マルチスケール有限要素法による 板圧延プロセスメタラジー解析

仲町 英治*・倉前 宏行**

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 62, No. 1 (2012), 25-31

Sheet rolling process-metallurgy analyses based on multiscale finite element method

Eiji NAKAMACHI* and Hiroyuki KURAMAE**

Keywords: process-metallurgy, multi-scale, finite element, texture-design, rolling-process

1. 緒 言

近年、自動車などの板殻構造体に利用される板材料の軽量化、高強度化および高成形能化が進んでいるが、原子や結晶などのミクロ構造を制御することでさらなる高機能化が可能となる事例が報告されるようになってきた。材料特性と材料加工プロセスをミクロの視点から解析することが可能な結晶塑性マルチスケール有限要素解析手法の開発が進んだためである。この解析手法と離散最適化手法を組合せることで新規材料の創製が可能なプロセスメタラジー解析手法^{1)~3)}が確立される。本解説では著者らの板圧延加工プロセスに関する事例により本解析手法について説明する。

金属板材料は圧延加工や熱処理などにより結晶方位分布にプロセスに依存した方位の偏りを生じる。これを集合組織と呼び、この偏りにより生じる塑性異方性を巧妙に利用することで、割れ、しわ、残留応力、スプリングバックなどの不良発生を防止することが可能となり、結果として高成形能板材料が創製できる。現在、結晶集合組織の制御手法としては結晶粒微細化も同時実現可能な強せん断加工、異周速圧延、繰返し反転多層化圧延などいくつか提案されているが、本解説では最も実現性の高い異周速圧延⁴⁾を取上げ、著者らが提案するプロセスメタラジー解析の適用事例を紹介する。さて、異周速圧延プロセスを支配する条件・因子には圧下率、異周速比、温度、多段パス工程など多数あり、これらの条件を求めるための実験による試行錯誤には莫大な時間と費用が必要である。そこで本解説では、実験に先立って、板材料が理想的な集合組織を持つための最適圧延条件および圧延前板材料のテイラード結晶集合組織（ここでは理想の結晶集合組織を持つ材料を仕立てることを意味する）を予測するプロセスメタラジー解析について説明する^{5)~7)}。

2. 結晶均質化有限要素法の概要^{6),8),9)}

図1に示すように体積 Ω の巨視連続体において任意の物体

点で周期性を満足する微視結晶代表体積要素（RVE: Representative Volume Element）を考える。巨視連続体および微視結晶RVEで定義される座標 x_i および y_i はスケール比 λ を用いて関係づけられる。

$$y_i = x_i / \lambda \quad (1)$$

解析対象の体積 Ω 、表面積 Γ_σ 、質量密度 ρ 、粘性係数 ν 、外力 $\bar{T}_i$ （外力が作用する境界面を Γ_σ とする）、物体力 $\bar{f}_i$ 、および巨視連続体の変位を U_i として、巨視連続体の仮想仕事率の原理式をつぎに示す。

$$\begin{aligned} & \int_{\Omega} \rho \ddot{U}_i(x) \delta \dot{U}_i(x) d\Omega + \int_{\Omega} \nu \dot{U}_i(x) \delta \dot{U}_i(x) d\Omega \\ &= \int_{\Omega} \bar{f}_i \delta \dot{U}_i(x) d\Omega + \int_{\Gamma_\sigma} \bar{T}_i \delta \dot{U}_i(x) d\Gamma \\ & - \int_{\Omega} \sigma_{ij}^H(x) \frac{\partial \delta \dot{U}_i(x)}{\partial x_j} d\Omega \end{aligned} \quad (2)$$

式(2)を解くことで得られた速度勾配を用いて微視寸法にスケールダウンすることで微視結晶の仮想仕事率の原理式を求めることができる。

$$\begin{aligned} & \int_Y \rho \ddot{u}_i(x, y) \delta \dot{u}_i(x, y) dY + \int_Y \nu \dot{u}_i(x, y) \delta \dot{u}_i(x, y) dY \\ &= - \int_Y \sigma_{ij} \delta \dot{u}_{i,j}(x, y) dY \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 u_i および Y は微視結晶における変位および体積である。仮想仕事率の原理式に有限要素離散化を導入することで微視および巨視スケールの有限要素式を求めることができる。微視結晶に関する有限要素式を解くことでCauchy応力 σ_{ij} が算出できる。微視結晶有限要素全体の応力の平均値を

*同志社大学生命医科学部医工学科（〒610-0394 京都府京田辺市多々羅都谷1-3）。Dept. of Biomedical Engineering, Doshisha University (1-3 Miyakodani, Tataru, Kyotanabe, Kyoto 610-0394). E-mail: enakamac@mail.doshisha.ac.jp

**大阪工業大学工学部技術マネジメント学科（大阪市）。Department of Technology Management, Osaka Institute of Technology (Osaka-shi, Osaka). 受付日：平成23年3月14日 受理日：平成23年8月12日

図1 2スケール構造体 巨視連続体と微視結晶構造体

図2 三次元モデル：EBSD計測母集団モデル，EBSD計測RVEおよび微視有限要素RVE

均質化値と考え巨視連続体の有限要素の積分点に割当て，巨視有限要素式を解くことになる。以上の解析プロセスにより，多結晶体の不均質な変形および応力を求めることができ，集合組織発展を記述することができる。

微視結晶体に対する弾/結晶粘塑性構成式として，つぎに示すPan-Rice¹⁰⁾らの提案によるせん断ひずみ速度依存型構成式を用いる。

$$\dot{\gamma}^{(a)} = \dot{\gamma}_0^{(a)} \left[\frac{\tau^{(a)}}{g^{(a)}} \right] \left[\frac{\tau^{(a)}}{g^{(a)}} \right]^{(1/m)-1} \quad (4)$$

ここで $\dot{\gamma}_0^{(a)}$ は基準せん断ひずみ速度， a はすべり系， m はひずみ速度感受性指数である。基準分解せん断応力 $g^{(a)}$ の硬化発展式を以下に示す。

$$\begin{aligned} \dot{g}^{(a)} &= \sum_{b=1}^{12} h_{ab} |\dot{\gamma}^{(b)}| \\ h_{ab} &= q_{ab} \frac{d\tau(y)}{d\gamma} + (1 - q_{ab}) \frac{d\tau(y)}{d\gamma} \delta_{ab} \\ \tau(y) &= \tau_0 + h_0 \{C(\gamma_0 + \gamma)\}^n \\ \frac{d\tau(y)}{d\gamma} &= h(y) = h_0 n C \{C(\gamma_0 + \gamma)\}^{n-1} \end{aligned} \quad (5)$$

ここで， h_{ab} はすべり系 (b) が活動した際のすべり系 (a) の硬化度合いを表す硬化係数， q_{ab} は潜在硬化を示す係数， h_0 は初期硬化係数， n は硬化指数， C は硬化係数， τ_0 は臨界分

解せん断応力である。 δ_{ab} はクロネッカーのデルタであり，すべり系 a と b が等しい場合は1であり，他は0となる量である。

図2に微視結晶体の有限要素モデルを導出する過程で得られた3次元モデルを示す。EBSD計測により得られた一片 $3.8\mu\text{m}$ の立方体による微視結晶体と結晶方位分布を指標として得られた周期性を満足する最小寸法である計測に基づく代表体積要素(RVE)，さらに有限要素解析により確認した最少有限要素数分割数による微視有限要素RVEを示す。

3. 板圧延プロセスの最適設計

3.1 集合組織と成形性評価値

図3に圧延過程での支配的な変形様式である単純せん断変形と平面ひずみ圧縮変形による集合組織発展とランクフォード r 値を，典型的な圧延前の結晶方位分布ごとと比較して示す。これにより $\{111\}$ 方位を優先方位とする材料が変形後良好な r 値を示すことがわかる。

図4に示すように，等周速圧延によりアルミニウムは圧延集合組織成分であるS方位，Copper方位を有し，その後の溶体化処理により生じた再結晶集合組織成分であるCube方位を得る^{11),12)}(以下，本稿では通常の等周速圧延およびその後の熱処理によって得られる集合組織を β -fiber+Cube方位と呼ぶ)。一方で低炭素鋼であるDQSKは，図4に示すように γ -fiber($\langle 111 \rangle // \text{ND}$)と呼ばれる $\{111\}$ 集合組織を持つ。 $\{111\}$

集合組織を持つ板材料は r 値が高く、かつ r 値の面内異方性が小さくなる。 r 値の圧延方向からの角度による変化を図4に示す。Al6022はDQSKに比べ r 値が低く深絞り性が劣ることがわかる。それに対し、Al6022がDQSKと同じ結晶方位分布を持った場合の r 値を結晶塑性マルチスケール解析により求めた r 値の分布を図4に示す。これにより $\{111\}$ //ND fiber ($\{111\}$ 集合組織)を有するアルミニウム板材料は大幅な絞り性の向上が期待できることがわかる¹³⁾。

3.2 応答曲面法（離散最適化手法）¹⁴⁾

高次の非線形性を有する有限要素解析を用いた異周速圧延プロセスの最適設計問題であるため、設計変数による目的関数の陽形式化はほとんど不可能である。そこで、可能解を離散集合として扱う離散最適化手法に属する応答曲面法を採用して最適条件探索を行う。評価関数（目的関数）として高ランクフォード r 値を得ることが可能な $\{111\}$ 集合組織を採用し、圧延プロセス因子を設計変数とし最適条件探索を行

う。

3.3 結晶塑性マルチスケール有限要素解析

圧延前の板材料（初期板材料と呼ぶ）は、6022アルミニウム合金に熱処理および熱間等周速圧延を行い、厚さ6mmの板材料にしたものである。初期板材料表層部には典型的な圧延集合組織成分のS方位およびBrass方位が確認された。さらに、溶体化処理を行っていることから、再結晶集合組織成分であるCube方位も確認された。

つぎに、弾/結晶粘塑性構成式のパラメータの算出を行うため、初期板材料の単軸引張試験を行い、図5に示す応力-ひずみ関係を求めた。応力は温度、ひずみ、ひずみ速度に依存するものとし、Norton則を用いて近似式を導出した。ここでは温間圧延の条件として、温度250°C、ひずみ速度 10s^{-1} を採用し、この条件における応力-ひずみ関係式を求めた。

$$\sigma = 149.7 \varepsilon^{0.13} \quad (6)$$

式(6)に示す応力-ひずみ関係と、弾/結晶粘塑性有限要素法を用いて単軸引張解析を行うことで得られる応力-ひずみ関係により弾/結晶粘塑性構成式のパラメータ $\tau_0=16.5\text{MPa}$, $h_0=22.5\text{MPa}$, $n=0.26$, $C=5.6$, $\gamma_0=0.005$ を求めた。Coulomb摩擦係数はロールの入口から出口にかけて図6(a)に示されるように設定した。板材料の有限要素モデルは図6(b)に示されるように、 $0.4\text{mm} \times 40.0\text{mm} \times 6.0\text{mm}$ のサイズで $1 \times 160 \times 5$ 分割（800要素）とし、 x_2 (TD) 幅方向の変位拘束を導入することで平面ひずみ条件を実現した。

つぎに、板圧延プロセス最適設計を行った。本最適条件探索事例では、目的関数を $\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位への結晶方位の集積密度とした。結晶方位分布関数ODFの存在確率はつぎのように表される。

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l C_l^{mn} T_l^{mn}(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \quad (7)$$

ここで、 $f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ は結晶方位分布関数、 $T_l^{mn}(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ は球面調和関数、 $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ はBunge¹⁵⁾によって定義されたEuler角であり、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ で $\varphi_1=60.0^\circ$, $\Phi=54.7^\circ$, $\varphi_2=45.0^\circ$, $\{111\} \langle 112 \rangle$ では $\varphi_1=0^\circ$, $\Phi=54.7^\circ$, $\varphi_2=45.0^\circ$ となる。設計変数は板圧延条件である異周速比 v 、圧下率 η を用い、数理的最適問題は以下のように設定した。

$$\text{Maximize } f(v, \eta) \quad (8)$$

図3 セン断と圧縮変形誘起の集合組織発展と r 値分布（初期板材の結晶方位分布による相違）

図4 ランクフォード値 r と圧延方向からの角度との関係：銅板DQSK，アルミニウム板6022-T43（実験地および結晶塑性有限要素解析結果），および仮想集合組織アルミニウム板材

Subject to $1.25 < \nu < 2.5$, $16.7 < \eta < 66.7$ (9)

まず、圧下率 $\eta=50\%$ で等周速圧延 $\nu=1$ および異周速圧延 $\nu=2$ の場合の有限要素解析結果を図7に比較して示す。変形形状およびせん断ひずみ分布 $(|\varepsilon_{31}|)$ 分布を図7(a-1), (b-1)に示す。等周速圧延においては表面層において強いせん断変形が生じ、中間層に近づくに従って平面ひずみ圧縮変形が支

図5 アルミニウム板材 (6022, 板厚 6mm, 250°C) の応力-ひずみ関係: Norton則近似式と有限要素解析による同定

図6 摩擦係数 (Coulomb's Law) と初期板材の有限要素分割図

図7 等周速および異周速圧延における板短冊部切出し有限要素 (板厚方向5層) のせん断ひずみ $|\varepsilon_{31}|$ 分布と変形図, および $\{111\}$ 正極点図

配的になっている。一方で、異周速圧延においては板厚方向全体において強いせん断変形が生じていることが確認できる。つぎに図中において丸で囲んだ板厚方向5層における $\{111\}$ 正極点図を図7(a-2), (b-2)に示す。初期板材材料ではS方位 ($\{123\} \langle 634 \rangle$), Copper方位 ($\{112\} \langle 111 \rangle$) を含む典型的な圧延集合組織が見られる。等周速圧延においては表面層において $\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{001\} \langle 110 \rangle$ そして $\{112\} \langle 110 \rangle$ で構成されるせん断集合組織が確認され、中間層では平面ひずみ圧縮の集合組織が確認された。異周速圧延により板厚方向全体において典型的なせん断集合組織が確認された。そこで、設計変数である異周速比、圧下率を $\nu=1.25, 1.5, 2.0, 2.5$, $\eta=16.7\%, 33.3\%, 50.0\%, 66.7\%$ とした16条件により応答曲面近似による最適圧延条件の探索を行った。図8に16条件の集合組織発展の相違を $\{111\}$ 正極点図により比較して示す。図9に、応答曲面法によって得られた5次の応答曲面と等高線図を示す。これにより最適圧延条件は異周速比 $\nu=2.2$, 圧下率 $\eta=58\%$ となった。

図10に実験およびマルチスケール解析結果を比較して示す。異周速圧延3mm板材の中層部から実験、解析ともに、正極点図においてせん断集合組織である $\{111\}$ 集合組織が確認され、逆極点図よりND方向において $[001]$ および $[111]$ 方向への優先方位が確認され、RD方向においては $[101]$ 方向への優先方位が確認された。実験および解析ともにより一致を示しており、これにより応答曲面近似による圧延プロセス最適化の有効性が示された。

図8 異周速圧延プロセスのマルチスケール有限要素解析結果 (16圧延条件による板中央層の {111} 正極点図の比較)

図9 2設計変数 (圧下率 η および異周速比 v) 座標における評価関数 ({111} 集合組織集束率) 曲面図

図11 2段圧延 (1段目異周速・2段目等周速圧延) の模式図 (2段目等周速圧延前板材の材料結晶方位分布設計)

図10 異周速圧延の最適条件 (近傍) による板材中央部および表層部のEBSD計測と結晶方位分布に関する実験と結晶塑性マルチスケール有限要素解析結果との比較

図12 テイラード集合組織板材設計: 圧延集合組織比率と優良せん断集合組織比率の組合せによる結晶集合組織候補図

4. テイラード集合組織板材料設計¹⁶⁾

図11に2段圧延の模式図を示す。1段目の圧延と熱処理との組合せによりテイラード結晶集合組織を形成し、2段目の等周速圧延に供給する。2段目の等周速圧延の条件は圧下率50%とする。なお、実際には熱処理によっても集合組織は方位変化を生じるが、本解説では、各集合組織は独立して存在し、その割合を自由に变化させることができると仮定して解析を行った。

β -fiber+Cube 方位をA、せん断集合組織をB、せん断集合組織における $\{111\}$ 面が板面と一致する集合組織を優良せん断集合組織 B_1 、 $\{001\}$ 面が板面と一致する集合組織を劣化せん断集合組織 B_2 とする。 B_1 は鋼板の γ ファイバに相当し成形性 (r 値) を向上させる組織であり、 B_2 は逆に成形性を劣化させるものである。つぎに示すA, B_1 , B_2 の組合せにより

$$X = A/(A+B) \times 100, \quad B = B_1 + B_2 \quad (10)$$

$$Y = B_1/B \times 100 \quad (11)$$

の2設計変数を定義した。図12に圧延集合組織成分比率 X と優良せん断集合組織比率 Y の組合せにより求めた結晶集合組織候補を示す。目的関数 (評価値) としては、 r 値の大きい値と $|\Delta r|$ の小さい値を同時実現するために両値を組合せた多目的関数値を定義した。図13に以下の2設計変数値を採用した。

$$X = 0\%, 20\%, 50\%, 80\% \quad (12)$$

$$Y = 20\%, 50\%, 80\%, 100\% \quad (13)$$

16条件の解析結果をもとに求めた多目的評価関数値の応答曲面等高線図を図13に示す。これにより初期集合組織において $\{111\}$ 集合組織の割合が多ければ多いほど等周速圧延後の $\{111\}$ 集合組織の残存率が高いことがわかった。以上の結果から、高い平均 r 値と低い $|\Delta r|$ の値を示す最適結晶集合組織として、 $X=52.0$, $Y=56.6$ の条件を得た。本最適条件の結晶方位分布を持つ圧延前の板材を等周速圧延することで得られた板材の $\{111\}$ 正極点図を市販の自動車用アルミニウム板材 6022-T43 と比較した結果を図14に示す。図は板厚方向中央部の方位分布の比較であるが、 $\{111\}$ 集合組織成分の残存率が高いことが確認されたと考える。さらに、圧延後板材の r 値の圧延方向からの角度による相違を 6022-T43 板材と比較した結果を図15に示す。平均ランクフォード値 $\bar{r}$ および面内異方値 Δr ともに改善されていることがわかる。最後

図13 圧延集合組織比率 X および優良せん断集合組織比率 Y 座標面上の多目的評価関数値等高線 (多目的評価関数値は平均ランクフォード値 $\bar{r}$ と面内異方偏差値 Δr により求められた)

図14 最適テイラード結晶方位分布板材 (圧延前) の等周速圧延後板材および市販自動車用アルミニウム板材 6022-T43 の $\{111\}$ 正極点図の比較

図15 最適テイラード結晶方位分布板材 (圧延前) の等周速圧延後板材および市販自動車用アルミニウム板材 6022-T43 のランクフォード値の圧延方向からの角度による相違、および平均ランクフォード値 $\bar{r}$ および面内異方値 Δr の比較

図16 最適テイラード結晶方位分布板材 (圧延前) の等周速圧延後板材および市販自動車用アルミニウム板材 6022-T43 の球頭パンチ絞りで生じた耳の比較

に、圧延後の板材を用いて球頭パンチ深絞りの解析を行った結果を図16に示す。6022-T43 板材に比べ耳の発生が大幅に改善されたことがわかる。

5. 結 言

本解説では、微視集合組織および巨視成形能の予測可能な結晶塑性マルチスケール有限要素法と離散最適化法を組合せたプロセスメタラジー解析手法について概説した。設計変数を異周速比と圧下率、目的関数を $\{111\}$ 集合組織への結晶方位の集積密度とした異周速圧延最適設計では異周速比 $v=2.2$ 、圧下率 $\eta=58\%$ が最適条件であるという結果を得た。また、等周速圧延前の板材料最適集合組織設計では、最適な圧延集合組織成分とせん断集合組織の割合を求めることができた。これより、マルチスケール解析の応用として高成形能板材料の創製に利用可能なプロセスメタラジー解析の可能性を示すことができたと考える。

参 考 文 献

- 1) H. Jin and D. J. Lloyd: Journal of Materials Science and Engineering, **399** (2005), 358–367.
- 2) J. J. Park and N. J. Park: Journal of Materials Processing Technology, **169** (2005), 299–307.
- 3) S. B. Kang, B. K. Min, H. W. Kim, D. S. Wilkinson and J. D. Kang: Metallurgical and Materials Transactions A, **36** (2005), 3141–3149.
- 4) 左海哲夫, 宇都宮裕, 齋藤好弘: 軽金属, **52** (2002), 518–523.
- 5) A. B. Richelsen: International Journal of Mechanical Sciences, **39** (1997), 1199–1211.
- 6) E. Nakamachi, N. N. Tam and H. Morimoto: International Journal of Plasticity, **23** (2007), 450–489.
- 7) T. Ohata, Y. Nakamura, T. Katayama and E. Nakamachi: Journal of Materials Processing Technology, **143–144** (2003), 667–672.
- 8) K. Terada, K. Yuge and N. Kikuchi: Formulation, Journal of Japan Society for Mechanical Engineering (A), **61** (1995), 91–97.
- 9) L. Capolungo, C. Jochum, M. Cherkaoui and J. Qu: International Journal of Plasticity, **21** (2005), 67–82.
- 10) J. Pan and J. R. Rice: International Journal of Solids and Structures, **19** (1983), 973–987.
- 11) 長島晋一: 集合組織, 丸善, (1984).
- 12) 小山克己, 小松原俊雄: 塑性と加工, **50** (2009), 211–215.
- 13) H. Inoue and T. Takasugi: Materials Transaction, **48** (2007), 2014–2022.
- 14) 轟 章: 日本機械学会, **99** (1999), 11–23.
- 15) H. J. Bunge and C. Esling: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, (1982), 73–107.
- 16) E. Nakamachi, H. Kuramae, H. Sakamoto and H. Morimoto: Int. J. Mech. Sci., **52** (2010), 146–157.