

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

山形大学大学院理工学研究科 機械システム工学分野

教授 黒田充紀

(平成 24 年度一般研究開発助成 AF-2012013)

キーワード：結晶塑性有限要素法，マグネシウム合金板，材料パラメータ同定手法

1. 緒言

軽量・高リサイクル性といった特徴を持つマグネシウム合金（以下、Mg 合金）は省資源化を目指す日本の社会にとって重要な金属材料である。特に板材に対する需要は高く、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、具体的には集合組織発達に関する予測手法を確立し、その集合組織が有する機械的特性及び成形性評価を実現する解析システムを構築することが有効となる。これまで塑性変形後の板材の集合組織に関しては、実験的に確認されてきたために膨大なデータの蓄積があるが、それに加えて変形集合組織情報を定量的に予測可能な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に対する有益な手法の一つとなり得る。

代表的な汎用 Mg 合金である Mg-Al-Zn 系合金は、Al 添加量の増加に伴い、強度及び耐食性を向上させることが知られている。その一方で、過度な添加量の増加は延性の著しい低下を招くため、展伸材や鋳造品といった用途に応じて添加量の調整がなされている。塑性加工を目的とした板材については現在、成形性の面で有利である AZ31Mg 合金が主流となっている。しかし、AZ31Mg 合金は、他の AZ 系 Mg 合金と比較して強度や耐食性の面で劣り、表面処理技術が難しいなどの問題がある。そのため、温間で適度な成形性を有し、強度、耐食性及び表面処理性とも AZ31Mg 合金よりも優れた AZ61Mg 合金の需要が今後高まると考えられる。

本研究では、Mg 合金用塑性加工解析システムの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った。開発したプログラムを用いて、実験結果との比較をもとに材料パラメータ値の同定を行い、材料モデル及び材料パラメータ値の確立並びに妥当性について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材及び実験条件

引張試験による応力-ひずみ曲線及び Lankford 値 (r 値) の推移について調査を行い、Mg 合金板の温度依存性を考慮した材料パラメータ値を決定する。供試材として板厚 2mm の AZ61Mg 合金板(権田金属工業株式会社製)

を用いた。引張試験片は JIS13 号 B 試験片をもとに板幅方向を 20mm に拡張したもの(図 1)とした。実験には精密万能試験機(島津製作所製オートグラフ AG-100kNX)を使用した。試験温度は室温 (20°C)、100°C、200°C、300°C に設定し、規定温度に到達後 10 分保持し、初期ひずみ速度 0.001/s にて試験を実施した。ひずみの算出は、室温から 200°C の条件では同社製ビデオ式伸び計、300°C の条件には同社製作動トランス式伸び計をもとに行った。Lankford 値の推移については、試験片へ任意の引張りひずみを与えた後に取り外し、デジタルカメラ (SONY 製 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 解析) を用いて解析した。

2.2 Lankford 値の算出

変形前のデジタルカメラ画像をもとに、標点間距離 50mm 内の 40 (RD 方向) × 14 分割 (TD 方向) の 560 エリアを解析対象 (1 エリア 100×100 ピクセル) として、Lankford 値 (以下、 r 値) を求めた。 r 値は体積一定則 (式 (1)) を考慮し、RD(x) 方向と TD(y) 方向の塑性ひずみ (式 (2)) をもとに算出した。事前に取得した応力-ひずみ線図から、各温度条件での一様伸びを調査しておき、一様伸び内での試験条件については r 値の平均値とその標準偏差を示した。また、一様伸び限界以降での試験条件については、参考値として全エリアの r 値をプロットした。図 2 に DIC 解析の一例として、引張変形後の試験片画像と変形前メッシュ図に r 値コンターを重ねたものを示す。

$$\epsilon_x^p + \epsilon_y^p + \epsilon_z^p = 0 \quad (1)$$

$$r = \frac{\epsilon_y^p}{\epsilon_z^p} = -\frac{\epsilon_y^p}{\epsilon_x^p + \epsilon_z^p} \quad (2)$$

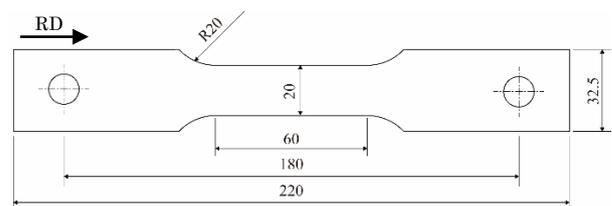


図 1 本研究で用いた試験片形状

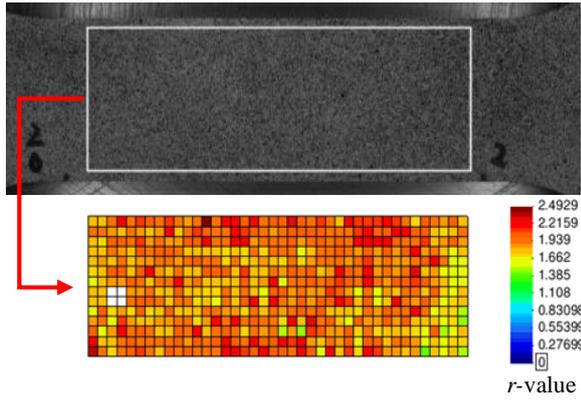


図2 DIC解析の一例

3. 解析手法

3.1 結晶塑性有限要素法

結晶塑性均質化法¹⁾による多結晶解析をもとに 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。Mg 合金の変形挙動を表現する結晶塑性モデルについては Graff ら²⁾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), $\{10\bar{1}2\}$ 引張双晶系とする。また、すべり系に応じて式(3), (4)の加工硬化率 h を用いる。

$$h = h_0 \quad (3)$$

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

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、双晶系もひとつのすべり系として取り扱う。Graff ら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 Houtte³⁾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)を用いて、初期方位は一要素内すべての積分点で同じとした。

3.2 双晶変形の考慮

$\{10\bar{1}2\}$ 引張双晶系の特性を表現するため、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 Houtte³⁾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 \mathbf{R}^{tw} は次式で示される。

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

\mathbf{I} は単位テンソル、 $\mathbf{m}^{(\alpha)}$ は双晶系 α の双晶面単位法線ベクトルである。双晶の形成に伴う加工硬化率 h は、線形硬化則式(3)を用いる。また、双晶変形によって発生する双晶体積率は次式で表すこととする。

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

ここに、 $\bar{\gamma}_{twin}^{(\alpha)}$ 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 間の体積率閾値)の比較を行い、 $f^{(\alpha)} \geq f_{th}^{(\alpha)}$ 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直交テンソル式(5)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)	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	式(3)
柱面(a)	3	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	式(4)
錐面-2(a+c)	6	$\{11\bar{2}2\}$	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$	式(4)
$\{10\bar{1}2\}$ 引張双晶	6	$\{10\bar{1}2\}$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	式(3)

3.3 Mg 集合組織のモデル化

X 線回折により、 $\{10\bar{1}1\}$, (0001), $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}3\}$, $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}0\}$ の 7 面の不完全極点図を測定後、結晶方位解析ソフトウェア LaboTex⁴⁾により、結晶方位分布 (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っては、まず、ODF から 250 個の結晶方位を決める。次に、集合組織に直交異方性を仮定するため、これらに決定した 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⁵⁾。図 3(a)に ODF 算出後に LaboTex によって再生したもの、(b)に離散方位モデルによる(0001)及び $\{10\bar{1}1\}$ 極点図を示す。

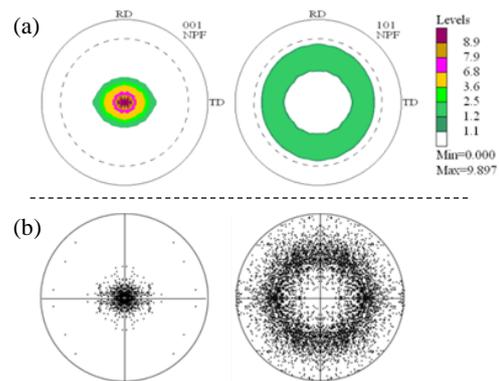


図3 (0001)及び $\{10\bar{1}1\}$ 極点図

3.4 r 値を考慮した材料パラメータ値同定

圧延で製造される Mg 合金板では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、 r 値は底面及び柱面すべり系と 2 次錐面すべり系の活動比で決定されると仮定

できる。応力-ひずみ曲線の他に r 値の推移も考慮することですべり系の活動比を絞り込むことが可能となる⁶⁾。そのため、従来の単軸引張圧縮試験のみの同定手法と比較して、より高精度に材料パラメータ値を同定できる可能性が高まる。以下に同定手順について示す。

- ① 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 値の推移を再現するよう柱面及び 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、応力-ひずみ曲線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-ひずみ曲線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 機械的特性に関する供試材の温度依存性

図 4 に室温から 350°C までの引張試験によって得られたヤング率と 0.2% 耐力の分布を示す。試験温度を上昇させることにより、0.2% 耐力の低下が確認できる。しかし、ヤング率については室温から 150°C までは大きな変化がないものの、200°C 以上では低下することがわかる。これらヤング率の低下は、他の Mg 合金に関する文献⁷⁾にも示されており、温度上昇に伴う再結晶が影響している可能性が高いと報告されている。

室温から 300°C での実験によって得られた応力-ひずみ曲線と r 値の推移、そして、結晶塑性有限要素法をもとに同定した解析結果を図 5, 6 に示す。室温及び 100°C の結果については文献⁵⁾で報告している。本研究では圧縮試験を実施していないために双晶系のパラメータ値については文献⁸⁾から採用した。さらに、底面すべり系及び $\{10\bar{1}2\}$ 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⁹⁾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採用した。

図 5 の応力-ひずみ曲線図より、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傾向にあり、300°C ではほとんど加工硬化を示さないことが確認された。図 6 の r 値の推移については、室温から 100°C まで増加する傾向が得られており、200°C 以上の温度条件では減少する傾向になる。これより、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 の値を保ったまま推移していくことが予想され、等方的に変形していくのではないかと考えられる。

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°C 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°C 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った。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 ⁸⁾を使用した。

$$r_i = \frac{\sum_n \sum_k |\Delta\gamma^{(n,k)}|}{\sum_n \sum_j |\Delta\gamma^{(n,j)}|} \quad (7)$$

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。

図 7 に算出された各温度での相対活動度を示す。結晶塑性有限要素法による相対活動度においても、前節で示した内容と同様の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、本報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、より実現象に即したパラメータ値を決定することが可能となる。

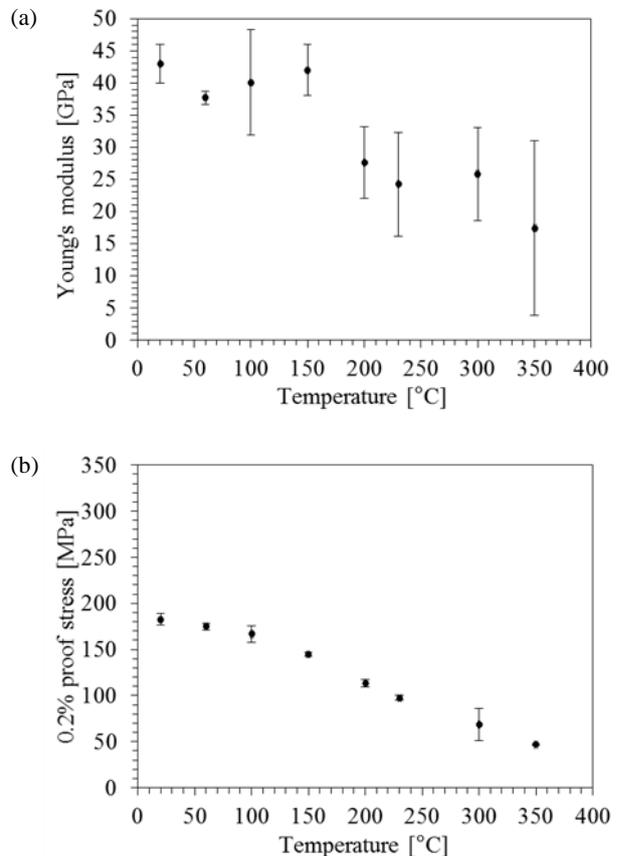


図 4 各温度域でのヤング率(a)と 0.2%耐力(b)の推移

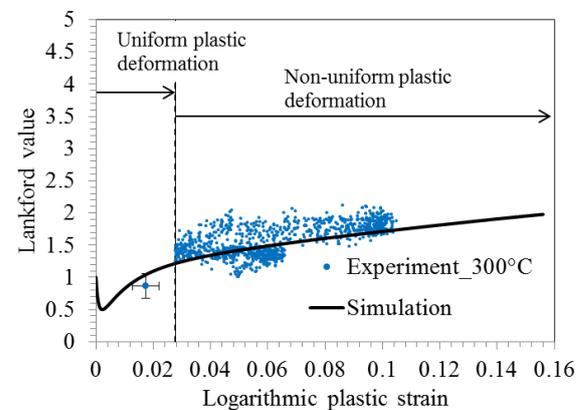
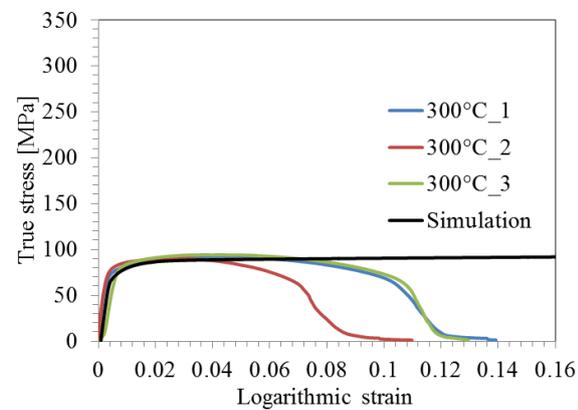
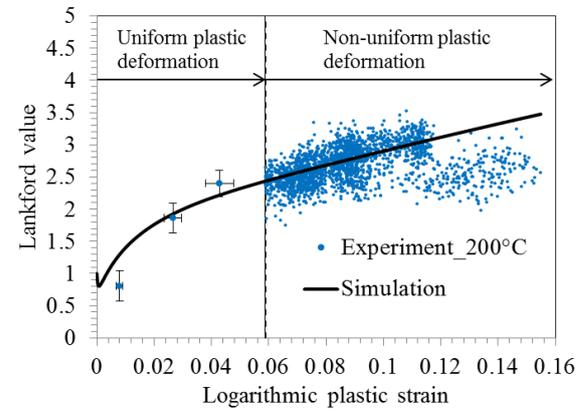
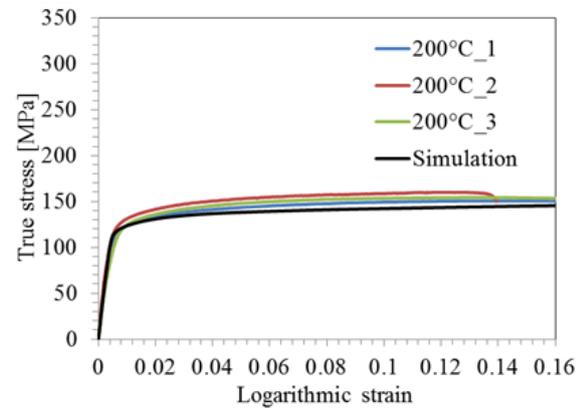
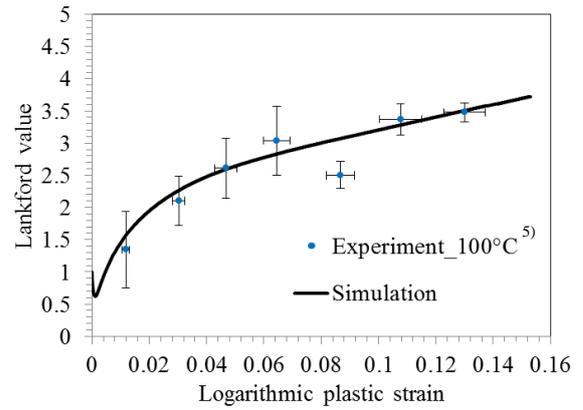
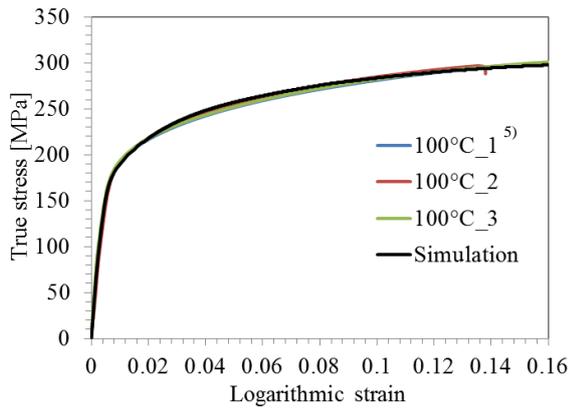
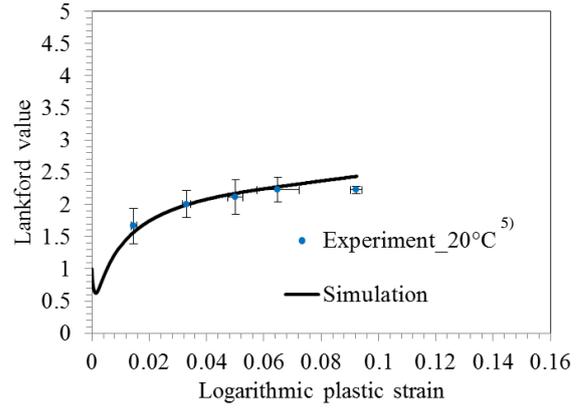
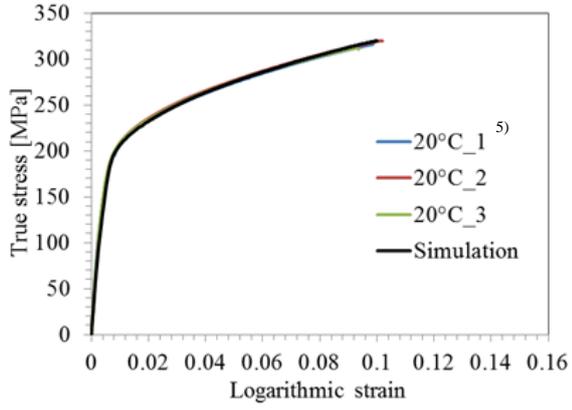


図5 各温度域での真応力-対数ひずみ線図

図6 各温度域での r 値の推移

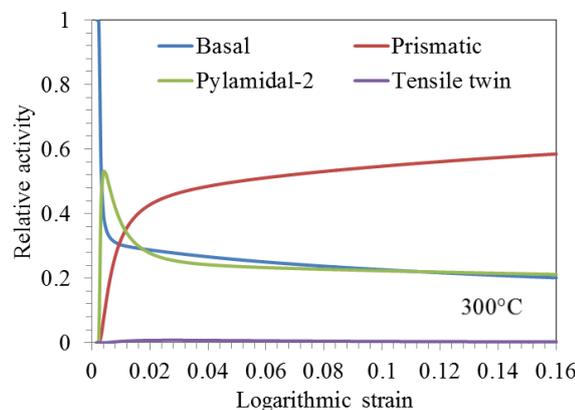
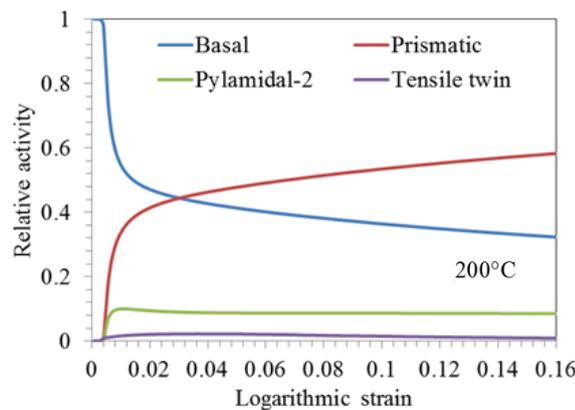
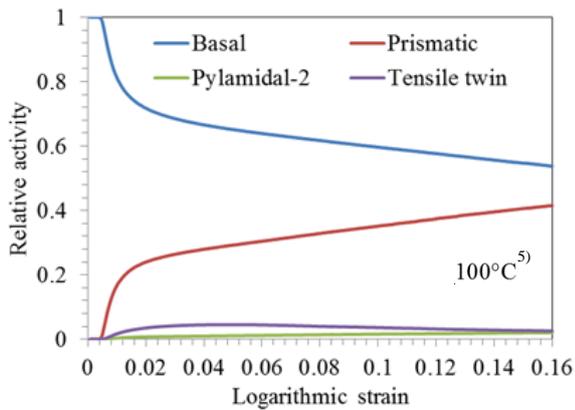
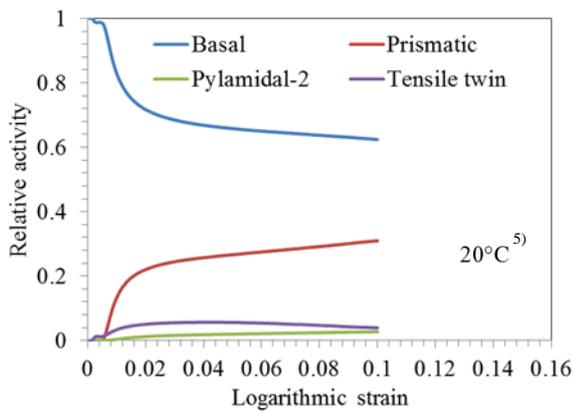


図7 各温度域での相対活動度の推移

表2 決定した温度別材料パラメータ値

温度	すべり系	τ_0 /MPa	τ_∞ /MPa	h_0 /MPa
室温 (20°C)	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

5. 結言

本研究では、結晶塑性理論を有効利用した Mg 合金用結晶塑性有限要素プログラム開発を行った。そして、AZ61Mg 合金板の温度別応力ひずみー曲線及び r 値の推移に関する実験結果に対して、本開発プログラムによる材料パラメータ値同定を行い、以下の知見を得た。

- (1) 開発した結晶塑性有限要素法プログラ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 合金板の応力ーひずみ曲線及び r 値の推移について同定できることが示された。
- (2) 室温から 300°C 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可能であることを示した。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について示された。
- (3) 本同定手法を用いることで、これまでの応力ーひずみ線図のみを対象とした材料パラメータ同定手法と比較して、より実現現象に即したパラメータ値を決定できることが示された。

Mg 合金圧延板は双晶変形の影響により、RD もしくはは TD 方向の引張と圧縮によって異なる応力ーひずみ線図が得られることが知られている。今回決定した材料パラメータ値の信頼性をさらに高めるためには、双晶変形が多数発生する圧縮試験を室温から 300°C での範囲で行い、その実験結果を用いてパラメータ値を再調整する必要がある。

ある。本研究では、これらを実現する温間圧縮試験手法についても併せて開発を始めており、現在、試験精度の検証を実施している段階である。今後、この試験装置を活用することにより、材料パラメータ値の更なる高精度化を実現できる可能性は非常に高い。さらに、本開発プログラムの発展的な応用として、AZ61Mg合金板の圧延加工における集合組織発達の予測性について検討を始めており¹⁰⁾、Mg合金用塑性加工解析システムの基盤が確立しつつある。

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。

本研究成果における実験の実施と結晶塑性有限要素法プログラムの開発は、山形大学技術専門職員 小泉隆行氏によるところが大きい。また、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ます。

参考文献

- 1) Y. Tadano, *International Journal of Mechanical Sciences*, 52 (2010), 257-265.
- 2) S. Graff, W. Brocks, D. Steglich, *International Journal of Plasticity*, 23 (2007), 1957-1978.
- 3) P. Van Houtte, *Acta Metallurgica*, 26 (1978), 591-604.
- 4) <http://www.labotex.com>
- 5) 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.
- 6) 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.
- 7) T. Hama, Y. Kariyazaki, K. Ochi, H. Fujimoto, H. Takuda, *Materials Transactions*, 51-4 (2010), 685-693.
- 8) T. Hama, H. Takuda, *International Journal of Plasticity*, 27 (2011), 1072-1092.
- 9) A. Chapuis, J. H. Driver, *Acta Materialia*, 59 (2011), 1986-1994.
- 10) 小泉隆行, 只野裕一, 黒田充紀, M&M2014 材料力学カンファレンス論文集, (2014), OS0120.