

結晶塑性モデルにより素材の多様性を緻密に考慮した 次世代塑性加工シミュレーション技術の開発

京都大学大学院エネルギー科学研究科 エネルギー応用科学専攻
教授 浜 孝之

(2019年度 重点研究開発助成 課題研究 AF-2019004-A3)

キーワード：結晶塑性有限要素法，プレス加工，純チタン板，マグネシウム合金板，集合組織

1. 緒言

輸送機器の軽量化やニーズの多様化に呼応して、今日では種々の金属板が構造部材に用いられている。部材の適切なプレス成形条件を実験だけから見出すことは極めて難しい。そこで、工程設計に有限要素法 (FEM) 解析を活用することがもはや一般的である。

板材のプレス成形過程を FEM により適切に解析するためには、数多くの解析条件の設定が不可欠である。例えば材料モデルの観点で見ると、素材の巨視的な塑性変形特性の評価、材料構成式の選定、そして材料パラメータの同定という一連の作業が必要である。また、現状の FEM 解析で一般的に用いられる現象論に基づく材料構成式では、巨視的な塑性変形特性の評価に際しては面内反転負荷試験や二軸負荷試験など多様な変形モードを考慮する必要がある。しかしながら、これらの実験を行うには多くの設備、労力、時間、コストが求められる。そのため現実的には、十分なデータの取得に至らず解析で素材の特性を適切に考慮できない場合が多いといった問題がある。

この問題に対して近年、結晶塑性モデルの活用が注目を集めている。結晶塑性モデルでは、結晶粒レベルの微視的変形を数式化することで微視的変形の結果として生じる巨視的塑性変形を予測できるのが大きな特長である。したがって、結晶塑性モデルにより前述の多様な塑性変形特性を数値的に予測できるだけでなく、結晶塑性モデルを直接 FEM 解析で用いることで解析精度の向上を実現できる可能性がある。

一方、結晶塑性モデルやその活用法は未だ発展途上段階であり、結晶塑性モデル自体の高度化、パラメータ同定法の確立、塑性加工解析への適用拡大など、解決すべき問題が残されている。特に今後の産業利用とその拡大を見据えると、種々の材料に関する塑性加工解析への適用の推進は重要と考える。

以上を踏まえて本研究では、結晶塑性モデルの実際的な塑性加工解析への応用とその解析精度の向上を目的とした。この目的を達成するため、(1)数値材料試験に資する結晶塑性モデルの検討、(2)数値材料試験として活用することによる現象論材料構成式のパラメータ同定とその精度検証、(3)結晶塑性モデルのプレス成形 FEM 解析への応用、の3つのフェーズに分けて研究を推進した。本稿では紙面の都合上、(3)の結果のみ報告する。(1)¹⁻¹²⁾、(2)^{13,14)}については、既発表文献を参照されたい。

2. 円筒深絞り成形実験

本稿では、2種類の材料を対象として円筒深絞り成形の実験と結晶塑性 FEM 解析を行った事例を報告する。一つ目は、公称板厚が 1.0mm の JIS2 種工業用純チタン圧延板 (新日鉄住金製)¹⁵⁾である。純チタン圧延板の深絞り成形では、塑性変形挙動における面内異方性や引張-圧縮非対称性に起因して顕著な耳が形成される一方で、その予測が難しい。そこで、結晶塑性モデルによる予測可能性の検証を目的として解析を実施した。二つ目の材料は、公称板厚が 1.0mm の Mg-1.5mass%Zn-0.1mass%Ca (ZX10 マグネシウム)合金圧延板 (住友電工製)¹⁶⁾である。ZX系マグネシウム合金板は室温でのプレス成形を実現しうる材料として研究開発されてきたが、その絞り成形性については十分理解されていない。そこで、結晶塑性解析によりその変形メカニズムの解明を試みた。

本研究で用いた実験装置の外観を Fig.1 に示す。パンチおよびダイ穴の直径はそれぞれ 27.8mm および 30.0mm、パンチおよびダイの肩半径はそれぞれ 5.0mm および 7.0mm とした。円形状試験片の直径は、純チタン板では 50.0mm、マグネシウム合金板では 40.0mm とした。ダイとブランクホルダの間隙は 1.1mm で固定した。潤滑剤として固形潤滑剤 (モリペースト、住鋁潤滑剤) を試験片に塗布した。パンチ速度は 5.0mm/min とした。なお、純チタン板の成形では焼き付きがしばしば問題となるが、本研究では確認されなかった。

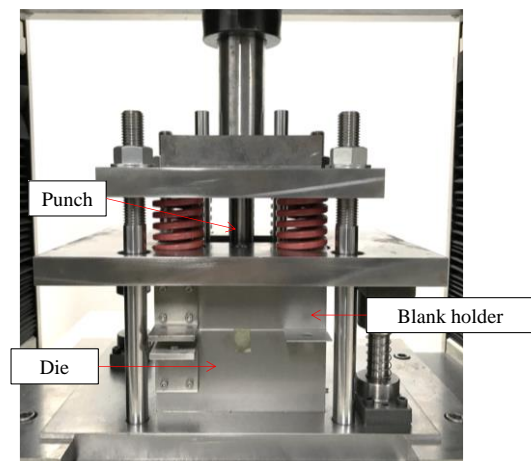


Fig.1 Experimental setup for the cylindrical cup drawing.

成形品の壁面高さ分布は 2 次元レーザー変位計 (LJ-V7080, キーエンス製) により測定した. また成形品の板厚はマイクロメータにより測定した. 実験は各条件で最低 3 回実施し, その再現性を確認した.

電子線後方散乱回折 (EBSD) により加工前後の集合組織を測定した. Fig.2(a), (b)に加工前の両材料の(0001)極点図を示す. 純チタン板では, (0001)面が板厚方向 (ND) から圧延直角方向 (TD) へ傾いて配向した典型的な底面集合組織が形成されている. 一方, マグネシウム合金板では, (0001)面が ND だけでなく TD にも強く配向しており, 純チタン板に比べて弱い底面集合組織を形成している.

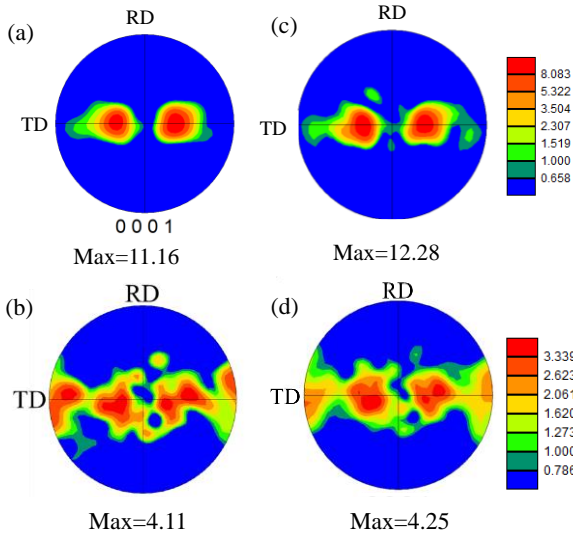


Fig.2 (0001) pole figures before deformation. Experimental results of (a) commercially pure Titanium and (b) Magnesium alloy, and orientations assigned in simulations of (c) commercially pure Titanium and (d) Magnesium alloy.

3. 結晶塑性 FEM

3.1 結晶塑性モデル

本研究で用いた結晶塑性 FEM の概要を以下に示す.

各すべり系および双晶系の活動は, シュミット則に従うと仮定する. 純チタンではシュミット則に従わない場合 (Non-Schmid 則) もあることが報告されているが, 本研究ではその影響は小さいとして無視している. すべり系 α におけるすべり速度 $\dot{\gamma}^\alpha$ は次のひずみ速度依存型の式で与えられると仮定する.

$$\frac{\dot{\gamma}^\alpha}{\dot{\gamma}_0} = \left| \frac{\tau^\alpha}{\tau_V^\alpha} \right|^m \text{sign}(\tau^\alpha), \quad \tau^\alpha = \sigma : (s^\alpha \otimes m^\alpha), \quad (1)$$

$$\dot{\gamma}_0^\alpha = \sum_\beta q_{\alpha\beta} h |\dot{\gamma}^\beta|$$

ここで, τ^α は分解せん断応力, τ_V^α はすべり抵抗, $\dot{\gamma}_0$ は参照すべり速度である. σ は Cauchy 応力テンソル, s^α および m^α はすべり方向およびすべり面法線を表す単位ベクトルである. m はひずみ速度感受性指数, $q_{\alpha\beta}$ は自己/ 潜

在硬化を表す係数行列である. h は加工硬化率である.

3.2 すべり系・双晶系の選択

本研究で対象とする 2 種類の材料はいずれも六方晶金属である. 純チタン板の解析では, 主すべり系である $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ すべり系 (柱面すべり系) のほか, $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ すべり系 (底面すべり系), $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ すべり系 (錐面 $\langle a \rangle$ すべり系), $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ すべり系 (錐面 $\langle c+a \rangle$ すべり系), $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ すべり系 (錐面 $\langle c+a \rangle$ すべり系), $\{10\bar{1}2\}$ 双晶系 (引張双晶系), $\{11\bar{2}2\}$ 双晶系 (圧縮双晶系) を考慮した. 一方, マグネシウム合金板の解析では, 主すべり系である底面すべり系のほか, 柱面すべり系, 錐面 $\langle c+a \rangle$ すべり系, 引張双晶系を考慮した. 加工硬化率 h には, 双晶系およびすべり系についてそれぞれ式(2), (3)を仮定した.

$$h = h_0 \quad (1)$$

$$h = h_0 \left(1 - \frac{\tau_0}{\tau_\infty} \right) \exp \left(- \frac{h_0 \bar{\gamma}}{\tau_\infty} \right), \quad \bar{\gamma} = \sum_\alpha \int |\dot{\gamma}^\alpha| dt \quad (2)$$

ただし, マグネシウム合金では底面すべり系の活動が他のすべり系に比べて著しく大きいことから, 簡単のため式(1)を仮定した.

六方晶金属では双晶系の活動が巨視的な塑性変形挙動に大きな影響を及ぼす. したがって適切にモデル化し, 解析で考慮することが重要である. 本研究では筆者らが開発したモデルを採用した. その詳細については文献¹⁷⁾を参照されたい.

3.3 FEM 解析

本研究では, 前節までに示した結晶塑性モデルをアップデート・ラグランジュ形式の静解析有限要素法に導入して, 解析を行った. 陽的な時間積分を採用し, 過度な不釣り合い力の発生を防ぐために r_{\min} 法および一ステップ遅れ補正法を用いた.

純チタン板の解析で用いた有限要素モデルを例として Fig.3 に示す. 変形の対称性を考慮して, 円形状試験片の 1/4 部分をモデル化した. 板厚方向には 2 層とした. 要素には, 選択低減積分に基づく 8 節点ソリッド要素を用いた. 総要素数は, 純チタン板では 1950, マグネシウム合金板では 1000 である. 各積分点には, Taylor モデルに基づいて純チタン板では 400 方位, マグネシウム合金板では 1000 方位を割り当てた. 初期方位は EBSD 測定結果に基づいて決定した. 純チタン板で方位数が少ないのは, 純チタン板の解析では有限要素数が多いこと, また考慮するすべり系, 双晶系の数が多いことから, マグネシウム合金板に比べて計算コストが高いためである. Fig.2(c), (d)に解析で用いた方位情報から得られた極点図を示す. いずれの材料においても, 実験で見られる特徴的な集合組織が良好に再現できている.

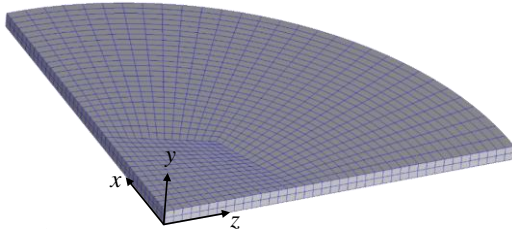


Fig.3 Finite-element model used in the cup drawing simulation of a pure Titanium sheet.

工具は剛体と仮定し、その表面を関数により近似した。また工具と試験片の間にはクーロン摩擦を仮定し、摩擦係数を0.1とした。

解析で用いた材料パラメータは、一軸引張および一軸圧縮時の応力-ひずみ曲線が解析により良好に再現できるように決定した。

4. 結果と考察

4.1 純チタン板の解析結果

Fig.4 に荷重-ストローク線図を示す。解析は実験をおおむね良好に予測しているが、実験に比べて最大荷重がわずかに低く、また成形終盤の推移は完全には一致していない。一方、図中の成形品外観から明らかなように、明瞭な4つ耳が解析でも再現できている。なお解析結果では、第一象限の結果を他の三象限にコピーして擬似的に全体像を示している。

成形品形状を定量的に比較するため、Fig.5 に RD から TD に至る範囲での最終成形品の壁面高さ分布を示す。なお、RD の高さをゼロとした相対的な分布を示している。実験結果では、RD から約 50° 付近で高さが最大となり、また RD と TD で高さがほぼ同じである。一方、解析では、全体的な傾向は良好に予測できているものの、最大高さがわずかに大きく、また TD では高さが低く評価されている。

Fig.6 に、最終成形品におけるカップ底中心から端部までの半径方向に沿った板厚ひずみ分布を示す。実験結果では、中心からパンチ肩部（横軸で約 18 mm）までは方向によらずほぼ同様の分布を示すが、縦壁では圧延方向から 45° 方向（DD）に比べて RD、TD の増肉が大きく、また RD と TD では同程度である。解析では方向による違いは定性的に再現できている一方で、縦壁では全体的に増肉を小さく評価している。詳細は割愛するが、板厚ひずみで見られるこの実験との差異は、解析では剛体工具を仮定したことで実験に比べて縦壁で強いしごきを受けたためと考えられる。

ところで、純チタン圧延板では負荷方向によってすべり系/双晶系の活動が異なることが知られている。Fig.7 に試験片端部の TD 近傍外表面における積分点での相対活動度の推移を示す。端部がダイ穴に流入し始めるストローク約 12 mm までに、顕著な引張双晶の形成がみられる。これは、成形中にこの部位が周方向（RD に対応）へ強い圧

縮変形を受けたためだと考えられる。また、ストローク 20 mm 以降でしごきを受ける際、双晶の回復がみられる。一方、結果は省略するが、RD 近傍外表面では双晶活動は見られなかった。この差異は、TD への圧縮に比べて RD への圧縮の方が双晶が活動しやすいという知見¹⁷⁾と合致する。

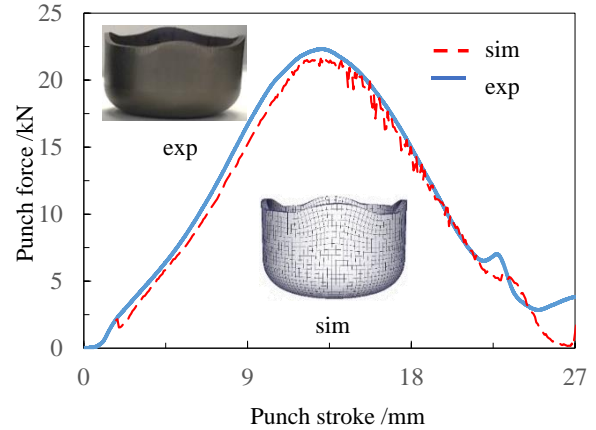


Fig.4 Punch force-stroke curves for a pure Titanium sheet¹⁶⁾.

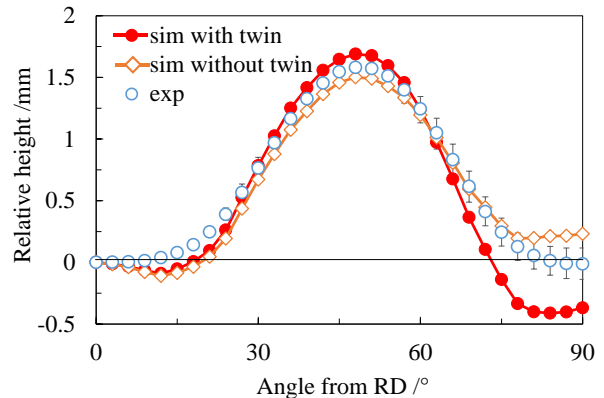


Fig.5 Relative height distributions on drawn cup of a pure Titanium sheet¹⁵⁾. The horizontal and vertical axes denote the angle from RD to TD and relative height where the height at the RD is set to zero, respectively.

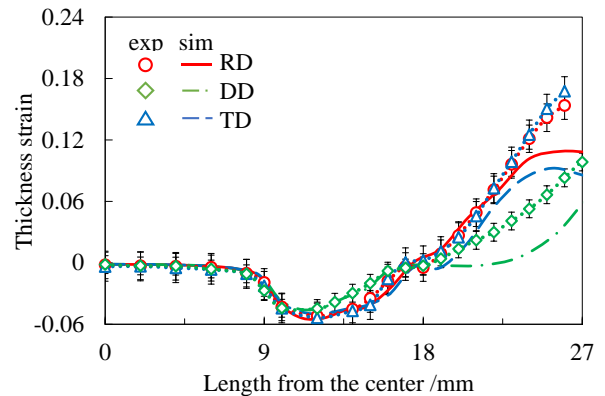


Fig.6 Thickness strain distributions on drawn cup of a pure Titanium sheet¹⁵⁾.

負荷方向による双晶活動の違いは、Fig.8 に示す成形品の極点図からも読み取れる。なお、カラーバーや図中の方位は Fig.2 に準ずる。RD 近傍では極点図が初期 (Fig.2) からあまり変化しないのに対して、TD 近傍では双晶活動により圧縮方向 (RD) に強いピークが生じる。これらの傾向は実験と解析で良好に一致しており、解析の妥当性が確認できる。

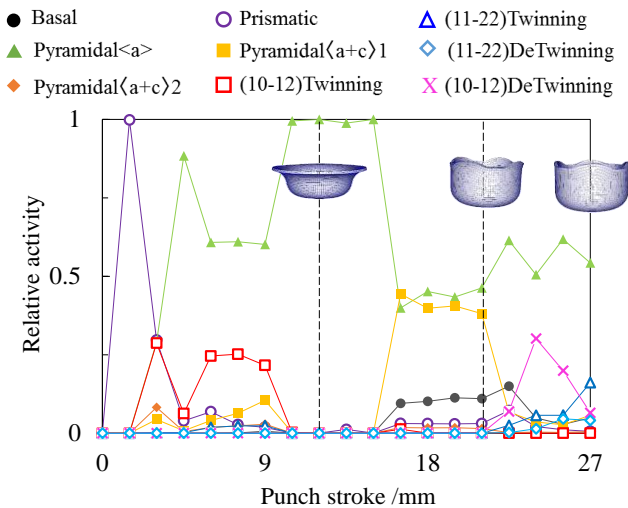


Fig.7 Evolution of relative activities at the sheet edge near TD for a pure Titanium sheet¹⁵⁾

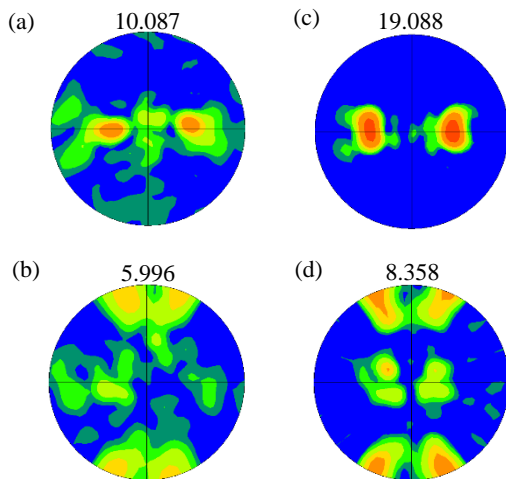


Fig.8 (0001) pole figures measured on drawn cup of a pure Titanium sheet¹⁵⁾. Experimental results at the (a) RD edge and (b) TD edge, and simulation results at the (c) RD edge and (d) TD edge.

底面集合組織が発達した純チタン圧延板で双晶が活動すると、板厚変化に大きな影響を及ぼす。このことは、TD 近傍における双晶の活動が成形品形状にも影響することを示唆する。そこで双晶活動を無視した絞り成形解析を

行い、双晶活動が成形品形状に及ぼす影響を調査した。Fig.5 にそのときの成形品高さ分布を示す。双晶活動を無視することで特にTD 近傍の高さが大きく変化していることがわかる。この結果から、高精度な解析には双晶活動に起因するひずみ発展を適切に表現することが重要であると示唆される。

4.2 マグネシウム合金板の解析結果

Fig.9 に、最終成形品における周方向での壁面高さ分布を示す。Fig.5 と同様に、横軸は RD からの角度、また縦軸は、RD における高さをゼロとした相対値である。実験⁶⁾では、RD から 60° にかけて高さが増加し、その後緩やかに低下する。一方解析では、実験に比べて全体的な高さが低く、また 80° 付近で極小値を取る傾向を示しており、実験と定量的な一致は見られない。一方で、60° 付近で最大高さを取ることも、また RD に比べて TD の方が明瞭に高い点など、定性的な傾向には一致が見られる。

Fig.10 に、試験片の RD および TD の端部における板厚ひずみの発展を示す。実験⁶⁾では、ストローク 13mm までは RD、DD、TD の順にひずみが大きい。それ以降のストロークではいずれの部位でもひずみが急減しているが、これはパンチとダイによりしごきを受けたためである。解析では DD のひずみをやや過大に評価しているものの、ひずみの大小関係など実験の傾向を良好に予測できている。

Fig.11 に、最終成形品の RD および TD の端部における(0001)極点図を示す。実験⁶⁾では、RD 端部では TD 近傍に、また TD 端部では RD 近傍に強いピークが見られ、変形前 (Fig.2) とは大きく異なる集合組織を呈している。この傾向は解析でも良好に予測できている。

詳細は割愛するが、解析でこれらの部位における応力発展を調査したところ、いずれも周方向への圧縮応力が支配的であった。また、そのときの相対活動度は、一軸圧縮変形時の挙動と類似した傾向を示した。以上の結果から、Fig.11 で見られる集合組織発展は一軸圧縮変形時と同様のメカニズムにより生じたことが示唆される。

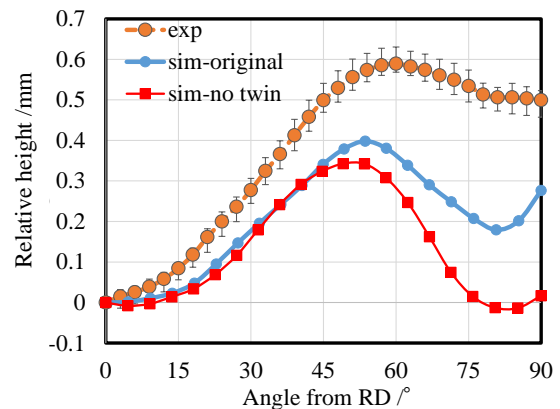


Fig.9 Relative height distributions on drawn cup of a Magnesium alloy sheet¹⁶⁾.

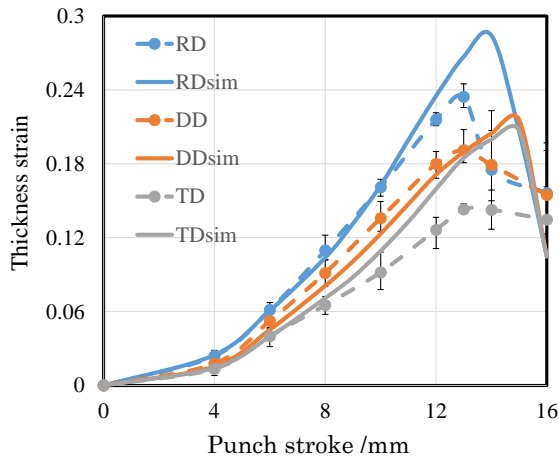


Fig.10 Thickness strain evolution at cup edges for a Magnesium alloy sheet¹⁶⁾.

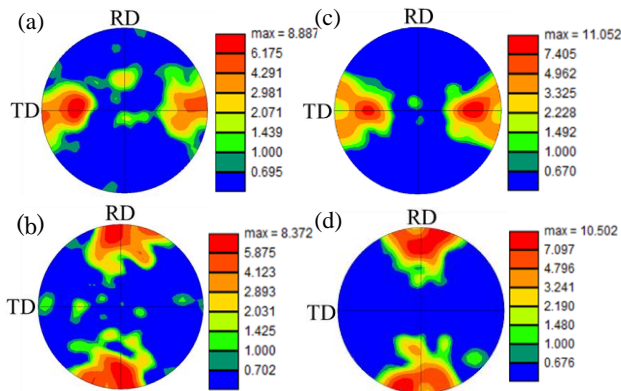


Fig.11 (0001) pole figures measured on the drawn cup of a Magnesium alloy sheet¹⁶⁾. Experimental results at the (a) RD edge and (b) TD edge, and simulation results at the (c) RD edge and (d) TD edge.

Fig.11 から明らかなように、RD 端部、TD 端部ともに双晶の活動は極めて大きい。Hama ら¹⁸⁾は、ZX10 マグネシウム合金圧延板における r 値と双晶活動の関係を調査した結果、RD 圧縮、TD 圧縮のいずれの場合も双晶活動によってもたらされる板厚ひずみが r 値に大きな影響を及ぼしうることを示した。このことから、仮に変形中に双晶が活動しなければ、壁面高さ分布が著しく変化すると推察される。

そこでこの仮説を検証するため、双晶の活動を無視した解析を行い、そのときの壁面高さ分布を調査した。得られた結果を Fig.9 に示す。双晶の活動を無視することにより、TD の壁面高さが著しく低下し、RD とほぼ同程度になっていることがわかる。以上の結果から、最終成形品における RD と TD での壁面高さの違いは、主として双晶の活動によってもたらされることが明らかになった。双晶の活動量は変形前の集合組織に強く依存するため、Fig.2 に示す初期集合組織を持つ以上、通常の深絞り成形では RD と TD の非対称性の解消は困難であると考えられる。一方で、最大高さが生じる位置には大きな変化はなく、50° 程度で

あった。このことから、最大高さの発生位置は双晶だけでなくすべり系の活動にも強く依存していることが考えられる。

以上のように、解析精度向上の余地はあるものの、いずれの材料においても解析結果の定性的な妥当性が示された。結晶塑性モデルを用いた成形解析を行うことで、微視的変形挙動とプレス加工性の関係を直接評価できることが魅力の一つである。またこの技術を応用すれば、所望のプレス加工性を実現する集合組織を逆解析的に導ける可能性もあり、さらなる有効活用が期待される。

5. まとめ

本稿では、JIS2 種純チタン板および ZX10 マグネシウム合金板の円筒深絞り成形に関する実験および結晶塑性有限要素シミュレーションを行った結果を紹介した。この研究から得られた知見は下記のとおりである。

- (1) 結晶塑性解析により、いずれの材料においても壁面高さ分布や板厚ひずみ発展、集合組織発展などの巨視的および微視的な変形挙動を定性的に予測できた。それにより、解析手法の妥当性が示された。
- (2) いずれの材料においても、双晶の活動が成形品形状に大きな影響を及ぼすことが解析結果から明らかになった。特に ZX10 マグネシウム合金板では、最終成形品の RD 端部と TD 端部で見られる壁面高さの違いは、特徴的な集合組織に起因する双晶活動の違いに因ることが示唆された。

謝辞

本研究を遂行するに当たり、研究助成をいただいた公益財団法人天田財団に深甚なる謝意を表す。EBSD 測定には、大阪産業技術研究所の内田壮平様のご協力をいただいた。ここに記して謝意を表す。

参考文献

- 1) Hama, T., ISIJ Int., **60**(2020), 1849-1862.
- 2) Hama, T., Yagi, S., Tatsukawa, K., Maeda, Y., Maeda, Y., and Takuda, H., Int. J. Plasticity, **137**(2021), 102913.
- 3) Hama, T., Namakawa, R., Maeda, Y., and Maeda, Y., Mater. Trans., **62-8**(2021), 1124-1132.
- 4) 浜孝之, 岡将司, 西拓樹, 松野崇, 林誠次, 高田賢治, 興津貴隆, 鉄と鋼, 印刷中.
- 5) Hama, T., Higuchi, K., Uchida, S., and Jono, Y., Abstract of 15th World Congress on Computational Mechanics (WCCM-XV), (2022), 308.
- 6) 洞田真佑, 西拓樹, 山中晃徳, 内田壮平, 浜孝之, 73 回塑加連講論, (2022), 207-208.
- 7) 田村悠真, 松野崇, 内藤正志, 興津貴隆, 高田賢治, 浜孝之, 73 回塑加連講論, (2022), 203-204.
- 8) 緩詰晃太, 吉田健吾, 浜孝之, 73 回塑加連講論, (2022), 201-202.

- 9) 浜孝之, 田村悠真, 菅野偉太, 松野崇, 内藤正志, 興津貴隆, 日本鉄鋼協会第 184 回秋季講演大会, (2022), CD-ROM.
- 10) 田中智也, 岡上隆一郎, 浜孝之, 2022 年度塑加春講演, (2022), 163-164.
- 11) 田村悠真, 畠山健太郎, 松野崇, 興津貴隆, 高田賢治, 林誠次, 浜孝之, 72 回塑加連講演, (2021), 145-146.
- 12) 浜孝之, 月原啓志, 金英俊, 岡田直人, 72 回塑加連講演, (2021), 143-144.
- 13) 山本樹奈, 平山健太郎, 前田康裕, 前田恭志, 浜孝之, 73 回塑加連講演, 75-76.
- 14) 塚本摩耶, 松浦遼, 前田康裕, 前田恭志, 浜孝之, 72 回塑加連講演, (2021), 9-10.
- 15) Hama, T., Hirano, K., and Matsuura, R., *Int. J. Mater. Form.*, **15** (2022), 8.
- 16) 浜孝之, 中田悠斗, 樋口晃一, 2023 年度塑加春講演, 印刷中.
- 17) Hama, T., Kobuki, A., and Takuda, H.: *Int. J. Plasticity*, **91** (2017), 77-108.
- 18) Hama, T., Nakata, T., Higuchi, K., Yoshida, H., Jono, Y., *Mater. Sci. Eng. A*, **869** (2023), 144772.