

高度 AI 合金板材料創製のための 多段圧延工程・微視結晶最適設計システムの開発

大阪工業大学工学部 技術マネジメント学科
准教授 倉前宏行
(平成 20 年度一般研究開発助成 AF-2008025)

キーワード：圧延，結晶塑性，成形性

1. 緒言

自動車車体用高成形能アルミニウム板材の開発を目指し，板材の微視結晶集合組織を制御する圧延プロセスの開発が進められている．アルミニウム板材においては，上下ロールの周速度が異なる異周速圧延により板材にせん断集合組織 ($\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{001\}\langle 110\rangle$) を導入し，このうち結晶の $\{111\}$ 面が板面内に沿う結晶集合組織 $\langle 111 \rangle / ND$ を集積させることにより，ランクフォード値 (r 値) が向上する^{1),2)}．

圧延プロセスを支配する条件には，圧下率，異周速比のほか，圧延温度，ロール摩擦，多段パス工程など多数あり，さらに圧延後の調質のための熱処理によっても板材の集合組織は大きく変化する．著者らはこれまで，動的陽解法・結晶均質化弾/結晶塑性有限要素法³⁾に基づくマルチスケール解析法を開発し，板材の微視結晶集合形態に起因する塑性異方性の再現，成形性の評価，さらに塑性変形誘起の微視結晶集合組織発展を解析してきた⁴⁾⁻⁶⁾．そこで本研究においては，動的陽解法・結晶均質化弾/結晶塑性有限要素法に基づくマルチスケール異周速圧延解析と離散最適化手法とを組み合わせたシステムを開発することにより，アルミニウム合金 r 値向上のための多段圧延工程・微視結晶最適条件の導出を行った．

2. 結晶均質化マルチスケール有限要素法³⁾

巨視連続体としての板材は，Fig. 1 に示すように，微視的には結晶方位分布に関して周期性を満足する代表体積要素 (representative volume element; RVE) の規則的集合により構成されると仮定する．巨視連続体に対して仮想仕事率の原理式

$$\begin{aligned} & \int_{\Omega} \rho \dot{U}_i(\mathbf{x}) \delta \dot{U}_i(\mathbf{x}) d\Omega + \int_{\Omega} v \dot{U}_i(\mathbf{x}) \delta \dot{U}_i(\mathbf{x}) d\Omega \\ &= \int_{\Omega} \bar{f}_i \delta U_i(\mathbf{x}) d\Omega + \int_{\Gamma_r} \bar{T}_i \delta U_i(\mathbf{x}) d\Gamma \\ & - \int_{\Omega} \sigma_{ij}^H \frac{\partial \delta U_i(\mathbf{x})}{\partial x_j} d\Omega \end{aligned} \quad (1)$$

より有限要素式を導出する．これを解いて得られる速度勾配 $\dot{U}_i(\mathbf{x})$ をスケールダウンすることで RVE の周期境界条

件を規定し，RVE に対する仮想仕事率の原理式

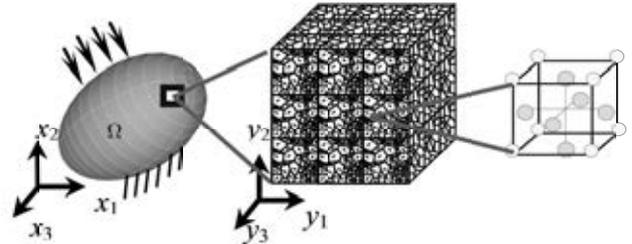
$$\begin{aligned} & \int_Y \rho \ddot{u}_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \delta \dot{u}_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) dY + \int_Y v \dot{u}_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \delta \dot{u}_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) dY \\ &= - \int_Y \sigma_{ij} \frac{\partial \delta \dot{u}_i(\mathbf{x}, \mathbf{y})}{\partial y_j} dY \end{aligned} \quad (2)$$

より得られる有限要素式を解くことにより，巨視的な塑性変形にともなう多結晶 RVE における微視的な応力 σ_{ij} やひずみ分布を得る．均質化法の手続きに基づき，RVE の応力分布を体積平均し，均質化応力 σ_{ij}^H

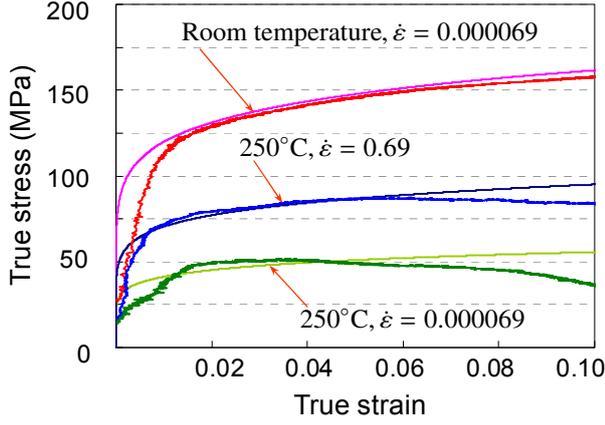
$$\sigma_{ij}^H = \sum_{e=1}^{N_e} \left(\sum_{G=1}^{N_G} |J_G| \sigma_{ij}^G \right) \left/ \sum_{e=1}^{N_e} |J_e| \right. \quad (3)$$

として巨視連続体の仮想仕事率の原理式へフィードバックする．本研究では動的陽解法を採用し，巨視連続体の全 Gauss 数値積分点に対して RVE 有限要素モデルを用いた微視解析を時々刻々行う．これにより，板材塑性変形において，非均質な多結晶体に起因する変形および応力分布を求めることができ，さらに微視結晶体における塑性変形誘起の集合組織発展 (結晶方位回転) を再現することができる．

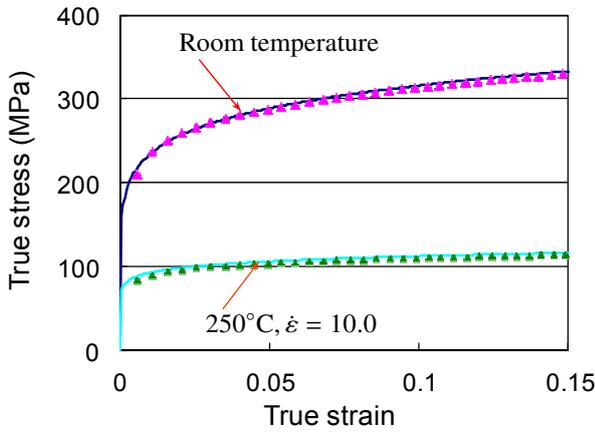
本研究では，熱間等周速圧延された厚さ 6mm のアルミニウム合金 A6022 を圧延前の初期板材として採用した．巨視連続体に対しては，圧延温度 θ を考慮した Norton 則を採用し，Fig. 2 に示すように，初期板材の室温および 250°C における単軸引張試験により得られた応力-ひずみ関係に基づいて，次のように材料特性パラメータを同定した．



(a) macro-continuum (b) micro-polycrystal (c) crystal lattice
Fig. 1 Macro-continuum and micro-polycrystal structure for two-scale finite element analysis.



(a) macroscopic Norton's law



(b) crystal plasticity

Fig. 2 Stress-strain curves of the initial A6022 6mm sheet metal for parameters identification.

$$\begin{aligned}\sigma &= F(\theta) \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \\ &= \begin{cases} 373\varepsilon^{0.13} \dot{\varepsilon}^{0.058} & : \text{Room temperature} \\ 119\varepsilon^{0.084} \dot{\varepsilon}^{0.058} & : 250^\circ\text{C} \end{cases} \quad (4)\end{aligned}$$

微視結晶体に対してはせん断ひずみ速度依存型の弾/結晶粘塑性構成式⁷⁾⁻⁹⁾を採用した。

$$\dot{\gamma}^{(a)} = \dot{\gamma}_0^{(a)} \left[\frac{\tau^{(a)}}{g^{(a)}} \right] \left[\left| \frac{\tau^{(a)}}{g^{(a)}} \right| \right]^{\frac{1}{m}-1} \quad (5)$$

$$\dot{g}^{(a)} = \sum_{b=1}^{12} h_{ab} |\dot{\gamma}^{(b)}| \quad (6)$$

$$h_{ab} = q_{ab} \frac{d\tau(\gamma)}{d\gamma} + (1 - q_{ab}) \frac{d\tau(\gamma)}{d\gamma} (\gamma) \delta_{ab} \quad (7)$$

$$\tau(\gamma) = \tau_0 + h_0 \{C(\gamma_0 + \gamma)\}^n \quad (8)$$

$$h(\gamma) = \frac{d\tau(\gamma)}{d\gamma} = h_0 n C \{C(\gamma_0 + \gamma)\}^{n-1} \quad (9)$$

ここで、 $\dot{\gamma}^{(a)}$ はすべり系(a)における基準せん断ひずみ速度、 m はひずみ速度感受性指数、 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

Table 1 Crystal plasticity parameters of n -th power equation for micro analysis.

	τ_0	h_0	n	C	γ_0
	[MPa]	[MPa]			[MPa]
Room temperature	67.3	28.7	0.26	6.0	0.044
250°C	26.9	6.5	0.26	6.0	0.044

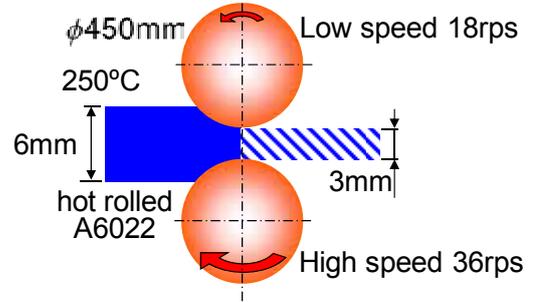


Fig. 3 Schematic diagram of asymmetric rolling process.

潜在硬化を示す係数、 τ_0 は臨界せん断応力、 h_0 は初期硬化係数、 C は硬化係数、 n は硬化指数である。 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。なお本研究においては、アルミニウム合金のすべり系として{111}面をすべり面とする<110>すべり方向について、計 12 のすべり系を考慮した。Table 1 に室温および 250°Cにおける材料特性パラメータの同定結果を示す。

本研究においては、有限要素には 8 節点アイソパラメトリック選択低減積分要素を採用した。RVE 有限要素モデルは、 $3 \times 3 \times 3$ の計 9 要素に規則分割し、要素内のガウス数値積分点 (計 216 積分点) に初期板材の SEM-EBSD (scanning electron microscope, electron backscatter diffraction) 計測に基づく結晶方位分布を導入した。

3. 解析結果

3.1 圧延温度の影響

熱間等周速圧延された板厚 6mm の初期板材を Fig. 3 に示すように、異周速比 2.0、圧下率 50% で 3mm まで異周速圧延する。板材料の有限要素モデルは、 $0.4\text{mm} \times 40.0\text{mm} \times 6.0\text{mm}$ のサイズで $1 \times 160 \times 5$ 分割 (計 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。

圧延温度を 250°C および室温に設定した場合のせん断ひずみ分布を Fig. 4 に示す。異周速圧延により、板材中央層までせん断ひずみが導入されることがわかる。板材中央層のひずみ経路を比較して Fig. 5 に示す。これより、圧延温度によらず、圧延初期段階ではまず圧縮変形が生じ、その後、上下ロールの周速差によりせん断ひずみが導入されていることがわかる。

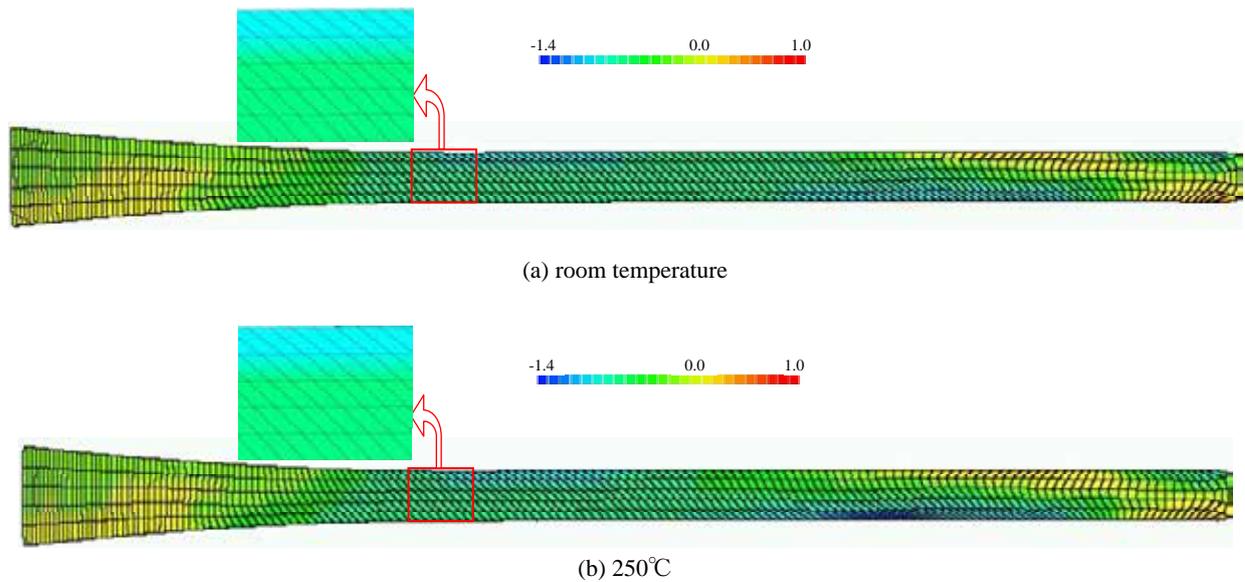


Fig. 4 Shear strain distribution on asymmetrically rolled sheet metal.

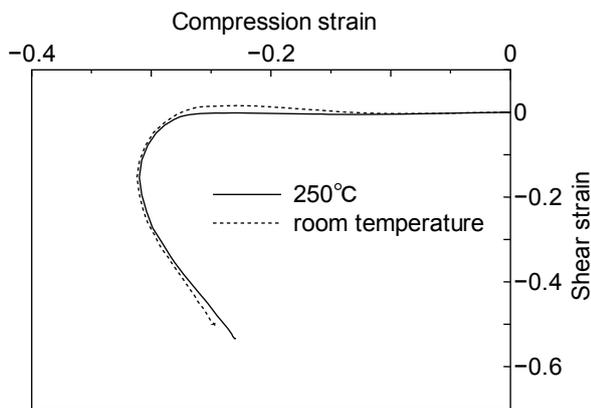


Fig. 5 Strain paths of asymmetric rolling deformation at center layer of sheet metal.

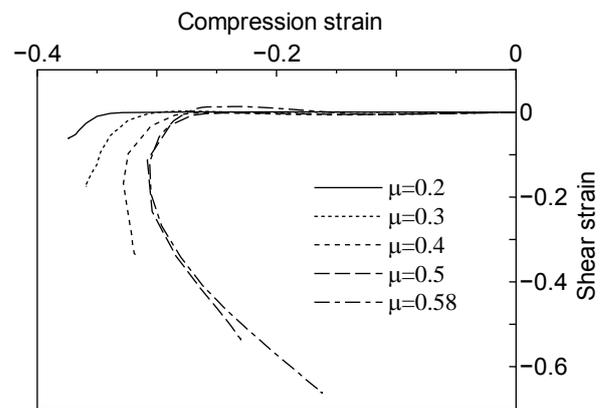


Fig. 7 Comparison of strain paths at center layer of sheet metal among various friction coefficient μ between roll and sheet metal.

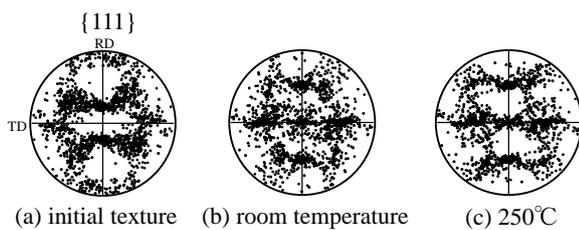


Fig. 6 Crystal orientation distribution on $\{111\}$ pole figure before and after deformations.

このとき、Fig. 6 (a)に示す初期板材の結晶方位分布は、圧延後、同図(b), (c)に示すように変化した。圧延温度によらず板材のひずみ経路はほぼ同様であるものの、集合組織発展には大きな差が生じることがわかる。これは、微視結晶体に対する硬化発展パラメータの差によるものと考えられる。

圧延後の結晶方位分布 Fig. 6 (b), (c)を RVE に与え、単軸引張荷重を与えるマルチスケール解析を実施し、平均 r 値

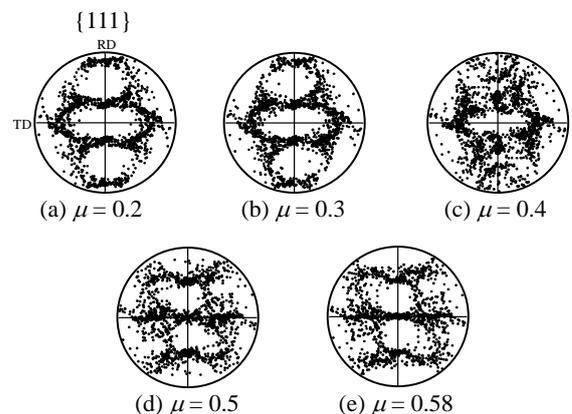


Fig. 8 Comparison of texture evolutions at center layer of sheet metal on $\{111\}$ pole figures among various friction coefficient μ between roll and sheet metal.

を算出した結果、室温は 0.40 に対し 250°Cでは 0.55 となり、250°Cの温間圧延が効果的であることを確認した。

3・2 ロール摩擦の影響

圧延温度 250°Cにおいて、上下ロールと板材との摩擦係数 μ を変化させると、Fig. 7 に示すように、ひずみ経路に大きな差が生じた。摩擦係数が小さいと、上下ロールの周速差によるせん断力が板材に十分伝達されず、圧縮変形のみとなることがわかる。摩擦係数が 0.5 以上において、十分なせん断ひずみを導入され、Fig. 8 に示すようにせん断集合組織が十分発展した。

3・3 多段異周速圧延プロセスによる集合組織発展

Fig. 9 に示すように 2 段階圧延を想定し、いずれも圧延温度は 250°C、圧下率を 50%として、初期板材を 1.5mm まで異周速圧延する。巨視連続体の有限要素モデルは、1 段階圧延の終了後にリメッシングを行い、2 段階の解析を引

き続き行った。RVE 有限要素モデルを用いたマイクロ解析は、1 段階の圧延解析によって得られた板中心層における結晶方位分布を 2 段階の初期方位分布として与えて実施した。ロール摩擦は、1 段階目、2 段階目とも 0.5 と設定した。

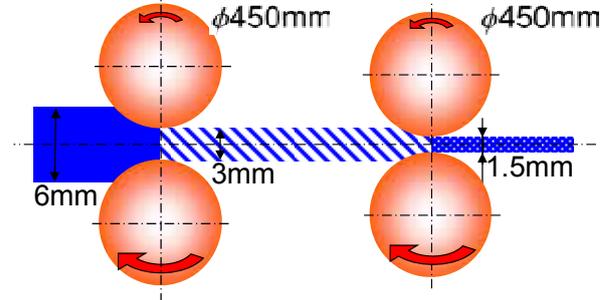
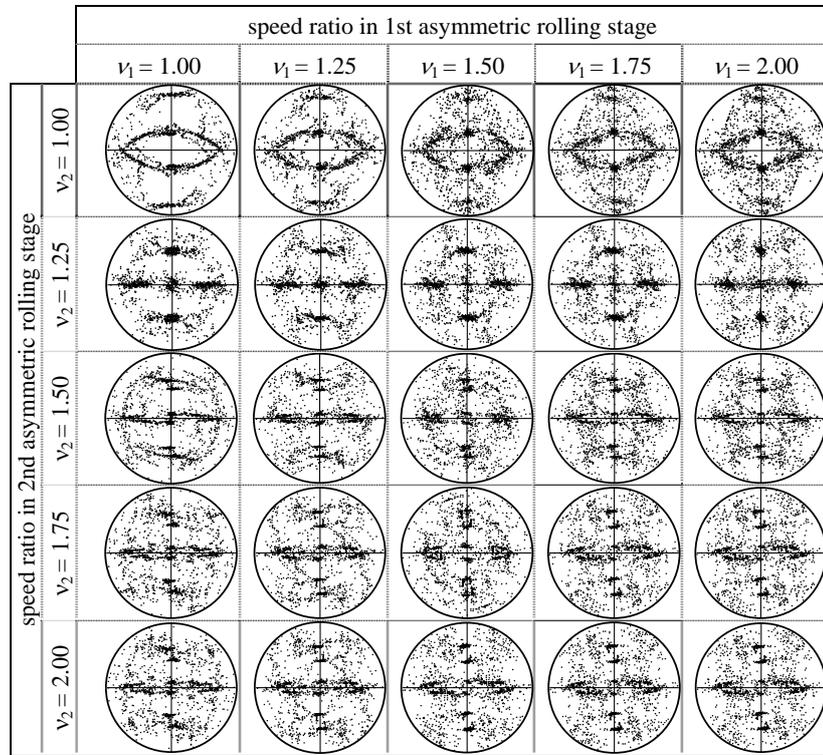
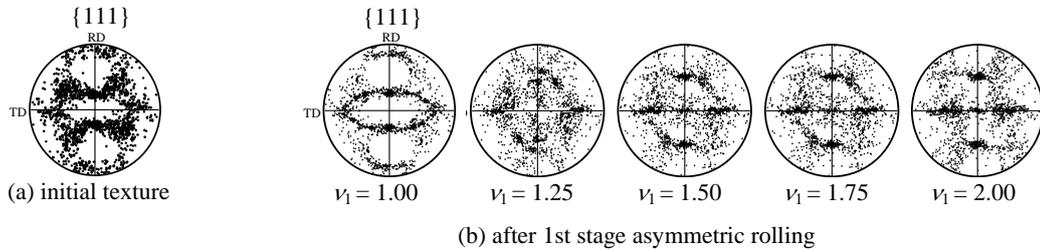


Fig. 9 Schematic diagram of 2-stage asymmetric rolling process.



(c) after 2-stage asymmetric rolling

Fig. 10 Comparison of texture evolutions at center layer of sheet metal on {111} pole figures by 2-stage asymmetric rolling process which were generated by the combinations of asymmetric speed ratio v_1 and v_2 .

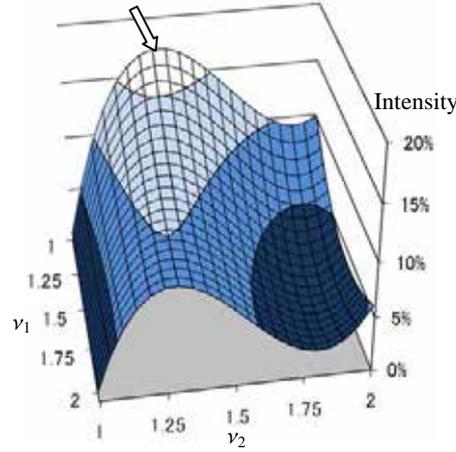


Fig. 11 Response surface of intensity of <111>/ND orientation by 2-stage asymmetric rolling process.

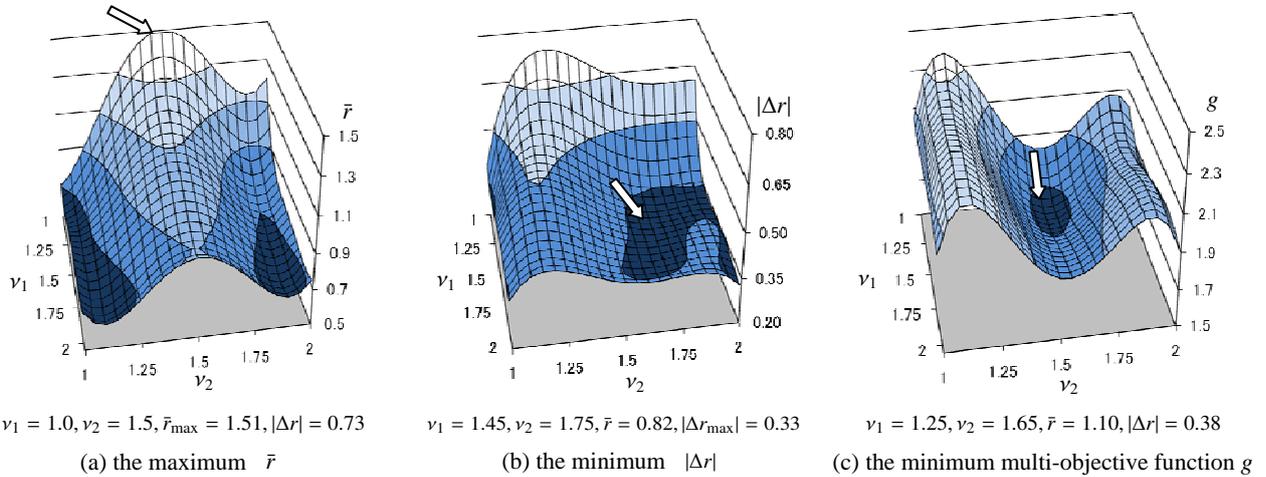


Fig. 12 Response surfaces to find the optimum condition in the coordinates of the 1st stage asymmetric ratio v_1 and the 2nd stage asymmetric ratio v_2 .

1 段目、2 段目の異周速比 v_1, v_2 をそれぞれ 1.00~2.00 まで変化させたときの 2 段圧延後の結晶方位分布を Fig. 10 に示す。同図(b)には 1 段目圧延後の結晶方位分布、すなわち 2 段目圧延に対する初期方位分布も示した。 $v_1 = v_2 = 1.00$ の場合は、2 段とも等周速圧延に相当し、典型的な圧延集合組織 (Copper 方位 {112}<111>, Brass 方位 {110}<112>, S 方位 {123}<634>) が確認される。1 段目の異周速圧延において、異周速比 v_1 が大きくなると <111>/ND 集合組織への集積が多くなるものの、2 段目の異周速圧延によりその残存性は大きく変化している。

得られた結晶方位分布について、結晶方位分布関数

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l C_l^{mn} T_l^{mn}(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \quad (10)$$

により {111}<110> および {111}<112> 方位への集積密度を求め、5 次の応答曲面をプロットした結果を Fig. 11 に示す。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 Bunge¹⁰⁾ によって定義された

Euler 角であり、{111}<110> で $\varphi_1 = 60^\circ, \Phi = 54.7^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$, {111}<112> では $\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 54.7^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ となる。これより、1 段目の異周速比は小さく設定するほうが <111>/ND 集合組織への集積が増加することがわかる。

3・4 成形性評価に基づく多段異周速圧延パラメータ最適化

2 段圧延後の板材について、ランクフォード値 (r 値) に基づく成形性評価を行った。r 値は、単軸引張り問題のマルチスケール解析を行い板厚ひずみ ε_w と板厚ひずみ ε_t との比により算出した。次式により、平均 r 値 \bar{r} とその偏差 (面内異方性) Δr について評価した。

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}, \quad (11)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90}}{2} - r_{45} \quad (12)$$

ここで、 r_0, r_{45}, r_{90} はそれぞれ圧延方向 (RD) から $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ 方向に板材を切り出したときの r 値である。

1 段目, 2 段目の異周速比 v_1, v_2 を設計変数とし, 圧延後の板材の平均 r 値 \bar{r} および偏差の絶対値 $|\Delta r|$ を目的関数とする応答局面を Fig. 12 (a) および (b) に示す. 高成形能板材においては, 平均 r 値 \bar{r} は高く, その偏差 (面内異方性) $|\Delta r|$ は小さい板材が望ましいが, 同図に示すように, 最大 \bar{r} , 最小 $|\Delta r|$ となる異周速比は異なることがわかった.

そこで, 次の関数を定義することにより, 最大 \bar{r} , 最小 $|\Delta r|$ を同時に満足する多目的最適化 (最小化) 問題の定式化を行った.

$$g = C_1(2.0 - \bar{r}) + C_2|\Delta r| \quad (13)$$

その結果, 多目的関数 g を最小にする条件として, Fig. 12 (c) に示すように, 異周速比 $v_1 = 1.25, v_2 = 1.65$ を見いだした.

多段圧延の最適パラメータの妥当性を確認するため, 最適異周速比 $v_1 = 1.25, v_2 = 1.65$ によって得られる集合組織を用いて r 値を評価した結果, 従来の通常圧延材の $\bar{r} = 0.68, |\Delta r| = 0.94$ に対して, 最適材では $\bar{r} = 1.10, |\Delta r| = 0.38$ と平均 r 値は 1.6 倍向上し, 面内異方性は 1.78 倍以上低下させることが確認された. 以上により, 本研究の有効性が確認されたと考える

4. 結言

結晶塑性マルチスケール有限要素法と応答曲面法に基づく離散最適化手法を用い, アルミニウム合金 A6022 の r 値向上を目的とした異周速圧延による結晶集合組織発展を最適化した. その結果, 圧延温度は室温に比べ 250°C が, ロール摩擦は 0.5 以上において, それぞれ多くの $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 方位が集積することを確認した. 2 段異周速圧延を想定した解析において, 最適な異周速比 $v_1 = 1.25, v_2 = 1.65$ を見いだし, これにより従来の通常圧延材と比較して, 平均 r 値は 1.6 倍向上し, 面内異方性は 1.78 倍以上低下させること

が確認された.

謝辞

本研究は, 天田金属加工機械技術振興財団平成 20 年度一般研究助成によるものである. ここに記して深甚なる謝意を表す. また本研究を遂行するにあたり, 有益なご助言を賜った同志社大学生命医科学部・仲町英治教授, 古河電気工業(株) 研究開発本部横浜研究所・森本秀夫博士に厚くお礼申し上げます.

参考文献

- 1) 左海哲夫・宇都宮裕・齋藤好弘: 軽金属, **52-11** (2002), 518.
- 2) 小山克己・小松原俊雄: 塑性と加工, **50-578** (2009), 211.
- 3) E. Nakamachi, N.N. Tam, H. Morimoto: Int. J. Plasticity, **23** (2007), 450.
- 4) 倉前宏行・高橋聖治・仲町英治・N.N. Tam, 田中和人・片山傳生・森本秀夫: 塑性と加工, **50-578** (2009), 242.
- 5) H. Kuramae, Y. Ikeya, H. Sakamoto, H. Morimoto and E. Nakamachi: Int. J. Mech. Sci., **52-2** (2010), 183.
- 6) E. Nakamachi, H. Kuramae, H. Sakamoto and H. Morimoto: Int. J. Mech. Sci., **52-2** (2010), 146.
- 7) J. Pan and J.R. Rice: Int J Solids Struct, **19** (1983), 973.
- 8) D. Peirce, R.J. Asaro and A. Needleman: Acta Metall, **31** (1983), 1951.
- 9) Y. Zhou, K.W. Neale and L.S. Toth: Int J Plasticity, **9** (1993), 961.
- 10) H.J. Bunge and C. Esling: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, (1982), 73.