg 合金圧延板と同様に圧延面と底面が平行になった結晶が多いことがわかる。しかし、その強度分布は TD 方向よりも RD 方向に広がっており、RD 方向に六方晶の c 軸の傾きが大きいことがわかる。(10 $\bar{1}$ 1) の正極点図では強度は円状に現れ、TD 軸上に最も強い強度が現れた。この TD 軸上に強い強度が現れた理由としては c 軸が RD 方向に傾く、つまり TD 方向を軸として結晶が傾いているためである。

よってこの結果は $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ がランダムに配向していることを示している。

6t の変形による配向性の変化を Fig. 6 に示す。まず 0° では変形による配向の変化は (0002) の正極点図から、強度の強い部分が一箇所に集まり、その形は真円に近づいている。このことから c 軸の方向が変形により一方向に揃っていることが理解できる。次に (10 $\bar{1}$ 1) の正極点図ではその形は変形前とあまり変わらず、変形により c 軸が揃ったために強度の強い領域が変化した程度で $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ の配向性には変化はない。 45° 方向、 90° 方向の変形による配向性の変化を見ると (0002) の強度は引張方向と垂直方向に広がり、その強度は引張方向を境に 2 つに分かれている。そして (10 $\bar{1}$ 1) の正極点図は変形が進むにつれて単結晶的配向に変化し、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ が引張方向と平行になる。Fig. 7 に 2t の変形による配向性の変化を示す。2t ではどの方向に引張った場合にも c 軸が引張方向と垂直方向に傾き、引張軸方向は $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向と揃った。以上の結果から伸びが小さい場合には底面配向が強

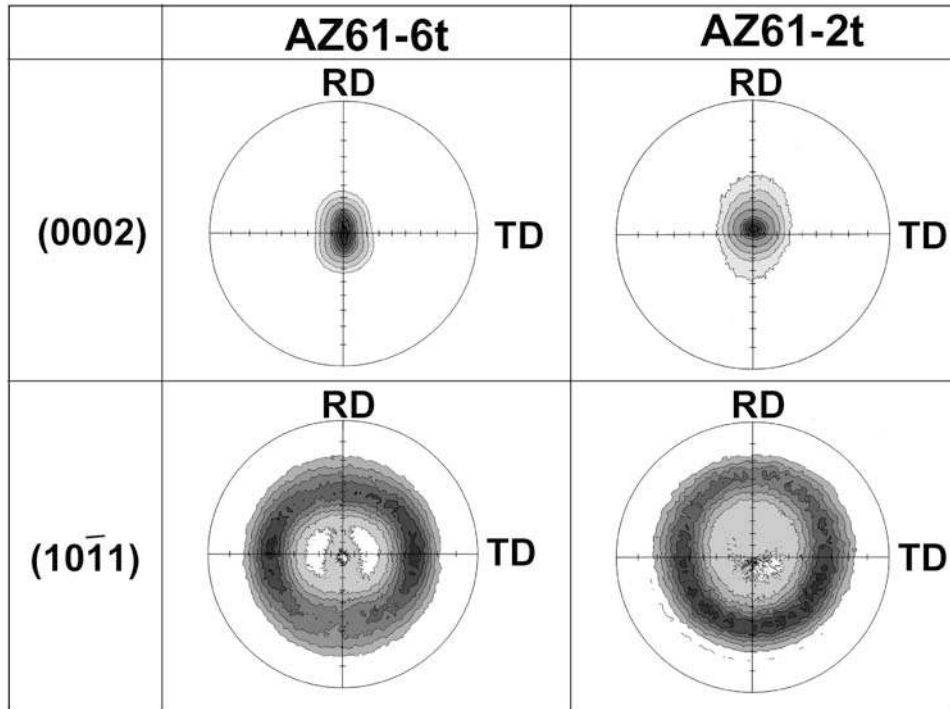


Fig. 5 (0002) and (10 $\bar{1}1$) pole figures for as-rolled 6t and 2t samples before deformation.

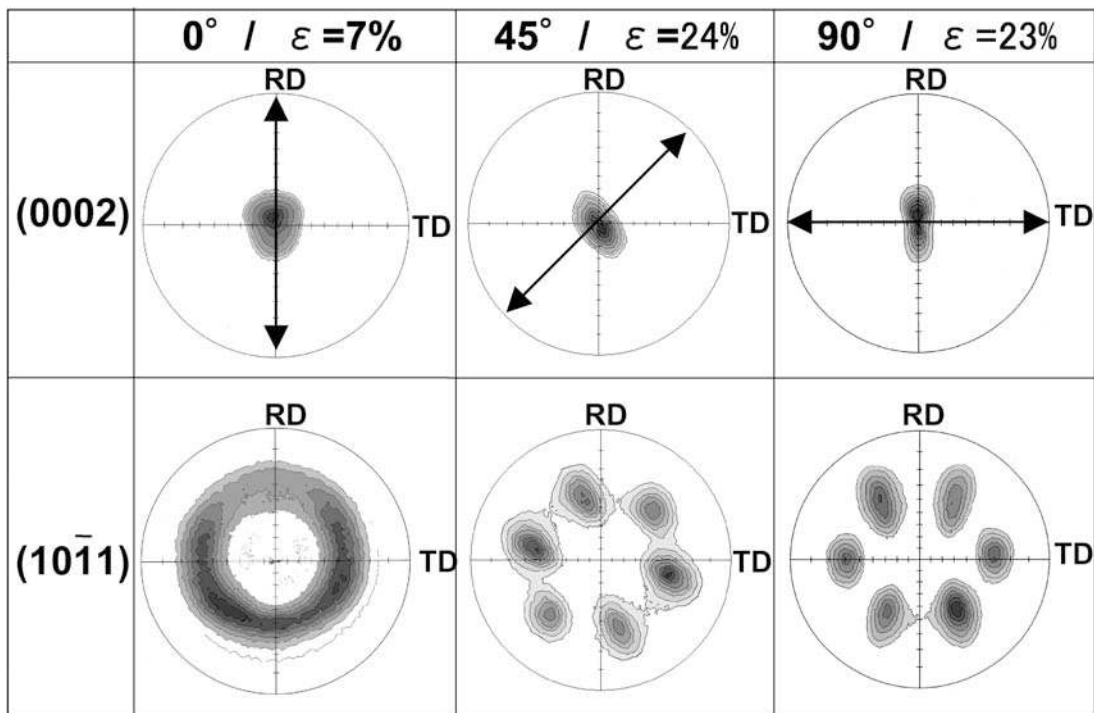


Fig. 6 (0002) and (10 $\bar{1}1$) pole figures of 6t samples after deformation to fracture with tensile direction of 0°, 45° and 90°, respectively.

なり、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 配向性はランダムなままである。これに対し伸びが大きい場合には、 c 軸が引張方向と垂直方向に傾斜し、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ が引張方向に揃うことが明らかになった。

4. 考 察

変形による配向性の変化は活動するすべり系と密接な関係

がある。本研究で用いた AZ61 圧延板材は変形前には ND 方向に強い底面配向を示しており、圧延面内 (ND 面内) はランダム配向であった。破断伸びが 20% 以上となる試料においては、変形によって圧延面内の配向が単結晶的に変化し、引張軸と $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向が平行になった。これとは対照的に、破断伸びが 10% 以下となる試料においては、圧延面内の配向はランダムなままであった。このような圧延面内の配向変化

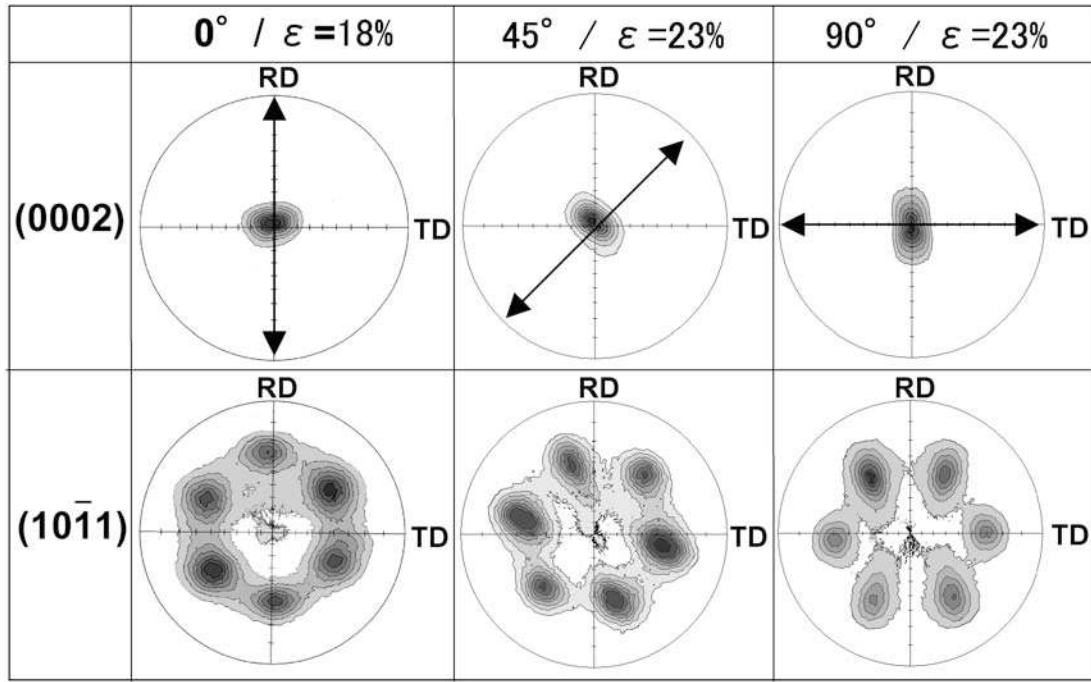


Fig. 7 (0002) and (10 $\bar{1}1$) pole figures of 2t samples after deformation to fracture with tensile direction of 0°, 45° and 90°, respectively.

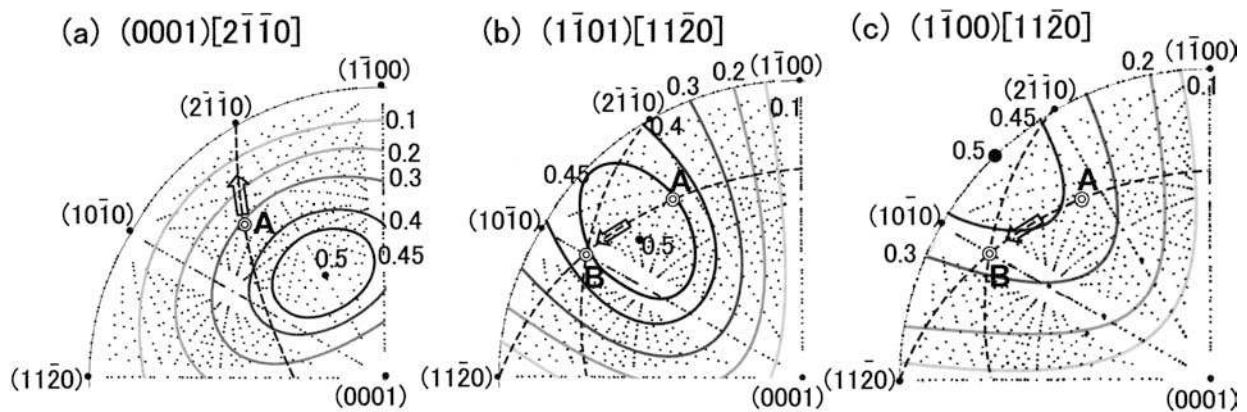


Fig. 8 Schmid factor distribution on a [0001] standard stereographic projection in Mg for (a) (0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$] slip, (b) ($\bar{1}\bar{1}01$)[11 $\bar{2}0$] slip and (c) ($\bar{1}\bar{1}00$)[11 $\bar{2}0$] slip. Dashed lines indicate great circles. Point A is initial tensile direction. Point B is a pole position where Schmid factors of primary slip and conjugate slip become equal and double slip occurs.

に伴って、ND 方向の配向変化も観察された。考察においては、まず上記の配向変化をもたらす原因となる主要な転位すべり機構が何かを議論する。次に RD 方向に対する引張軸方向の角度に依存して、配向変化の様子に違いが生じる原因を議論する。

変形とともに結晶方位が回転することは、FCC 金属の一軸引張試験において良く知られている^{15,16}。結晶は、シュミット因子が最大となるすべり系のすべり方向が、引張軸方向に向かって回転する。マグネシウムの代表的なすべり系には底面の a 転位 (0001) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、柱面の a 転位 (10 $\bar{1}0$) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、一次錐面の a 転位 (10 $\bar{1}1$) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、二次錐面の $a+c$ 転位 (11 $\bar{2}2$) $\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$ がある^{5,17-19}。各すべり系の Schmid 因子を計算して、ステレオ投影図上にその分布を Fig. 8 に示す。図には、引張軸をステレオ投影の任意の方向に設定した場合に、各すべり系の Schmid 因子の大きさを等高線で表示し

た。実験においては引張軸方向が固定され結晶の方向が回転するが、ここでは便宜上結晶を固定し、引張軸方向を変化して議論を進める。Fig. 8 (a)は底面 a 転位すべり系 (0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$]を主すべり系とした場合であるが、引張軸は[2 $\bar{1}\bar{1}0$]方向に向かってステレオ投影図上を移動する。例えば、星印の位置にある引張軸は矢印の方向に大円上を[2 $\bar{1}\bar{1}0$]に向かって移動する。この変化に伴って底面は ND 面と平行に揃うことになる。このとき、引張軸方向の移動に応じて主すべり系の Schmid 因子は減少し 0 に近づくので、完全に [2 $\bar{1}\bar{1}0$]方向に引張方向が揃う前に底面の a 転位による変形はできなくなり、非底面すべり系が活動するようになると考えられる。おそらく、非底面すべり系の活動は突発的かつ局所的に生じ、試料全体に渡ってせん断帯を形成することによって早期破断に至ると考えられる。

次に一次錐面 a 転位すべり系 ($\bar{1}\bar{1}01$)[11 $\bar{2}0$]を考える。A

点を引張軸の初期位置とすると、変形とともに点線で示した大円に沿って $[11\bar{2}0]$ 方向に移動する。B 点に到達すると、共役すべり系 $(01\bar{1}1)[2\bar{1}\bar{1}0]$ の Schmid 因子と等しくなり二重すべりを生じるため、二つのすべり方向の和である $[10\bar{1}0]$ 方向に引張軸が移動する。柱面すべり系 $(1\bar{1}00)[11\bar{2}0]$ においても同様で、B 点まで引張軸が移動すると共役すべり系 $(01\bar{1}0)[2\bar{1}\bar{1}0]$ と二重すべりを生じる結果、 $[10\bar{1}0]$ 方向に引張軸が移動する。この場合は底面すべり系と異なり、引張軸が $[10\bar{1}0]$ 方向と平行になっても Schmid 因子は 0.4 程度であり分解せん断応力が働いたため、変形は持続する。一方、二次錐面 $a+c$ 転位すべり系 $(2\bar{1}\bar{1}2)[2\bar{1}\bar{1}3]$ の場合、二重すべりを考慮して可能なすべり方向のベクトルの和を取ると、低次指数として $[0001]$ 、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向が生じうる。さらに高次指数の方向も生じうる。このことから、二次錐面 $a+c$ 転位すべり系が活動すると引張軸方向に特定に結晶方位が揃うことはなく、AZ61 圧延材の変形中に活動した可能性は低いと考えられる。よって、このすべり系に対する Schmid 因子の等高線図を示すことは省略する。

このように、20%以上の破断伸びが得られる試料においては、非底面 a 転位の多重すべりを考慮することによって、変形による配向性の変化を矛盾なく説明できる。このことは二つの新しい知見を示している。第一に、配向性を制御した AZ61 マグネシウム合金圧延材の室温変形においては底面 a 転位ならびに錐面 $a+c$ 転位の活動は生じないか、生じても補足的となり、非底面 a 転位の活動が主要な変形機構となることが示している。第二に、 a 転位の活動を主要な変形機構としながらも良好な均一変形を生じることが可能であることを示している。第二の点に関しては、Hutchinson²⁰⁾によって理論的に研究され、ランダム配向した hcp 多結晶においては、底面 a 転位と柱面 a 転位の活動のみで連続的な塑性変形が可能であることが報告されている。ただし、今回のような底面配向をした多結晶において同様な結論が導かれるかに関しては、詳細な研究によって検証される必要がある。一方、第一の点に関しては、変形前の極点図の強度分布から底面配向の程度を定量的に評価することが可能である。

極点図によれば、底面の a 転位が主に活動する 6t, 0° の場合の引張軸方向への底面の傾きは、非底面 a 転位が活動する 45° , 90° の場合に比べて大きい。極の強度分布を引張軸方向にプロットして半価幅 $(\Delta\psi)$ を求めると、 0° , 45° , 90° のそれぞれの場合に 6t では $\pm 17.4^\circ$, $\pm 14.3^\circ$, $\pm 11.4^\circ$ となり、2t では $\pm 12.0^\circ$, $\pm 12.0^\circ$, $\pm 13.2^\circ$ となる。おそらく、底面の傾きが $\pm 17.4^\circ$ と $\pm 14.3^\circ$ の間 $(\Delta\psi \approx \pm 15.82^\circ)$ に臨界面が存在し、臨界面以下の傾斜では非底面 a 転位が活動して伸びが増加し、臨界面以上では底面 a 転位が活動して伸びが減少すると思われる。よって変形前の初期配向において $\Delta\psi \approx \pm 15.8^\circ$ 以下の強い底面配向を示せば、底面すべりを抑制することができ非底面すべりが活動するため、変形が均一となり、大きな伸びを示すと思われる。

非底面すべりの容易さは、CRSS の値をもとに次式で示される塑性異方性因子 n から考察することが可能である。

$$n = \frac{\mu_{\text{NBS}}}{\mu_{\text{BS}}} = \frac{\mu_{\text{NBS}}\sigma}{\mu_{\text{BS}}\sigma} = \frac{\tau_{\text{NBS}}}{\tau_{\text{BS}}}$$

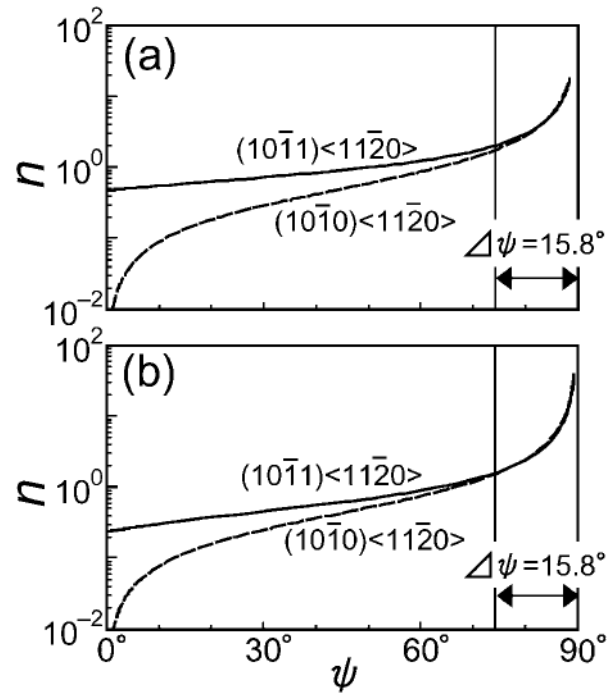


Fig. 9 Plastic anisotropy factor calculated as a function of an angle between tensile direction and c -axis for prismatic and pyramidal slips (a) along the line between (0001) and $(10\bar{1}0)$, (b) along the line between (0001) and $(11\bar{2}0)$, respectively.

ここで μ は Schmid 因子、 σ は付加応力、 τ はせん断応力を表す。下付の文字 NBS と BS はそれぞれ非底面すべりと底面すべりを表す。Fig. 8 の計算結果を利用して n 値を計算し、 n 値の引張方向に対する依存性を Fig. 9 にプロットした。Fig. 8 は等高線プロットであるが、以下の議論のために (0001) から $(11\bar{2}0)$ および $(10\bar{1}0)$ への n の変化を計算し、引張軸と c 軸のなす角 ψ に対し示した。 (0001) からその他の方向への n 値を計算しても傾向に大きい変化はないことを付記しておく。この図において、極点図形の強度分布から得られた臨界面角度 $\Delta\psi = 15.8^\circ$ を実線で示す。この臨界面角度において、図の 4 種類の曲線に対応する n 値は 1.53~2.03 の範囲となる。この値は Koike ら⁸⁾による転位線観察から得られた値 ($n = 1.1$) と良好な一致を示す。Koike らは強ひずみ加工を施したランダム配向の AZ31 合金を室温で引張、 $n > 1.1$ において活発な非底面すべりが生じることを報告した。非底面すべりが活動する原因として、結晶粒間の塑性ひずみ異方性に起因する粒界近傍でのコンパティビリティ応力の発生が提案された。今回用いた圧延材においては、底面配向性のために塑性ひずみ異方性が強加工試料に比べて小さく、このために臨界面 n 値が大きくなったと考えられる。

また n 値が臨界面以上になる ψ の範囲では柱面と錐面の n 値はほぼ等しいことがわかる。このことから良好な伸びを示す AZ61 圧延材においては錐面 a 転位と柱面 a 転位両方に同等のせん断応力が加わることとなる。ただし、錐面 a 転位の CRSS の値は調べられておらず、分解せん断応力が同等でも柱面 a 転位よりすべり易いかどうかに関しては今後の研究が待たれる。TEM を用いて転位線のすべり面を直接観察するのは、この問題に答えを与える有効な方法であると考え

られる。

5. 結 論

加工条件の異なる 2 種類の AZ61 マグネシウム合金圧延板について引張試験を行い、変形中の結晶配向の変化ならびに破断伸びの異方性について調べた。圧延前の押し出し比の影響によって内部組織に違いが生じ、6t には粒内に球状の析出物 $Mg_{17}Al_{12}$ が観察されたが、2t では見られなかった。6t では引張方向による破断伸びの異方性は顕著に現れ、引張方向と RD 方向のなす角が 0° では破断伸びは 10% 以下であるが、 45° , 90° では 20% 以上であった。2t ではいずれの方向も 20% 以上の破断伸びが得られた。6t の 0° 方向の引張では変形帯は一部に集中し、脆性的破面を示した。 45° , 90° では変形帯が均一に現れ、延性的破面を示した。変形による集合組織の変化から 6t の 0° では底面配向が強まったことから底面すべりが主すべり系として作用し、変形が不均一となったため破断伸びは小さくなったことが明らかとなった。伸びの大きなものでは引張方向に $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ が配向することから、非底面すべりが主すべり系となっており、その結果変形が均一となり破断伸びは大きくなったことが明らかとなった。

引張方向と圧延方向のなす角により主すべり系が異なる原因は、初期配向における引張方向への底面の傾き量の差で理解できた。6t の 0° では RD 方向に底面が傾き、底面すべりが活動しやすいと考えられる。一方で、良好な破断伸びを示したその他の試料では底面の傾きが小さく、底面すべりが抑制されることによって非底面すべりが活動しやすいと考えられる。このことから破断伸びの異方性は初期配向に依存し、底面配向をより強くすることにより、良好な破断伸びを得られることが明らかとなった。

本研究の一部は文部科学省科学研究費補助金特定領域研究「高性能マグネシウムの新展開」課題番号 11225202 によって行われたものである。

文 献

- 1) G. S. Cole: Mater. Sci. Forum **43**(2003) 419-422.
- 2) S. Schumann and H. Friedrich: Mater. Sci. Forum **51**(2003) 419-422.
- 3) Alan A. Luo: Mater. Sci. Forum **57**(2003) 419-422.
- 4) W. F. Sheerly and R. R. Nash: Trans. Metall. Soc. AIME **218**(1960) 416-423.
- 5) T. Obara, H. Yoshinaga and S. Morozumi: Acta Metall. **21**(1973) 845-856.
- 6) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Trans. JIM **5**(1964) 14-21.
- 7) J. F. Stohr and J. P. Poirier: Physol. Mag. **25**(1972) 1313-1329.
- 8) J. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, H. Watanabe, M. Suzuki, K. Maruyama and K. Higashi: Acta Metall. **51**(2003) 2055-2065.
- 9) J. Koike, R. Ohya, T. Kobayashi, M. Suzuki and K. Maruyama: Mater. Trans. **44**(2003) 445-451.
- 10) M. J. Philippe, F. Wagner, F. E. Mellab, C. Esling and J. Wegria: Acta Metall. Mater. **42**(1994) 239-250.
- 11) M. J. Philippe, M. Serghat, P. Van Houtte and C. Esling: Acta Metall. Mater. **43**(1995) 1619-1630.
- 12) J. J. Funderberger, M. J. Philippe, F. Wanger and C. Esling: Acta Mater. **45**(1997) 4041-4055.
- 13) S. R. Agnew, M. H. Yoo and C. N. Tone: Acta Metall. **49**(2001) 4277-4289.
- 14) T. Mohri, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, H. Iwasaki, T. Aizawa and K. Higashi: Mater. Sci. Eng. A **290**(2000) 139-144.
- 15) L. M. Clarebrough and M. E. Hargreaves: Progr. Met. Phys. **8**(1959) 1-40.
- 16) A. Seeger: *Handbuch der Physik*, (Springer-Verlag, VII/2, 1958) 1.
- 17) P. W. Bakarian and C. H. Mathewson: Trans. AIME **152**(1943) 226-254.
- 18) E. C. Burke and W. R. Hibbard: Trans. AIME **194**(1952) 295-303.
- 19) F. E. Hauser, P. R. Landon and J. E. Dorn: Trans. ASM **48**(1956) 986-1002.
- 20) J. W. Hutchinson: Metall. Trans. A **8**(1977) 1465-1469.