Review

K. Yoshida

マグネシウム合金板の不均一変形と成形性

吉田　健吾 *

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，単軸引張の伸びは他の材料に比べて極端に低いことはない．その一方で，平面ひずみ引張や等 2 軸引張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[1]の実験によれば，単軸引張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[2]．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板に特有の現象である．張出領域における著しい成形性低下の要因として，活動できるすべり系が限定されていること[3]，底面集合組織が強いために板厚減少し難いこと[2]などが議論されている．単軸引張に限定すれば，双晶の形成が破壊の起点となるといった報告もある[4]．一方，John Neil と Agnew[5]または Wang ら[6]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の発生を解析するモデルは冷間のマグネシウム合金には不適切と考えられる．

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，平面ひずみ引張，等二軸引張の変形を解析し，材料内部のひずみ分布の状況ならびに破断へ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 μm である．板厚中央の面で集合組織を測定した結果を図 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．

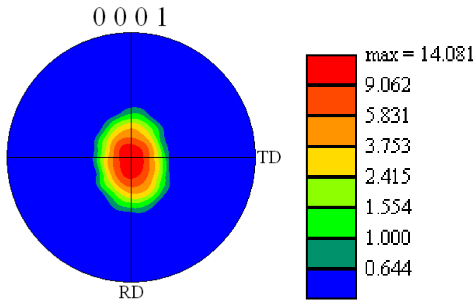


図 1　AZ31 の(0001)極点図

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 2×10^{-3} 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，平面ひずみ引張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，相当塑性ひずみ速度は 2×10^{-3}~1×10^{-2} 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．図 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 $\boldsymbol{\varepsilon}^{L} = \ln \mathbf{U}$ 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 以内で破断に至った．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一様であった．単軸引張では拡散くびれが確認されるが，その内部ではおおよそ一様である．こ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．

* 静岡大学　学術院工学領域 機械工学系列　准教授

次に，成形限界線図を**図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．単軸引張に比べて，張出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．**図４**より，これら 3 種類の変形モードにおいて, 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様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，図 4 (b)のようにギザギザした形状を呈することもある．こ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．

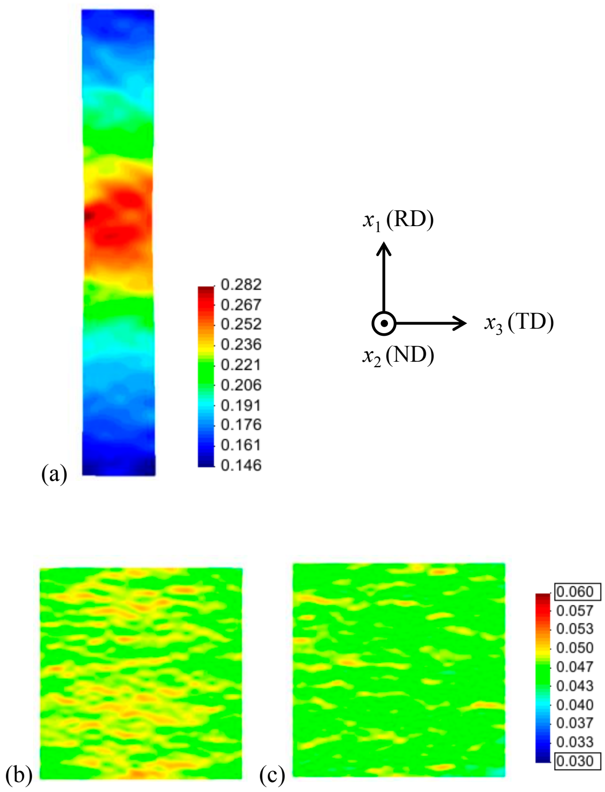


図２　破断直前の対数ひずみ ε_{11}^{L} の分布
(a) 単軸引張, (b) 平面ひずみ引張, (c) 等二軸引張

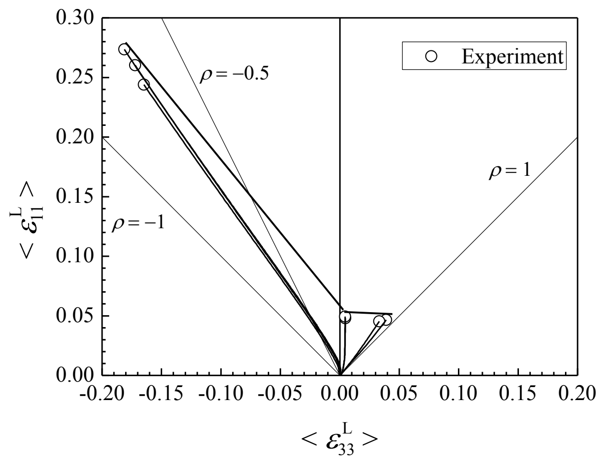


図３　AZ31 板の成形限界ひずみ

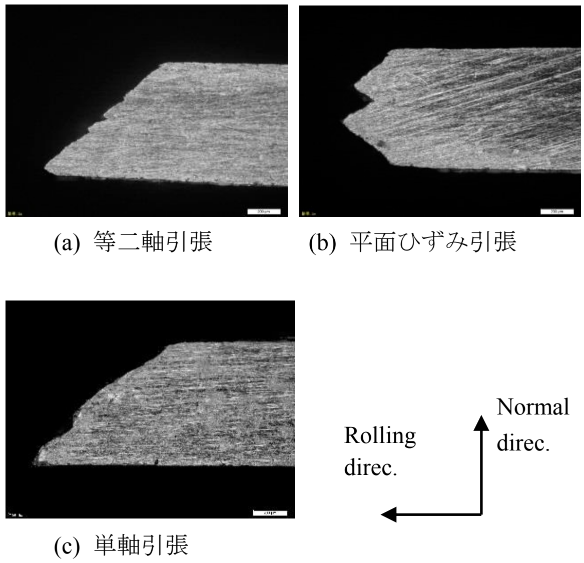


図４　破断後の試験片の RD-ND 面

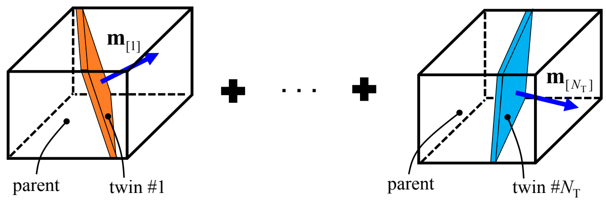


図５　母相に埋め込まれた双晶のモデル化

３．結晶塑性解析

3.1　解析方法

圧縮双晶の観察結果 [4]によれば, 圧縮双晶は薄い形態である．また，引張双晶とは対照的で，変形とともに圧縮双晶が結晶粒全域に拡大することはない．**図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．

$$\mathbf{L}_{[\beta]} = \mathbf{L}_{[0]} + \dot{\mathbf{c}}_{[\beta]} \otimes \mathbf{m}_{[\beta]} \tag{1}$$

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

ここで，下付添え字はβ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． $\beta = 1 \sim N_{\mathrm{T}}$に対して上式を立てる（$N_{\mathrm{T}}$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．

$$\mathbf{L} = \sum_{\beta=0}^{N_{\mathrm{T}}} f_{[\beta]} \mathbf{L}_{[\beta]} \tag{3}$$

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．

$$\overset{\circ}{\boldsymbol{\sigma}}_{[\beta]} = \mathbf{C}_{[\beta]} : \mathbf{D}_{[\beta]} - \dot{\mathbf{P}}_{[\beta]} \tag{4}$$

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．

$$\sum_{\alpha=1}^{N_{\mathrm{T}}} \mathbf{A}^{\beta\alpha} \cdot \dot{\mathbf{c}}_{[\alpha]} = \mathbf{b}_{[\beta]} \qquad \beta = 1, \cdots, N_{\mathrm{T}} \tag{5}$$

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慮する．すべり速度$\dot{\gamma}^{(\alpha)}$を次式で与える．

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

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．

$$\dot{g}^{(\alpha)} = h^{(\alpha)} \sum_{\beta=1}^{N_{\mathrm{S}}} \left| \dot{\gamma}^{(\beta)} \right|, \tag{7}$$

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

ここで，$\bar{\gamma}$は累積すべりである．一方，$\xi^{(\alpha)}$は Proust らの提案[7]を参考にして次式で与える．

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

ここで， rは 0～1 の係数， dは初期結晶粒径， θは双晶界面とすべり面の角度であり， σ, 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． $\sum_{\beta=1}^{N_{\mathrm{T}}} f_{[\beta]} < f_{\max}$の場合，

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

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

γ_{CNT}は圧縮双晶にともなるせん断ひずみで, 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

$$\bar{\gamma}_{[\beta]} = \gamma_{\mathrm{crit}} \tag{12}$$

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 J_2 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．

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

$$\dot{D} = 10 \cdot \dot{\bar{\varepsilon}}_{\mathrm{eq}} . \tag{14}$$

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， $m = 0.01$， $r = 0.25$， $d = 9$ μm， $k / \sigma = 0.07$， $f_{\max} = 0.3$ 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**表1**に示す．成形性解析において，破断条件は$\gamma_{\mathrm{crit}} = 0.25$, 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**図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，γ_{crit}が大きいほど成形性が上昇している．$\rho = 0, 1$では$U / L_0 = 0.07$～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こっている．すなわち，2軸張出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．**図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$\rho = 0$，$\gamma_{\mathrm{crit}} = 0.5$ 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．

図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２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．

表１　すべり系と双晶系の材料定数　[MPa]

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

破断条件を $\gamma_{\mathrm{crit}}=0.5$ として，ひずみ比 $\rho=-0.75,\ -0.67,\ -0.5,\ -0.25,\ 0,\ 0.5,\ 1$ においてひずみ局所化を解析した．**図９**には荷重－伸び曲線を示す．図中の×は最大荷重点を示している． $\rho\geq 0$ の張り出し領域において，最大荷重点に到達した後，すぐに荷重が低下している．一方， $\rho\leq -0.25$ のひずみ比においては，最大荷重以降も徐々に荷重が低下しながら変形していき，その後，突如，荷重低下が著しくなる． $\rho\geq 0$ においては最大荷重点を成形限界と見做し， $\rho\leq -0.25$ においては図中の○を成形限界とした．成形限界のひずみをひずみ空間上に図示した結果を**図１０**に示す．単軸引張の領域から張出領域にひずみ比が移行するにしたがって成形限界ひずみは低下しており，実験と同様の傾向を示した．しかしながら，実験結果と比べて，張出領域の成形限界を高めに予測しており，完全に実験結果を捉えたとは言い難い．本解析は一般化平面ひずみ要素を用いており，モデルの奥行き方向，つまり板幅方向の変形の不均一を表していない．このような差異が実験値と予測値の差に起因していると予想される．

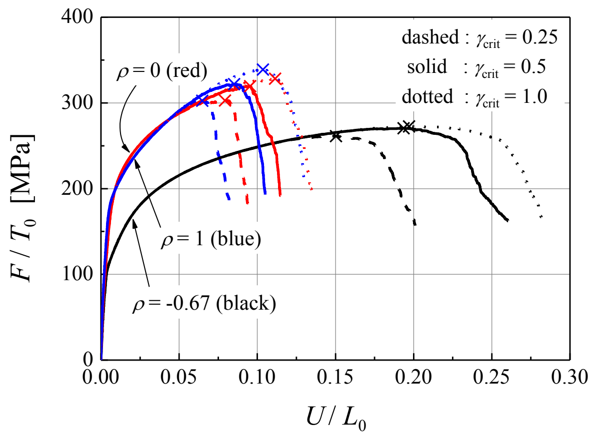


図６　荷重－変位曲線（ $\gamma_{\mathrm{crit}}=0.25,\ 0.5,\ 1.0$ ）

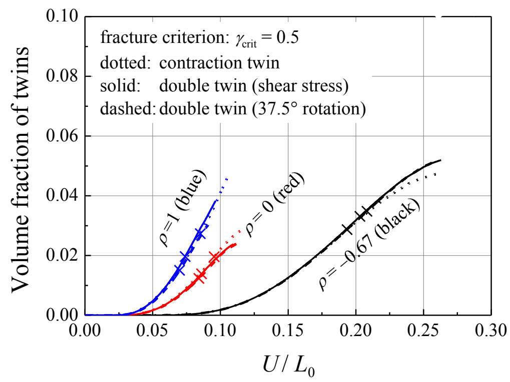


図８　圧縮双晶の体積分率の発展

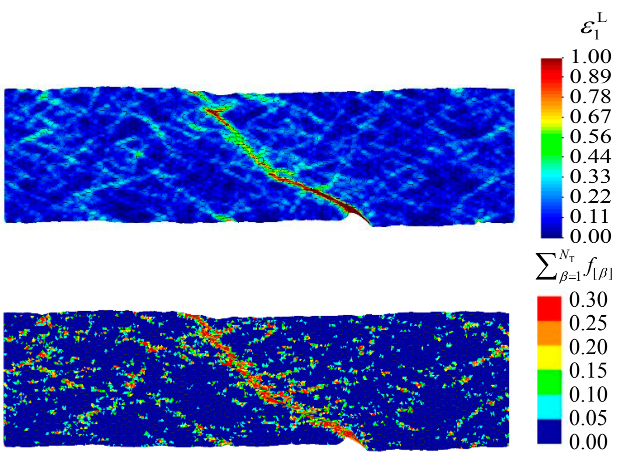


図７　最大主ひずみの分布および双晶の体積分率の分布

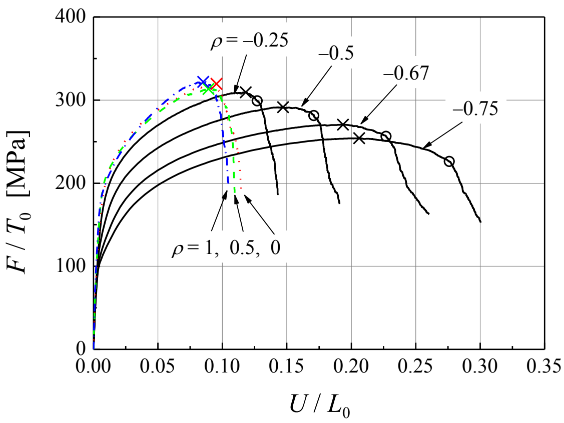
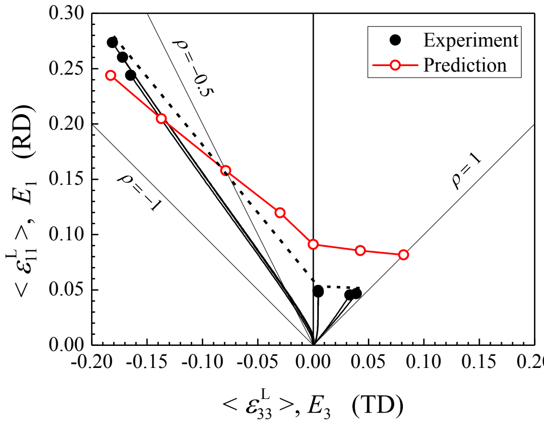


図９　種々のひずみ比おける荷重－変位曲線



(b)

図１０　成形限界ひずみの解析結果および実験結果

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 2 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．このように張出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．

謝　辞

本研究は，公益財団法人天田財団からの一般研究助成により実施した研究に基づいていることを付記するとともに，同財団に感謝いたします．

参考文献

1) Scott, J. et al., Room Temperature Shear Band Development in Highly Twinned Wrought Magnesium AZ31B Sheet. Metallurgical and Materials Transactions A, 44, (2013), 512-516.
2) Chino, Y. et al, Deformation characteristics at room temperature under biaxial tensile stress in textured AZ31 Mg alloy sheets. Acta Materialia, 57, (2009), 1476-1485.
3) Yoo, M. H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals. Metallurgical Transactions A, 12, (1981), 409-418.
4) Barnett, M. R., Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II."Contraction" twins. Materials Science and Engineering: A, 464 (2007), 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, 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. 48, (2011), 1000-1010.
7) Proust, G., et al., Modeling the effect of twinning and detwinning during strain-path changes of magnesium alloy AZ31. International Journal of Plasticity, 25, (2009), 861-880.