

結晶塑性理論を有効利用したマグネシウム系 合金用塑性加工解析システムの開発と その解析精度の検証

黒田 充紀* 小泉 隆行

M. Kuroda

1. 緒言

省資源及び省エネルギー化の推進に伴う循環型社会の 構築が目指される今日において、軽量・高リサイクル性 といった特徴を有するマグネシウム合金は次世代を担う 構造用材料として重要な金属である.特に,板材に対す る需要は高く、工業製品の用途に応じた板材製造のため には数値シミュレーションによる圧延工程の設計支援法, すなわち,板材の集合組織に関する発達予測手法を確立 することが有効であると考えられる.また、シミュレー ションによって予測された集合組織を有する仮想板材の 機械的特性及び成形性評価が可能な解析システムを構築 できれば、構造用材料としての Mg 合金の実用化に向け た大きなツールとなり得る.これまで, 圧延加工プロセ スにおける集合組織の発達については、実験的研究によ る直接測定をもとに膨大なデータの蓄積がある. それに 加えて,変形集合組織情報を定量的に予測できる結晶塑 性有限要素法は,集合組織制御による新規材料創成のた めの有益な手法の一つとなる.しかしながら,正確な材 料モデルの導入及びパラメータ値の決定ができなければ, その解析精度は大きく低下してしまう.

代表的な汎用 Mg 合金である Mg-Al-Zn 系合金では, Al の添加量に応じて, 巨視的な材料強度や耐食性が変化 することが知られている. 過度な添加量の増加は延性の 著しい低下を招くことから, 展伸材や鋳造材などの工業 製品の用途に応じて添加量が調整されている. 塑性加工 への適用を目的とした板材については現在, 材料強度と 延性を概ね両立し, 成形性の面で有利な AZ31Mg 合金が 主流である. しかしながら, AZ31Mg 合金は材料強度・ 耐食性・表面処理性の面で, Al 添加量が多い他の AZ 系 Mg 合金よりも劣る. これらの特性が AZ31Mg 合金より も優れ, 温間で適度な成形性を有する AZ61Mg 合金の需 要が今後高まると考えられる.

本研究では、はじめに Mg 合金用塑性加工解析システ ムの研究基盤を確立するため、結晶塑性理論を有効利用 した Mg 合金用有限要素プログラムの開発を行う. AZ61Mg 合金板を対象に、単軸材料試験による応カーひ ずみ関係と Lankford 値の温度依存性について調査する. その実験結果から本塑性加工解析システムに用いる材料 パラメータ値を同定し、材料モデル及びそのパラメータ 値の妥当性について検討する.次に,Orowanの圧延理論¹⁾ を用いて圧延材の板厚方向中心における各物質点のひず み履歴を算出する.マクロひずみ履歴を本塑性加工解析 システムに与えることにより,比較的簡易な数値計算手 法を用いて実際の圧延工程を模擬した解析を行う.以上 をもとに,熱間圧延工程における板材の集合組織の発達 を題材に,本塑性加工解析システムの予測精度について 検証を実施する.

2. 実験方法

2.1 供試材及び単軸引張試験条件

単軸引張試験よって得られる真応カー対数ひずみ関係 及び Lankford 値(以下, r値) -対数塑性ひずみ関係に ついて調査を行う. Mg 合金板の温度依存性を考慮し,本 解析システムに用いる材料パラメータ値を決定する.

供試材として板厚 2 mm の AZ61Mg 合金板(権田金属 工業株式会社)を用いた.引張試験片は JIS13 号 B 試験 片を基準として,平行部長手方向(RD 方向)60 mm,そ の直角方向(TD 方向)20 mm とした.実験には精密万能 試験機(島津製作所 オートグラフ AG-100kNX)を用い た.試験温度は室温(RT),100°C,200°C,300°C に設定 した.設定温度に到達後10分保持し,初期ひずみ速度 0.001/sにて単軸引張試験を実施した.

真応力−対数ひずみ関係におけるひずみは、室温から 200℃の条件ではビデオ式伸び計、300℃の条件では作 動トランス式伸び計(いずれも上記万能試験機付属品) を用いて測定した.r値−対数塑性ひずみ関係における ひずみは、試験片へ任意の引張ひずみを加えて除荷した 後に試験機から取り外し、デジタルカメラ(SONY NEX-7)で撮影した変形前後の画像について、デジタル画像相 関法(以下,DIC)を用いて解析した.

2.2 r 値の算出

デジタルカメラによって撮影された変形前の試験片画 像を基準に,試験片平行部内に設定した RD 方向 50 mm 及び TD 方向 18 mm の長方形内における 40×14 分割の 560 領域を解析対象とし,1 領域の解像度は 100 dpi に設 定した.式(1)に示す体積一定則を用いることにより,式 (2)に示す RD (x)方向と TD (y)方向の対数塑性ひずみから r 値を算出した.事前に取得した公称応カー公称ひずみ 関係から,各試験温度での一様伸びを調査しており,一 様伸び内でのr値は全領域による平均値とその標準偏差 を算出した.一様伸び以降の局部変形域では,式(1)の体 積一定則が適用できないことから,参考値として全 560 領域のr値を算出した.DIC 解析の一例として,引張予 ひずみ付与した試験片と変形前メッシュに変形後のr値 コンターを重ねた図を図1に示す.

$$\varepsilon_x^p + \varepsilon_y^p + \varepsilon_z^p = 0 \tag{1}$$

$$r = \frac{\varepsilon_y^p}{\varepsilon_z^p} = -\frac{\varepsilon_y^p}{\varepsilon_y^p + \varepsilon_x^p}$$
(2)



3. Mg 系合金用塑性加工解析システム 3.1 結晶塑性有限要素法

Mg 合金を対象とした結晶塑性有限要素プログラムを 開発するため,結晶塑性均質化法²⁾に基づく多結晶解析 手法を用いる.結晶塑性モデルについては,Mg 合金の変 形挙動を再現できる Graff ら³⁾の手法を参考にする.本解 析で採用するすべり系及び双晶系は,底面すべり系(a), 柱面すべり系(a),錐面-2 すべり系(a+c),{1012}引張双 晶系である.加工硬化モデルについては,すべり系及び 双晶系に応じて式(3)及び(4)に示す加工硬化率hを用いる.

$$h = h_0 \tag{3}$$

$$h = h_0 \left(1 - \frac{\tau_0}{\tau_{\infty}} \right) \exp\left(-\frac{h_0 \bar{\gamma}}{\tau_{\infty}} \right), \bar{\gamma} = \sum_{\alpha} \int \left| \dot{\gamma}^{(\alpha)} \right| dt \quad (4)$$

ここに、 h_0 は初期硬化率、 τ_0 は初期臨界分解せん断応力、 τ_∞ は飽和応力、 $\gamma^{(\alpha)}$ はすべり系 α もしくは双晶系 α におけ るせん断ひずみであり、双晶系も一つのすべり系として 取り扱う. Graff ら³は変形双晶を非対称すべり変形とし て取り扱っているが、本解析では Van Houtte⁴が提案した 格子回転モデルを導入する. 双晶系のモデル化について は次節で説明を行う.

解析条件として,ユニットセルは各辺 10 分割の 1000 要素の立方体形状,8節点アイソパラメトリック要素(選 択低減積分要素)を用いる.初期方位は一要素内すべて の積分点において同一の方位とする.

3.2 双晶変形モデル

{1012}引張双晶系をモデル化するため、六方晶のc軸方向に引張応力が生じたときのみ双晶変形が発生すると仮定し、Van Houtte⁴⁾が考案した格子回転モデルを導入する. 格子回転を示す直交テンソルR^{tw}は式(5)で示される.

$$\boldsymbol{R}^{\text{tw}} = 2\boldsymbol{m}^{(\alpha)} \otimes \boldsymbol{m}^{(\alpha)} - \boldsymbol{I}$$
(5)

ここに、1は単位テンソル、m^(α)は双晶系αの双晶面単位 法線ベクトルである.双晶変形に伴う加工硬化率hは、式 (3)の線形硬化則を用いる.また、双晶変形によって発生 する双晶体積率について式(6)を用いて定義する.

$$f^{(\alpha)} = \bar{\gamma}_{\rm twin}^{(\alpha)} / \gamma_{\rm ref} \tag{6}$$

ここに、 $\bar{p}_{twin}^{(\alpha)}$ は双晶の形成による累積せん断ひずみ、 γ_{ref} は結晶粒全体が双晶変形したときのせん断ひずみである. 双晶回転の判定を行うため、計算ステップごとに $f^{(\alpha)}$ と $f_{th}^{(\alpha)}$ (双晶系ごとにランダムに与えた 0.3 から 1.0 の間の体積率閾値)の比較を行い、 $f^{(\alpha)} \ge f_{th}^{(\alpha)}$ が満たされたとき、各すべり系及び双晶系の方位全体について双晶回転を表す式(5)の直交テンソルを用いて回転させる.表1にすべり系及び双晶系に関する詳細を示す.

表1 本解析で考慮するすべり系,双晶系及び硬化則

すべり系	数	面	方向	硬化則
底面(a)	3	(0001)	<1120>	式(3)
柱面〈a〉	3	$\{10\overline{1}0\}$	<1120>	式(4)
錐面-2 $\langle a + c \rangle$	6	$\{11\overline{2}2\}$	<1123>	式(4)
{1012}引張双晶	6	$\{10\overline{1}2\}$	<1011>	式(3)

3.3 Mg 系合金板の集合組織モデル

X 線回折により、 {1011}, (0001), {1010}, {1013}, {1012}, {1122}, {1120} の 7 面の不完全極点図を測定する. 不完全極点図の情報をもとに,結晶方位解析ソフトウェア LaboTex⁵⁾を用いて,結晶方位分布関数(Orientation Distribution Function: ODF)を算出する. ODF から直接的に集合組織をモデル化するにあたり,まず ODF から 250 個の結晶方位を決定する. 次に,集合組織に直交異方性を仮定するため,決定した 250 方位を RD-ND 面, TD-ND

面に対して対称化し,1000 個の離散的結晶方位にする⁶. ODF 算出後に LaboTex によって再生したものと,離散方 位モデルによる(0001)及び{1011}極点図を図 2(a), (b)に それぞれ示す.



図 2 (0001)及び{1011} 極点図; (a) 実測された集合組織, (b) モデル化された集合組織.

3.4 r値を考慮した材料パラメータ値同定

一般的な Mg 合金板は, 圧延工程の影響を受けて六方 晶の底面すべり系が板面に対して平行に配向する.板材 の単軸引張を想定した際,板厚方向のひずみは主に2次 錐面すべり,板幅方向のひずみは底面及び柱面すべりの 活動によって生じるとモデル化できる.すなわち,底面 及び柱面すべり系と2次錐面すべり系の活動比でr値が 決定されると考えられる.真応力-対数ひずみ関係の他 に,r値-対数ひずみ関係も考慮することで,単軸引張試 験におけるすべり系の活動比を効率的に絞り込むことが 可能である^つ.このことから,従来の単軸引張及び圧縮 試験結果のみを用いる同定手法と比較して,結晶塑性有 限要素法に用いる材料パラメータ値について,より高精 度に同定できる可能性が高まる.以下に同定手順を示す.

- 巨視的な引張初期降伏応力を再現するよう底面すべり系のパラメータ値を決定する.
- ② r 値の変化を再現するように柱面及び2次錐面すべり系のパラメータ値を同定する.
- ③ ②で同定された柱面と2次錐面すべり系のパラメー タ値の比を保持しながら、応カーひずみ関係を一致 するようにパラメータ値を再調整する。
- ④ 圧縮試験による応力-ひずみ関係を一致するように 双晶系のパラメータ値を同定する。

4. 実験結果及び材料パラメータ値同定結果

4.1 供試材の機械的特性及び温度依存性

単軸引張試験によって得られたヤング率ー試験温度関

係及び0.2%耐力-試験温度関係を図3,図4にそれぞれ 示す.ヤング率については、室温から150℃まで大きな 変化がないものの、200℃以上では徐々に低下すること が確認できる.このヤング率の低下現象は他のMg合金 に関する文献⁸⁰でも示唆されており、温度上昇に伴う再 結晶の影響が報告されている.0.2%耐力についても温度 上昇に伴い値が低下している.従来から示唆されてきた 通り、高温域では室温域に比べて非底面すべり系の活動 が活発になることが要因と考えられる.



図4 0.2%耐力と試験温度の関係

室温から300°Cでの単軸引張試験による真応カー対数 ひずみ関係及びr値-対数塑性ひずみ関係に対して、本 解析システムをもとに同定した結果を図5及び図6にそ れぞれ示す.なお、室温及び100°Cの結果については文 献6)で報告している.単軸圧縮試験については実施して いないことから双晶系のパラメータに関する同定は行っ ていない.同パラメータについては文献9)から採用した. 底面すべり系及び{1012}双晶系の初期臨界分解せん断応 力には温度依存性がほぼ無いとの報告¹⁰に従い、室温時 に決定した材料パラメータ値を他の温度条件でも用いた. 実験結果について考察を行う.図5に示す試験温度ご

との真応力-対数ひずみ関係より、試験温度を上昇させ ることで加工硬化が抑制されて延性が増加することがわ かる. 試験温度 300℃ では、ほとんど加工硬化を示さな いことが確認できる.図6に示すr値-対数塑性ひずみ 関係では、全試験温度域において、対数塑性ひずみの増 加に伴いr値も増加する.本供試材だけでなく,他のAZ 系 Mg 合金板においても、与えるひずみによって r 値が 変動する可能性が高く、従来 Al 合金板等で行われてき た任意のひずみでの r 値評価は意味をなさないと言える. また, r 値の絶対値については, 室温から 100℃ までは 増加するが, 200℃からは僅かに低下し, 300℃では徐々 に1に近づく傾向である. 300℃ でのひずみの増加に伴 うr値増加率は、他の試験温度条件よりも低下傾向であ る. Mg 圧延材の一般的な圧延温度である 350°C 付近で は, r 値がおよそ1の値を保ち,等方的に板材が変形し ていくことが推察される.

r 値は板厚方向ひずみに対して板幅方向ひずみが相対 的に大きくなると増加する.室温から100℃までの温度 上昇に対して,r 値及び延性が増加する要因は板幅方向 ひずみに寄与する柱面すべり系の活動が促進されて生じ たと考えられる.一方で,200℃以降の温度域では錐面 すべり系の活動が促進され,板幅方向ひずみに対して板 厚方向ひずみが相対的に大きくなり,r 値の低下に至っ たと考えられる.

4.2 相対活動度による検証

実験結果に良好な一致を示した材料パラメータ値を表 2 に示す.前節で示した AZ61Mg 合金板の温度依存性に 関する変形機構を解明するため,各すべり系及び双晶系 の活動について表 2 のパラメータ値を用いて解析を行う. これらの活動を表す指標として,次式で与えられる相対 活動度r_i%を使用する.

$$r_{i} = \sum_{n} \sum_{k} \left| \Delta \gamma^{(n,k)} \right| / \sum_{n} \sum_{j} \left| \Delta \gamma^{(n,j)} \right| \tag{6}$$

ここで、右辺の分子は、各すべり系もしくは双晶系iに生 じたすべり量を総結晶粒数nについて総和をとったもの であり、kは各すべり系もしくは双晶系iの数である.ま た、分母は、すべてのすべり系および双晶系に生じたす べり量を総結晶粒数nについて総和をとったものであり、 jはすべてのすべり系及び双晶系の数である.

解析によって算出された各温度条件での相対活動度を 図7に示す.本解析結果においても,前節で示した考察 を裏付ける傾向が得られている.試験温度の違いによる r値の増減については,本研究で決定した材料パラメー タ値によって説明することが可能であるため,実際の板 材が有する変形機構について表現できていると考える. 従って,本同定手法を用いることで,より実現象に則し たパラメータ値を決定することが可能となる.







温度	すべり系	τ ₀ /MPa	$ au_{\infty}$ /MPa	h ₀ /MPa
	底面	15	-	25
	柱面	110	250	1800
	錐面-2	145	210	1200
	引張双晶	48	-	150
100°C -	底面	15	-	25
	柱面	100	200	1800
	錐面-2	135	220	1500
	引張双晶	48	-	150
200°C -	底面	15	-	25
	柱面	60	76	2000
	錐面-2	63	80	2000
	引張双晶	48	-	150
300°C -	底面	15	-	25
	柱面	35	51	3500
	錐面-2	30	45	3000
	引張双晶	48	-	150

表2 決定した温度別材料パラメータ値

5. 熱間圧延加工解析による集合組織の発達予測

5.1 熱間圧延加工解析条件

一般的な Mg 系合金板の熱間圧延工程を仮定し、本解 析システムにより、鋳造板から8パスの圧延工程におけ る集合組織の発達過程について検証する. 圧延条件は、 加工温度 350°C, 圧延ロール直径 125 mm を用いた対称 圧延とし、初期板厚 3.15 mm から 1.0 mm まで8パスの 加工を想定する. 1パスごとの圧下率を10%とする.

上記圧延条件を解析モデルとし、Orowanの圧延理論を 用いて1パスごとに算出されたマクロひずみ履歴を本解 析システムに与える. 鋳造板におけるランダムな初期集 合組織を仮定し、1パスごとに集合組織情報のみを更新 することで圧延パスごとの集合組織の発達を予測する. Orowanの圧延理論では、上下圧延ロールと接触する板材 上部表面から下部表面までの任意の板厚方向位置におい て、圧延加工時の変形過程に伴うひずみ履歴を算出する ことが可能である.本解析では板厚方向の中心部を解析 対象とすることから、せん断ひずみ成分は算出されない. Orowanの圧延理論により算出された本解析システムに 与えるマクロひずみ履歴を図8に示す.

5.2 熱間圧延加工解析に用いる材料パラメータ値同定

試験温度 350℃ での単軸引張試験による真応力-対数 ひずみ関係及び r 値-対数塑性ひずみ関係に対して,本 解析システムをもとに同定した結果を図 9(a), (b)にそれ ぞれ示す.同様に,単軸圧縮試験による真応力-対数ひ ずみ関係を同定した結果を図 10 に示す. なお,板材の単 軸圧縮試験は文献^{11),12)}の手法を用いており,試験片形状 は荷重負荷方向(RD方向)10mm,荷重負荷直角方向(TD 方向)10mm,板厚方向4mm(接着材で供試材を板厚方 向に2枚積層)の積層試験片を用いた.

単軸引張(図 5(a))及び圧縮試験(図 6)における真応 カー対数ひずみ関係は加工硬化をほとんど示さない.単 軸引張試験でのr値の変化(図 5(b))は、概ね1の値を 保つことから、板材が等方的に変形していくことがわか る.同定した材料パラメータ値を表3に示す.



図8 圧延加工解析に用いるマクロひずみ履歴



図 9 350℃ での単軸引張試験結果; (a) 真応力-対数 ひずみ関係, (b) r 値-対数塑性ひずみ関係.



図 10 350°C での単軸圧縮試験における真応力-対数 ひずみ関係

温度	すべり系	τ ₀ /MPa	$ au_{\infty}$ /MPa	h ₀ /MPa
室温	底面	1.5	-	3
	柱面	28	56	1200
	錐面-2	30	39.5	1000
	引張双晶	30	-	25

表3 350°Cの実験結果より決定した材料パラメータ値

5.3 熱間圧延加工解析結果

熱間圧延加工解析によって得られた圧延パスごとの (0001)極点図を図 11 に示す. 8 パスの結果については, 解析条件と同様の圧延条件で実測された集合組織の極点 図も併せて示している.

ランダムな集合組織から, 圧延パスの増加に伴い六方 晶の(0001)底面すべり系が板面に対して平行に配向して いく過程が確認できる.8パスの解析結果は実測値との 間に大きな差異が無いことから,定性的な傾向は十分に 再現できている.本解析に用いた材料パラメータ値の一 意性を完全に保証することはできないが,従来の応力-ひずみ関係のみを用いた同定手法と比較して,実現象の 再現に適した材料パラメータ値を決定できる可能性が高 いことがわかる.本研究における材料パラメータ値同定 手法と塑性加工解析システムを用いることで,熱間圧延 過程における集合組織の発達について良好に予測するこ とができる.今後,成形限界解析が実施できるよう本解 析システムの拡張を検討している.圧延解析で予測され た集合組織を有する仮想板材の成形性について,数値解 析上で高精度に評価できる手法の確立を目指す.

5. 結言

本研究では,結晶塑性理論を有効利用したマグネシウ ム系合金用塑性加工解析システムの開発とその解析精度 の検証行い,以下の知見を得た.

(1) 開発した塑性加工解析システムと材料パラメータ

値同定手法を用いることにより,温度依存性を有する AZ61Mg 合金板の応力-ひずみ関係及びr値の変化について精度良く同定できることを示した.

- (2) 室温から 300℃ までの材料パラメータ値について 決定した.温度上昇に伴うすべり系及び双晶系の活 動については決定した材料パラメータ値で説明でき ることを示した.実際の板材が有する変形機構につ いても同様に表現できていると考えられ,材料モデ ル及びパラメータ値の妥当性を示唆した.
- (3) 350℃での材料パラメータ値を決定し,Orowanの 圧延理論により算出されたマクロひずみ履歴を本解 析システムに与えて熱間圧延加工解析を実施した. 圧延パスの増加に伴い六方晶の底面すべり系が板面 に対して平行に配向していく過程を良好に再現でき ることを示した.



図 11 熱間圧延加工解析での集合組織の発達過程に伴う(0001)極点図.

謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団一般研究開発助成 (AF-2012013)により実施したものである.ここに記して 深甚なる謝意を表す.本研究にご協力いただいた佐賀大 学准教授 只野裕一氏,京都大学准教授 浜孝之氏,静岡 大学准教授 吉田健吾氏にあわせて御礼申し上げる.

参考文献

- 柳本潤,柳本左門,青木至,塑性と加工,34(1993), 1314-1319.
- Y. Tadano, International Journal of Mechanical Sciences, 52 (2010), 257-265.
- S. Graff, W. Brocks, D. Steglich, International Journal of Plasticity, 23 (2007), 1957-1978.
- 4) P. Van Houtte, Acta Metallurgica, 26 (1978), 591-604.
- 5) http://www.labotex.com
- 小泉隆行,只野裕一,黒田充紀,平成26年度塑性加 工春季講演会講演論文集,(2014),225-226.

- 浜孝之,細川尚宏,藤本仁,宅田裕彦,第63回塑性 加工連合講演会論文集,(2014),159-160.
- T. Hama, Y. Kariyazaki, K. Ochi, H. Fujimoto, H. Takuda, Materials Transactions, 51-4 (2010), 685-693.
- 9) T. Hama, H. Takuda, International Journal of Plasticity, 27 (2011), 1072-1092.
- A. Chapuis, J. H. Driver, Acta Materialia, 59 (2011), 1986-1994.
- 11) 小泉隆行,黒田充紀,銅と銅合金, 55 (2016), 27-31.
- 12) T. Koizumi, K. Kuroda, Journal of Physics: Conference Series, 1063 (2018), 012167.