組織不均質を考慮した三次元延性損傷シミュレーション法 —複相組織材料の延性予測—

大畑 充^{1)*}・庄司 博人¹⁾・南 二三吉¹⁾

3D-simulation of Ductile Damage Evolution in Multi-phase Steel with Heterogeneous Microstructures

Mitsuru OHATA, Hiroto SHOJI and Fumiyoshi MINAMI

Synopsis : The effort of this study is to establish simulation method for predicting the effect of mechanical and morphological characteristics of each constituent phase of two-phase steel on two types of ductile properties that has been found to be ductile crack growth resistance controlling mechanical properties; one is critical local strain that controls shear mode ductile cracking, and the other is stress triaxiality dependent ductility. Notched micro-tensile tests for ferrite-pearlite two-phase steel exhibits that ductile failures from specimen center with dimple mode and notch-root surface with shear mode are both controlled by micro-void nucleation at softer ferrite phase near ferrite/pearlite boundary. 3D micro-structural FE-model is developed for analyzing the stress/strain localization behaviors associated with heterogeneous microstructure in strength, and ductile damage model for reproducing damage evolution up to micro-void/micro-crack formation is proposed. The 3D mesoscopic damage simulation method is applied for simulating ductile cracking behaviors of notched tensile specimens of two-phase steel. The damage evolution associated with micro-structural heterogeneity up to ductile cracking from specimen center as well as notch-root surface is well predicted.

Key words : ductile damage model; micro-structural heterogeneity; ductile crack; stress triaxiality; 3D simulation.

1. 緒言

近年の高靱性材料の開発により、延性き裂の進展を伴う場合の構造性能評価の重要性が益々増してきている。そのため、延性き裂の進展抵抗を定量的に予測する技術の確立が期待される。これまで、構造部材の延性き裂進展抵抗を予測する手法について精力的に検討されており、材料の損傷挙動をモデル化(数式化)して数値シミュレーションにより直接予測する方法が各種提案されている¹⁻⁶⁾。しかし、これらの損傷モデルに含まれる多くの材料特性パラメータを直接的に同定することが困難なこと等から、いずれも、実材料の微視的特性と延性き裂進展抵抗を定量的に対応づけるものではない。これに対して、著者らは、鋼構造部材の延性き裂発生・進展抵抗が材料の二種類の「延性特性」に支配されることを見だし⁷⁾、これらの「延性特性」と関係づけた数理損傷モデルを提案することで、材料の機械的特性と構造部材の延性き裂発生・進展抵抗を定量的に関連づけるシミュレーション手法を構築してきた^{8,9)}。二種類の「延性特性」とは、切欠き材の曲げ試験から得られる「切欠き延性(切欠き底からの延性き裂発生限界ひずみ)」と、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(限界相当塑性ひずみの応力多軸度依存性)」で、

それぞれ微視的プロセス・モードが異なるき裂の発生抵抗(せん断すべり型)と進展抵抗(等軸ディンプル形成型)を支配するものである。Fig.1は、著者らの実験で得られた種々の構造用鋼の「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存性」をまとめて整理したものである⁷⁻¹²⁾。材料によって多様な特性を示しており、特に、両特性が比較的独立した特性を示すという特徴を有する。このように、構造部材の

Fig. 1. Two kinds of ductility of various kinds of structural steels which controls ductile crack growth resistance of structural component with crack.

平成 25 年 3 月 6 日受付 平成 25 年 5 月 20 日受理 (Received on Mar. 6, 2013 ; Accepted on May 20, 2013)

1) 大阪大学大学院 (Graduate School of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamada-oka Suita Osaka 565-0871)

* Corresponding author : E-mail : ohata@mapse.eng.osaka-u.ac.jp

DOI : <http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.99.573>

延性き裂発生・進展抵抗を向上させるために効果的な制御すべき材料の機械的特性（小型材料特性試験で得られる特性）を明確にしてきた。しかし、これらがどのような微視的材料組織因子に依存するかは明らかにされていない。

一方、近年、材料組織レベルでの強度的不均質を積極的に利用することにより、強度・延性・バランス¹³⁾や靱性、疲労特性^{14,15)}など、総合的な機械的特性の向上を目指した二相組織鋼の開発が望まれている。このような二相組織鋼の強度や延性は、各構成相そのものの強度や延性だけでなく、その不均質性、さらに第二相の形状、含有体積率や分布状態など、組織形態（Morphology）の影響を大きく受けることは広く理解されている。しかし、これらの特性が有機的にどのように関連することで二相組織鋼の高強度・高延性が発現されるか、そのメカニズムは必ずしも解明されているとは言えない。二相組織材の延性を予測するためには、ボイドの発生、成長、連結の各過程に及ぼす組織因子の影響のみならず、それらの相互作用をも総合的に扱うことのできる評価モデルの構築が必要となる。これに対して、著者らは、二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、二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を提案し、組織因子と延性破壊限界の関係をシミュレーションする手法を構築してきた^{16,17)}。本手法は、組織不均質に起因する応力／ひずみ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と、ボ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、ボイドの形成とそれらの相互作用をも考慮した延性き裂の形成挙動・限界をシミュレートするものである。本手法は、前述の二種類の「延性特性」を予測できる可能性を有しており、その実現は、構造部材の延性き裂発生・進展抵抗と二相組織鋼材の組織特性との関係を階層的に導き得るものとして期待される。

本研究では、これまで提案してきた二相組織材の延性損傷シミュレーション法を適用することで、二相組織鋼材を構成する各相の機械的特性と不均質組織形態の情報から、構造部材の延性き裂発生・進展抵抗を支配する二種類の「延性特性」（「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存性」）を予測する手法の構築を目的とする。そのため、フェライト・パーライト二相組織を有する構造用鋼を対象として、組織不均質を考慮した本手法により、部材内部・表面の巨視的な応力／ひずみ状態に起因したモードが異なる延性き裂の形成挙動・限界を統一的に評価し得るかどうかの検証を行った。

2. フィライト・パーライト鋼の微視的延性損傷挙動

2・1 供試鋼材と実験・観察方法

供試鋼材には、フェライトとパーライトの二相組織を有する板厚13mmの溶接構造用圧延鋼材SM490YBを用いた。化学組成および機械的特性をそれぞれTable 1およびTable 2に、組織写真をFig.2に示す。本供試鋼材はフェライト相を母相とし、ビッカース硬さが約1.4倍高い硬質なパーライト相が比較的ランダムに分布している二相組織鋼である。平均結晶粒径は約25 μm でパーライト相分率は約30%である。

実験には、Fig.3に示すように、切欠き底断面での応力／ひずみ場を変化させることをねらった板厚0.2mmの二種類の切欠き付微小引張試験片を用いた。浅い切欠きを有するType A試験片は試験片内部からのき裂発生を、深い切欠きを有するType B試験片は切欠き底表面からの延性き裂の発生を想定したものである。試験片はすべて長手方向が鋼板の圧延方向となるように、板厚の1/4および3/4の位置から採取した。試験片の加工は放電加工で行い、エメリー紙#600で表面を研磨して所定の寸法に仕上げた。引張試験はすべて室温にて変位速度1 $\mu\text{m/s}$ で行い、複数の試験片を用いて破断後および破断までの種々の負荷変位レベルで除荷したサンプルを作製した。途中除荷した試験片は、板厚中央付近まで研磨して断面の観察を行った。

2・2 部材内部の延性損傷挙動

Type A試験片の引張試験で得られた応力－ひずみ曲線をFig.4に示す。ここでは、荷重を切欠き底断面の初期面積で除した応力と、切欠きを挟む初期標点間距離（＝1mm）の変位を標点距離で除したひずみを用いている。引張破断させた試験片は、Fig.5に示すように、丸棒引張試験片の破断挙動と同様に、カップアンドコーン型の破断挙動を呈しており、中央部には典型的な等軸ディンプルが観察された。これより、Type A試験片では、切欠き底断面中央から先行して延性破壊が進行したものと考えられる。

破断に至るまでの試験片内部での損傷挙動を観察するために、Fig.4に示すLevel 1～3で途中除荷したサンプルの

Table 2. Mechanical properties of SM490YB steel used.

Mechanical properties						
σ_Y (MPa)	σ_T (MPa)	YR (%)	ϵ_T (%)	El. (%)	Hv	
					Ferrite	Pearlite
344	540	64	17.6	31	198	276

σ_Y : Lower yield stress, σ_T : Tensile strength, YR : Yield to tensile ratio = σ_Y/σ_T
 ϵ_T : Uniform elongation, El. : Elongation (G.L. = 36 mm, Dia. = 6 mm)
Hv : Average Vickers hardness (Load : 25 gf)

Table 1. Chemical composition of SM490YB steel used.

Chemical composition (%)											
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	C _{eq}
0.17	0.33	1.37	0.018	0.018	0.01	0.07	0.06	0.008	0.002	0.0001	0.43

C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

Fig. 2. Microstructure of SM490YB steel used.

Fig. 3. Configuration of notched micro-tensile specimens used.

断面観察を行った。最大荷重点を大きく超えた負荷ひずみレベルである Level 1 で除荷した試験片においても、大きなボイドを確認することはできず、フェライト相とパーライト相の境界近傍の軟質相であるフェライト相側に、1~2 μm 程度のマイクロボイドがわずかに見られるのみであった (Fig. 6 (a))。さらにひずみを付与した Level 2 で除荷した試験片では、Fig. 6 (b) に示すように、マイクロボイドが大きく成長した様子は観察されず、マイクロボイドが増加あるいは互いに連結しながら、また、マイクロボイド間での損傷進展により、主として相境界近傍のフェライト相内にて微小なき裂を形成していることが確認できる。最終的には、応力-ひずみ曲線の屈曲点を超える負荷ひずみレベル (Level 3) では、Fig. 6 (c) に示すように形成されたき裂が大きく開口している様子が観察された。

このように、試験片内部での損傷挙動は、不均質組織の影響を大きく受けており、組織不均質による局所的な応力／ひずみの局在化挙動に依存した結果であることが示唆された。また、一次ボイドと呼ばれる大きな介在物起点のボイドの発生・成長が破断を支配するものではなく、負荷の後期になって生じるマイクロボイドの形成までの微視的な

Fig. 4. Stress-strain curves for Type A specimen obtained by experiments.

Fig. 5. Fracture appearance of Type A specimen. (a) Whole view. (b) Magnified fracture surface.

Fig. 6. Ductile damage evolution from specimen center for Type A specimen. (a) Level 1. (b) Level 2. (c) Level 3.

損傷進展に支配されるき裂形成挙動を呈することがわかった。これは、同材料を用いて行った丸棒引張試験によって確認された挙動とほぼ同じであった^{11,18)}。

2・3 部材表面の延性損傷挙動

Type B試験片の引張試験で得られた応力-ひずみ曲線をFig.7に示す。応力とひずみの定義はFig.4と同じである(ただし、初期標点間距離は2mm)。破断後の破面を観察したところ、Fig.8に示すように切欠き底近傍ではせん断すべり型の破面を呈しており、切欠き底から少し内部では等軸ディンプルが観察された。これより、切欠き底表面から先行して延性き裂が発生したものと推察される。

このような延性き裂発生に至るまでの内部の損傷進展の様子を観察した。Fig.9 (a) に示すように、負荷後期のLevel 1で切欠き底から延性き裂が発生し始めているが、マイクロボイドの形成はほとんど観察されなかった。Level 2 (Fig.9 (b)) では、既に切欠き底から発生した延性き裂が約30 μ m進展していることが確認され、同時に、試験片中央部でも延性き裂の形成が確認された。このことから、延性き裂が切欠き底表面から独立して発生したことが伺われるが、そのき裂は主としてフェライト相側で進展していることが観察された。

このように、部材表面から生じるせん断型の延性き裂も、部材内部からの延性き裂と同様に、マイクロボイド発生までの微視的な材料損傷に支配され、それは組織不均質の影響を大きく受けることがわかった。

Fig. 7. Stress-strain curves for Type B specimen obtained by experiments.

Fig. 8. Fracture appearance of Type B specimen. (a) Whole view. (b) Magnified fracture surface.

3. 複相組織材料の延性損傷シミュレーション法^{16,17)}

3・1 アプローチ

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Fig.10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、二相組織形態 (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-ひずみ曲線」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性」である。本手法を適用して、組織不均質による応力/ひずみの局在化挙動とそれに伴う損傷進展をシミュレートすることで、モードが異なる挙動を呈する部材内部および表面からの延性き裂発生挙動を区別なく統一的に予測できる可能性が期待される。

3・2 三次元不均質組織形態モデル化法

不均質組織形態の影響を考慮した複相組織鋼の応力/ひずみ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。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化手法を構築した。Fig.11にその手順の概略を示す。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三次元空間に分布させる。次に (b) Voronoi tessellation法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

Fig. 9. Ductile damage evolution from notch-root surface of Type B specimen. (a) Level 1. (b) Level 2.

Fig. 10. Approach for predicting ductile fracture behavior/limit of two-phase steel. (Online version in color.)

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。

3・3 延性損傷数理モデル

材料中で巨視的なボイドや微視き裂が形成されるまでの多軸応力下における塑性ひずみ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。材料の損傷は、タンゲ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ボイドの発生・成長と捉え、この微視的損傷が蓄積することでマイクロボイド／マイクロクラックが形成されると考えるものである。そこで、微視的損傷増加を体積ひずみ増分の塑性成分とする損傷度 D を想定した。

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

ここで、 dE_m^p はユニットセルの体積ひずみ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^{1,2)} の多孔質体の損傷モデルをベースとした新しい降伏関数を提案した。

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

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 (相当塑性ひずみの関数)、 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、塑性ひずみ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、提案した降伏関数から導かれる式

Fig. 11. Method for creating 3D two-phase polycrystalline FE-model.

(3) との対応から、当該材料 (構成組織) の限界相当塑性ひずみ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。

$$(\bar{E}_p)_i = A \exp \left(B \frac{\Sigma_m}{\Sigma_{const.}} \right), \quad \text{where} \quad \begin{cases} A = \frac{2}{a_1 a_2} \ln \frac{(1-D_0)D_c}{(1-D_c)D_0} \\ B = -a_2 \end{cases} \dots (3)$$

ここで、 $(\bar{E}_p)_i$ はマイクロボイド／マイクロクラックが形成し始める塑性ひずみ (損傷限界塑性ひずみ) であり、 D_0 、 D_c はそれぞれ初期損傷度と加速限界損傷度である。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、Fig.10 に示した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－ひずみ曲線」と「延性の応力多軸度依存性」）のみから決定できる。なお、有効損傷度 D^* は式 (4) で表し、 D が D_c に達すると損傷が相互作用を引き起こし、パラメータ K により損傷が加速され限界に至ると想定した。

$$D^* = \begin{cases} D & \text{for } D \leq D_c \\ D_c + K(D - D_c) & \text{for } D > D_c \end{cases} \quad (4)$$

なお、本手法では、初期損傷度 D_0 、加速限界損傷度 D_c はユニットセルの剛性にほとんど影響を及ぼさないような小さな値であれば良く、それぞれ 0.0001, 0.001 とした。また、損傷加速パラメータ K は、想定した D_0 および D_c に応じて丸棒引張試験片の実験とシミュレーションが一致するように決定すべきものであるが、従来の知見^{8,9)}に基づいて $K=4$ と設定した。すなわち、 D_0 、 D_c および K は材料に依存しないパラメータであり、材料依存の特性はパラメータ a_1 、 a_2 で代表される。

4. 提案シミュレーション法による延性損傷挙動評価

前述したシミュレーションの手順に従い、まず供試鋼材の組織形態を再現する三次元不均質組織形態モデルを作成する。次に、供試鋼材を構成するフェライト相とパーライト相の強度特性および損傷特性を決定する。これらを組み合わせて延性損傷シミュレーションを行い、部材内部および表面からの延性損傷挙動を評価する。

4・1 三次元不均質組織形態モデルの作成

対象とした二相組織鋼に対して、シミュレーションに用いる解析モデルを、三次元不均質モデル化法を用いて作製する。組織観察の結果から得られた平均結晶粒径が約 25 μm 、パーライト分率が約 30%であることを再現し、Fig.12

Fig. 12. Meso-scale 3D FE-models of notched micro-tensile specimens. (a) Type A specimen. (b) Type B specimen. (Online version in color.)

に示すように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。不均質組織形態モデルは損傷が及ぶ切欠き底断面近傍にのみ配置し、それ以外の領域は均質モデルとした。また、いずれの解析モデルも試験片平行部の1/4部分をモデル化した。要素は4節点4面体要素を用い、平均要素寸法は約 5 μm 、Type A 試験片の解析モデルの節点数は 27826 で要素数は 144410 であり、Type B 試験片の節点数は 60143 で要素数は 324553 である。

4・2 各相の材料特性の決定

シミュレーションに必要な二相組織を構成するフェライト、パーライト各相の材料特性を決定するためには、各相と同じ特性を有する多結晶単相材料を作製することで、前述の丸棒引張試験および円周切欠き付丸棒引張試験を実施して決定することができる。しかし本研究では、二相材の「応力－ひずみ曲線」と「延性の応力多軸度依存性」から、各相の特性を仮定して決定することとした。

4・2・1 各相の強度特性

二相材の平滑丸棒引張試験で得られた応力－ひずみ特性から、各相の応力－ひずみ特性を以下のように仮定して決定した。式 (5) に示すように、各相の降伏応力 σ_Y と引張強さ σ_T の比が、各相の平均ビッカース硬さ HV の比と等しく、また一様伸び ϵ_T の比は HV の逆比と等しいと仮定した。また二相材の特性が式 (6) に示す混合則に従うものと仮定し、各相の降伏応力と引張強さ、一様伸びを決定した。

$$\frac{HV^F}{HV^P} = \frac{\sigma_Y^F}{\sigma_Y^P} = \frac{\sigma_T^F}{\sigma_T^P} = \frac{\epsilon_T^P}{\epsilon_T^F} = \frac{276}{198} \quad (5)$$

$$\begin{cases} \sigma_Y = (1 - V_f^P) \sigma_Y^F + V_f^P \sigma_Y^P \\ \sigma_T = (1 - V_f^P) \sigma_T^F + V_f^P \sigma_T^P \\ \epsilon_T = (1 - V_f^P) \epsilon_T^F + V_f^P \epsilon_T^P \end{cases} \quad (6)$$

ここで、 V_f^P はパーライト分率である。さらに、各相が式 (7) に示す Swift の加工硬化則に従うものと仮定し、 n と α を求めて応力－ひずみ特性を決定した。このように決定した各相の応力－ひずみ曲線を Fig.13 (a) に示す。

$$\bar{\sigma} = \sigma_Y \left(1 + \frac{\bar{\epsilon}_p}{\alpha} \right)^n, \quad \begin{cases} \sigma_T = \sigma_Y \left(\frac{n}{\alpha} \right)^n \exp(\alpha - n) \\ \epsilon_T = \exp(n - \alpha) - 1 \end{cases} \quad (7)$$

4・2・2 各相の損傷特性

二相材の「延性の応力多軸度依存性」から、各相の損傷特性 (式 (2) の材料定数 a_1 、 a_2) を実験・観察結果に基づきながら仮定して決定した。

対象二相材に対して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を行うことで「延性の応力多軸度依存性」を求め、損傷パラメータ決定のための損傷限界曲線 ((式 (3): 延性損傷限界ひずみと応力多軸度の関係) を Fig.13 (b) のように決定した。用いた試験片や決定手法の

Fig. 13. Mechanical properties of constituent phases (Ferrite and Pearlite phases) of two-phase steel needed for damage simulation. (a) Equivalent stress-equivalent plastic strain curves. (b) Stress triaxiality dependent ductility. (Online version in color.)

詳細は文献^{9,11)}を参照いただきたい。これに対して、硬質のパーライト相はほとんど損傷を受けていないという観察結果から、本研究では便宜的にパーライト相の損傷限界曲線を二相材のそれと等しいものと仮定した。また、軟質のフェライト相の損傷限界ひずみは、組織不均質に起因する応力／ひずみ集中により損傷が進行しやすいために二相材の限界ひずみよりも高い特性を有することに鑑み、不均質組織でモデル化した立方体代表体積要素を用いたシミュレーションによる損傷限界ひずみが二相材の特性 (Fig.13 (b) の特性) と合致するように逆解析により決定した¹⁹⁾。以上のようにして決定したフェライト相およびパーライト相の損傷限界曲線を、二相材の限界曲線と合わせて Fig.13 (b) に示す。また、これらから決定した損傷パラメータを Table 3 に整理した。

4・3 延性損傷シミュレーション

提案手法を用いて実験で得られた延性損傷挙動の再現性を検討するために、Fig.12に示した解析モデルを用いて損傷シミュレーションを行った。解析にはABAQUS Standard Ver.6.7を用い、User Subroutine UMATにより3・3節で提案した「延性損傷数理モデル」を導入して解析を行った。材料モデルには提案した降伏関数 Φ を塑性ポテンシャルとする関連流れ則に基づいた塑性モデルを用い、また、増分型構成則の記述にはCauchy応力のJaumann速度を用いてい

Table 3. Damage parameters identified for Ferrite and Pearlite phases.

	a_1	a_2	D_0	D_c	K
Ferrite	1.45	1.06	0.0001	0.001	4
Pearlite	1.28	1.47

Fig. 14. Stress-strain curves obtained by experiment and simulation for Type A specimen.

る。なお、均質モデル部には通常のMises降伏条件に従う塑性構成式を採用し、対象二相材の丸棒引張試験で得られる応力－ひずみ関係を用いた。

まず確認のために、試験片内部からの延性き裂発生が確認されたType A試験片の延性損傷挙動・限界の再現性について検討した。シミュレーションで得られた応力－ひずみ曲線を Fig.4に示した実験結果と比較して Fig.14に示す。また、負荷に伴う損傷進展の様子を実験・観察結果と比較して Fig.15に示した。Level 1ではわずかにマイクロボイド (シミュレーションでは剛性が消失した要素) が発生し始めており、Level 2ではマイクロボイドが増加、連結して微小なき裂を形成し、Level 3にてき裂が大きく開口している様子がシミュレーションでも再現することができた。このような損傷が、主にフェライト／パーライト相境界のフェライト相で進展していることも、実験・観察で得られた結果と合致する。また、破断直前の急激な荷重低下が生じるひずみレベルも良く一致することが確認できた。

そこで、切欠き底からせん断すべり型の延性き裂の発生が確認されたType B試験片の延性損傷挙動・限界についての検討を行った。ここでは、巨視的な応力／ひずみ場との比較考察のために、損傷を考慮しないMises降伏条件に従う材料構成式を用いた均質連続体モデルに対する解析も行った。Fig.16に、損傷シミュレーションで得られた応力－ひずみ曲線を、実験で得られた結果 (Fig.7) と比較して示す。Fig.16中に示すLevel 0の段階において、切欠き底断面近傍の各相内の相当塑性ひずみと応力多軸度、およびそれに起因した損傷状態を損傷率 D^*/D_{cr}^* (剛性を失う損傷度 D_{cr}^* ($=1/a_1$) に対する損傷度 D^* の割合) として Fig.17に示した。図中の白線で囲まれた部分はパーライト相であ

Fig. 15. Comparison between simulated and observed ductile damage evolution for Type A specimen.

Fig. 17. Distributions of equivalent plastic strain, stress triaxiality and damage ratio obtained by simulation for Type B specimen (at Level 1 in Fig.16).

Fig. 16. Stress-strain curves obtained by experiment and simulation for Type B specimen.

る。均質連続体モデルでは、切欠き底表面近傍で塑性ひずみや応力多軸度はほぼ一様な分布を示しており、特に損傷進展速度に影響を及ぼす応力多軸度は試験片中央部に比べ

でかなり小さい。一方、不均質モデルでは、切欠き底近傍で高い塑性ひずみが形成されているが、その中でも、フェライトーパーライト相境界近傍のフェライト相側に高い塑性ひずみが局在化していることがわかる。また、切欠き底表面近傍にも関わらず組織不均質の影響を受けて相境界近傍のフェライト相では応力多軸度が高められた領域が見られる。このような挙動に起因して、切欠き底表面にて先行して損傷が生じる挙動が再現でき得ることがわかった。Fig.18には、実験で延性き裂が確認されたLevel 1およびLevel 2の付与ひずみレベルにおける損傷状態（既に剛性を失ってマイクロボイドあるいは微視き裂となった領域）を、実験観察結果と比較して示した。本シミュレーションにより、実験とほぼ同じ付与ひずみレベルにおいて、切欠き底表面からのき裂が主として二相境界のフェライト相側で進行する挙動が再現できた。

以上のことより、本シミュレーション手法によって、フェライトーパーライト二相組織を構成する各相の機械的

Fig. 18. Comparison between simulated and observed ductile damage evolution for Type B specimen.

特性と不均質組織形態の情報から、部材内部・表面の巨視的な応力／ひずみ状態に起因したモードが異なる延性き裂の形成挙動を統一的に評価可能であることが実証された。これにより、構造部材の延性き裂発生・進展抵抗を支配する二相組織鋼の二種類の巨視的「延性特性」である「切欠き延性」および「延性の応力多軸度依存性」と、各相の材料特性との関係を予測できる可能性が示された。

5. 結言

本研究では、フェライト－パーライト二相組織を有する構造用鋼を対象として、著者らが提案した組織不均質を考慮した延性損傷シミュレーション手法を適用することで、部材内部・表面の巨視的な応力／ひずみ状態に起因したモードが異なる延性き裂の形成挙動を統一的に評価し得るかどうかの検討を行った。本手法は、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と二相組織形態の情報から、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、応力／ひずみの局在化挙動を再現するための三次元不均質組織形態モデルと延性数値損傷モデルを組み合わせたシミュレーション法である。本シ

ミュレーションにより、浅い切欠き材の引張試験で見られた試験片内部からの等軸ディンプルを伴う延性き裂発生だけでなく、深い切欠き材の引張試験で得られた切欠き底表面からのせん断すべり型の延性き裂発生の一挙動を再現することができた。すなわち、各相の強度特性と応力多軸度依存型の損傷限界特性のみで、組織不均質に起因した応力／ひずみの局在化挙動を再現する解析モデルを用いることで、部材内部・表面によらず延性き裂の発生挙動・限界を統一的に評価できることが実証された。

謝辞

本研究の実施にあたり、大阪大学大学院（当時）の鈴木翠君に一部の実験・観察で協力を得た。また、本研究の一部は、（社）日本鉄鋼協会第18回鉄鋼研究振興助成（代表：大畑充）を受けて実施したものであり、ここに謝意を表する。

文 献

- 1) A.L.Gurson: *J. Eng. Mat. Tech.*, **99**(1977), 2.
- 2) V.Tvergaard and A.Needleman: *Acta Metall.*, **32**(1984), 157.
- 3) G.Rousslier: *Nucl. Eng. Des.*, **105**(1987), 97.
- 4) J.B.Lebond, G.Perrin and P.Suquet: *Int. J. Plast.*, **10**(1994), 213.
- 5) J.Lemaitre: *J. Eng. Mat. Tech.*, **107**(1985), 83.
- 6) J.L.Chaboche: *Trans. ASME. J. Appl. Mech.*, **55**(1988), 59.
- 7) M.Ohata, T.Fukahori and F.Minami: *Tetsu-to-Hagané*, **94**(2008), 57.
- 8) T.Fukahori, M.Ohata, F.Minami, Y.Kayamori and T.Inoue: *Tetsu-to-Hagané*, **94**(2008), 222.
- 9) M.Ohata, T.Fukahori and F.Minami: *Int. J. Damage Mech.*, **19**(2010), 441.
- 10) M.Ohata and M.Toyoda: *Proc. of the 22nd Int. Conf. Offshore Mech. Arctic Eng.*, ASME, (2003), OMAE2003-37184.
- 11) M.Ohata and M.Toyoda: *Sci. Tech. Adv. Mater.*, **5**(2004), 241.
- 12) T.Kawabata, K.Arimochi, M.Ohata, M.Mochizuki and M.Toyoda: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **22**(2004), No.4, 515.
- 13) K.Ueda, S.Endo and T.Ito: *JFE Tech. Rep.*, **18**(2007), 23.
- 14) N.Konda, K.Arimochi, K.Fujiwara, A.Nagayoshi, A.Inami, M.Yamashita and H.Yajima: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **190**(2001), 5.
- 15) K.Nakajima, H.Shimanuki, T.Nose and T.Ishikawa: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **27**(2009), 13.
- 16) M.Ohata, A.Ui and F.Minami: *Mat. Sci. Forum*, **539**(2007), 2168.
- 17) M.Ohata, M.Suzuki, A.Ui and F.Minami: *Eng. Fract. Mech.*, **77**(2010), 277.
- 18) M.Ohata and M.Toyoda: *Mat. Sci. Forum*, **512**(2007), 31.
- 19) H.Shoji, M.Ohata and F.Minami: *Tetsu-to-Hagané*, submitted.