

メゾスケールでの変形と破壊の有限要素解析

Deformation and Ductile Fracture by Using Mesoscale Finite Element Simulations

米村 繁*	久保 雅寛	常見 祐介	前田 大介
Shigeru YONEMURA	Masahiro KUBO	Yusuke TSUNEMI	Daisuke MAEDA
上西 朗弘	広瀬 智史	諏訪 嘉宏	安富 隆
Akihiro UENISHI	Satoshi HIROSE	Yoshihiro SUWA	Takashi YASUTOMI

抄 録

多結晶体の変形は結晶粒界近傍や結晶粒内で不均一である。鉄鋼材料は、巨視的なスケールで優れた特性を発現させるために微視的なスケールでこの不均一性が制御されている。(1) その場 SEM 観察により単軸引張と 2 軸引張における変形にともなう微視組織の変化を観察した。さらに、IF 鋼の 2 軸引張の結晶塑性 FEM 解析により異方硬化の発現機構について考察した。(2) 10% のマルテンサイト体積分率を有する DP 鋼のマイクロボイドの生成を FEM 解析により検討した。FEM 解析は、フェライト粒内のひずみの局在化、マルテンサイトのき裂形成、フェライトとマルテンサイト界面の破壊を適切な精度で予測した。さらに、DP 鋼の延性破壊におよぼす組織間強度差の影響を連続体損傷 FEM により検討した。

Abstract

The deformation of polycrystalline steels are often very heterogeneous both intergranular and intragranular. In the course of steel development, heterogeneity at various scales has been controlled in order to realize superior characteristics at macro scale. In the present study, [1] *In-situ* observation of microstructure evolution was conducted for uniaxial and biaxial tensile deformation using the microscopic biaxial tensile system with EBSD (electron back scatter diffraction) with scanning electron microscope (SEM) analysis. Biaxial tension deformation was simulated by using crystal plasticity FE simulation, the anisotropic work hardening behavior under biaxial tension in polycrystalline IF (interstitial free) steel was microscopically explained from the viewpoints of microstructural evolution. [2] Voids nucleation of dual phase steel with 10% martensite volume fraction was analyzed by meso-scale FE simulations. FE simulations have satisfactorily predicted the strain localization in ferrite, the fracture of martensite islands, and the martensite islands subjected to interface decohesions. Furthermore, the effects of the strength between two phase on the ductile fracture of DP steel will be investigated using finite element simulations with continuum damage mechanics (CDM) model.

1. 緒 言

実用鋼板は、結晶粒、第 2 相、転位セル壁など種々の微視的スケールで不均一構造を有しており、これらによる複合材料効果として巨視的な機械的性質が発現する。例えば集合組織は、弾性、塑性や破壊特性などの力学特性に大きく影響するため、集合組織制御は一つの重要な組織制御因子であることが知られている。自動車鋼板の分野では、板面法線方向に <111> 方位の集積度を高めると深絞り性の指標である r 値が高くなることが知られており、侵入型個溶

元素を極力減らした Ti 添加 IF (Interstitial Free) 鋼が開発され、実用化されてきた。

一方、鉄鋼材料における不均一構造の積極的な活用例としては、DP (Dual Phase) 鋼の強度と延性バランスの向上がよく知られている。一般に、鋼板を高強度化するとそれとともに延性が低下するが、DP 鋼では主相である軟質なフェライト相中に硬質相であるマルテンサイトを分散させることで強度と同時に高い延性を確保している。一般に、実用鋼板の金属組織は複合組織となる場合が多く、硬質相の体積分率だけでなく、サイズおよび形態や分散状態の最

* 鉄鋼研究所 利用技術研究部 主幹研究員 博士(工学) 千葉県富津市新富 20-1 〒 293-8511

適化は、重要な組織制御因子であることが知られている。

近年、計算機能力の急速な進歩を背景に、材料組織から巨視的な機械特性を評価するのに数値シミュレーションを利用する試みが増えている。有限要素法 (FEM: Finite Element Method) を用いた数値解析は材料組織の不均一構造を考慮でき、変形の素過程とその機構の解明、材料の微視組織変化と巨視的な変形特性を定量的に評価できる。

そこで本研究では、その場観察できる SEM (Scanning Electron Microscope) 真空チャンバー内 2 軸引張試験装置を用いて IF 鋼の 2 軸引張変形下での微視組織変化の特徴を明らかにするとともに、結晶塑性 FEM 解析により等 2 軸変形時の加工硬化が単軸引張よりも大きくなる異方硬化挙動の機構を検討する。続いて、DP 鋼の延性破壊に関して、実組織を反映したメゾスケールでの FEM 解析を行い、マルテンサイトの破壊とマルテンサイト/フェライト界面の破壊を予測できることを示す。さらに、2 相組織鋼を対象とした連続体損傷 FEM の解析により、巨視的な変形特性におよぼす組織間強度差の影響を検討する。

2. IF鋼の異方硬化挙動におよぼす微視組織の影響

材料の塑性異方性と加工硬化特性は板材成形で最も重要な機械的性質である。一般に、材料特性は単軸引張試験で評価されるがプレス成形の際に材料に作用するのは多軸応力である。この応力状態での加工硬化特性を測定するために 2 軸引張試験装置が開発され²⁾、種々の金属材料に関して等塑性仕事面を測定し、これまでに数多くの知見が報告されている^{3,4)}。図 1 は IF 鋼板 (板厚 1.2mm, 平均 r 値 1.87) に対して 2 軸引張試験機を用いて等塑性仕事面の測定を行った結果である⁵⁾。

この等塑性仕事面は圧延方向 (方向) の単軸引張応力で無次元化してあるが、変形が進むにつれて等 2 軸近傍の等

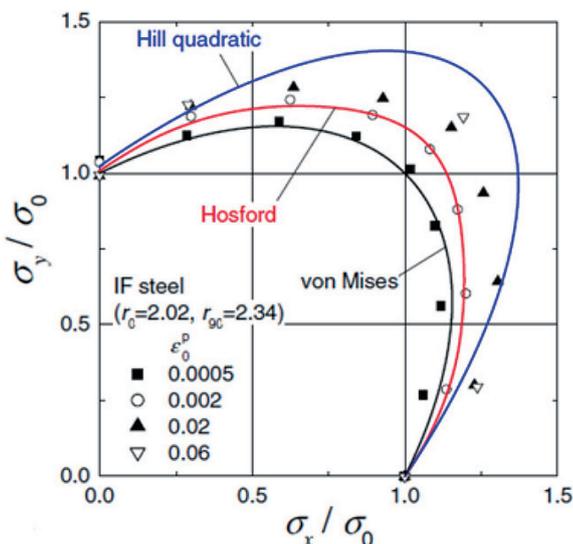


図 1 IF 鋼の等塑性仕事面の測定結果⁵⁾

Experimental data comprising contours of plastic work for IF steel⁵⁾

塑性仕事面がより早く発達するいわゆる異方硬化挙動が観察される。これは等 2 軸引張変形の加工硬化が単軸引張よりも大きいことによるものと考えられている⁴⁾。また、Kubo ら⁶⁾は液圧バルジ試験により等 2 軸引張応力 - 相当塑性ひずみ曲線を測定し、単軸引張応力との比と相当塑性ひずみとの関係を検討しているが (図 2), 異方硬化挙動の物理的要因については十分に解明できていない。

IF 鋼の異方硬化の機構については、池松ら⁷⁾は単軸引張と等 2 軸引張で生成する異なる転位下部組織に着目し、結晶粒内の転位の相互作用が一因であると推察している。その他の要因としては、結晶方位の変化、結晶粒ごとの不均一変形に起因した内部応力の影響などが考えられるが、これらについては検討がなされていない。そこで本研究では、IF 鋼の単軸引張および 2 軸引張変形時の組織変化の特徴をその場観察 (*in-situ* 観察) により明らかにするとともに、この観察データから材料組織の有限要素モデルを作成し、結晶塑性 FEM 解析により異方硬化の機構について検討する。

2.1 実験方法

供試材は、異方硬化挙動 (図 2) を示す極低炭素 IF 鋼 (270 MPa 級鋼板, 板厚 1.6mm, 平均 r 値 1.7) で、図 3 に示す SEM 真空チャンバー内での 2 軸引張試験装置⁸⁾を用いて単軸引張、等 2 軸引張変形時の組織変化を観察した。このとき、真空チャンバー内で試験装置を約 60° 傾斜し、SEM および EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) による組織観察と解析を行いながら引張試験 (初期ひずみ速度: 1.0×10^{-3} /s) を実施した。単軸引張は紙面上下方向の軸のみを用い、等 2 軸引張は 2 方向のストロークモーションを制御することで同期させた。引張試験中の材料組織は張力を保持したまま、視野 200 μ m 四方の領域をその場観察した。このときのひずみは、2 つの結晶三重点の位置を基準にその距離から計測した。

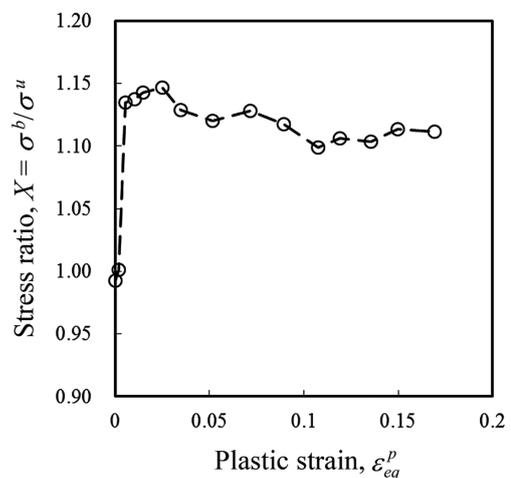


図 2 IF 鋼の異方硬化挙動⁶⁾

Differential hardening behavior of IF steel sheet⁶⁾

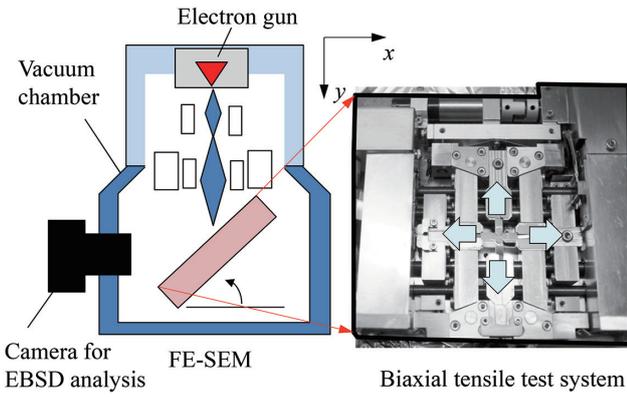


図3 単軸/2軸引張のその場SEM/EBSD観察試験システム⁸⁾
Experimental apparatus for uniaxial and biaxial test with SEM-EBSD analysis⁸⁾

2.2 数値解析方法

2.2.1 結晶塑性モデル

結晶塑性モデルはIF鋼への適用例があるHocらが提案したモデル⁹⁾を用いた。このモデルでは各すべり系のすべり速度は次式で与えられる。

$$\dot{\gamma}^\alpha = \begin{cases} 0 & \text{if } |\tau^\alpha| \leq \tau_c^\alpha \\ \dot{\gamma}_0 \left(\frac{|\tau^\alpha| - \tau_c^\alpha}{\tau_0} \right)^n \text{sign}(\tau^\alpha) & \text{if } |\tau^\alpha| > \tau_c^\alpha \end{cases} \quad (1)$$

ここで、 $\dot{\gamma}_0$ は基準すべり速度、 τ^α はすべり系に働く分解せん断応力、 τ_c^α は臨界分解せん断応力、 τ_0 は温度依存のある摩擦抵抗、 n はひずみ速度感受性指数の逆数である。 $\dot{\gamma}_0$ 、 τ_0 および n は材料定数である。加工硬化現象は臨界分解せん断応力 τ_c^α の発展として次の式で与える。

$$\tau_c^\alpha = \tau_0 + \tau_\mu^\alpha = \tau_0 + \mu b \sqrt{\sum_\beta d^{\alpha\beta} \rho^\beta} \quad (2)$$

ここで、 μ はせん断剛性率、 b はバーガースベクトルの大きさ、 $d^{\alpha\beta}$ はすべり系 β の転位密度がすべり系 α の臨界分解せん断応力におよぼす影響を表現する相互作用行列、 ρ^α はすべり系 α の転位密度である。 μ 、 b および $d^{\alpha\beta}$ は材料定数である。転位密度 ρ^α はその時間発展として次式で表される。

$$\dot{\rho}^\alpha = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{L^\alpha} - 2Y_c \rho^\alpha \right) |\dot{\gamma}^\alpha| \quad (\text{no sum on } \alpha), \quad \rho^\alpha(0) = \rho_0$$

$$L^\alpha = K \left(\sum_{\beta \neq \alpha} \rho^\beta \right)^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

ここで、 L^α はすべり系 α の転位の平均自由行程、 Y_c は転位のダイポール形成による対消滅に関連した特徴長さ、 K は林転位による切り合い効果代を決める材料定数である。上式により林転位による転位密度の増加と対消滅による転位密度の飽和を表現している。解析では、 $\{110\}\langle 111 \rangle$ と $\{112\}\langle 111 \rangle$ の24すべり系を仮定し、相互作用行列 $d^{\alpha\beta}$ (表1)はすべり系のバーガースベクトルの方向とすべり面の関係によって重み付けを変更した。なお、材料定数は、Hocら⁹⁾がTi添加IF鋼の解析に適用したのものを用いた。

表1 転位の相互作用行列⁹⁾
Interaction matrix of dislocation⁹⁾

Slip systems	$\{110\} \cap \{110\}$	$\{110\} \cap \{112\}$	$\{112\} \cap \{112\}$
Same	d_0	—	$k_{s0} d_0$
Collinear	$k_1 d_0$	$k_{p1} d_0$	$k_{s0} k_1 d_0$
Not collinear	$k_2 k_1 d_0$	$k_{p2} k_{p1} d_0$	$k_{s0} k_2 k_1 d_0$

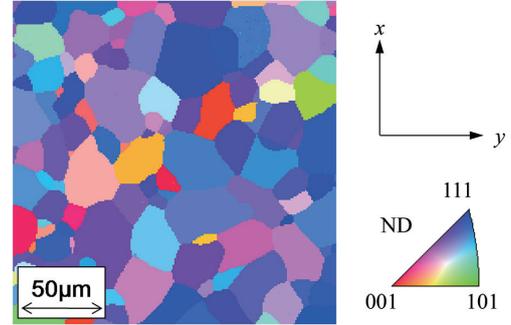


図4 SEM-EBSD法により得られた逆極点図¹⁰⁾
Inverse pole figure obtained by the SEM-EBSD method¹⁰⁾

2.2.2 有限要素モデル，境界条件

SEM-EBSD法により得られた組織の画像データと結晶方位分布(図4)から有限要素モデルを作成した¹⁰⁾。結晶方位分布は $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の領域に対して $1\mu\text{m}$ 間隔で測定したのものを用いた。ここではOIM (Orientation Imaging Microscopy) Analysisを用いて隣接する測定点の方位差が 5° 以上の場合を粒界とした結晶粒を作成し、粒を代表する平均方位を決定した。さらに、これら測定点ごとに立方体の有限要素を作成し、これに属する結晶粒の代表方位を反映した解析モデルを作成した。解析モデルは板厚方向に要素を1つ配置し、40000要素に分割した。ここで、 x 方向が材料の圧延方向、 y 方向が圧延直交方向であり、解析モデルの x 方向と y 方向の端面の節点に対して単軸引張と等2軸引張に相当する変位を与えた。

2.3 結果および考察

2.3.1 SEM/EBSD法による組織変化のその場観察⁶⁾

単軸引張と等2軸引張における塑性変形にともなう材料組織の変化は、EBSDによるその場観察により分析した。図5に圧延方向への単軸引張、図6に等2軸引張変形中のND方向の逆極点図結晶方位マップ(IPF: Inverse Pole Figure)とTaylor Factor¹¹⁾マップを示す^{6, 8, 12)}。ここでNDは、板面法線方向(Normal Direction)である。Taylor Factorは、単軸引張、等2軸引張それぞれの条件下で各測定点に対して $\{110\}\langle 111 \rangle$ と $\{112\}\langle 111 \rangle$ のすべり系を仮定して計算した。

IF鋼の集合組織はND// $\langle 111 \rangle$ 方位群である γ -fiberへの集積度が高い(図4)。圧延方向への単軸引張変形により、試料表面の凹凸が大きくなり測定は難しくなるが、結晶回転により結晶方位が変化する結晶粒が存在することや同一の結晶粒に着目して観察すると結晶粒内に方位変化が生じ

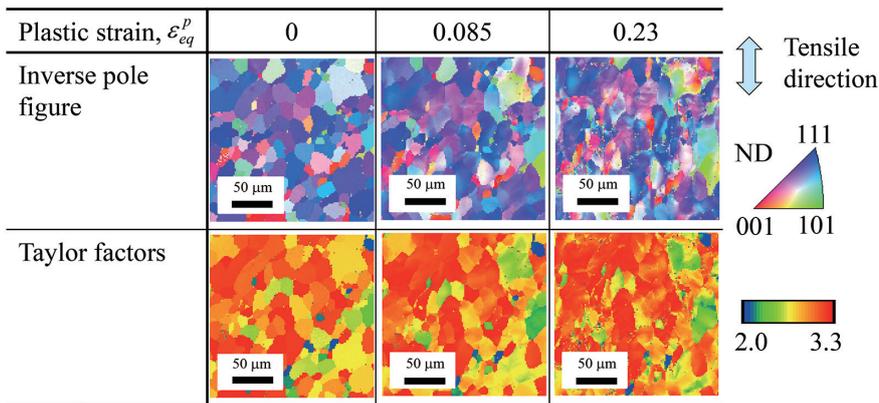


図5 単軸引張による IPF map, Taylor factors map の変化⁶⁾
 IPF and Taylor factors maps during uniaxial tensile test⁶⁾

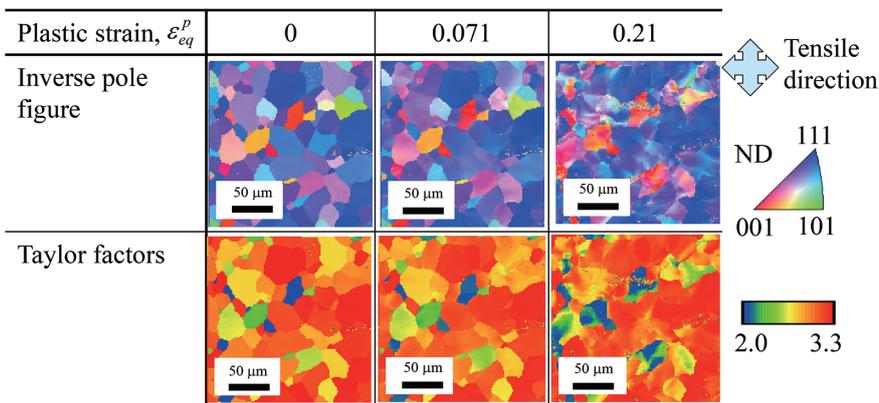


図6 等2軸引張による IPF map, Taylor factors map の変化⁶⁾
 IPF and Taylor factors maps during biaxial tensile test⁶⁾

ていることがわかる(図5上)。一方、等2軸引張変形では、変形により ND//<111> と <100> 方位が発達することや、結晶粒内での方位変化が観察される(図6上)。単軸引張と等2軸引張変形の Taylor Factor を比較すると、等2軸引張では濃い青から赤まで変化し、単軸引張のそれより幅が大きいことがわかる。単軸引張では変形とともにほぼ全ての結晶粒で Taylor Factor は増加する傾向を示すが、等2軸引張ではその値が増加するものもあれば減少する結晶粒も観察された。

異方硬化挙動の機構について以下に考察する。等2軸引張は単軸引張と比較して変形の進展とともに Taylor Factor の値の幅が拡大した。このことから、等2軸引張においては、変形とともに結晶粒間の変形抵抗の差が大きくなり、結晶粒間の不均一変形がより顕著になったと推察される。また、単軸引張、等2軸変形ともに結晶粒内に方位変化が観察された。これは結晶粒の結晶方位やそれを取り囲む隣接粒の存在に起因した粒内不均一変形によるものと考えることができる。これら変形にともなう材料組織の変化が異方硬化挙動の要因の一つだと思われる。

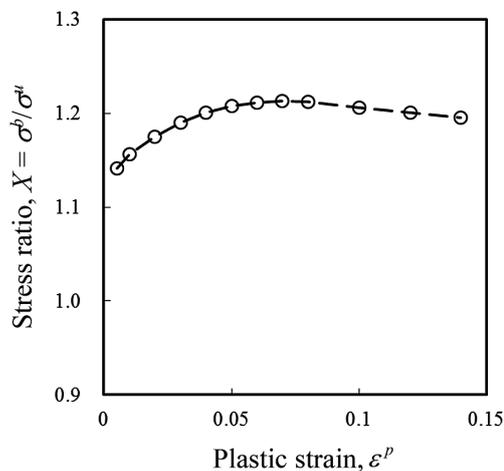


図7 IF鋼の異方硬化挙動(解析)¹⁰⁾
 Differential hardening behavior of IF steel sheet by crystal plasticity analysis¹⁰⁾

2.3.2 結晶塑性FEMによるIF鋼の2軸引張シミュレーション

観測された異方硬化の機構について考察するため、結晶塑性FEMにより単軸と等2軸引張変形のシミュレーションを実施した。図7に相当塑性ひずみ ε_{eq}^p と等2軸引張応力 σ^b 、単軸引張応力 σ^u との比 $X = \sigma^b / \sigma^u$ の関係を示す。計算した応力比 X は、塑性ひずみ ε_{eq}^p が 0.07 程度までは増加

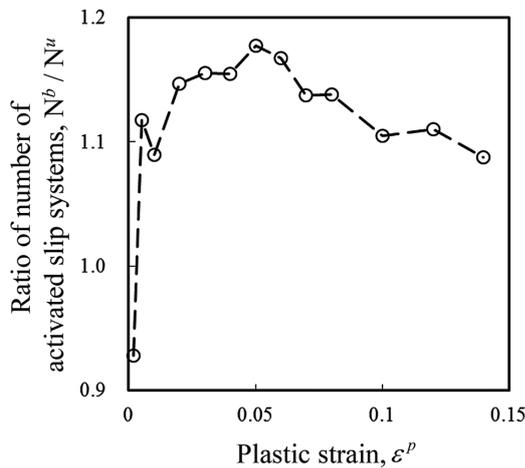


図8 単軸変形と2軸変形で活動したすべり系の数の比
Ratio of number of activated slip system of uniaxial and biaxial deformation

し、 $\epsilon_{eq}^p = 0.07$ 近傍で最大値を示した後、緩やかに低下した。この結果は図2の実験結果と比較して、異方性の大きさや最大値が現れる塑性ひずみの大きさは異なるものの、低ひずみ域で等2軸引張の方がより大きな加工硬化を示し、その後、徐々に単軸引張と等2軸引張の応力の比が小さくなる実験の傾向を良好に再現している。

IF鋼の異方硬化挙動には転位の相互作用の影響が指摘されている¹³⁾。そこで転位の相互作用の強さを示す指標として活動したすべり系の数に着目し、その影響を評価した。すべり系のすべり変形は各要素の積分点ごとに計算されるので、ここでは、積分点ごとに活動すべり系の数の平均を算出し、等2軸引張の活動すべり系の数 N^b と単軸引張の活動すべり系の数 N^u の比を計算した(図8)。計算した活動したすべり系の数の比は変形の初期に大きく増え、塑性ひずみ0.05近傍で最大値を観測し、その後は徐々に減少する。この傾向は図7の異方硬化挙動の傾向を再現しており、すべり系間の相互作用が異方硬化の要因の一つだと考えられることができる。

材料の変形応力は各すべり系に存在する可動転位が受ける応力の総和であるが、それらは同じすべり系に属する転位からの自己硬化と、ほかのすべり系に属する転位からの潜在硬化に起因する¹³⁾。等2軸引張変形においては、変形初期のすべり系と結晶回転により活動するようになった新たなすべり系間の相互作用により大きな加工硬化が現れたと考えられる。

3. DP鋼の延性破壊シミュレーション¹⁴⁾

3.1 実験方法

実験に供した鋼板は、引張強さが590MPa級のDP鋼板である。ここでは、Fe-0.067C-0.5Si-1.5Mn (mass%)よりなる化学組成の鋼を真空溶解し、800℃で板厚1.8mmまで仕上げ圧延を行った後、650℃まで空冷し、その後、室温まで水冷し、フェライトとマルテンサイトからなるDP鋼を作

製した¹⁵⁾。この鋼板のマルテンサイト体積分率は10%である。

引張変形にともなう鋼板のポイド形成挙動のその場観察は、レーザー顕微鏡上に設置した微小引張試験装置により実施した。引張試験片は1.8mm厚の鋼板板厚中央部より0.08mm厚の試験片を切出し、半径0.4mmの切欠き部を設けたものとした(図9)。また、フェライトとマルテンサイトが判別できるように試験片表面にレペラーエッチングを施した。これによりマルテンサイトを白く、フェライトを黄銅色に着色した。引張試験のひずみは引張方向に100 μ m離れた2つのマルテンサイトの距離から計測した(図10)。

3.2 数値シミュレーション方法

シミュレーションには試験片全体(Level1)の引張変形解析の変位履歴をその場観察した領域(Level2)の境界条件とするサブモデリング手法を採用した。巨視的な変形挙動をシミュレートする引張試験の解析は、試験片切欠き部中央から長手方向に1.4mmの領域をモデル化し、それを6面体ソリッド要素で要素数59410、節点数72276に分割し、上下両端に対して ± 0.035 mmの変位を与えた(図11)。この全体解析では、材料は巨視的には均質材であると仮定し、鋼板の加工硬化は引張試験結果を近似することで同定したSwift則

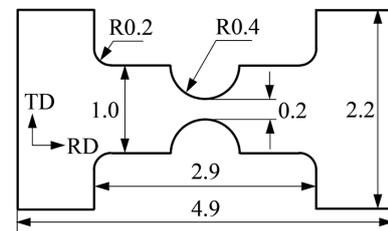


図9 板厚中心部から切り出した微小引張試験片¹⁴⁾
Micro-tensile specimen cut out from the thickness center
(all dimensions in mm, thickness: 0.08mm)¹⁴⁾

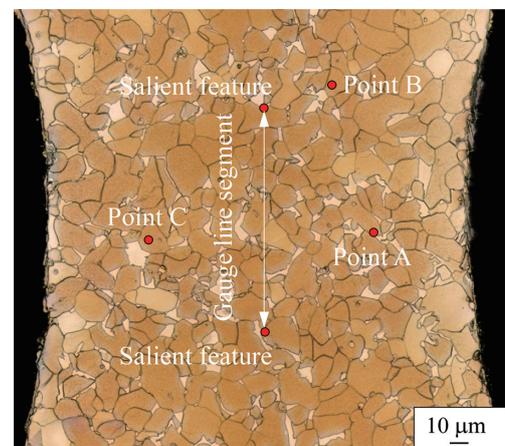


図10 シミュレーションとの比較に用いたその場観察用引張試験片の初期組織¹⁴⁾
Micrograph showing the initial microstructure of the *in-situ* specimen that as reference for simulations¹⁴⁾

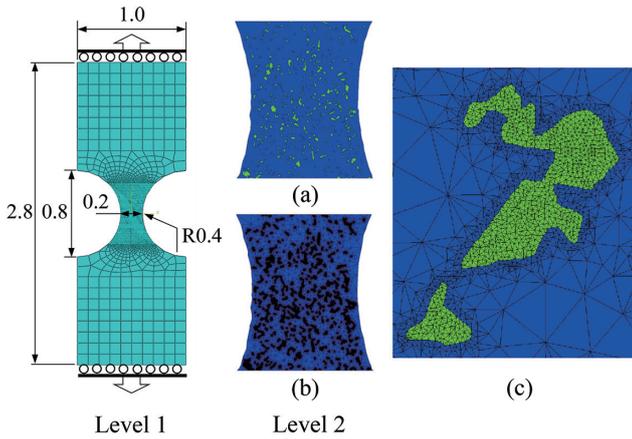


図11 解析モデル (Level1: 全体解析モデル, Level2: その場観察領域の有限要素モデル)¹⁴⁾

Left: Front view of 3D-mesh of level1-domain and schematic illustration of the boundary conditions (all dimensions in mm) Right: Generation of mesh of the level2-domain (a) Segmented image, (b) Front of the pentahedric mesh, (c) Showing a higher mesh density around the martensite islands¹⁴⁾

$$\sigma_{eq} = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_{eq}^p)^n \quad (4)$$

を用いた (σ_{eq} : 相当応力, ε_{eq}^p : 相当塑性ひずみ, $K=1208$ MPa, $\varepsilon_0=0.003$, $n=0.243$)。ソルバーには理化学研究所製の静的陽解法 FEM である V-MulitMat を用いた^{16,17)}。

一方, その場観察した領域のメソスケール解析は, 観察が行われた試験片中央部に限定し, FEM のモデルを作成した。このとき, 図 10 の写真を図 11(a) のようにマルテンサイトとフェライトに 2 値化し, この画像を VCAD ソフトウェア^{16,17)}により厚さ $5\mu\text{m}$ の 1 次の三角柱要素で 106 715 要素, 節点 134086 に要素分割した。境界条件としては, 表面から厚さ $5\mu\text{m}$ (三角柱要素の底面側) の領域と端部は全体解析の境界条件を与え, 表面側の自由度は拘束しなかった。また, 各相が弾塑性材料であると仮定し, 材料構成則は von Mises の降伏関数, 垂直則に従うものとした。このときの各相の加工硬化特性は, DP 鋼を構成する各相と同じ化学組成のフェライト単相鋼, マルテンサイト単相鋼を作製し¹⁵⁾, それぞれ Swift 則, Voce 則

$$\sigma_{eq} = \sigma_0 + (\sigma_{sat} - \sigma_0)[1 - \exp(-C_Y \varepsilon_{eq}^p)] \quad (5)$$

で近似した ($K=1208$ MPa, $\varepsilon_0=0.003$, $n=0.243$, $\sigma_0=1000$ MPa, $\sigma_{sat}=2650$ MPa, $C_Y=70$)。

延性破壊については多数のモデルが提案されているが, ここでは Bao-Wierzbicki¹⁸⁾ によって提案されたモデルを用いてマルテンサイトの破壊をシミュレートした。

$$\varepsilon_{eq}^f = \begin{cases} \frac{C_1}{1+3\eta} & \text{for } -\frac{1}{3} \leq \eta \leq 0 \\ C_2 + (C_2 - C_1)(3\eta - 1) & \text{for } 0 \leq \eta \leq \frac{1}{3} \\ C_2 \exp\left\{-\alpha\left(\eta - \frac{1}{3}\right)\right\} & \text{for } \eta \geq \frac{1}{3} \end{cases} \quad (6)$$

ε_{eq}^f は破壊が生じる相当塑性ひずみであり, 平均垂直応力 σ_m を相当応力 σ_{eq} で正規化した応力三軸度 $\eta = \sigma_m / \sigma_{eq}$ で表現

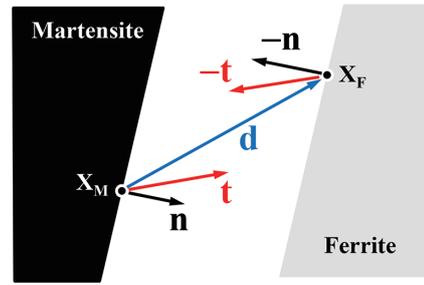


図12 マルテンサイト/フェライト界面剥離モデル¹⁴⁾ Modeling the node-to-node contact along the martensite/ferrite interfaces¹⁴⁾ ($\mathbf{x}_M, \mathbf{x}_F$: initially coincident points of the martensite/ferrite interface, \mathbf{d} : separation vector, \mathbf{t} : stress vector)

される。ここで C_1 と C_2 は, それぞれ純粋せん断 ($\eta=0$) と単軸引張 ($\eta=1/3$) で破壊に至る相当塑性ひずみであり, α は減衰パラメータである。

これら材料定数は引張試験のその場観察結果とシミュレーション結果を対比することで, $C_1=C_2=0.02$, $\alpha=3.0$ とした¹⁴⁾。さらに, 損傷変数は以下の式を用いた。

$$D(\varepsilon_{eq}^p) = \int_0^{\varepsilon_{eq}^p} d\varepsilon_{eq}^p / \varepsilon_{eq}^f \quad (7)$$

この損傷変数 D はマイクロボイドの密度を表す尺度と解釈することができ $0 \leq D \leq 1$ の範囲で変化する。この微視的損傷の発展による変形挙動の変化を考慮するため, 以下の V-MultiMat の機能を用いた¹⁶⁾。

$$\mathbf{K}_D = (1-D^2)\mathbf{K} \quad (8)$$

ここで \mathbf{K} は Gauss 点における要素剛性マトリクスであり, これに損傷変数を作用した要素剛性マトリクス \mathbf{K}_D を計算することで剛性と荷重負担能の低下を表現する¹⁹⁾。

フェライトとマルテンサイト界面の破壊の発生, 進展を表現するため, Xu-Needleman²⁰⁾ が提案した Decohesion モデルを採用した。このモデルは, フェライトとマルテンサイト界面に 2 重節点を配置し, 外力によって生じた節点間の相対変位 \mathbf{d} の増加にともない, 結合力 \mathbf{t} が変化するように定義される (図 12)。ここで, 界面に対して法線方向を n , 接線方向を t , 進展挙動を表現するポテンシャルを Φ とすると, 結合力 \mathbf{t} は次の式で表される。

$$t_n = \frac{\partial \Phi}{\partial d_n}, \quad t_t = \frac{\partial \Phi}{\partial d_t} \quad (9)$$

$$\Phi = \Phi_n - \Phi_n(1 + \hat{d}_n)\{1 - q + q \exp(-\hat{d}_t^2)\} \exp(-\hat{d}_n)$$

ここで, $\hat{d}_n = d_n / \delta_n$, $\hat{d}_t = d_t / \delta_t$, $\Phi_n = e \sigma_{\max} \delta_n$, $\Phi_t = \sqrt{e} \tau_{\max} \delta_t$, $q = \Phi_t / \Phi_n$ であり, 材料定数は最大結合強度の各成分 σ_{\max} , τ_{\max} とそのときの相対変位 δ_n , δ_t の 4 つである。これらの材料定数は, その場観察結果のフェライト/マルテンサイトの界面破壊挙動を再現するよう $\sigma_{\max} = \tau_{\max} = 800$ MPa, $\delta_n = 1.0 \mu\text{m}$, $\delta_t = 0.5 \mu\text{m}$ とした¹⁴⁾。

3.3 結果と考察

図 13 に観察結果とシミュレーション結果を示す。シミュ

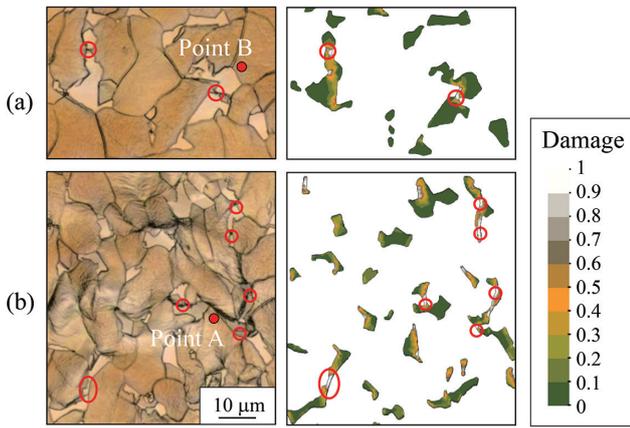


図13 その場観察結果とマルテンサイト破壊シミュレーション結果の比較¹⁴⁾

Comparison of *in-situ* observations and martensite fracture with simulation results¹⁴⁾

(a) At 0.1 gauge strain, and (b) At 0.28 gauge strain
Locations of martensite fracture are highlighted by elliptical red markers

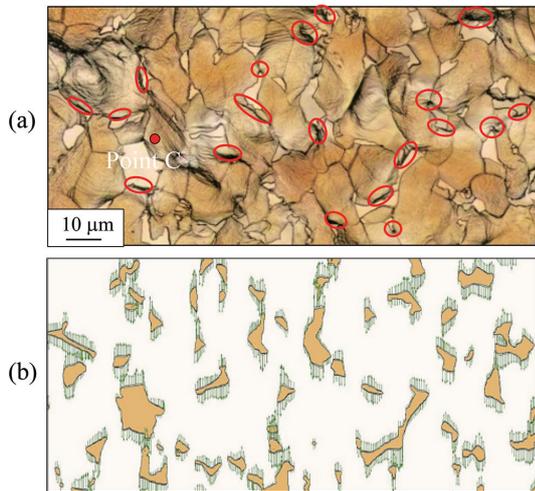


図14 (a) マルテンサイト／フェライト界面剥離その場観察結果, (b) 界面剥離ベクトルの可視化結果¹⁴⁾

(a) Micrographs showing the decohesion phenomena recorded at the front surface of the tensile specimen, at 0.28 gauge strain¹⁴⁾

(b) Visualization of the components of the separation vectors along the tensile direction¹⁴⁾

レーション結果からマルテンサイト内の塑性変形は、マルテンサイトくびれ部に局所化する傾向を示し、この部位の損傷変数 D の値は1を超えていることがわかる。その場観察結果と比較すると、マルテンサイトの破壊の箇所は概ね一致しており、シミュレーションにより比較的良好な精度でボイド生成の位置を予測できることがわかる。

図14(a)は28%の引張ひずみが施されたときのその場観察結果で、試験片表面に黒色部が生じているのがわかる。この黒色部が生じている位置は、主に、フェライトとマルテンサイトの界面近傍である。黒色部は表面に生じた急峻な面外変形に起因するものであり、表面に生じた損傷、すなわち、フェライト／マルテンサイト界面近傍に形成さ

れるボイドと考えることができる。図14(b)にフェライト／マルテンサイト界面に作用する引張方向の応力ベクトルを示す。その場観察結果と比較すると、シミュレーションで大きな剥離応力が発生している位置とその場観察で観測された破壊の箇所は概ね一致していることがわかる。ただし、界面近傍のボイド生成メカニズムに関しては明らかになっていないことも多く、ここで得られたシミュレーション結果を検証するにはより詳細な観察が必要である。

4. 損傷を考慮した2相組織鋼の材料特性予測

2相組織鋼を対象に軟・硬質相の組織間強度差の材料特性への影響について連続体損傷力学(CDM: Continuum Damage Mechanics)をベースとする有限要素解析により数値実験を試みた。なお、解析には汎用有限要素解析ソフトウェアABAQUS®のユーザーサブルーチン機能を活用した。

4.1 連続体損傷力学に基づく損傷発展式

CDMは近年、破壊やき裂伝播などの幅広い不連続的な挙動予測で広く用いられている理論体系であり^{21,22)}、連続体力学をベースとする。材料内部のマイクロボイドの発生と成長による、力を負担する面積の減少率を損傷変数 D と定義し、損傷変数 D が応力やひずみなどの状態変数へ影響させることで損傷を考慮する。損傷変数 D が材料定数である損傷限界値 D_{cr} に到達したとき、巨視的なクラックが発生し材料が破断すると考える。次式にLemaitreの損傷発展式²¹⁾を示す。

$$dD = \frac{\sigma_{eq}^2}{2SE(1-D)^2} \left(\frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right) d\varepsilon_{eq}^p H(\varepsilon_{ac}^p - \varepsilon_{pd}) \quad (10)$$

ここで、 dD は損傷変数増加、 σ_{eq} は相当応力、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 σ_m は静水圧応力、 $d\varepsilon_{eq}^p$ は相当塑性ひずみ増分、 ε_{ac}^p は累積相当塑性ひずみ、 S 、 ε_{pd} は材料定数である。 H はヘビサイド関数であり、累積相当塑性ひずみ ε_{ac}^p がある閾値に到達したとき、材料内部にマイクロボイドが発生することを示す。また S は損傷発展速度に関する材料定数であり、小さいほど損傷発展速度が大きいことを示す。CDMの詳細は文献21)を参照されたい。

4.2 解析モデル

本検討では簡単のため、ある相内に互いに離間したサイズの異なる球状の第2相がランダムに配置されたメゾスケールモデルとした(図15中の赤)。第2相の体積分率は20%とした。解析領域は100 μ m角の立方体とし引張負荷を与えた。具体的には下面の引張方向の変位を拘束し、逆にその対面である上面に30 μ mの引張方向の強制変位を与えた(図15中の左図)。境界の影響を軽減するため、側面は平面保持とし、上下面および側面から10 μ mの範囲を境界影響軽減領域とし損傷速度を約5倍鈍くした(材料定数

Sを5倍した)。また、解析領域から境界影響軽減領域を除いた領域を評価領域とし、評価領域に生じる引張方向に垂直な断面力、および評価領域の引張変位(評価領域の上下面距離の変化量の平均)からそれぞれ応力とひずみを算出した。有限要素は1 μ m角の立方体とした。なお、損傷変数Dを考慮した後続降伏関数は一般的なSwift則に従い、弾性変形は一般的なHook則に従うと仮定した。

4.3 2相組織鋼における介在物の材料特性への影響²³⁾

前節の解析モデルにおいて球状の第2相を硬質相、他の第1相を軟質相とし、さらに軟質相に非金属介在物(以下、介在物)が存在すると仮定し、介在物の体積分率、および形態が材料特性へ与える影響について評価した。なお、介在物と軟質相との界面の結合力は弱いと仮定し、介在物を材料内の初期空孔として扱うものとした(引張負荷後、即座に空孔になる材料定数を設定した)。また、本モデルの硬質相は球状であり損傷しにくいと考えられることから、簡単のため軟質相のみにマイクロボイドが生じると仮定した(硬質相に損傷が発生しない材料定数を設定した)。もし、硬質相が単純な球状でなく、さらに部分的に硬質相が連結しているような複雑な形態の場合、硬質相の破壊を考慮する必要があると考えられる²⁴⁾。

さらに本評価では計算コスト節約のため、評価領域の幅方向長さを30 μ mとした。第2相(硬質相)の体積分率は一定とした上で、組織間強度差の異なるモデルで実施した。表2に各材料(A, B)での各相、および介在物の材料定数を示す。ヤング率E(206GPa)とポアソン比 ν (0.333)は共通とした。すなわち、材料Aは組織間強度差の小さい(硬質相のK値を1350MPaとした)場合、材料Bは組織間強

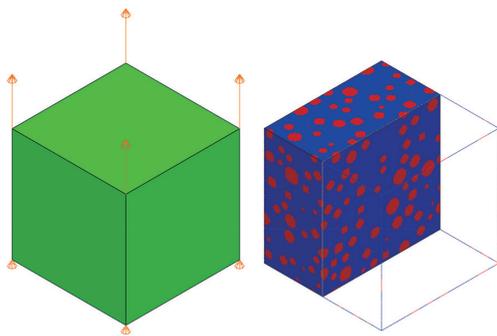


図15 解析モデル
Analysis model

表2 材料定数
Material constants

	K [MPa]	ϵ_0 [-]	n [-]	ϵ_{pd} [-]	S [MPa]	D_{cr} [-]
Soft	900	0.005	0.117	0.117	10.0	0.064
Hard	1350	0.004	0.040	10.0	1.0	0.380
	3600					
Non-metallic inclusion	900	0.004	0.140	0.01	1.0	0.010

度差の大きい(硬質相のK値を3600MPaとした)場合を示す。

図16、図17に介在物の体積分率を0.02%(V_I=0.0002)、0.1%(V_I=0.001)、0.2%(V_I=0.002)とした場合に加え、介在物の体積分率を0.1%、かつ介在物の形態を変化(アスペクト比が4倍(引張方向に垂直な方向に細長く伸びる))させた場合(V_I=0.001, X)での引張強度(UTS)、一様伸び(E_uts)、全伸び(E_f)の評価結果を示す。なお、各評価値は介在物がない場合での結果を基準に規格化させたものである。これらから、引張強度、一様伸びに関しては、本検討の範囲では介在物の体積分率、および形態の影響を受けにくいことがわかる。

一方、全伸びは、組織間強度差が大きい場合はその感受性が低いのに対し、組織間強度差が小さい場合、感受性が高いことがわかる。特に形態を変化させた場合、著しく劣化することが予想された。組織間強度差が小さい場合、硬質第2相も変形を負担するため、組織間強度差起因の変形集中が発生しにくいいため、介在物起因の変形集中および破壊の影響が現れやすく、一方組織間強度差が大きい場合、

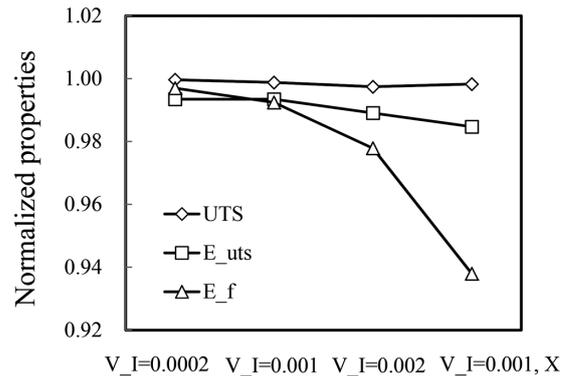


図16 介在物の体積分率および形態の材料特性への影響²³⁾
(組織間強度差が小さい場合)

Effect on material properties of volume fraction and shape of inclusion²³⁾
(in case that strength differential between phases is lower)

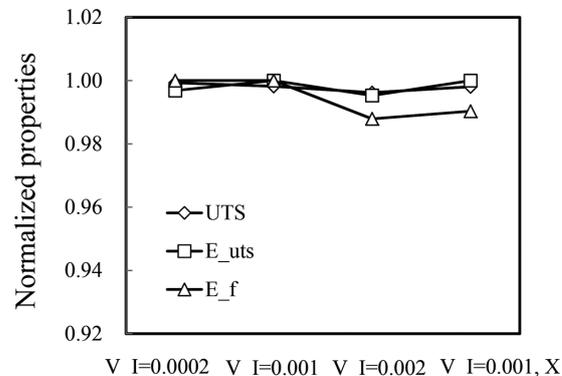


図17 介在物の体積分率および形態の材料特性への影響²³⁾
(組織間強度差が大きい場合)

Effect on material properties of volume fraction and shape of inclusion²³⁾
(in case that strength differential between phases is higher)

表3 材料と各相の関係
Materials and phases

	Phase1/Hardness [HV]	Phase2/Hardness [HV]	ΔHV
C1	Soft 3/310	Hard 1/1000	690
C2	Soft 2/295	Hard 1/1000	705
C3	Soft 1/280	Hard 1/1000	720
D1	Hard 2/720	Soft 6/540	180
D2	Hard 2/720	Soft 5/370	350
D3	Hard 2/720	Soft 4/200	520

表4 材料定数
Material constants

	K [MPa]	ϵ_0 [-]	n [-]	ϵ_{pd} [-]	S [MPa]	D_{cr} [-]
Hard 1	3650	0.004	0.040	0.040	1.0	0.99
Hard 2	2505	0.004	0.050	0.050	5.0	0.99
Soft 1	1200	0.004	0.240	0.240	1.0	0.99
Soft 2	1260	0.004	0.240	0.240	1.0	0.99
Soft 3	1300	0.004	0.240	0.240	1.0	0.99
Soft 4	791	0.004	0.155	0.155	5.0	0.99
Soft 5	1363	0.004	0.088	0.088	5.0	0.99
Soft 6	1934	0.004	0.064	0.064	5.0	0.99

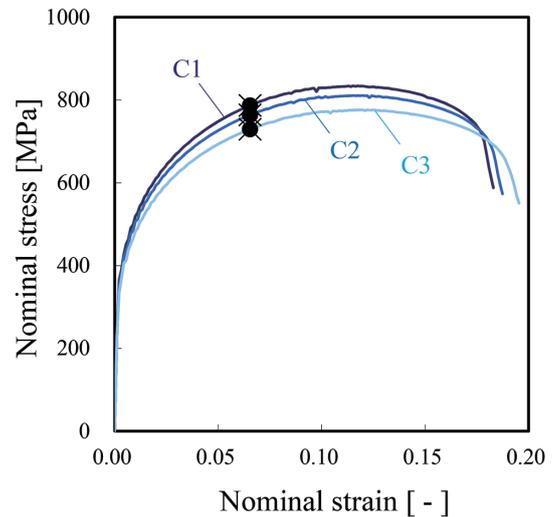
硬質相が変形しないため、軟質相全体への変形集中が著しく、組織間強度差起因の破壊が発生しやすくなったため、介在物の影響が不透明化したと考えられる。

4.4 2相組織鋼における組織間強度差の材料特性への影響

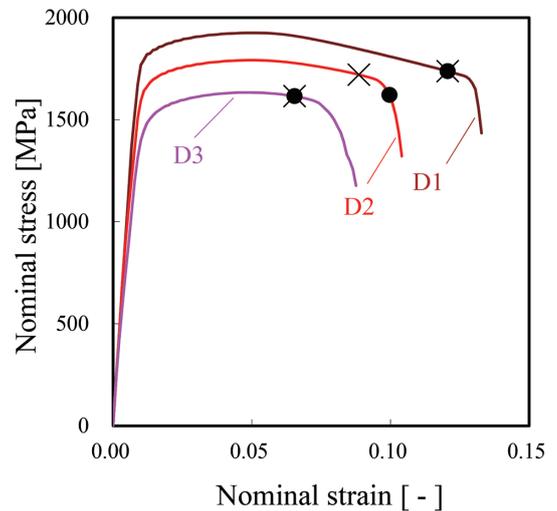
次に、4.2節の球状の第2相を4.3節と同様に硬質相（軟質相の体積分率を80%）とした場合の組織間強度差が材料特性に与える影響に加え、逆に第2相を軟質相（硬質相の体積分率を80%）とした場合の影響について評価した。なお、4.3節と異なり介在物はないとし、また硬質相主体の場合、硬質相は球状でないため、損傷が発生しやすいと考えられることから硬質相のマイクロボイドの発生も考慮した。軟質相主体の材料C1～C3および、硬質相主体の材料D1～D3の各相の組合せと、各相の材料定数を表3と表4に示す。なお、ヤング率 E (206GPa)とポアソン比 ν (0.333)は共通とした。

図18にC1～C3（軟質相主体組織想定材）、図19にD1～D3（硬質相主体組織想定材）の応力ひずみ曲線を示す。なお、図中の●印と×印はそれぞれ軟質相と硬質相の初期破壊（損傷変数 D が損傷限界値 D_{cr} に到達した）点を示す。軟質相主体の場合、軟質相の高強度化、すなわち組織間強度差が小さいほど、材料の引張強度は大きくなる一方、一樣伸び、および全伸びが減少する傾向が確認できる。これは軟質相の高強度化の影響が直接2相組織鋼の特性に反映された結果と考えられる。

これに対し、硬質相主体の場合、軟質相の高強度化、すなわち組織間強度差が小さいほど、材料の引張強度は大きくなる一方、軟質相主体材と異なり全伸びが増加する傾向

図18 組織間強度差の応力ひずみ曲線への影響
(軟質相主体の場合)

Effect on stress strain relation of strength differential between phases
(in case that volume fraction of soft phase is 80%)

図19 組織間強度差の応力ひずみ曲線への影響
(硬質相主体の場合)

Effect on stress strain relation of strength differential between phases
(in case that volume fraction of soft phase is 20%)

が確認できる。ただし、本研究における解析水準では一樣伸びに変化は現れなかった。軟質相主体材と硬質相主体材で組織間強度差の材料特性への異なる影響が確認された点に関して、硬質相主体の場合、少ない軟質相への変形負担が大きく、軟質相がより低強度であるほど、球状の軟質相が疑似的に球状の空孔のように機能した結果、材料強度の低下だけでなく、周囲の硬質相の変形集中を誘発させ、硬質相の早期破壊による延性低下が生じたと考えられる。

5. 結 言

その場 SEM 観察により IF 鋼の単軸引張と等2軸引張変形の微視組織変化の特徴を明らかにするとともに、結晶塑

性 FEM 解析により異方硬化挙動の機構を考察した。また、DP 鋼の実組織を反映したメゾスケールでの FEM 解析により、組織中のマルテンサイト破壊とフェライト/マルテンサイト界面破壊を再現できることを示した。さらに、連続体損傷 FEM により、2 相組織鋼の延性破壊は、硬質相と軟質相との硬さの相対比により変化することを示した。

このように、メゾスケールでの有限要素解析は材料組織の不均一構造を考慮でき、変形の素過程とその機構の解明、材料の微視組織変化と巨視的変形特性を評価できる。今後は、最先端の実験解析技術と計算科学の融合により、材料の組織予測と変形特性、最終製品の性能予測に至る一貫でのシミュレーション技術の開発が必要であると考えられる。このようなマルチスケールでのシミュレーション技術により、必要な最終性能、材料特性を実現するための最適組織の設計、それを実現するための製造プロセスの検討も可能になると思われる。今後、これらシミュレーション技術の開発とともに、ますます高度化するニーズに対応できる材料とその利用加工技術の開発を進めていきたい。

参考文献

- 1) 潮田浩作：塑性と加工. 58, 357-360 (2017)
- 2) Kuwabara, T. et al.: J. Mater. Process. Technol. 80, 517-523 (1998)
- 3) Kuwabara, T.: Int. J. Plast. 23, 385-419 (2007)
- 4) Kuwabara, T. et al.: Acta Mater. 50, 3717-3729 (2002)
- 5) 池田聡 ほか：鉄と鋼. 90, 1016-1022 (2004)
- 6) Kubo, M. et al.: ISIJ Int. 56, 2259-2266 (2016)
- 7) 池松陽一 ほか：CAMP-ISIJ. 18, 553 (2005)
- 8) Kubo, M. et al.: ISIJ Int. 56, 669-677 (2016)
- 9) Hoc, T. et al.: Int. J. Plast. 17, 65-85 (2001)
- 10) Tsunemi, Y. et al.: Procedia Engineering. 207, 2095-2100 (2017)
- 11) Taylor, G. I.: J. Inst. Met. 62, 307-324 (1938)
- 12) Jiang, J. et al.: Int. J. Plast. 69, 102-117 (2015)
- 13) 上西朗弘 ほか：新日鉄技報. (392), 58-63 (2012)
- 14) Matsuno, T. et al.: Int. J. Plasticity. 74, 17-34 (2015)
- 15) Matsuno, T. et al.: ISIJ Int. 54, 938-944 (2014)
- 16) Alves, J.L. et al.: Proc. Symp. on the VCADSystem. Res. Program 2009. Phys. Chem. Research (RIKEN), p. 64-65
- 17) Alves, J.L. et al.: Proc. Symp. on the VCADSystem. Res. Program 2010. Phys. Chem. Research (RIKEN), p. 165-168
- 18) Bao, Y. et al.: Int. J. Mech. Sci. 46, 81-98 (2004)
- 19) Xue, L. et al.: Int. J. Solids Struct. 44, 5163-5181 (2007)
- 20) Xu, X.P. et al.: Modell. Simul. Mater. Sci. 1, 111-132 (1993)
- 21) Lemaitre, J.: A Course on Damage Mechanics. Springer-Verlag, 1992
- 22) 村上澄男 ほか：機械学会論文集. 60-578. A. 2398-2403 (1994)
- 23) Suwa, Y. et al.: Materials Science Forum. 706-709, 1527-1532 (2012)
- 24) Toda, H. et al.: Acta Mater. 126, 401-412 (2017)



米村 繁 Shigeru YONEMURA
鉄鋼研究所 利用技術研究部
主幹研究員 博士(工学)
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



久保雅寛 Masahiro KUBO
名古屋技術研究部 主任研究員



常見祐介 Yusuke TSUNEMI
鉄鋼研究所 利用技術研究部
主任研究員



前田大介 Daisuke MAEDA
鉄鋼研究所 薄板研究部
主幹研究員



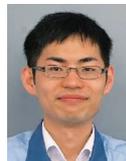
上西朗弘 Akihiro UENISHI
鉄鋼研究所 薄板研究部長
博士



広瀬智史 Satoshi HIROSE
鉄鋼研究所 利用技術研究部
主幹研究員 博士(工学)



諏訪嘉宏 Yoshihiro SUWA
先端技術研究所 基盤メタラジー研究部
主幹研究員 博士(工学)



安富 隆 Takashi YASUTOMI
鉄鋼研究所 利用技術研究部