

変形経路を考慮した AZ31Mg 合金板の温間 FLD の予測

中 哲夫*・村上 英正*・大出 明慶**

Prediction of Forming limit for AZ31 Magnesium Sheet with Consideration of Strain Path at Elevated Temperature

Tetsuo Naka*, Hidemasa Murakami*, Akiyoshi Ode**

Abstract

The magnesium alloys often exhibit low ductility at the room temperature due to its hexagonal close-packed structure, but it will be improved at elevated temperature. However there are very little experimental observations for magnesium alloy sheet under non-proportional strain path under several different temperatures at various forming speeds, the sheet forming process of the mentioned alloy remains one of the most difficult problems. Therefore, warm press-forming of magnesium alloy sheet is quite attractive. In this research, non-proportional forming limit diagrams (FLDs) of a magnesium alloy (AZ31) sheet at various forming speeds (3 and 300mm/min) at temperatures of 150 and 200 °C, were stretched by using biaxial stretching test machine. The forming limit strains increases with temperature rise and with decreasing forming speed. While FLDs with equi-balanced stretching become smaller than the forming limit strain of the proportion deforming, FLDs with uniaxial tension become larger. The prediction of the forming limit strain calculated the additive of the equivalent plastic strain. The numerical results of the FLDs show a good agreement with the corresponding experimental observations.

Keywords: AZ31 Mg alloy sheets, Forming limit, Non-proportional deformation, Prediction

1. 緒 言

板材加工において成形割れの問題は常に考えられる。成形割れが発生する場合、金型修正作業などにより試作回数が増加する^[1]。成形限界の事前予測が可能であれば、使用材料及び加工法を検討する際の目安となり非常に有用である。ゆえに成形限界の予測は重要である^[2]。

板材の成形限界を表す指標には成形限界線図 (Forming Limit Diagram : FLD)^[3]がある。この FLD は成形限界を表す指標としてよく用いられており FLD を予測することは板材成形の際に欠かすことができない。また FLD は最適設計で用いられている数値シミュレーションに必要なデータでもある^[4]。

以上のことから、板材成形における FLD の理論的予測について様々な発表がなされている。1952 年

に, Hill は局部くびれ発生条件^[5]を導いた。また同年に Swift は拡散くびれの発生条件^[6]を提唱した。Marciniak Kuczyński は 1967 年に、材料には初期板厚不整が存在すると仮定することでひずみ比 (最小主ひずみ ϵ_y / 最大主ひずみ ϵ_x) が正の領域でも局部くびれによって破断することを示した。これは M-K 理論^[7]と呼ばれる。1975 年には Stören Rice の S-R 理論^[8]が登場する。さらにこれら理論的予測法は比例変形を対象としたものであり、実際の成形のほとんどは図 1 のような非比例変形であるため^[9]、シミュレーションの精度向上のためにも非比例の成形限界予測は必要不可欠である。

マグネシウム合金 (Mg 合金) は実用金属の中で最も軽く比強度、比剛性、切削性及びリサイクル性など多くの優れた特性を有しており^[10]、需要が伸びている材料である。しかし Mg 合金は常温では延性に乏

*商船学科

**専攻科 生産システム工学専攻

しく塑性加工性が悪い^[11]。これまでの研究により^[12]^[13]^[14], Mg合金の成形には温間成形の有効性が示されている。また温間成形では延性の温度及び速度依存性が強くなるため, このことを考慮した成形限界の予測が必要となる。

そこで本研究では数値シミュレーション精度の向上のため, AZ31Mg合金の比例変形 FLD を基に, 温度及び加工速度を考慮した温間非比例 FLD を解析的に予測することを目的とした。計算は様々な温度及び加工速度の条件において, 種々のひずみ方向及びひずみ量を一次変形とした場合の非比例 FLD の予測を相当塑性ひずみの和による解析手法で導き出した。そしてその予測値と実験値を比較・検討した。

2. 成形限界線図と予測理論

2.1 FLD とは

前章で述べたように成形シミュレーションには成形限界線図が必要である。成形限界線図は Forming Limit(Strain)Diagram を略して FLD と呼ばれる。ここではこの FLD について説明する^[15]。これは最大主ひずみ ϵ_x 及びこれに直交する方向の最小主ひずみ ϵ_y の二次元座標を作り, それに破断ひずみ点を描いたものである。座標上の傾き (ϵ_y / ϵ_x) はひずみ比として表す。種々のひずみ比における破断点を結べば曲線ができて上がる。FLD は変形経路によって成形限界がどのように変わるかを表しており, 材料選択や型設計, 成形シミュレーション等に利用されている。

2.2 板材の破断限界ひずみの予測理論

第一に板材破断がどのような過程で起きるのかを述べる^[16]。薄板材に引張荷重を与えた際の最大荷重点以降の破断過程を図2に示す。引張を続けて最大荷重点を通過すると負荷荷重の減少が始まる。この

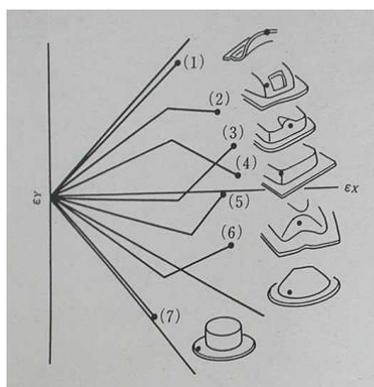


図1 様々な成形のひずみ経路^[9]

とき図2の(b)のように試験片中央部の幅方向が集中的に変形する(拡散くびれ発生)。しかしながら拡散くびれが発生しても, そこですぐに破断が発生するわけではない。さらに引張を続けると, 板表面に図2の(c)のように板厚方向にくびれた領域が発生し, 線のように見える。このくびれは局部くびれと呼ばれる。局部くびれの発生後はこの領域が集中して変形し, 他領域の変形が進行しなくなる。そのため局部くびれの発生を板材の破断として扱うことができる。すなわち成形限界予測の理論研究においても, このことを踏まえて進めていくことになる。

2.2.1 Swift の拡散くびれ発生理論

Swift は 1952 年に二軸負荷状態における拡散くびれの発生条件を式で示した^[6]。これは一様変形から比例変形であることを前提としている。Swift はひずみ増加(加工硬化)による真応力(相当応力)の増加量 $\delta\bar{\sigma}$ を, 断面積変化による真応力(相当応力)の増加量 $\delta\bar{\sigma}$ が上回ったときに塑性不安定となり拡散くびれが発生するとした。式(1)に表す。

$$\delta\bar{\sigma} \leq \delta\bar{\sigma} \quad (1)$$

この条件を基に二軸負荷を仮定して拡散くびれ発生条件を導出する。n 乗硬化材料として扱えば Swift の拡散くびれ発生ひずみの式は次式(2)で表される。

$$(\epsilon_x)_{cr} = n \frac{2(1+\beta+\beta^2)}{(1+\beta)(2-\beta+2\beta^2)} \quad (2)$$

n は加工硬化指数, β はひずみ比である。前述のように拡散くびれの発生を即破断として扱うことはできない。しかし Swift の拡散くびれ発生条件式は破断理論がまだ発展途上であった当時多く参照された。

2.2.2 Hill の局部くびれ発生理論

Swift と同じく 1952 年に Hill は局部くびれ発生条件を論じた。Hill は発生条件を次のように論じた^[5]。

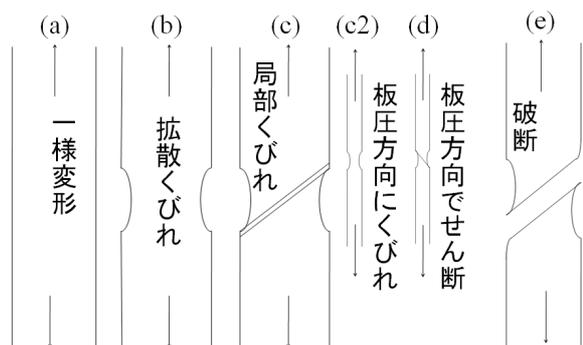


図2 引張荷重負荷時の薄板の破断過程

- ①局部くびれは変形している板材で伸縮が生じない方向に沿って発生
- ②くびれを横切る方向での張力が停留したとき発生
- ③面内の応力成分間の比はくびれ内外で同一

この条件①によれば二軸引張の状態では局部くびれは発生しないことになる。しかし実際のプレス成形においては等二軸引張状態でも局部くびれが発生するため、矛盾が発生している。そのため Hi II の理論は単軸側(4 0)に使用されることが多い。上記の条件より、 n 乗硬化材料として扱えば Hi II の局部くびれ発生条件式は式(3)で表される。下付きのアルファベット x と y が面方向、 z が板厚方向を表している。

$$(\epsilon_x)_{cr} = \frac{n}{(1+\beta)}, \quad (\epsilon_x)_{cr} + (\epsilon_y)_{cr} = -(\epsilon_z)_{cr} = -n \quad (3)$$

2.2.3 Marciniak-Kuczynski の理論

先程述べたように Hi II の局部くびれ発生条件式は二軸引張の場合では解析に難点があった。

Marciniak-Kuczynski はこの問題を解決するために初期不整の考えを導入した。これは M-K モデルと呼ばれている^[7]。1967 年のことである。この考えは板材には最初から板厚不整(わずかに薄い板厚部分)などが存在しており、変形とともにこの部分にひずみが集中し局部くびれに発展していくことと仮定している。ひずみ比 ≥ 0 における M-K モデルを式(4)に示す。A が通常の領域、B が不整領域を表している。 f_0 は初期不整率、 $f_0 = \text{初期不整部板厚} / \text{初期板厚}$ である。 m は速度感受性指数である。

$$\left(\frac{\psi_B}{\psi_A}\right)^{m+1} \left(\frac{2\alpha_A - 1}{2\alpha_B - 1}\right)^m = f_0 \left(\frac{\bar{\epsilon}_B}{\bar{\epsilon}_A}\right)^n \exp(\epsilon_{zB} - \epsilon_{zA}) \quad (4)$$

$$d\epsilon_{yA} = d\epsilon_{yB} = -(1 + \beta_B)d\epsilon_{zB}, \quad \psi_A = 1/\sqrt{1 - \alpha_A + \alpha_A^2}$$

$$d\epsilon_{xA} = \beta_A d\epsilon_{yA}, \quad d\epsilon_{zB} = \beta_B d\epsilon_{yB}, \quad \psi_B = 1/\sqrt{1 - \alpha_B + \alpha_B^2}$$

$$\alpha_A = (1 + 2\beta_A)/(2 + \beta_A)$$

$$\alpha_B = (1 + 2\beta_B)/(2 + \beta_B)$$

不整領域(領域 B) 板厚方向ひずみ増分 d_{zB} 与えて計算する。 α_A は一定とし α_B は計算によって更新していく。最終的に d_{xA}/d_{yB} が 0 となったときの ϵ_{xA} , ϵ_{yA} を成形限界ひずみとする。

2.2.4 Stören-Rice の局部くびれ発生理論

1975 年に Stören-Rice は(4 1)の領域に対応した局部くびれ発生条件を示した^[8]。この条件は式(5)で表される。

$$(\epsilon_x)_{cr} = \frac{3\beta^2 + n(2 + \beta)^2}{2(2 + \beta)(1 + \beta + \beta^2)} \quad (5)$$

この S-R モデルの式によって(4 1)の全領域

の FLD を一つの理論式で導くことが可能となった。

3. 解析による予測の改善

3.1 相当塑性ひずみの和による成形限界予測

ここでは相当塑性ひずみの和による解析手法について説明する。破断条件は破断にいたるまでの様々なひずみ経路の相当塑性ひずみの和が、比例 FLD における相当塑性ひずみ量に達したときを破断とした。またこの比較に使用する比例 FLD は予変形を与えた後の二次変形の非比例 FLD におけるひずみ比と同じひずみ比での比例 FLD を使用した。等二軸方向に予ひずみを与えた場合の解析の概念図を図 3 に示す。この $\bar{\epsilon}'_{lim}$ は比例変形の成形限界座標より得ることができる相当塑性ひずみである。 $\bar{\epsilon}^*$ は予ひずみの相当塑性ひずみ量を表し、 $\bar{\epsilon}'_{lim}$ は二次変形の相当塑性ひずみである。式(6)の条件で破断するとした。

$$\bar{\epsilon}_{lim} = \bar{\epsilon}^* + \bar{\epsilon}'_{lim} \quad (6)$$

比例 FLD のひずみ比 = 1 (等二軸) となる座標から順に比例 FLD の解析結果より読み込み、= 0.5 (単軸方向) となったとき解析を終了した。本解析で使用した FLD は中ら^[17]によって得られた実験結果を用いた。

3.2 相当塑性ひずみの算出

上節にて相当塑性ひずみを使用した解析手法を述べたが、ここで相当塑性ひずみの算出について記す。

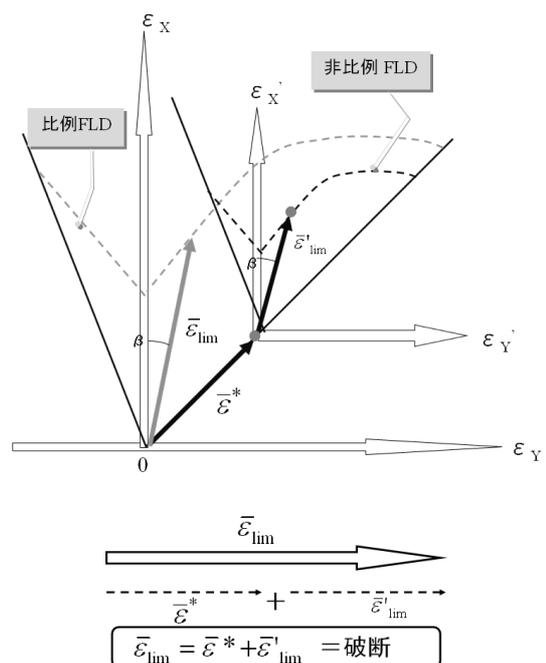


図 3 比例 FLD と非比例 FLD の概略図

これまでの二軸引張試験から得られた AZ31Mg 合金板の降伏条件である Logan Hosford の降伏関数 (M=10) [18]より相当塑性ひずみを算出した。この降伏条件は式(7)に示す。ここに示している σ_x は最大主ひずみの応力, σ_y は最小主ひずみ方向の応力, r は Lankford 値である。

$$(1+r)\bar{\sigma}^M = \sigma_x^M + \sigma_y^M + r(\sigma_x - \sigma_y)^M \quad (7)$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sigma_x \varepsilon_x + \sigma_y \varepsilon_y}{\bar{\sigma}} = \psi(\varepsilon_x + \alpha \varepsilon_y) \quad (8)$$

相当塑性ひずみは式(8)より求めた。応力比 $\beta = \sigma_y / \sigma_x$, $\psi = \bar{\varepsilon} / \varepsilon_x$ である。さらに、応力比 β , ψ を求める必要があるため、式(7)と関連流動則より、

$$d\varepsilon_x = \frac{\partial f}{\partial \sigma_x} d\lambda = M \{ \sigma_x^{M-1} + r(\sigma_x - \sigma_y)^{M-1} \} d\lambda \quad (9)$$

$$d\varepsilon_y = \frac{\partial f}{\partial \sigma_y} d\lambda = M \{ \sigma_y^{M-1} - r(\sigma_x - \sigma_y)^{M-1} \} d\lambda \quad (10)$$

式(9)及び式(10)の関係が得られ、最終的に β は以下のように表せる。

$$\beta = \frac{\partial \varepsilon_y}{\partial \varepsilon_x} = \frac{\alpha^{M-1} - r(1-\alpha)^{M-1}}{1+r(1+\alpha)^M} \quad (11)$$

$$\psi^M = \frac{1+r}{1+\alpha^M + r(1-\alpha)^M} \quad (12)$$

以上のことより、相当塑性ひずみの算出手順を以下にまとめる。

1. 破断座標 (σ_x , σ_y) からひずみ比 $\beta = \sigma_y / \sigma_x$ を求める。
2. β を式(11)に代入し、Newton-Raphson 法で、 ψ を算出する。
3. 次に ψ を式(12)に代入し、 $\bar{\varepsilon}$ を得る。

以上より得られた $\bar{\varepsilon}$, ψ を式(8)に代入することで相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}$ を算出する。

4. 材料

緒言で述べたように Mg 合金は様々な優れた特性を持っており、その需要は増加している。そこで本研究では試験材料に AZ31Mg 合金を選択した。本研究に使用した材料は Mg-Al-Zn 系 AZ31B の細粒材、板厚 0.8mm 平均粒径 7 μ m のものである。加工履歴を取り除くため試験前に 400°C で 30 秒間焼鈍した。

5. 解析値と実験値の比較と考察

5.1 平面方向の予ひずみ

図4と図5に平面ひずみ近傍の方向に予ひずみを与えた場合の FLD を示す。ひずみ量は破断ひずみ量の 1/3 を与えた。図4は試験速度 3mm/min の条件で、

試験温度ごとの結果を示している。黒い線で示しているのが解析値で、三角の点で示しているのが 150°C の実験値 (実験値は予ひずみと破断ひずみ)、丸の点で示しているのが 200°C の実験値である。図4を見ると高温では成形限界が上昇しており、成形限界の温度依存性が確認できた。図5は試験温度 200°C の条件で、試験速度ごとの結果を示している。黒い線で示しているのが解析の値で、丸の点は 3mm/min の実験値を、三角の点は 300mm/min の実験値を示している。図5を見ると低速では成形限界が増加しており、成形限界の速度依存性が確認できた。

両図の解析値と実験値を比較すると、異なる温度・速度条件でもおおむね一致していた。

5.2 単軸方向の予ひずみ

図6と図7に単軸方向に予ひずみを与えた場合の

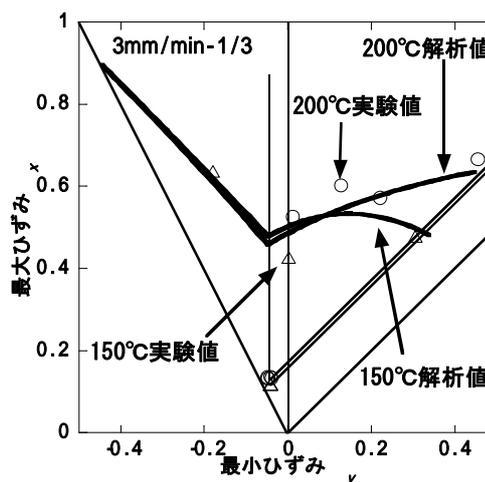


図4 平面方向予ひずみの FLD

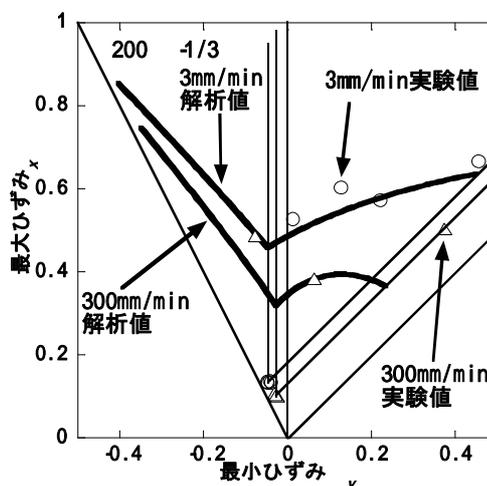


図5 平面方向予ひずみの FLD

FLD を示す。図 6 は試験速度 3mm/min, 予ひずみ量 1/3 で, 温度ごとの結果を示している。黒い線で示しているのが解析値で, 丸の点で示しているのが 200°C の実験値, 三角の点で示しているのが 150°C の実験値である。図 7 は試験温度 200 , 予ひずみ量 1/3 で, 速度ごとの結果を示している。黒い線で解析値を示している。丸の点は 3mm/min での実験値, 三角の点は 300mm/min の実験値を示している。実験値と解析値を比較してみると, 図 6 の 150°C に若干のズレが見られるものの, 全体的に見るとおおむね一致していることが示された。

5.3 等二軸方向の予ひずみ

図 8 と図 9 に等二軸方向に予ひずみを与えた場合

の FLD を示す。図 8 は試験速度 3mm/min, 予ひずみ量は破断ひずみの 1/3 で温度ごとの結果を示している。黒い線で示しているのが解析値の値で, 丸の点で示しているのが 200°C の実験値, 三角の点で示しているのが 150°C の実験値である。

図 9 は試験温度 200 , 予ひずみは破断ひずみ量の 1/3 で, 速度ごとの結果を示している。黒い線で示しているのが解析値の値で, 丸の点で示しているのが 3mm/min の実験値, 三角の点で示しているのが 300mm/min の実験値である。

両図を見てみると, 等二軸予ひずみの場合も解析値と実験値はおおむね一致していた。また成形限界の温度速度依存性が確認できた。

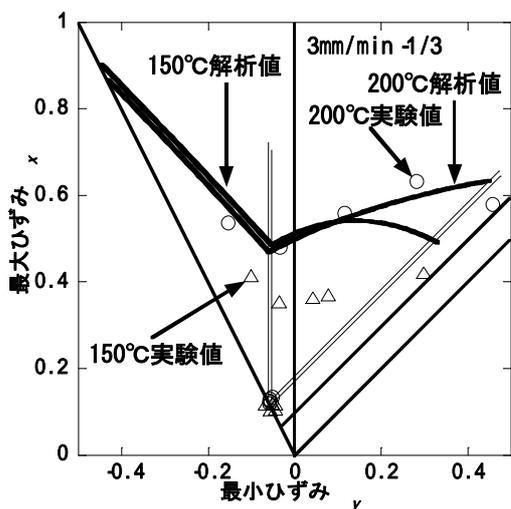


図 6 単軸予ひずみの FLD

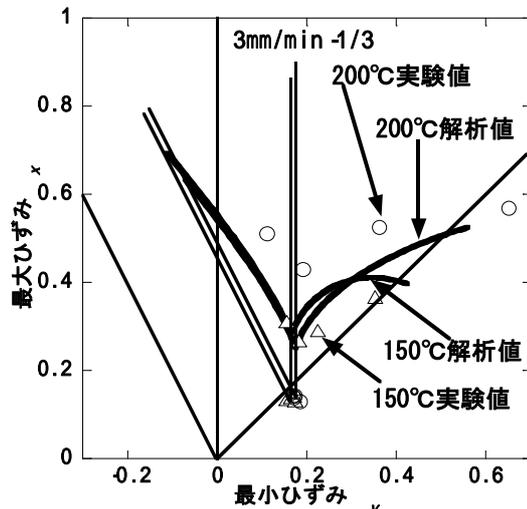


図 8 等二軸予ひずみの FLD

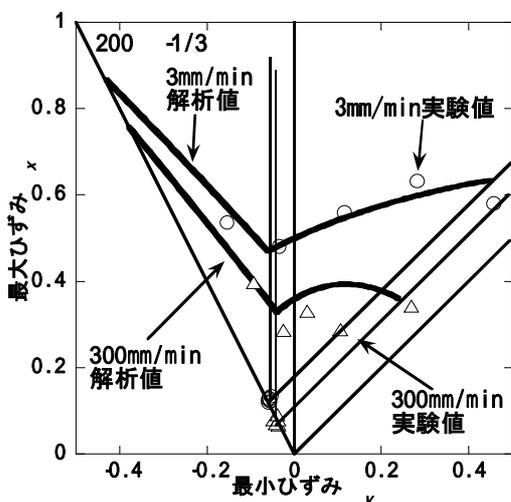


図 7 単軸予ひずみの FLD

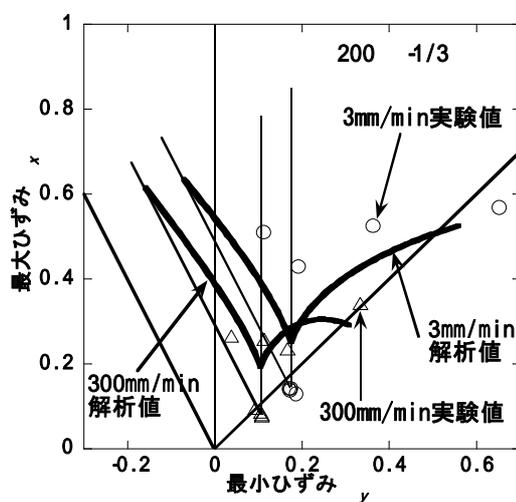


図 9 等二軸予ひずみの FLD

6. 解析結果の考察

図10に比例FLD,及び様々なひずみ方向に予ひずみを与えた場合の非比例FLDの解析値を示す。予ひずみは等二軸方向から単軸方向までひずみ比を0.5刻みで変えたものの計四つのひずみ方向に与えた。解析条件は温度200,試験速度3mm/min,予ひずみ量は破断ひずみ量の1/2の条件で行った。比例FLDは黒の曲線で示している。種々のひずみ方向に予ひずみを与えた非比例FLDは一点鎖線で示している。図10より予ひずみの影響を見ると,等二軸方向のひずみ付与後の非比例FLDは比例FLDと比べ成形限界が低下していた。逆に単軸方向のひずみ付与後の場合は,比例FLDと比べ成形限界が増加していた。平面ひずみ近傍では等二軸予ひずみのFLDと単軸予ひずみのFLDの間あたりで,比例変形FLD付近であった。

このことから比例変形FLDと比較した場合,単軸予ひずみの場合は成形限界が増加し,等二軸予ひずみでは低下する,実験値と同じ傾向であることが示された。よって様々なひずみ量及びひずみ方向に予変形させた場合でも解析により成形限界を求められることを示した。

7. 結言

本研究は数値シミュレーション精度の向上のため,AZ31Mg合金の比例変形FLDを基に,温度及び加工速度を考慮した温間非比例FLDを解析的に予測することを目的とした。計算は様々な温度及び加工速度の条件で,種々のひずみ方向及びひずみ量を一次変形とした場合の非比例FLDの予測を相当塑性ひずみの

和による解析手法で導き出した。そしてその予測値と実験値を比較・検討した。その結果から以下の知見を得た。

(1)相当塑性ひずみの和による予測値と実測値を比較した結果,双方はおおむね一致していた。つまり相当塑性ひずみの和による解析手法で,Mg合金の温間非比例成形限界を求めることが可能であることを示した。また異なる成形温度,速度においても解析によって成形限界を求めることを示した。

(2)今回行った相当塑性ひずみの和による解析と検証実験によって様々なひずみ方向に予ひずみを付与した後のAZ31Mg合金板の温間非比例FLDが求められ,これの実験値と解析値はおおむね一致していた。このことから比例FLDが判明していれば,その相当塑性ひずみ量 $\bar{\epsilon}_{lim}$ を基にして,あらゆるひずみ比及びひずみ量で一次変形を与えた場合でも,その後の非比例FLDを解析により求めることが可能であることを示した。

参考文献

- [1]高橋進:塑性と加工(40巻460),52,(1999)
- [2]山口克彦:塑性と加工(27巻300),151,(1986)
- [3]広瀬洋三:第173回塑性加工シンポジウム,41,(1997)
- [4]吉田亨:第173回塑性加工シンポジウム,71,(1997)
- [5]Hill,R.:J.Mech.Phys.Solids,1,(1952),19.
- [6]Swift,H.:J.Mech.Phys.Solids,1-1(1952),1.
- [7]Marciniak,Z.andKuczyński,K.Int.J.Mech.Sci.,9(1967),609.
- [8]Stören,S.andRice,J.R.J.Mech.Phys.Solids,23-6(1975),421.
- [9]西村尚:塑性加工技術シリーズ13,プレス絞り加工-工程設計と型設計,19,(1994)
- [10]鎌土重晴ほか:塑性と加工(44巻504),3,(2003)
- [11]宅田裕彦ほか:塑性と加工(43巻503),55,(2002)
- [12]古閑伸裕:塑性と加工(44巻506),56,(2003)
- [13]大上哲郎ほか:塑性と加工(42巻482),80,(2001)
- [14]行武栄太郎ほか:塑性と加工(44巻506),82,(2003)
- [15]日本塑性加工学会:わかりやすいプレス加工,16,(2000)
- [16]後藤學:塑性と加工(34巻386),226,(2003)
- [17]Naka.et al.I.J.Modern Physics B 22 31/32(2008),6010.
- [18]R.W.Logan&W.F.Hosford,J.Mech.Sci,22-7(1980)

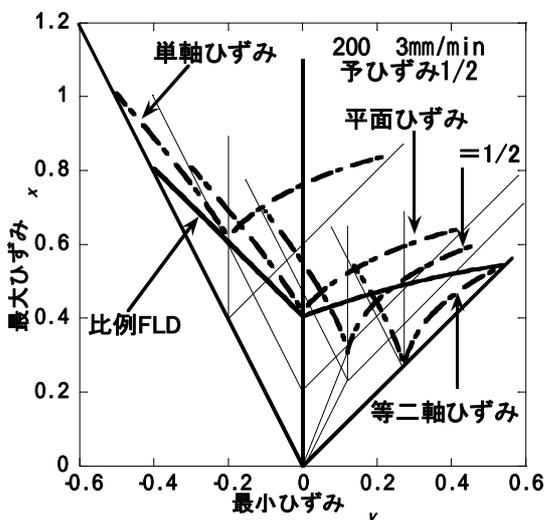


図10 異なる予ひずみの非比例FLD