

# マグネシウム合金板の材料内部の不均一変形と成形性の解明

静岡大学大学院総合科学技術研究科

准教授 吉田 健吾

(平成26年度一般研究開発助成 AF-2014004)

キーワード：マグネシウム合金，成形限界，結晶塑性

## 1. 緒言

マグネシウム合金は塑性加工性が低く、特に冷間での加工は極めて困難であると報告されている。しかしながら、単軸引張りの伸びは他の材料に比べて極端に低いことはなく、一方、平面ひずみ引張りや等2軸引張りなどの張出変形領域の成形性は著しく劣ることが知られている。Scottら<sup>(1)</sup>の実験によれば、単軸引張りにおいて成形限界ひずみは約0.23であるが、張出変形領域では0.07程度であり、1/3にまで減少している。同様の傾向は他の実験でも確認されている<sup>(2)</sup>。これは鉄鋼材料やアルミニウム合金には見られないマグネシウム合金特有の現象である。張出領域における著しい成形性低下の要因として、すべり系が限定されていること<sup>(3)</sup>、底面集合組織が強いために板厚減少しにくいこと<sup>(2)</sup>などが議論されている。単軸引張りに限定すれば、双晶の形成が破壊の起点となるといった報告もある<sup>(4)</sup>。一方、John NeilとAgnew<sup>(5)</sup>またはWangら<sup>(6)</sup>はすべりと双晶を考慮した結晶塑性モデルと簡易的な局所くびれ解析モデルを用いて、AZ31板の成形限界ひずみを解析した。しかし、彼らの解析結果は、張出領域における著しい成形性低下が予測されていない。マグネシウム合金板の破断部分を観察するとほとんど局所くびれのようなものが見られない。したがって、上記の解析で用いられた局所くびれ解析モデルは不適切であろうと考えられる。

本研究では、まず、AZ31圧延板の成形限界を張出試験によって同定する。それと同時に塑性変形に伴う材料内部のひずみ分布の発達を計測することで、ひずみ局所化過程を明らかにする。一方、有限要素法を用いた結晶塑性解析を実施する。すべり、双晶および損傷を考慮した新たな結晶塑性モデルを構築し、それを有限要素法に組み込む。単軸引張り、平面ひずみ引張り、等二軸引張りの変形を解析し、材料内部のひずみ分布の状況ならびに破断に至る過程を模擬する。これらを通じて、AZ31合金の張出変形領域における成形性低下の要因を検討する。

## 2. 実験

### 2.1 供試材

供試材は市販のAZ31-Oである。板厚は0.8 mm、結晶粒径は約9  $\mu\text{m}$ である。板厚中央の面で集合組織を測定した結果をFig. 1に示す。一般的な圧延板と同様に底面集合組織が強く発達している。

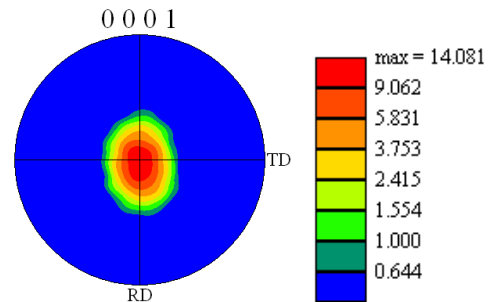


Fig. 1 (0001) pole figure of AZ31 sheet

### 2.2 実験方法

JIS13B号試験片を用いて力学的特性および成形限界ひずみを測定した。引張試験時のひずみ速度は約 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である。次に、平頭パンチを用いた張出成形性試験によって等2軸引張り、平面ひずみ引張りにおける成形限界ひずみを測定した。パンチ直径は100 mm、パンチ肩半径は25 mmである。パンチ上昇速度を0.5 mm/s一定とした結果、相当ひずみ速度は $2 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の範囲であった。ひずみの計測はCCDカメラを用いたデジタル画像相関法によって行った。画像の撮影は0.5 s毎に行った。

### 2.3 実験結果

単軸引張りおよび張出成形試験において、試験開始から破断直前までに撮影された画像を解析して成形限界ひずみを同定した。Fig. 2に破断直前の対数ひずみ分布を示す。ここで、対数ひずみは $\epsilon^L = \ln \mathbf{U}$ として計算した。撮影間隔が0.5 sなので、このひずみ状態から0.5 s以内で破断に至っている。計測されたひずみ分布は、変形当初から破断の直前までおおよそ同様であった。単軸引張りでは拡散くびれが確認されるが、その内部ではおおよそ同様である。kのように破断直前であってもバンド状の板厚くびれのように形態で材料の一部分にひずみが集中する現象は確認されなかった。

次に、成形限界線図をFig. 3に示す。ここで、 $x_1$ 、 $x_3$ はそれぞれ圧延方向、圧延直角方向である。< >は平均値を意味する。単軸引張りに比べて、張り出し領域における成形限界ひずみが大きく減少していることが分かる。これは過

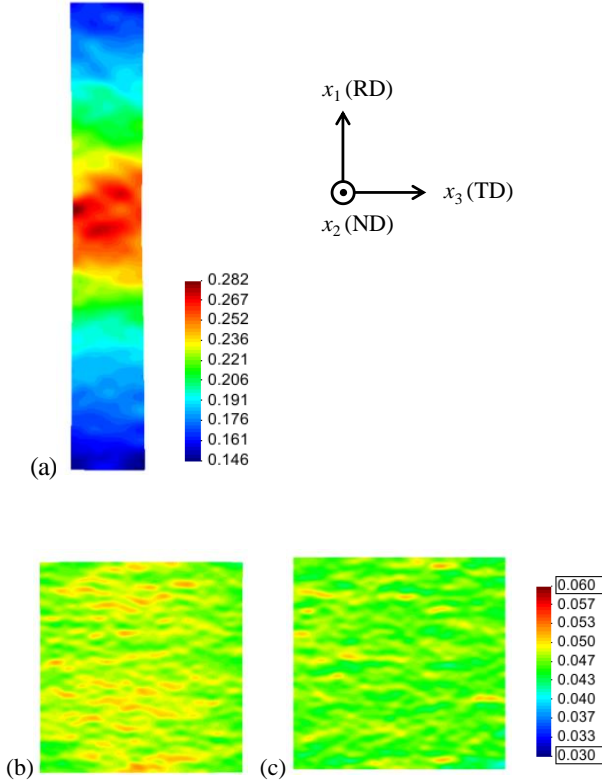


Fig. 2 Distribution of logarithmic strain  $\varepsilon_{11}^L$  shortly before fracture. (a) Uniaxial tension, (b) Plane strain stretching, (c) Equi-biaxial stretching.

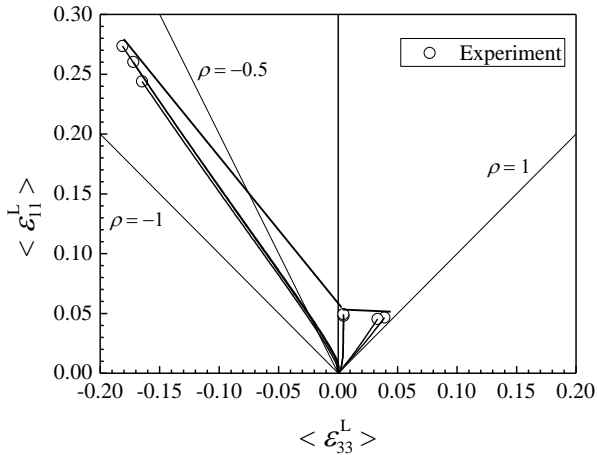


Fig. 3 Forming limit strains of AZ31 sheet

去の研究と同じ傾向である。

破断後の試験片を切断し圧延方向と板厚方向から成る断面を観察した。Fig. 4より、これら3種類の变形モードにおいて、破断部近傍に板厚方向の局所くびれの発生は確認されず、上述したデジタル画像相関法によって測定したひずみ分布が一樣であった結果と整合している。また、破断面は必ずしも直線的でなく、Fig. 4(b)のようにギザギザした形状を呈することもある。こ

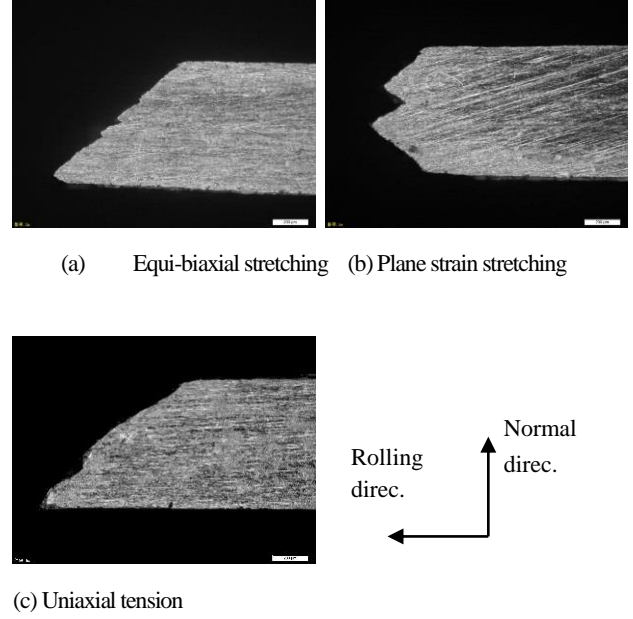


Fig. 4 Photos of fractured specimen in RD-ND plane

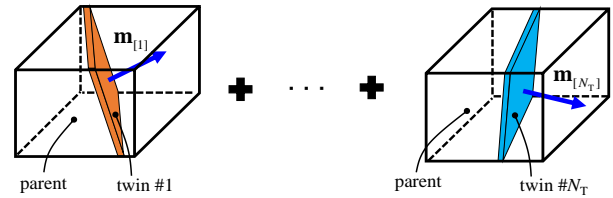


Fig. 5 A twin region is modeled as a thin plate embedded in a parent.

れは平面ひずみ引張に限定して起こる現象ではなく、その他も変形モードでも同様に確認された。

### 3. 結晶塑性解析

#### 3.1 解析方法

実験事実<sup>(4)</sup>によれば、圧縮双晶は薄い形態であり、結晶粒内に拡大しない。Fig. 5に示すように双晶を薄い層とモデル化して、母相に埋め込まれていると仮定する。個々の双晶相はそれぞれ別に母相に埋め込まれて、双晶相と母相の相互作用を解く。つまり、双晶相同士の作用は考慮していない。双晶相および母相の内部において変形、応力は一定と仮定する。双晶界面におけるひずみ適合条件および力のつり合い条件は以下のように書ける。

$$\mathbf{L}_{[\beta]} = \mathbf{L}_{[0]} + \dot{\mathbf{c}}_{[\beta]} \otimes \mathbf{m}_{[\beta]}, \quad (1)$$

$$\mathbf{m}_{[\beta]} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{[\beta]} = \mathbf{m}_{[\beta]} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{[0]} \quad (2)$$

ここで、下付添え字は $\beta$ 番目の双晶相であることを、0は母相を意味する。 $\mathbf{L}_{[\beta]}$ は速度勾配、 $\mathbf{m}$ は双晶界面単位法線ベクトル、 $\dot{\mathbf{c}}$ は未知数、 $\boldsymbol{\sigma}$ はCauchy応力である。 $\beta=1 \sim N_T$ に対して上式を立てる( $N_T$ は双晶相の数)。

物質点の速度勾配は体積平均として与える。

$$\mathbf{L} = \sum_{\beta=0}^{N_f} f_{[\beta]} \mathbf{L}_{[\beta]} \quad (3)$$

ここで、 $f_{[\beta]}$  は体積分率である。母相，双晶相の構成則は次の速度形の弾・粘塑性構成則で与える。

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}_{[\beta]} = \mathbf{C}_{[\beta]} : \mathbf{D}_{[\beta]} - \dot{\mathbf{P}}_{[\beta]} \quad (4)$$

式(1)~(3)をもとに得られる次式を解くことで、 $\dot{\mathbf{c}}$  を求める。

$$\sum_{\alpha=1}^{N_f} \mathbf{A}^{\beta\alpha} \cdot \dot{\mathbf{c}}_{[\alpha]} = \mathbf{b}_{[\beta]} \quad \beta = 1, \dots, N_f \quad (5)$$

ここで、 $\mathbf{A}^{\beta\alpha}$ ， $\mathbf{b}_{[\beta]}$  は既知の値によって構成されている。

### 3.2 結晶塑性モデル

母相，双晶相共に底面，柱面，2次錐面のすべり系を考える。すべり速度 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ を次式で与える。

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{\kappa^{(\alpha)}} \right|^{1/m} \quad (6)$$

ここで、 $\dot{\gamma}_0$ ， $m$  は基準すべり速度，ひずみ速度感受性指数である。母相，双晶相を表す添え字 $[\beta]$ は省略している。

$\kappa^{(\alpha)}$ ， $\tau^{(\alpha)}$  ( $=\mathbf{s}^{(\alpha)} \cdot \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{m}^{(\alpha)}$ ) はすべり抵抗，分解せん断応力， $\mathbf{s}^{(\alpha)}$ ， $\mathbf{m}^{(\alpha)}$  はすべり方向およびすべり面の法線方向を表す単位ベクトルである。すべり抵抗は，すべりの累積に関連する項 $g^{(\alpha)}$ とHall-Petch則に関連する項 $\xi^{(\alpha)}$ に分解する( $\kappa^{(\alpha)} = g^{(\alpha)} + \xi^{(\alpha)}$ )。  $g^{(\alpha)}$  の発展を次式で与える。

$$\dot{g}^{(\alpha)} = h^{(\alpha)} \sum_{\beta=1}^{N_s} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|, \quad (7)$$

$$h^{(\alpha)} = h_0^{(\alpha)} \exp\left(-\frac{h_0^{(\alpha)} \bar{\gamma}}{\tau_\infty^{(\alpha)} - \tau_0^{(\alpha)}}\right). \quad (8)$$

ここで、 $\bar{\gamma}$  は累積すべりである。一方、 $\xi^{(\alpha)}$  はProustらの提案を参考にして次式で与える。

$$\xi^{(\alpha)} = \left( \frac{1}{\sqrt{f_{[\beta]}}} - 1 \right) \sqrt{\frac{\sin\theta}{rd}} \left( \frac{k}{\sigma} \right) \tau_0^{(\alpha)} \quad (9)$$

ここで、 $r$  は0~1の係数， $d$  は初期結晶粒径， $\theta$  は双晶界面とすべり面の角度であり， $\sigma, k$  はHall-Petch則 $\sigma = k/\sqrt{d} + \sigma'$ の係数である。

母相において $\{10\bar{1}1\}$ 双晶系を考慮する。双晶によるすべり速度と体積分率を関連させる。  $\sum_{\beta=1}^{N_f} f_{[\beta]} < f_{\max}$  の場合、

$$\dot{\gamma}^{(\alpha(\beta))} = \dot{f}_{[\beta]} \gamma_{\text{CNT}}, \quad (10)$$

$$\dot{f}_{[\beta]} = (\dot{\gamma}_0 / \gamma_{\text{CNT}}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{\kappa^{(\alpha)}} \right|^{1/m}. \quad (11)$$

$\gamma_{\text{CNT}}$  は圧縮双晶に伴うせん断ひずみで，0.137である。

### 3.3 破断条件

双晶内部の累積すべり $\bar{\gamma}_{[\beta]}$ が

$$\bar{\gamma}_{[\beta]} = \gamma_{\text{crit}} \quad (12)$$

を満たすとき，破断が起こると見做す。破断と判定された積分点の構成則は非硬化のJ2流れ則に変更し，損傷力学の手法を使用して，材料の剛性を低下させる。

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{\sigma} / (1 - D), \quad (13)$$

$$\dot{D} = 10 \cdot \dot{\bar{\epsilon}}_{\text{eq}}. \quad (14)$$

ここで、 $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$  は有効応力であり，ひずみ等価性の仮定より，積分点の応力を $\boldsymbol{\sigma}$ としつつ，構成則の応力を $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ に置き換える。つまり，非硬化なので $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ の大きさは一定のまま，損傷変数 $D$ の増加とともに $\boldsymbol{\sigma}$ が低下し，剛性が低下する。

### 3.4 有限要素法解析

一般化平面ひずみ有限要素法を用いて解析を行う。 $x_1, x_2, x_3$ をRD, ND, TD方向に一致させ，試験片を $x_1-x_2$ (RD-ND)の2次元平面内でモデリングする。 $x_3$ (TD)方向の速度勾配 $L_{33}$ はモデル全体で一定とし， $L_{13} = L_{23} = L_{31} = L_{32} = 0$ とした。 $\rho = L_{33} / L_{11}$ と定義して対数ひずみ速度比を表す。結晶粒は12個の三角形高次要素からなる六角形で表す。板厚方向に25個の結晶粒を考慮する。試験片のアスペクト比(ND/RD)は約3である。

## 4. 解析結果

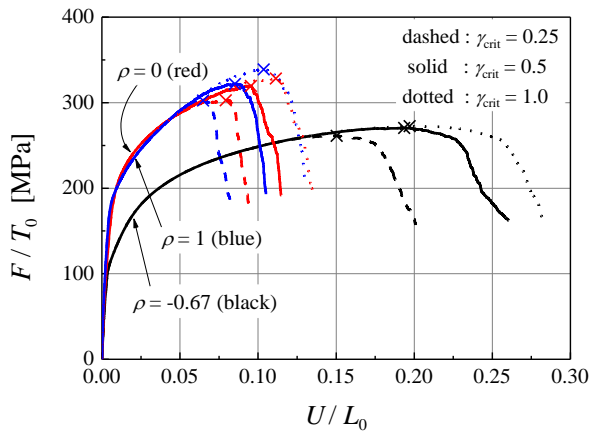
材料特性値は， $m = 0.01$ ， $r = 0.25$ ， $d = 9 \mu\text{m}$ ， $k / \sigma = 0.07$ ， $f_{\max} = 0.3$ とした。破断条件を考慮せずに単軸引張を解析して，その他の材料特性値を同定した結果をTable 1に示す。成形性解析において，破断条件は $\gamma_{\text{crit}} = 0.25, 0.5, 1.0$ の3通り，ひずみ比は $\rho = -0.67, 0, 1$ の3通りとした。 $\rho = -0.67$ はおおよそ単軸引張を与えるひずみ比である。RD方向の変位，荷重を $U, F$ とし，初期長さ，板厚を $L_0, T_0$ とした。解析結果より得られた荷重-変位関係をFig. 6に示す。×は最大荷重点を示す。当然ながら解析結果は破断条件に依存しており， $\gamma_{\text{crit}}$ が大きいほど成形性が上昇している。 $\rho = 0, 1$ では $U / L_0 = 0.07 \sim 0.12$ で荷重低下が起きているのに対して， $\rho = -0.67$ では0.17~0.25あたりで荷重低下が起きている。すなわち，2軸張出し領域において明らかに成形性が低下する結果となった。この傾向は実験事実と整合している。Fig. 7に解析終了時の対数ひずみの最大主値と双晶体積分率の分布を示す。解析条件は $\rho = 0$ ， $\gamma_{\text{crit}} = 0.5$ である。細い帯状にひずみが集中しており，その帯状の位置には圧縮双晶が密集して発生している。この帯部にすべり変形が累積した結果，破断条件が満足されて荷重低下を引き起こした。このように，圧縮双晶の発生に起因して破断が発生する過程を再現することができている。他のひずみ比においても同様に圧縮双晶の発生なら

びに細い帯状のひずみ集中域が予測された。

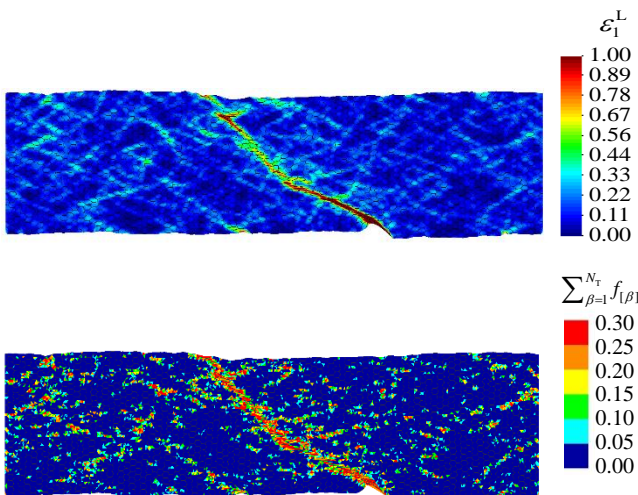
**Fig. 8** に圧縮双晶の発達を示す。等二軸引張、平面ひずみ、単軸の順番で双晶の発達速度が速い。すなわち、等二軸引張では、他の変形モードに比べて早期に双晶が生成され、それらの発達も早い。これが成形限界の低下に直接関係していると示唆される。

**Table 1** Material parameters for slip and twin systems (MPa)

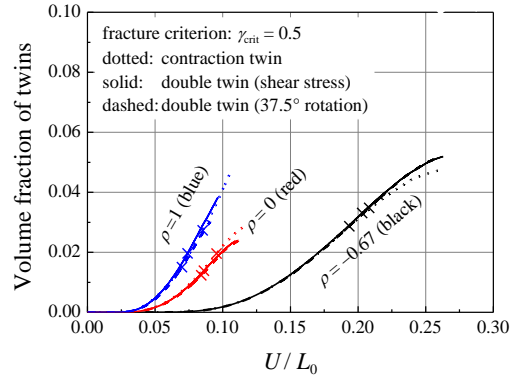
	$\tau_0^{(\alpha)}$	$\tau_\infty^{(\alpha)}$	$h_0^{(\alpha)}$
Basal	20	40	20
Prismatic	85	198	240
Pyramidal-2	150	253	350
Contraction	250	-	0



**Fig. 6** Load-displacement curve for  $\gamma_{crit} = 0.25, 0.5, 1.0$ .



**Fig. 7** Distributions of maximum value of principal logarithmic strain and volume fraction of twin.



**Fig. 8** Evolution of volume fraction of contraction twin.

## 5. 結言

本研究では、AZ31 圧延板を用いた成形限界実験ならびに結晶塑性モデルを使用した有限要素法を構築した。本研究より以下の知見を得た。

- (1) AZ31 は単軸から等二軸に至る変形モードに対して、板厚くびれを発生させることなく破断に至った。
- (2) すべり、双晶変形に加えて、損傷の発達による負荷能力低下を再現できる結晶塑性モデルを構築し、有限要素法に導入した。
- (3) 圧縮双晶が発生した後、双晶内部にすべりが蓄積し、それが損傷を誘発して破断に至る過程が模擬された。
- (4) 圧縮双晶の発生が張り出し領域の方が単軸引張よりも早いことから、成形限界は低くなる。このように張り出し領域において成形限界が低下する現象を定性的には再現することができた。

## 文献

- (1) Scott, J. et al., Room Temperature Shear Band Development in Highly Twinned Wrought Magnesium AZ31B Sheet. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 44, (2013), pp. 512-516.
- (2) Chino, Y. et al, Deformation characteristics at room temperature under biaxial tensile stress in textured AZ31 Mg alloy sheets. Acta Materialia Vol. 57, (2009), pp. 1476-1485.
- (3) Yoo, M. H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals. Metallurgical Transactions A, Vol. 12, (1981), pp. 409-418.
- (4) Barnett, M. R., Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. "Contraction" twins. Materials Science and Engineering: A Vol. 464 (2007), pp. 8-16.
- (5) John Neil, C., Agnew, S. R. Crystal plasticity-based forming limit prediction for non-cubic metals: application to Mg alloy AZ31B. International Journal of Plasticity Vol. 25, (2009), pp. 379-398.
- (6) Wang, H., et al., On crystal plasticity formability analysis for magnesium alloy sheets. International Journal of Solids and Structures Vol. 48, (2011), pp. 1000-1010.