

# 多結晶塑性解析と実験的その場観察の融合アプローチによる金属薄板のひずみ誘起表面あれ進展挙動の解明

東京大学 生産技術研究所  
准教授 古島 剛

(2020 年度 一般研究開発助成 AF-2020006-B2)

キーワード：多結晶塑性解析，表面あれ，その場観察

## 1. 研究の目的と背景

近年，地球環境問題が叫ばれる中，電気自動車への転換が求められている。しかしながら，電気自動車の車重は大容量バッテリーの搭載に伴い，非常に重くなっているのが現状である。そのため，電気自動車のさらなる軽量化が求められつつ，それに合わせてさらなる高剛性化の要求が高まっている。そのため軽量化かつ比強度に優れるアルミニウム合金や自動車用高強度鋼板の薄肉化が必須である。しかしながら，アルミニウム合金は鋼板に比べ成形性に劣り，高強度鋼板の板厚の薄肉化も同時に成形性を低下させる要因となり課題の一つになっている。特に自動車ボディのプレス成形では，塑性変形とともに金型と接していない金属薄板の表面において荒れていく，“ひずみ誘起表面あれ”が観察されることが知られている<sup>1)</sup>。“自由表面あれ”や“オレンジピール”として知られているこの現象は製品の外観を損ねるだけでなく，成形自体の高精度化を実現する上で大きな問題となっている。また自動車ボディのプレス成形では，様々なひずみ状態を経て成形されている。

ひずみ誘起表面あれの要因として，結晶粒サイズの不均一変形が金型と接していない自由表面に生じることによって，表面の塑性変形が不均一になることで生じると考えられている。結晶粒は結晶方位を持っているため，変形の負荷方向によって抵抗する結晶粒の強度が異なるため，不均一変形が生じると考えられる<sup>2, 3)</sup>。そのため自動車ボディのプレス成形において成形品の表面性状の高精度化・平滑化するためには，ひずみ誘起表面あれ現象に起因する結晶学的な因子を明らかにする必要がある。

本研究では，塑性変形中の金属薄板の表面性状変化の定量的評価が可能なその場観察装置を開発し，単軸引張応力下におけるひずみ誘起表面あれ進展挙動と結晶組織・集合組織および塑性変形状態の関係を明らかにすることを目的とする。

## 2. 結晶塑性有限要素モデル (CPFEM)

### 2.1 多結晶塑性論

本研究では，Rossiter らによって用いられた理論を参照して結晶塑性モデルの構築を行った<sup>4)</sup>。対象とする材料は FCC 金属とし，すべり方向ベクトル  $s^\alpha$  とすべり面法線方向ベクトル  $m^\alpha$  は，すべり系  $\{111\}\{1\bar{1}0\}$  に基づいて定義した。ここで， $\alpha$  はすべり系の番号 (1-12) を表す。LS-DYNA

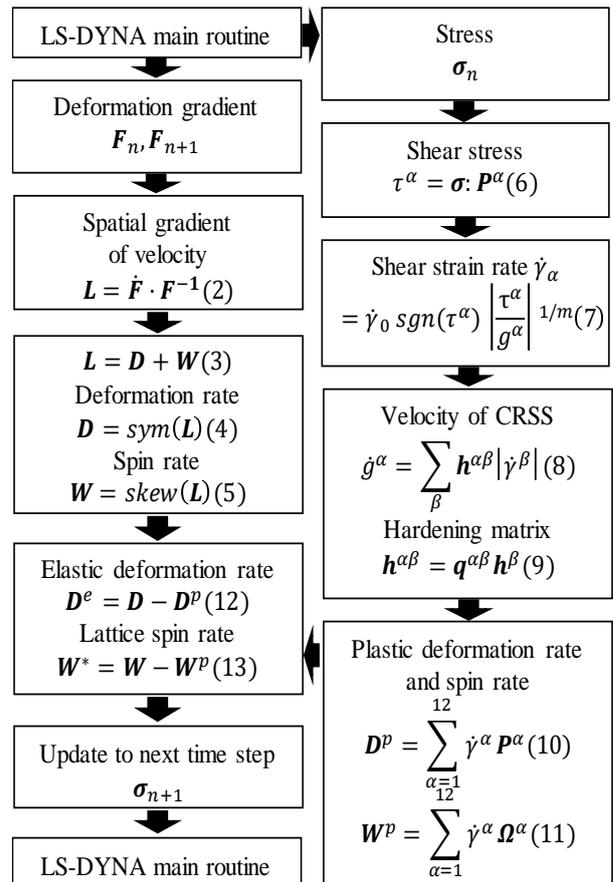


図 1 UMAT における結晶塑性理論のフローチャート

の UMAT においてせん断ひずみ速度  $\dot{\gamma}^\alpha$  を計算し，スピンテンソルの弾性および回転部分  $W^*$  を求めるまでのフローチャートを図 1 に示す。結晶塑性解析においては，各すべり系におけるせん断ひずみ速度  $\dot{\gamma}^\alpha$  を求め，これを用いて加工硬化速度や次ステップの応力などを計算する。ひずみ速度依存型の結晶塑性モデルを用いる場合，式(7)で示されるべき乗則が頻繁に用いられる。

$$\dot{\gamma}_\alpha = \dot{\gamma}_0 \operatorname{sgn}(\tau^\alpha) \left| \frac{\tau^\alpha}{g^\alpha} \right|^{1/m} \quad (7)$$

ここで， $\dot{\gamma}_0$  は参照ひずみ速度， $g^\alpha$  は各すべり系での臨界分解せん断応力， $m$  はひずみ速度感受性指数を表す。また本理論において，結晶粒の方位回転の計算，すなわち  $s^\alpha, m^\alpha$  の更新には  $W^*$  を用いた式(14)，(15)を用いた。

$$s_{n+1}^\alpha = \exp(W^* \Delta t) \cdot s_n^\alpha \quad (14)$$

$$m_{n+1}^\alpha = \exp(W^* \Delta t) \cdot m_n^\alpha \quad (15)$$

さらに本理論では、加工硬化の表現方法として、式(9)におけるすべり硬化速度 $h^\beta$ の計算に、Pierceらによって提案された式(16)を用いた<sup>5)</sup>。

$$h^\beta = h_0 \operatorname{sech}^2\left(\frac{h_0 \gamma}{g_s - g_0}\right) \quad (16)$$

ここで、 $h_0$ は参照硬化速度、 $g_0$ は初期の臨界分解せん断応力、 $\gamma$ は全すべり系での累積せん断ひずみを表す。

## 2・2 解析モデルと条件

本解析に用いた薄板モデルを図2に示す。薄板モデルの寸法は $600 \mu\text{m} \times 200 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ とし、平均結晶粒径 $d = 10 \mu\text{m}$ としてポロノイ分割により1200個の結晶粒に分割した。要素タイプは完全積分S/Rソリッド要素を使用し、総要素数は150000個とした。境界条件については、+x方向への単軸引張に相当する条件を与え、公称ひずみ0.05まで引張を行った。自由表面あれに関する研究は数多く行われており、式(1)で表される経験式が提案されている。

$$Ra = c \cdot d \cdot \varepsilon_{eq} + R_0 \quad (17)$$

ここで、 $Ra$ は表面粗さ、 $R_0$ は初期表面粗さ、 $c$ は表面あれ進展係数、 $d$ は平均結晶粒径、 $\varepsilon_{eq}$ は相当ひずみを表す。表面あれ進展係数 $c$ は表面あれの発達しやすさを表す定数であり、様々な因子に依存することが知られている。特に個々の結晶粒の結晶方位の違いが $c$ に寄与することが知られており、集合組織やシュミット因子およびそのばらつきが表面あれの発達に関係していることが示唆されている<sup>6,7)</sup>。したがって、結晶方位そのもののばらつきを定量的に表現することで、自由表面あれとの関係を示すことができると考えられる。本研究ではここで表面あれ進展の傾きを表す $c$ の値を主に評価の対象にしている。

入力する結晶方位については、代表的な集合組織であるCube方位 $\{100\}\{001\}$ 、Goss方位 $\{110\}\{001\}$ 、S方位 $\{123\}\{634\}$ 、Copper方位 $\{112\}\{11\bar{1}\}$ 、Brass方位 $\{110\}\{112\}$ を中心とし、中心方位との方位差の標準偏差 $\sigma(\theta)$ を指定して、オイラー角 $(\phi_1, \phi_2)$ の組み合わせを1200通り作成した。標準偏差については、 $\sigma(\theta) = 2^\circ - 10^\circ$ の範囲において $2^\circ$ 間隔で設定し、それぞれ方位の組み合わせを変えて3回ずつ、全75通りの計算を行った。また実際の実験で用いたA2024アルミニウム合金およびC1220銅合金についてモデル化を行い比較した。

## 3. その場観察実験

供試材に厚さ $0.5 \text{ mm}$ のA2024-O材およびC1220-O材を用いた。EBSD観察が可能なJIS規格13号Aの20分の1スケールに放電加工で切り出したものを用いた。圧延方向に対する引張方向は $0^\circ$ とした。引張試験において、図3に示すように共焦点レーザ顕微鏡を用いて表面性状

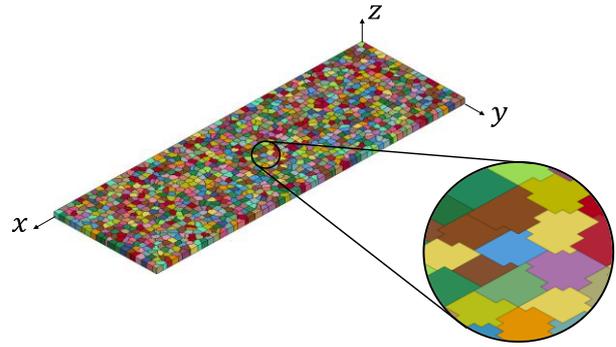


図2 多結晶塑性有限要素解析モデル

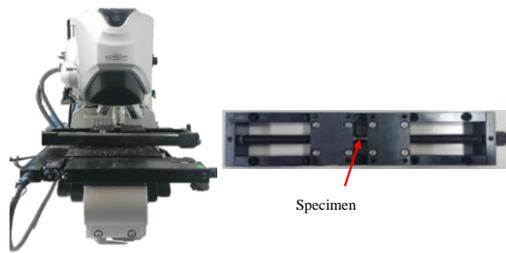


図3 共焦点レーザ顕微鏡・小型引張試験のその観察装置

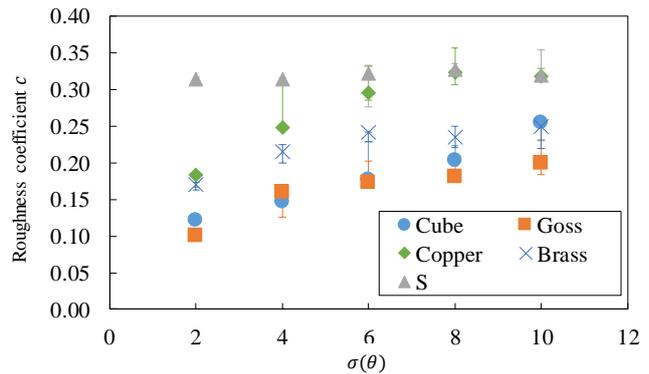


図4 表面あれ進展に及ぼす中心方位と標準偏差の影響

のその場観察を行い、ひずみと表面粗さの関係から、表面あれ進展係数 $c$ を計算した。また、EBSDを用いて引張前の試験片の組織観察を行い、得られた各結晶粒の結晶方位から中心方位および中心方位との方位差の標準偏差 $\sigma(\theta)$ を求めた。

## 4. 結果および考察

### 4・1 中心方位と方位差の標準偏差

各中心方位との方位差の標準偏差 $\sigma(\theta)$ と表面あれ進展係数 $c$ の関係を図4に示す。Cube方位、Goss方位、Brass方位中心の場合については、 $\sigma(\theta)$ と $c$ の間に比例関係が見られた。一方で、Copper方位中心の場合には $\sigma(\theta) = 6^\circ$ までは $\sigma(\theta)$ が $c$ に比例していたがそれ以降は一定値に収束し、S方位中心の場合には、 $\sigma(\theta)$ は $c$ によらず一定となった。したがって、 $\sigma(\theta)$ と $c$ の間には比例関係が見られるが、中心方位によってはその依存性が変化することが確認され

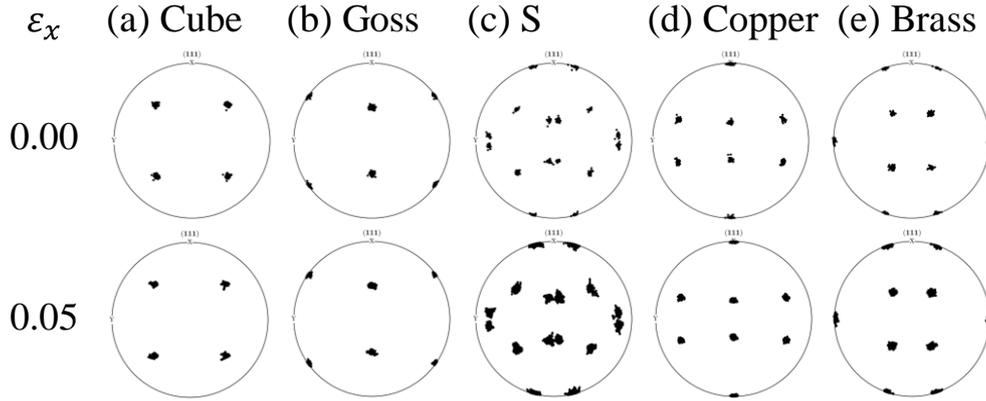


図5 ひずみの進展に伴う集合組織の変化

た。また、中心方位ごとの表面あれ進展のしやすさは、 $S \geq \text{Copper} \geq \text{Brass} \geq \text{Cube} = \text{Goss}$ の順番となった。

#### 4・2 中心方位の影響に関する考察

材料全体の中心方位が表面あれ進展のしやすさに影響を与える原因として、中心方位によって変形中の方位回転の起こりやすさが異なる点が挙げられる。図5に、 $\sigma(\theta) = 2^\circ$ の場合の、変形前 ( $\epsilon_x = 0.00$ ) と変形後 ( $\epsilon_x = 0.05$ ) における $\{111\}$ 極点図の分布を示す。 $\sigma(\theta) = 2^\circ$ では、特に S 方位を中心とした場合に変形前後の方位回転が顕著に発生し、Cube 方位、Goss 方位中心の場合には、変形前後の方位差があまり見られなかった。したがって、変形中に方位回転が発生しやすい方位群を与えると、変形中での各結晶粒の変形抵抗の差が増大し、表面あれが進展しやすくなると考えられる。

もう1つの原因として、各結晶粒内での表面あれの発達しやすさが挙げられる。図6に、本研究で中心方位として設定した5方位をもつ単結晶の引張試験を結晶塑性解析を用いて行った際の、自由表面での厚さ方向変位分布を示す。この結果から、粒内での表面あれ進展のしやすさは、 $S > \text{Copper} = \text{Brass} > \text{Cube} = \text{Goss}$ の順番となり、中心方位による表面あれ進展のしやすさの順番と一致したため、粒内での表面あれの発達度合いが材料全体での表面あれ進展に影響を与えていると考えられる。

このような中心方位による表面あれ進展挙動の違いは実験においても見られる。実験による引張試験において、 $\sigma(\theta)$ がほぼ同じであり、表面あれ進展係数が異なる FCC 金属 A2024 と C1220 について、それぞれの中心方位と本研究の解析で中心方位として設定した5方位との方位差を表1に示す。A2024の中心方位はGoss方位、C1220の中心方位はCopper方位と最も近い方位であったため、Copper方位に近い中心方位をもつC1220の方位が表面あれ進展しやすいと考えられる。

#### 4・3 実験結果との比較

表2に、A2024-O材およびC1220-O材に対する単軸引

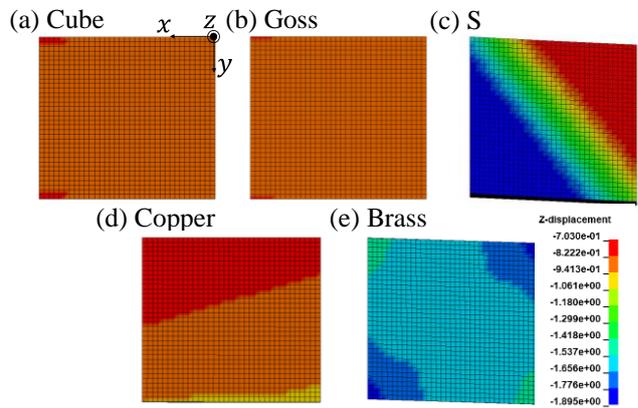


図6 単結晶における表面あれ進展挙動

表1 A2024 および A1220 の結晶方位

	Misorientation				
	Cube	Goss	S	Copper	Brass
A2024 ( $c=0.084$ )	35.2°	29.7°	55.6°	55.3°	50.7°
C1220 ( $c=0.163$ )	57.4°	40.9°	47.0°	29.1°	58.5°

表2 A2024 および A1220 の結晶方位の標準偏差

	Average orientation			$\sigma(\theta)$	$c$
	$\phi_1$	$\Phi$	$\phi_2$		
A2024	14.6°	26.4°	9.1°	9.07°	0.084
C1220	225.0°	42.7°	173.8°	9.19°	0.163

張試験を行った際の、EBSD 観察から得られた中心方位のオイラー角と方位差の標準偏差、および表面あれ進展係数の値を示す。この2つの試験片は同じ結晶構造であり、 $\sigma(\theta)$ がほぼ同じ値をとっているため、結晶方位のばらつき度合いが等しく、同様の表面あれ進展係数の値をとるはずである。しかし実際には、C1220試験片における表面あれ進展がA2024よりも大きく、表面あれ進展係数も大きな値をとっていた。本研究におけるCPFEMの解析から得られた示唆に基づけば、この表面あれ進展係数の違いは、各試験片全体での中心方位の違いによるものと推

測される。この2つの試験片における表面あれ進展係数の違いに、中心方位の違いが影響を与えていることを確かめるために、2つの調査を行った。まず、2つの試験片から得られた中心方位が、本研究で中心方位として設定した5通りの圧延集合組織（Cube 方位、Goss 方位、S 方位、Copper 方位、Brass 方位の5方位）のうちどの方位の周辺に位置する方位であるかを調べた。

既に示したように表1は2つの試験片における中心方位と、本研究で中心方位として設定した5通りの圧延集合組織それぞれとの方位差を示す。方位差については、OIM Analysis 7 (TSM ソリューションズ) を使用し、2つの方位それぞれについての等価方位24通りも含めて、方位差が最小となる組み合わせの角度差を求めた。この結果から、A2024 における中心方位は Goss 方位と、C1220 における中心方位は Copper 方位との方位差が最小となった。

4・2節の結果から得られた5通りの中心方位ごとの表面あれ進展のしやすさを考慮すると、Copper 方位を中心方位とする材料の方位が、Goss 方位を中心方位とする材料よりも表面あれがより進展すると考えられる。したがって、A2024 は Goss 方位周辺に中心方位が位置していたため表面あれが発達しづらく、C1220 は Copper 方位周辺に中心方位が位置していたため表面あれが発達しやすいといえる。

次に、2つの試験片における平均の結晶方位を中心とし、方位差の標準偏差を実験値とほぼ同じ $\sigma(\theta) = 9^\circ$ に設定した上で、図7の極点図に示すような1200個の結晶方位を作成した。これら2通りの方位を薄板モデルに入力し、両者の表面あれ進展挙動を結晶塑性有限要素法によって解析することで、2つの中心方位による表面あれの進展度合いの差が現れるかを調査した。

図7に、それぞれの方位を入力として CPFEM による解析を行った場合の、引張方向真ひずみ $\varepsilon_x$ と表面粗さ Sa の関係を示す。C1220 における平均の方位を中心とした入力方位の方が、より表面あれが進展することが確認された。表3に、それぞれの入力方位に対する表面あれ進展係数  $c$  の値を示す。実験における傾向と同様に、C1220 の中心方位をもとに作成した方位を入力した場合の方が、表面あれ進展係数の値が大きくなった。また、解析においては板厚方向の結晶粒の数が1個であるため、実験よりも板厚方向への変形に対する拘束力が小さく、表面あれ進展係数の絶対値が小さく計算されたが、A2024 と C1220 の表面あれ進展係数の比は、実験と CPFEM による解析の場合ではほぼ等しくなることが確認された。これは、中心方位と表面あれ進展の関係が、2つの材料において相対的に再現されていることを表している。以上の結果から、方位差の標準偏差が同じ値でも表面あれの進展度合いに差が生じる原因は、材料全体の中心方位によることが定性的に示された。

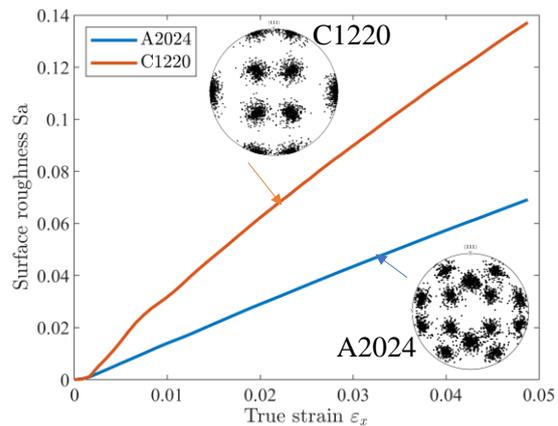


図7 A2024 および A1220 の表面あれ進展挙動

表3 A2024 および A1220 の結晶方位の標準偏差と表面あれ進展係数の比較

	Simulation		Experiment	
	$\sigma(\theta)$	$c$	$\sigma(\theta)$	$c$
A2024	9.04°	0.145	9.07°	0.084
C1220	8.99°	0.283	9.19°	0.163
Ratio of $c$ (C1220/A2024)	-	1.96	-	1.94

## 5. 結論

本研究では、表面あれ進展の影響因子として材料全体での中心方位と各結晶粒の結晶方位との方位差の標準偏差 $\sigma(\theta)$ を挙げ、表面あれ進展係数との関係を結晶塑性解析およびその場観察実験によって調査した。その結果、 $\sigma(\theta)$ と $c$ の間に比例関係が見られたが、中心方位によっては $\sigma(\theta)$ が $c$ に依存しない場合も見られた。この原因として、中心方位の位置によって変形中の各結晶粒の方位回転のしやすさ、および粒内での表面あれ進展のしやすさが増えることが挙げられる。また、中心方位による表面あれ進展のしやすさの違いが、実際の試験片においても現れることを確認した。

## 謝辞

本研究は公益財団法人天田財団 2020 年度一般研究開発助成 AF-2020006-B2 の支援により実施されたものであり、厚く御礼申し上げます。

## 参考文献

- 1) Takakura, N. et al., JSME Int. J., 30, (1987), 2034.
- 2) Osakada, K and Oyane, M., Bull. JSME, 14, (1971), 171.
- 3) Wouters, O. et al., Acta Mater., 54, (2006), 2813.
- 4) Rossiter et al. : Int. J. Plast., 26-12 (2010), 1702.
- 5) Pierce et al. : Acta Metall., 30 (1982), 108.
- 6) Shi et al. : Acta Mater., 124 (2017), 598.
- 7) Furushima et a. : CIRP annals, 68-1(2019), 257.