

## M. Kuroda

# 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 降行

## 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力一ひずみ関係と 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の圧延理論り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) 一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.

真応カー対数ひずみ関係におけるひずみは、室温から 200°C の条件ではビデオ式伸び計、300°C 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 値一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(SONYNEX-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

<sup>\*</sup>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

r 値を算出した。事前に取得した公称応力一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。

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

$$r = \frac{\varepsilon_y^p}{\varepsilon_z^p} = -\frac{\varepsilon_y^p}{\varepsilon_y^p + \varepsilon_y^p} \tag{2}$$

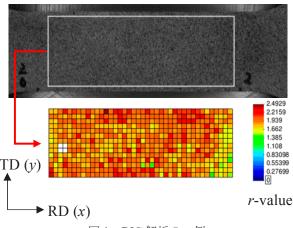


図1 DIC解析の一例

## 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  $^3$ 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)、 $\{10\overline{12}\}$ 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、 $\tau_0$ は初期臨界分解せん断応力, $\tau_\infty$ は飽和応力, $y^{(\alpha)}$ はすべり系 $\alpha$ もしくは双晶系 $\alpha$ 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 Houtte<sup>4)</sup>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

 $\{10\overline{1}2\}$ 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、 $Van Houtte^4$ 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.

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

ここに、Iは単位テンソル、 $m^{(\alpha)}$ は双晶系 $\alpha$ 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。

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

ここに、 $\bar{\gamma}_{\text{twin}}^{(\alpha)}$ は双晶の形成による累積せん断ひずみ、 $\gamma_{\text{ref}}$ 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 $f_{\text{th}}^{(\alpha)}$ (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、 $f^{(\alpha)} \geq f_{\text{th}}^{(\alpha)}$ 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(a + c)	6	{11\overline{2}2}	<1123>	式(4)
{1012}引張双晶	6	{1012}	<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、 $\{10\overline{1}1\}$ 、(0001)、 $\{10\overline{1}0\}$ 、 $\{10\overline{1}3\}$ 、 $\{10\overline{1}2\}$ 、 $\{11\overline{2}2\}$ 、 $\{11\overline{2}0\}$  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 LaboTex $^{5)}$ 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 $\{10\overline{1}1\}$ 極点図を図(2a), (b)にそれぞれ示す.

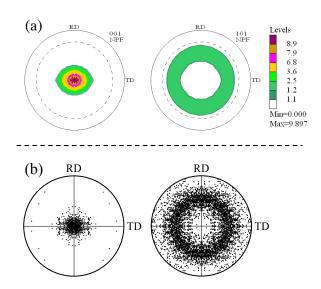


図 2 (0001)及び{1011} 極点図; (a) 実測された集合組織, (b) モデル化された集合組織.

#### 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.真応力一対数ひずみ関係の他 に、r値一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 <sup>カ</sup>.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.

- 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、応力-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°C まで大きな変化がないものの,200°C 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 8)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.

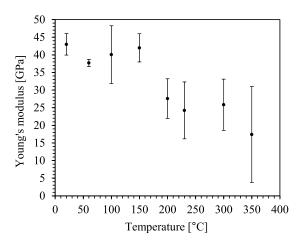


図3 ヤング率と試験温度の関係

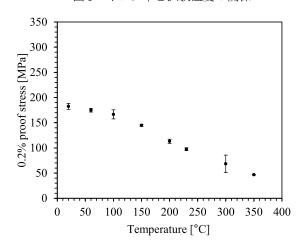


図4 0.2%耐力と試験温度の関係

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 値ー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°C までは 増加するが、200°Cからは僅かに低下し、300°C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℃ 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  $100^{\circ}$ 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、 $200^{\circ}$ 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 $r_i$ 9)を使用する.

$$r_i = \sum_{n} \sum_{k} |\Delta \gamma^{(n,k)}| / \sum_{n} \sum_{i} |\Delta \gamma^{(n,j)}|$$
 (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、i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。

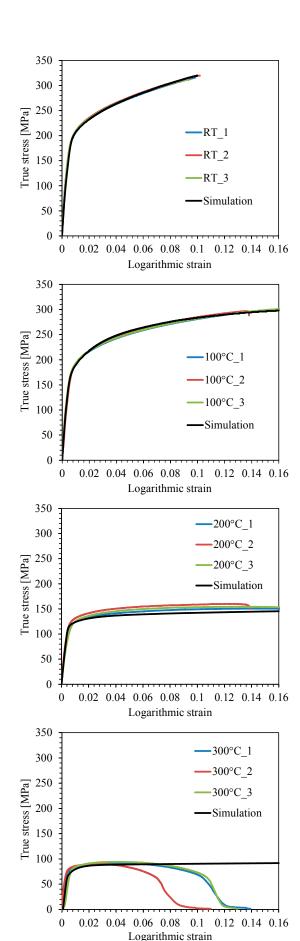
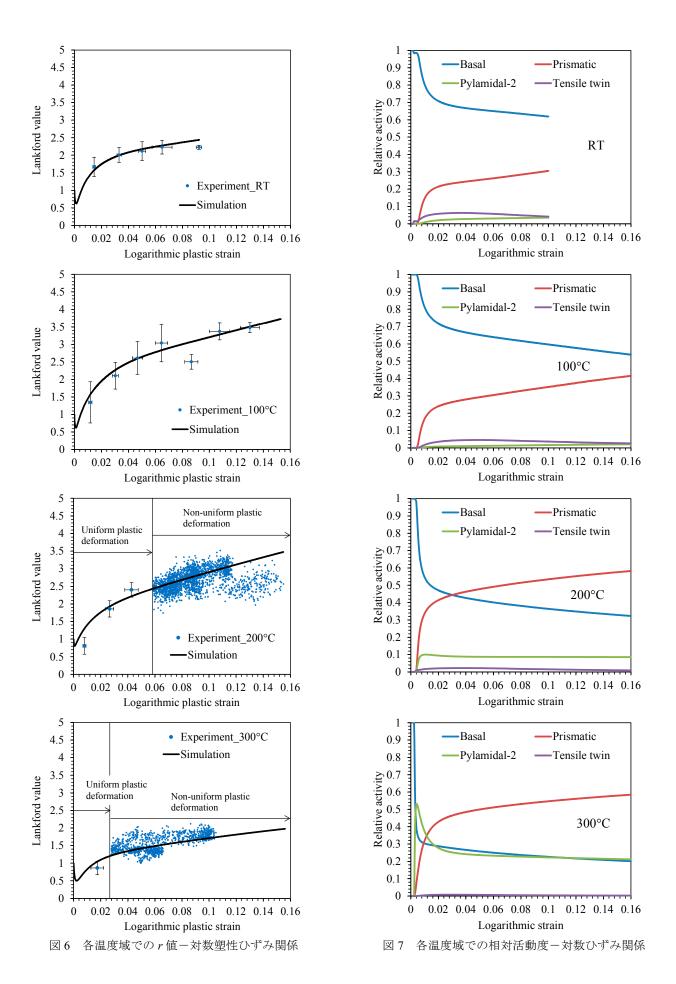


図 5 各温度域での真応カー対数ひずみ関係



妻 2	独宝1	た担由	・ロリキナギル	パラ	メータ値
<i>T</i>	/ <del>///</del> /	z /ご (m) /号	カリカオ カキン	/	<b>入一/y</b> 11日

温度	すべり系	τ <sub>0</sub> /MPa	$ au_{\infty}$ /MPa	h <sub>0</sub> /MPa
室温	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. 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°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値ー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カー対数ひ 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 <sup>11),12)</sup>の手法を用いており, 試験片形状は荷重負荷方向 (RD 方向) 10 mm, 荷重負荷直角方向 (TD 方向) 10 mm, 板厚方向 4 mm (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。

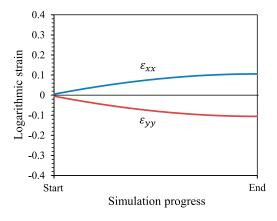
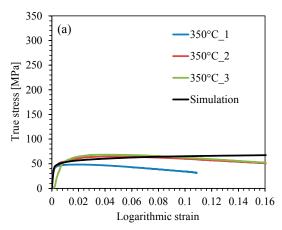


図8 圧延加工解析に用いるマクロひずみ履歴



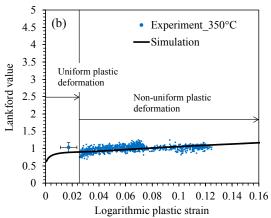


図 9 350°C での単軸引張試験結果; (a) 真応力ー対数 ひずみ関係, (b) r 値ー対数塑性ひずみ関係.

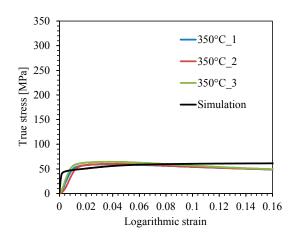


図 10 350°C での単軸圧縮試験における真応力ー対数 ひずみ関係

表 3 350℃の実験結果より決定した材料パラメータ値

温度	すべり系	$ au_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

#### 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、従来の応力一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°C 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。

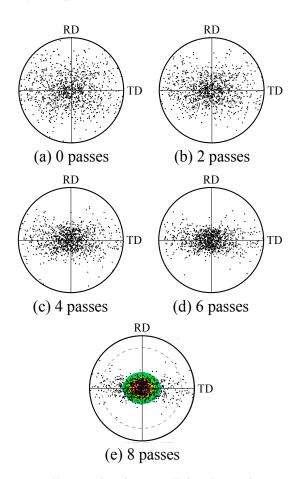


図 11 熱間圧延加工解析での集合組織の発達過程に 伴う(0001)極点図.

## 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.
- 2) Y. Tadano, International Journal of Mechanical Sciences, 52 (2010), 257-265.
- 3) 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
- 6) 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.

- (7) 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.
- 8) 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.