

強度・延性バランス向上のための複相組織特性の制御指導原理 を与えるシミュレーション法の構築

大阪大学大学院 工学研究科 マテリアル生産科学専攻
教授 大畑 充
(平成25年度一般研究開発助成 AF-2013003)

キーワード: 複相組織材料, 延性, 相当塑性歪, 応力多軸度, 損傷モデル, シミュレーション

1. 諸言

薄鋼板の加工性・成形性の向上を図るため、強度と延性のバランスに優れた複数の組織を混合した複相組織材料が積極的に用いられている。しかし、複相組織を構成する各相のどのような特性をどのように制御すべきか、またこのような不均質の組織形態をどのように制御することが革新的な鋼材特性の発現に効果的であるかの指針は必ずしも得られていない。

本研究では、複相組織鋼材を構成する各相の機械的特性と組織形態の情報のみから複相材の強度ならびに延性破壊限界を予測するアプローチに基づき[1-4]、複相組織材料(本研究ではフェライト-マルテンサイト二相組織を有する DP 鋼: Dual phase steel を対象とする)の組織因子と延性破壊限界の関係をシミュレーションにより明確にすることを目的とする。本手法は、不均質組織に起因する応力/歪の局在化挙動に影響を及ぼす組織形態を再現する三次元不均質組織モデルを導入し、ポイド形成に至るまでの微視的な延性損傷進展を再現する損傷モデルを適用することで、ポイドの形成とそれらの相互作用をも考慮したき裂の進展挙動をシミュレートするものである。そこで、第二相分率が異なる二種類の DP 鋼を対象とし、本シミュレーション手法を用いて DP 鋼を構成する各組織(フェライト相とマルテンサイト相)の機械的特性と組織形態の情報のみから、DP 鋼の強度・延性特性の予測を試み、その適用性の検証を行った。

2. 三次元延性損傷シミュレーション法

2. 1 アプローチ[1-3]

提案したシミュレーション法による二相組織材料の延性破壊限界の予測のためのアプローチを図 1 に示す。これは、二相組織を構成する各相の単相多結晶材料としての機械的特性の情報と、組織形態 (Morphology) の情報から、二相材料の延性破壊限界を予測することをねらったアプローチであり、後述する「三次元不均質組織形態モデル」と「延性数理損傷モデル」を組み合わせたシミュレーション法である。必要な各相の機械的特性は、丸棒引張試験などで得られる「応力-歪曲線」と、切欠き先端半径を変化させた円周切欠き付丸棒引張試験から得られる「延性の応力多軸度依存特性」である。

2. 2 三次元不均質組織形態モデル化手法

不均質組織形態の影響を考慮した複相組織鋼の応力/歪の局在化挙動を再現するには、相間の強度的不均質に起因する塑性拘束の影響を考慮する必要性から、三次元モデルを用いることが望ましい(一般に、平面ひずみ状態での塑性拘束よりも、強度不均質がもたらす塑性拘束の方が大きくなる)。そこで、対象とする複相材料の組織形態の統計的性質を再現可能な三次元不均質組織モデル

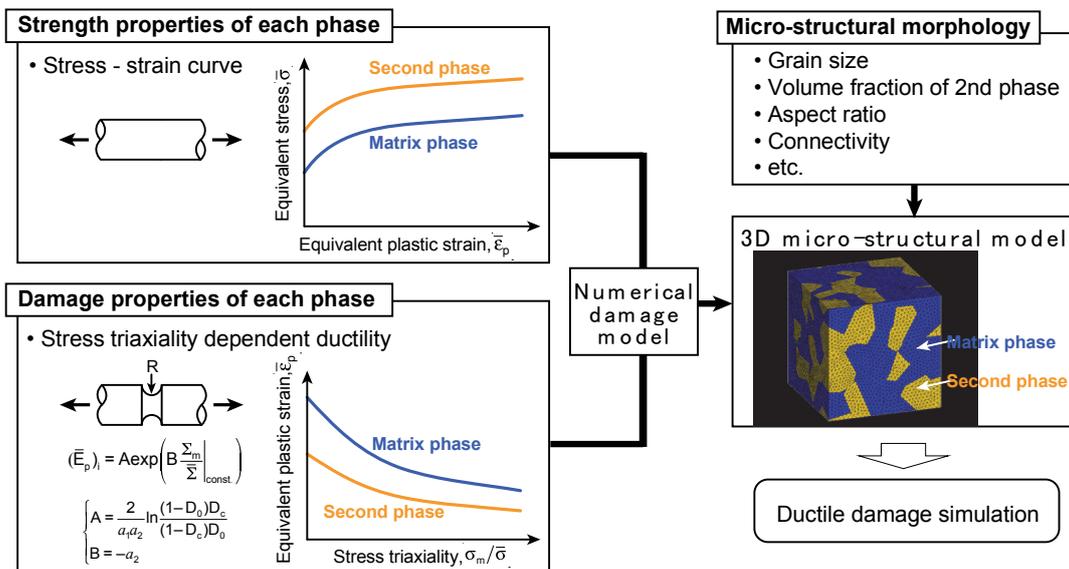


図 1 提案する二相組織鋼の延性破壊限界の予測手法

ル化手法を構築した。図 2 にその手順を示す。まず、(a) ある領域内に存在する全結晶粒数に相当する母点をランダムに分布させる。次に(b)Voronoi tessellationによって三次元結晶粒モデルを作成し、(c)第二相分率から決まる結晶粒数に応じて第二相をランダムに選択する。最後に(d)自動メッシングにより有限要素分割を行う。本手法により、実材料の組織形態を模擬する解析モデルを作成することができるが、現在では、母点の分布方法や第二相の選択方法を工夫することで、より実組織形態に近いモデルの作製を可能としている。

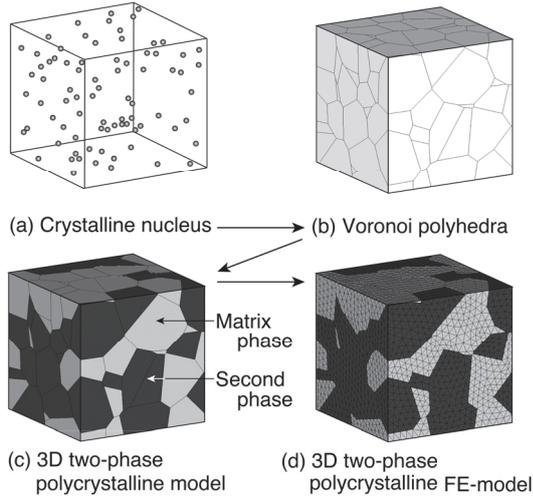


図 2. Voronoi 分割による三次元不均質組織形態モデル化手法

2. 3 延性損傷数理モデル

材料中で巨視的なポイドや微視き裂が形成されるまでに、多軸応力下における塑性歪の増加による材料損傷進展と、それに伴う剛性の低下を再現する延性数理損傷モデルを構築した[1-4]。材料の損傷は、タンブル化した転位などの格子欠陥の増大/成長や微小な介在物を起点としたナノ・サブミクロンサイズのポイドの発生・成長と捉え、この微視的損傷が蓄積することでマイクロポイド/マイクロクラックが形成されると考えるものである。本モデルでは、微視的損傷増加を体積歪増分の塑性成分とする損傷度 D を想定した。

$$dD = (1 - D)dE_m^p \quad (1)$$

ここで、 dE_m^p はユニットセルの体積歪増分の塑性成分である。この損傷度 D の増加とそれによる剛性の低下を連成させるため、式(2)に示す Gurson-Tvergaard[5,6]の多孔質体の損傷モデルをベースとした新しい塑性ポテンシャル関数を提案した。

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + a_1 D^* \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) - 1 = 0 \quad (2)$$

ここで、 D^* は有効損傷度、 $\bar{\Sigma}$ は損傷を含むユニットセル

の、また $\bar{\sigma}$ は材料マトリックスの相当応力 (相当塑性歪の関数)、 Σ_m はユニットセルの平均垂直応力である。流動応力が応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\sigma}$ の影響を受けることを加味しており、塑性歪増加に伴う損傷進展が高応力多軸度によって促進されることが反映される。 a_1, a_2 は材料定数 (損傷パラメータ) であり、提案した塑性ポテンシャル関数から導かれる式(3)との対応から、当該材料 (構成組織) の限界相当塑性歪と応力多軸度との関係式である損傷限界曲線から一義的に決定できる。

$$(\bar{E}_p)_i = A \exp\left(B \frac{\Sigma_m}{\bar{\Sigma}} \Big|_{\text{const.}}\right), \quad (3)$$

$$\text{where } \begin{cases} A = \frac{2}{a_1 a_2} \ln \frac{(1 - D_0) D_c}{(1 - D_c) D_0} \\ B = -a_2 \end{cases}$$

ここで、 $(\bar{E}_p)_i$ はマイクロポイド/マイクロクラックが形成し始める塑性歪 (損傷限界塑性歪) である。すなわち、シミュレーションに必要な全ての材料パラメータが、平滑丸棒試験片と円周切欠き付丸棒試験片の引張試験の結果 (「応力-歪曲線」と「延性の応力多軸度依存性」) のみから決定できる (図 1 参照)。

3. シミュレーションのための材料パラメータ決定

3. 1 供試材

本手法の適用性を検証するため、フェライト-マルテンサイトの二相組織を有する板厚 6 mm の二種類の DP 鋼を作製した。また、これらを構成するフェライト相とマルテンサイト相を模擬した単相鋼を供試材として作製した。

フェライト単相鋼 (F) 及びマルテンサイト単相鋼 (M(DP-A) と M(DP-B)) の平滑丸棒試験片の引張試験で得られた、公称応力-公称ひずみ関係を図 3 に比較して示す。また、得られた機械的特性を表 1 に整理して示した。マルテンサイト単相鋼の強度はフェライト単相鋼の強度に比べてかなり高く、降伏応力で約 3.6 倍、引張強さで約 2.9 倍の強度を有している。一方、マルテンサイト単相鋼の伸び特性はフェライト単相鋼に比べて小さく、一様伸びは約 1/4 程度に小さい。

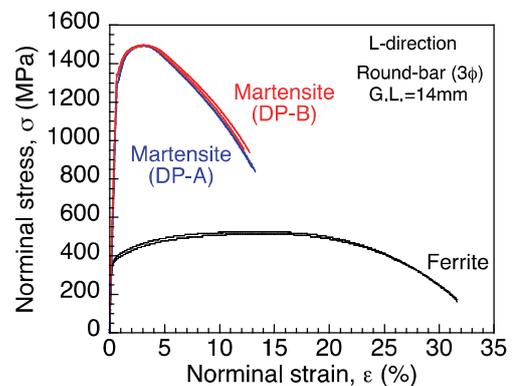


図 3 丸棒引張試験結果

表 1 丸棒引張試験で得られたフェライト単相鋼とマルテンサイト単相鋼の機械的特性

L-direction	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_T (MPa)	YR	SrY	SrT	ϵ_T (%)	ϵ_F (%)	RA (%)
F (Ferrite)	371	519	0.72	-	-	13.5	31.5	87.2
M (DP-A) (Martensite)	1333	1491	0.89	3.59	2.88	3.1	12.7	62.3
M (DP-B) (Martensite)	1364	1496	0.91	3.68	2.88	3.2	12.1	56.1

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_T : Tensile strength, YR : Yield-to-tensile ratio ($\sigma_{0.2}/\sigma_T$), SrY : Mismatch ratio in yield stress, SrT : Mismatch ratio in tensile strength, ϵ_T : Uniform elongation, ϵ_F : Elongation (G.L. = 14 mm), RA : Reduction in area

3. 2 パラメータ決定

使用した DP 鋼を構成するフェライト相およびマルテンサイト相と同じ特性を有する多結晶単相材料の材料特性を決定し、提案したシミュレーション法に基づいて微小引張試験で得られた DP 鋼の強度特性ならびに延性破壊挙動を予測する。

シミュレーションに必要な材料特性は、DP 鋼を構成する各相の丸棒引張試験より応力-ひずみ曲線を、また、円周切欠き付丸棒引張試験から得られる延性の応力多軸度依存性から損傷パラメータ a_1, a_2 を決定した。

実験で得られた全ての試験片のき裂発生変位を FEM 解析の結果と照らし、延性き裂発生部の相当塑性ひずみと応力多軸度の関係を決定した。本研究ではこの特性を「延性の応力多軸度依存特性」と称する。延性き裂発生直前になってマイクロボイドが急激に増加するという観察結果を基に、 $(\bar{\epsilon}_p)_{cr}$ の 80% のひずみレベルを損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ (損傷進展が加速され始めるひずみ) として仮想した。これらの応力多軸度の履歴と損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ から、式(3)に基づいて表 2 のように材料定数 a_1, a_2 を決定した。

このようにして決定した、シミュレーションに用いるフェライト相及びマルテンサイト相の相当応力-相当塑性ひずみ関係と、延性の応力多軸度依存特性(式(3)の特性を図示したもの)を図 4 にあわせて示した。マルテンサイト相の延性は応力多軸度の依存性が顕著で、応力多軸度が高くなると極端に延性が

低いことがわかる。

表 2 損傷パラメータ

	a_1	a_2
F	2.00	0.82
M(DP-A)	0.19	3.17
M(DP-B)	0.29	3.12

4. 延性破壊境界の予測シミュレーション

4. 1 三次元不均質組織形態を再現した微小試験片モデルの作製

実験を行った第二相分率がそれぞれ 10%及び 29%の DP-A 鋼及び DP-B 鋼を対象として、三次元不均質組織形態モデル化手法を用いて、実験と同じ形状・寸法の微小引張試験片のシミュレーションモデルを作製した。なお、実験には、平行部断面が 0.2mm x 0.2mm の微小引張試験片を用いた。組織観察の結果から得られたマルテンサイトの平均結晶粒径とマルテンサイト分率を再現し、図 5 に示すような実験で用いた微小試験片そのものの解析モデルを作製した。平行部の 1/4 部分をモデル化し、不均質組織形態モデルは試験片中央部を挟んで 0.5mm の範囲のみに配置した。要素は 4 節点 4 面体要素を用い、平均要素寸法は 1 μm 、節点数は 35,705 で要素数は 187,551 である。

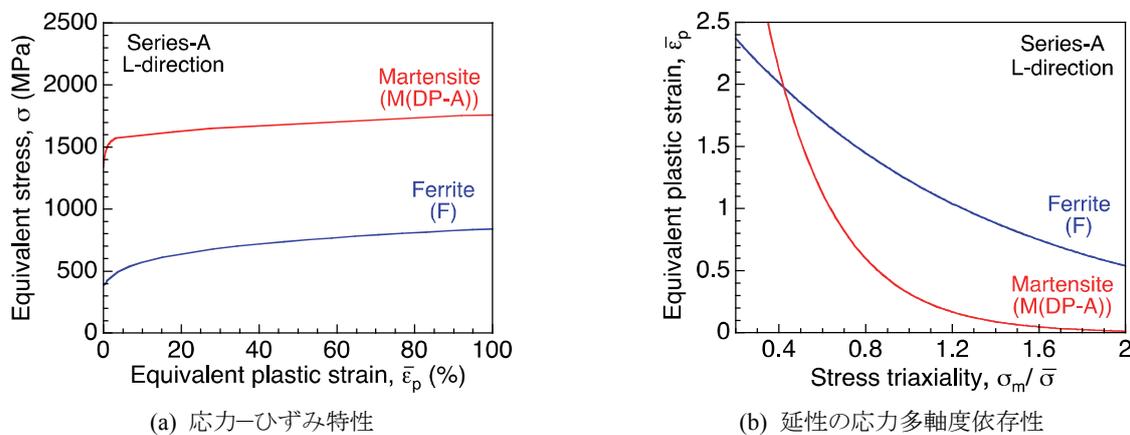


図 4 シミュレーションに用いるフェライト相及びマルテンサイト相の材料特性

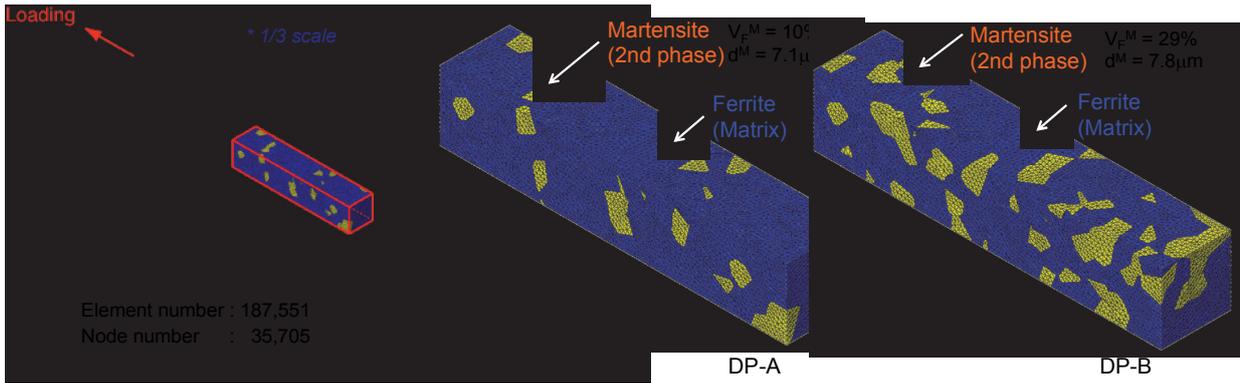


図5 シミュレーションに用いた三次元不均質組織形態を再現した微小引張試験片モデル

4. 2 延性破壊挙動・破壊限界のシミュレーション

本シミュレーションで得られた公称応力と公称歪の関係を実験結果と比較して図6に示す。いずれも一様伸びまでの応力-歪曲線は両者で良く一致しており、フェライト相内やマルテンサイト相内の不均一性(結晶方位等)を考慮しない三次元不均質組織モデルにおいても十分な精度で再現できることがわかった。また、図7には、シミュレーションで得られた機械的特性を実験結果と比較して示しているが、降伏応力、引張強さ及び一様伸びに及ぼす第二相マルテンサイト分率の影響を予測可能であ

ることがわかった。さらに、くびれを生じてから破断に至るまでの挙動も実験結果をかなり良好に再現できることがわかった。

そこで次に、組織不均質がもたらす応力/ひずみの局在化挙動と、それに起因した損傷進展挙動についての考察を行った。第二相分率が異なるDP-A鋼及びDP-B鋼の微小試験片を対象として、それぞれの一様伸びレベル(DP-A鋼： $\epsilon_T=12\%$ 、DP-B鋼： $\epsilon_T=9\%$)まで引張公称ひずみを付与したときの相当塑性ひずみと応力多軸度の分布、また、損傷率 D^*/D_{cr}^* (D_{cr}^* :各相の限界損傷度)の分布を比較して示した。試験片内部において、マルテン

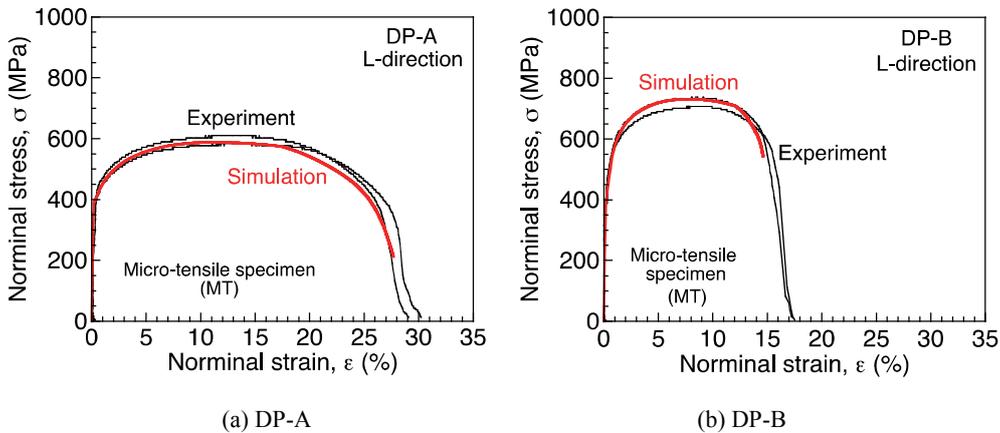


図6 微小引張試験及びそのシミュレーションで得られた公称応力-公称ひずみ関係の比較

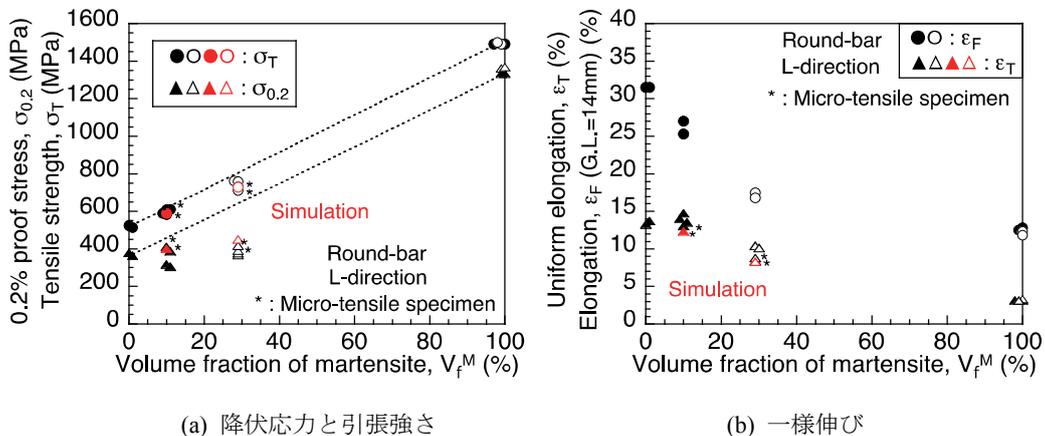


図7 強度特性のマルテンサイト体積率の影響のシミュレーション結果と実験結果の比較

サイトを通るある軸線上の相当塑性ひずみ、応力多軸度及び損傷率 D^*/D^*_{cr} の分布を図 8 に整理して示した。これを見ると、いずれの DP 鋼においてもフェライト-マルテンサイト境界近傍のフェライト相にてひずみの集中挙動が見られ、外付与ひずみの 2 倍程度の上昇が見られる。さらに、そのような境界近傍のフェライト相内では応力多軸度が極端に高められており、その結果、一様伸びレベルの外付与ひずみレベルにも関わらず損傷の進行がみられたものと言える（応力多軸度が高くなると限界ひずみが低下する：図 4(b)参照）。一方、硬質のマルテンサイト相内ではひずみの分配は小さいが、応力多軸度も極端に小さい値を示している。均質連続体を想定した場合には、一様伸びレベルの外付与ひずみレベルでは応力多軸度は試験片内で一様で、1/3（一軸引張応力状態）となるにも関わらず、それよりも低い値を呈している。応力多軸度が小さくなると延性は大きくなるため、マルテンサイト相ではほとんど損傷が進行しないことが、このことから説明付けられる。

以上のように、マルテンサイト分率が 10%及び 29%の DP 鋼（DP-A 鋼と DP-B 鋼）に、一様伸び相当の一軸引張りひずみを与えた時には、二相組織境界のフェライト相側での損傷進展が主体的となることがわかった。ただ

し、この時点では、ボイドが形成されるまでの損傷蓄積は見られない。また、試験片内部ではマルテンサイト相内での損傷はほとんど進行しない傾向にあることがわかった。この挙動は、実験において、いずれの DP 鋼においても一様伸び相当の外付与ひずみレベルでは、二相境界のフェライト相側（引張軸に垂直な界面近傍のフェライト相）で極わずかにボイドが見られた挙動と良く対応しているものと言える。

次に、シミュレーションで得られた一様伸び以降の損傷進展挙動と最終破断挙動について実験結果と比較考察した。図 9 は、外付与ひずみの増加にともなう損傷の進行挙動を見るために、いずれも破断寸前の負荷レベルにおいて、損傷率 D^*/D^*_{cr} の分布と限界損傷度に達して破断した要素の分布状況を示したものである。実験での観察結果と同様に、DP-A 鋼では、引張軸に垂直な二相境界近傍のフェライト相側にて損傷限界に達した要素（ボイドと称することとする）の数が増加し、ある領域ではかなり塊状に発達して引張軸方向に近接するマルテンサイト間全体に及んでいる様子がうかがえる。また、このような発達した塊状のボイド間で引張軸に対して斜め方向に損傷が局在化している様子もうかがえ、これらのボイド間でせん断的に連結して最終破断に至る様子が再現された。実験での

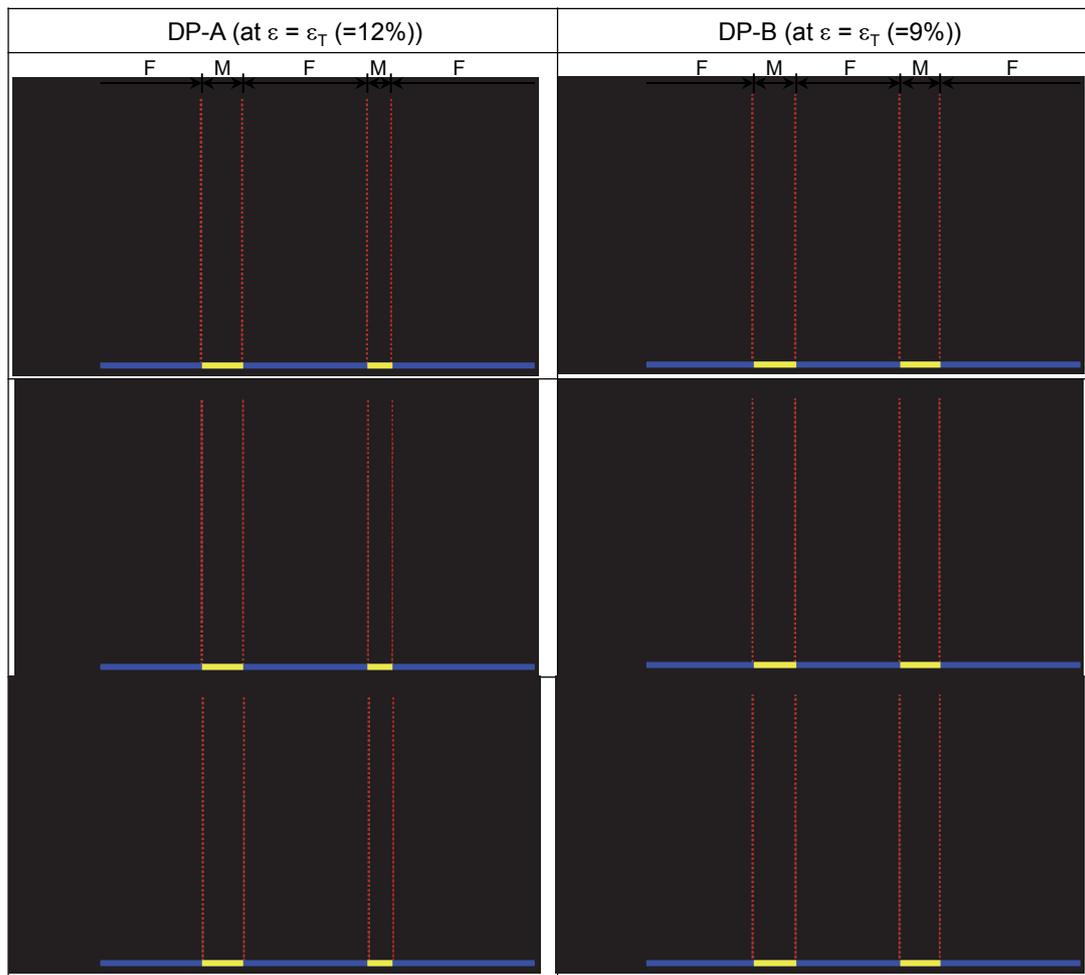


図 8 試験片内部のマルテンサイトを通る軸線上の相当塑性ひずみ、応力多軸度及び損傷率 D^*/D^*_{cr} の分布

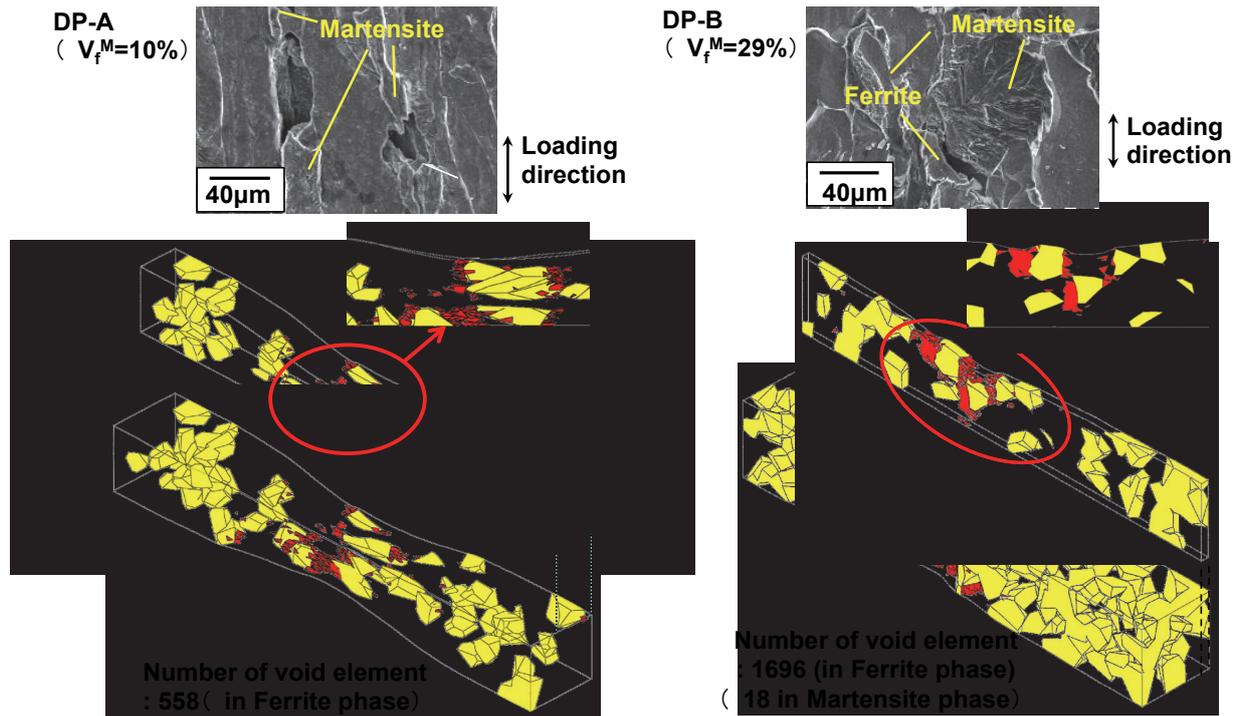


図9 延性き裂の形成挙動

破断面のディンプルの様子からも、マルテンサイト相を分断するのではなく、フェライト相のせん断により最終破断に至ると推察された挙動を再現できたものと言える。一方、DP-B 鋼においても、実験・観察結果と同様に、引張軸に垂直な二相境界近傍で発生したボイドが比較的容易に境界に沿うように進展して最終破断に至る様子が再現できた。

以上のように、本シミュレーションにより、微視的な損傷進展挙動がほぼ再現できることが検証され、その結果として、破断限界値が精度良く予測できた。

5. 結言

フェライト-マルテンサイトの二相組織鋼材 (DP 鋼: Dual phase steel) を対象として、提案する延性損傷シミュレーション手法を用いて各相の機械的特性と組織形態の情報のみから延性破壊限界の予測を試みた。提案シミュレーションにより、微小試験片の引張試験で得られた応力-歪関係や、くびれ後から延性破断に至るまでの微視的損傷挙動、ならびに破断限界を比較的精度良く予測する

ことができた。現状では、2鋼種を対象としての検証にとどまるが、複相組織鋼材を構成する各相の特性とその幾何学的な存在形態といった微視的組織特性と、マクロな強度・延性特性を結びつける延性損傷モデルを構築することができた。

参考文献

- [1] M. Ohata, M. Suzuki, A. Ui, F. Minami: *Proc. 17th European Conference on Fracture*, (2008), p.241-248.
- [2] M. Ohata, M. Suzuki, A. Ui, F. Minami: *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, No. 2, (2010), p.277-284.
- [3] M. Ohata, T. Fukahori, F. Minami: *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 19, (2010), p.441-459.
- [4] 大畑, 庄司, 南: *鉄と鋼*, Vol.99, No. 9, (2013), p.573-581.
- [5] A. L. Gurson: *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99, (1977), p.2-15.
- [6] V. Tvergaard and A. Needleman: *Acta Metall*, Vol. 32, No. 1, (1984), p.157-169.