複合則・結晶塑性有限要素法による 仮想 2 相鋼材料モデリングと実験検証

中村 康範* Nguyen Ngoc TAM**

森 大樹* 大畑 富相* 仲町 英治***

Virtual Dual-Phase Steel Modeling and Its Experimental Verification by Combination Method and Crystal Plasticity Finite Element Method

Yasunori NAKAMURA*, Nguyen Ngoc TAM**,

Taiki MORI*, Tomiso OHATA* and Eiji NAKAMACHI***

(Received on March 12, 2007)

In this study, the dynamic explicit elastic crystal viscoplastic finite element analysis code and combination method were employed to model a dual-phase steel sheet for a newly developed texture design system. The dual-phase steel consisted of martensite and ferrite phases. The crystal orientation distributions of the ferrite and martensite phases were measured by EBSD (Electron Back Scatter Diffraction Camera) and ODF (Orientation Distribution Function) analyses, and the hardening evolutions of the two phases were identified by uni-axial tensile tests. By employing the combination algorithm to compound the two phases, FE models for assessing plastic anisotropy and formability were obtained. The feasibility of our finite element modeling scheme was verified by comparing the deformation and strain distributions in square-cup deep drawing and VDI benchmark stretch-draw experiments.

Key words: Textural Design, Crystalline Plasticity, Ferrite, Martensite, Dual-Phase Steel, Orientation Distribution Function, Finite Element Analysis, EBSD Analysis, Deep Drawing, Localize.

1. 緒言

近年、車体軽量化を目的とした高張力鋼板材料の開発が進んでおり、なかでもフェライト・マルテンサイト 2 相鋼が多く採用されている。しかし、これらの高張力鋼は塑性異方性が顕著であり、成形性が劣ることから、塑性特性の改良が検討課題となっている。各種元素の添加、熱処理および知能化圧延などによる高強度と高成形性を有する高張力鋼板材料の創製技術開発研究はこれまで数多くなされている^{1), 2)}が、塑性異方特性と強度に強く関係する結晶組織制御に焦点を絞った結晶塑性有限要素解析・実験検証に関する研究は少ない。結晶組織制御には、集合組織、結晶粒

の微細化および第 2 相の均一微細分散化が最も重要である。そのため、各相単独の結晶特性と共に集合組織、結晶粒径、結晶粒界さらに析出物の効果を考慮できる結晶塑性有限要素解析法の開発が望まれている^{3)~10)}。

著者らは、これまで XRD および EBSD による微視結晶構造計測と結晶塑性理論に基づく多結晶体の塑性変形解析のための有限要素コードにより、結晶集合組織と成形性との関係を明らかにするための技術開発を行ってきた^{4), 5)}。

本研究では、フェライト・マルテンサイト 2 相鋼の塑性変形特性予測のために、結晶集合組織に起因する塑性異方特性を高精度で記述できる手法を提案する。熱処理条件で相割合を制御することによって実験用の 2 相鋼材料および 91%マルテンサイト材料を創製し、相割合の測定を行った。本論文では 91%マルテンサイト材料をマルテンサイト相と近似する。フェライト相および 91%マルテンサイト相の応

* 大阪産業大学工学部 〒574-8530 大阪府大東市中垣内 3-1-1

** 大阪産業大学大学院, 同上

*** 大阪工業大学工学部 〒535-8585 大阪市旭区大宮 5-16-1

力-ひずみ関係およびEBSD計測を行い、結晶塑性構成式の材料パラメータ同定を行う。つぎに、フェライト相およびマルテンサイト相の含有率を変化させて“確率複合配置則”^{3)~5)}に基づいて仮想2相鋼材料のモデル化を行い、単軸引張試験解析および、角筒金型およびVDI金型¹¹⁾による深絞り解析を行う。仮想2相鋼材料の解析結果と実験の計測結果との比較することで仮想2相鋼材料モデリング手法の有効性を検討する。

2. フェライト・マルテンサイト2相鋼材料の創製と結晶方位計測

2.1 熱処理による2相鋼材料創製

本研究ではフェライト相鋼として純鉄多結晶材料を用いた。マルテンサイト相鋼およびフェライト・マルテンサイト2相鋼として Table 1 に示す化学組成を持つ 980MPa 級 2 相鋼の熱処理材料を用いた。熱処理は、Fig. 1 に示す A_1 変態点以上で加熱し、目標とするマルテンサイト相割合に応じて加熱温度保持時間および冷却手法を選択した。Table 2 に 91%、36%および 64%マルテンサイト相鋼の熱処理条件を示す。91%マルテンサイト相をマルテンサイト相鋼、他を2相鋼(36%の場合を DP1、64%の場合を DP2 と呼ぶ)とした。

フェライト相およびマルテンサイト相の相割合は、Fig. 2 に示す光学顕微鏡写真を画像処理し面積比により定量化した。Fig. 2(a)では、フェライト単相のために白色となり、Fig. 2(b)-(d)よりマルテンサイト相は黒色となることが分かる。マルテンサイト 91%の場合は、パケット、ブロックと呼ばれるラスマルテンサイトの集合体が確認できた。

2.2 フェライト・マルテンサイト単相の結晶方位分布計測

本研究で提案する 2 相鋼結晶方位分布モデルは単相の結晶集合組織を EBSD 計測により求め、それらを複合する

Fig. 1 Diagram of quenching process Time (h)
(○ : Ferrite phase; □ : Austenite phase)

Table 1 Chemical composition of 980MPa steel sheet (%)

	C	Si	Ni	P	S	Al
DP980MPa	0.16	1.38	2.0	0.002	0.002	0.05

Table 2 Quenching condition

	Temperature (°C)	Holding Time (min.)	Quenching	Ferrite phase (%)	Martensite phase (%)
Martensite	1000	60	Water		91
DP1	730	5	Air	64	36
DP2	770	5	Air	39	61

Fig. 2 Micrographs of ferrite, martensite, and two dual phases steels

Fig. 3 SEM-EBSD measured 2D crystal orientation maps (a); and 20%-maximum density surfaces of ODF (b); and $\phi_2 = 45^\circ$ sections (c); $\{\gamma$ fiber : A $\{111\}<110>$, B $\{111\}<112>$, α fiber : C $\{112\}<110>$, D $\{113\}<110>$, E $\{001\}<110>$

ことで求められるものである．EBSD 計測により得られた結晶粒形態および結晶方位図を Fig. 3(a-1),(a-2)に示す．つぎに，結晶方位分布(ODF)解析を行うことで得られた方位分布図を Fig. 3(b),(c)に示す．Fig. 3(b-1), (c-1)により，フェライト相の主方位は(111)[1 $\bar{1}$ 0]および(111)[1 $\bar{2}$ 1]であり，圧延面(111)に沿ったファイバに集積することがわかる．一方，Fig. 3(b-2), (c-2)よりマルテンサイト相の主方位は圧延方向[1 $\bar{1}$ 0]に沿ったファイバに集積することがわかる．それらの主方位は(001)[1 $\bar{1}$ 0]，(112)[1 $\bar{1}$ 0]および(113)[1 $\bar{1}$ 0]である．

3. 仮想 2 相鋼材料モデルの創製

3.1 仮想 2 相鋼材料の結晶方位分布

フェライト相およびマルテンサイト相の含有率を変化させることで仮想 2 相鋼材料モデルを創製した．本解析では，マルテンサイト含有率を 36%と 61%の割合で変化させ，各相をランダムに配置した．Fig. 4 はフェライト相，仮想 2 相鋼 DP1，DP2 およびマルテンサイト相の結晶方位の正極点図である．マルテンサイト集合組織の増加に伴いファイバからファイバへと集積度が変化することがわかる．また，硬化発展の同定に採用する相割当てを行った単軸引張有限要素モデル(要素数 300)を Fig. 5 に示す．そのモデルは，単軸引張実験に用いる試験片の平行部(長さ:30mm×幅:10mm×厚さ:1mm)のみを用い，30×10×1 の有限要素分割とし，8 節点アイソパラメトリックソリッド要素を採用した．また，一つの有限要素積分点には，Fig. 4 に示した各相の結晶方位分布から一つの方角をランダムに抽出し割当てた．図に示すように色によりフェライトとマルテンサイトの配置を示した．

3.2 硬化発展の同定

本研究では Pan-Rice らが提案した指数則結晶塑性構成式を採用した^{10), 12)}．せん断ひずみ速度は，基準せん断応力 $g^{(\alpha)}$ ，せん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ ，および基準せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}_0^{(\alpha)}$ によりつぎのように表すことができるとした．

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0^{(\alpha)} \left(\tau^{(\alpha)} / g^{(\alpha)} \right) \left(\tau^{(\alpha)} / g^{(\alpha)} \right)^{(1/m)-1} \quad (1)$$

$g^{(\alpha)}$ の発展方程式として，つぎの関係を採用した．

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{(\beta)} h'_{\alpha\beta} \dot{\gamma}^{(\beta)} \quad (2)$$

ここで，硬化係数 $h'_{\alpha\beta}$ はつぎの関係を満足するとした．

$$h'_{\alpha\beta} = h_{\alpha\beta} (1 + k^{-1}); \quad h_{\alpha\beta} = q h(\gamma) + (1 - q) h(\gamma) \delta_{\alpha\beta} \quad (3)$$

ここで， k はひずみ依存硬化発展係数， $\delta_{\alpha\beta}$ はクロネッカーのデルタであり， $h(\gamma)$ は

$$h(\gamma) = h_0 \operatorname{sech}^2 [h_0 \gamma / (\tau_s - \tau_0)] \quad (4)$$

である． h_0 は初期硬化係数， τ_0 および τ_s は臨界分解せん断応力，飽和分解せん断応力， q は潜在硬化の大きさを示す．

つぎに，3.1 節で創製した結晶方位分布を有する仮想 2 相鋼材料に割当てる硬化発展特性値をつぎの手順により求めた．まず，フェライト・マルテンサイト単相の有限要素モデルを用い，Fig. 6 中の 1 および 4 の応力-ひずみ関係を対象として，最小 2 乗近似により式(3)，(4)に示す結晶塑性

Fig. 4 {100} pole figures to show the texture of four materials

Fig. 5 Two phases assignment of uni-axial tension FE model, (XY plane view)

Fig. 6 True stress - true strain curves in RD direction uni-axial tension test; (1,2,3,4 show experimental result; a,b,c,d show simulation results; 1,a: Ferrite; 2,b: DP1; 3,c: DP2; 4,d: Martensite)

Table 3 Material parameters

	Ferrite phase	Martensite phase
τ_0	75.0 MPa	350.0 MPa
h_0	125.0 MPa	1680.0 MPa
τ_s	132.0 MPa	455.0 MPa
k	20	

材料パラメータ k ， τ_0 ， h_0 および τ_s を求めた．同定したパラメータを用いて求めた応力-ひずみ関係は Fig. 6 中の曲線 a および d となり実験結果と良好な一致を示すことがわかる．Table 3 に τ_0 ， h_0 ， τ_s および k の値を示す．他の材料特性値としてヤング率: 210GPa，質量密度: 7.8×10^{-9} MPa/(mm/s)²，基準せん断ひずみ速度: 0.5/s，ひずみ速度感度指数 $m = 0.03$ ，結晶の弾性定数 C_{11} : 237.0GPa， C_{12} : 141.0GPa， C_{44} : 116.0GPa を採用した．以上の単相の材料パラメータを Fig. 4 (a), (b)に示す仮想 2 相鋼有限要素の積分点に各相単位で割当てることにより，Fig. 6 中の応力-ひずみ曲線 b および c を得た．2 曲線は実験によって得られた曲線と高精度の一致を示しており，ここで提案した確率複合配置則の有効性が確認されたと考える．

4. 板材成形によるモデルの有効性確認

著者らが開発した結晶塑性有限要素解析コード⁵⁾を用い、仮想2相鋼板材の成形シミュレーションを行った。一つの有限要素積分点には Fig. 4 に示した各相の結晶方位データから一つの方位をランダムに抽出し割当てた。さらに、Table 3 に示す同定により得られた結晶塑性材料パラメータを採用する。また、熱処理によって得られた2相鋼板材を用いて同時に成形実験を行い、実験結果と解析結果との比較により本仮想2相鋼解析手法の有効性を検討した。

4.1 角筒深絞り解析

仮想2相鋼材料を用い、角筒深絞り問題の有限要素解析を行い、実験結果と比較した。素板の寸法は、100mm×100mmの正方形とし、板厚を0.6mmとした。角筒金型の形状を Fig. 7 に示す。金型と板材との摩擦係数は $\mu=0.1$ を採用し、パンチの移動量は20mmとした。Fig. 8 に有限要素解析によって求めた DP1 および DP2 材料の場合の板厚ひずみ分布を比較して示す。マルテンサイト相割合が大きい DP2 は、強度の増加により絞り込み量が DP1 より大きく、パンチ肩部の局所化板厚ひずみピーク値の絶対値は DP1 より小さい。しかし、ひずみの分布を見るとフェライト相が多い DP1 はより広い範囲にひずみが分布しており、DP2 の方が DP1 に比べ局所化が顕著であり、ひずみ集中を発生し易いことが示唆される結果を得た。パンチの角部のより狭い領域でひずみ集中が発生し破断に至ることが予測できたと考える。Fig. 9 に実際に DP1 および DP2 板材材料を用いて成形を行った場合の変形の様子を示す。実験においても DP2 材料の方がパンチ肩部の局所化板厚ひずみピーク値の絶対値は DP1 より小さい結果を得た。Fig. 10 に、正方形板材の中心から圧延方向に対して45°方向の線に沿った板厚ひずみ分布を有限要素解析結果と比較して示す。実験および解析共に、DP2 の方が板厚ひずみピーク値の絶対値は小さいが局所化がより顕著である結果を得た。板厚ひずみピーク値は解析において DP1 では0.162; DP2 では0.135であり、実験において DP1 では0.171; DP2 では0.121であった。以上の比較により、本2相鋼有限要素モデリングおよび解析により、板厚ひずみ集中に関する定量的な評価とひずみ分布の定性的説明が可能であることが確認できたと考える。

4.2 VDI ベンチマーク金型¹¹⁾による成形性評価

板成形時にしわおよび割れが同時に発生するストレッチドロウ金型として1991年第1回 NUMISHEET 国際会議において提案された VDI 金型を用いて有限要素解析および実験を行い、本解析手法の有効性を検討した。Fig. 11 に金型の概略図を示す。DP1 および DP2 を用いた有限要素解析を行い成形後の変形形状および板厚ひずみ分布を Fig. 12(a-1), (a-2) に比較して示す。図中 A 部の突起下部のダイコーナー流入部に DP1 および DP2 共に板厚ひずみの局所化が生じていることがわかる。フェライト含有率が高い DP1 は伸び性が良好であり、ひずみ集中は生じるものの硬化が適度に生じることでダイコーナー部の絞り込み量は DP2 に比べてより大きい結果を得た。Fig. 12(b-1), (b-2) にプレス成形実験によって得た板材の変形形状およびしわ・割れの発生の様子を示す。DP2 の場合は、実験において突起

Fig. 7 Tool set-up geometry for square cup drawing

Fig. 8 Thickness strain distribution at 20mm punch stroke

Fig. 9 Experimental shapes at 20mm punch stroke

Fig. 10 Comparisons of numerical analyses and experiments by thickness strain distribution along 45° line

Fig. 11 VDI tool geometry

Fig.12 Deformed shapes with thickness strain distributions of DP1 and DP2, comparing with experiments

Fig. 13 Measured line M'M''

Fig. 14 Thickness strain distribution along M'M'' line

下部で割れを生じていることが確認された。いっぽう DP1 は割れが生じておらず、さらにフランジ部ダイコーナー付近において材料流入による板厚増加を示した。Fig. 13 に示す M'M'' 線上で計測した板厚ひずみ分布を有限要素解析結果と比較して Fig. 14 に示す。突起下部の板厚ひずみピーク値は解析では DP1 で 0.191 であり、DP2 で 0.153 であった。同様に実験では DP1 は 0.142 であったが、DP2 の場合は破断を生じた。解析結果と同様に DP1 はフランジ部ダイコーナー部で材料流入による板厚増加を示した。DP1 が材料流入によりひずみの局所化を緩和することを解析・実験ともに示した。

5. 結 言

本研究では、フェライト・マルテンサイト 2 相鋼を対象とした仮想 2 相鋼材料結晶塑性有限要素モデリング手法を提案した。フェライト・マルテンサイト単相の結晶方位分布および応力-ひずみ関係より仮想 2 相鋼材料を創製し、角筒絞りおよび VDI 金型による成形過程の変形および板厚ひずみ分布を解析した。実際に創製した 2 相鋼材料による成形実験結果との比較により、本仮想 2 相鋼材料有限要素モデリング手法の有効性を確認できたと考える。

参 考 文 献

- 1) 鳥塚史郎・長井寿・佐藤彰: 塑性と加工, **42**-483 (2001), 287-292.
- 2) 萩原行人・新倉正和・下斗米道夫・阿部義男・城田良康: 同上, **42**-484 (2001), 36-41.
- 3) 仲町英治・濱田佳紀: 同上, **39**-446 (1998), 252-256.
- 4) Nakamachi, E., Xie, C.L. & Harimoto, M.: Int. J. Mech. Sci., **43** (2001), 631-652.
- 5) Xie, C.L. & Nakamachi, E.: Int. J. Plasticity, **18** (2002), 617-632.
- 6) 長島晋一: 集合組織, (1984), 丸善(株).
- 7) Taylor, G. I.: J. Inst. Metals, **62** (1938), 307-324.
- 8) 高橋寛: 多結晶塑性論, (1999), 52-76, コロナ社.
- 9) 富田佳宏: 数値弾塑性力学, (1990), 106-201.
- 10) 日本塑性加工学会 編: 非線形有限要素法, (1994), 105-128, コロナ社.
- 11) Proc. of Int. Conf. of FE-Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes in automotive Industry, (1991).
- 12) Pan, D. & Rice, R. J.: Int. J. Solids Structure, **19**-11 (1983), 973-987.