The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

| | |
|---|---|
| Title | ローカルアプローチによる二相鋼の延性損傷評価手法の構築 |
| Author(s) | 庄司, 博人 |
| Citation | 大阪大学, 2016, 博士論文 |
| Version Type | VoR |
| URL | https://doi.org/10.18910/59585 |
| rights | |
| Note | |

*The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA*

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

# ローカルアプローチによる
# 二相鋼の延性損傷評価手法の構築

庄司　博人

２０１６年６月

大阪大学大学院工学研究科

# 目　次

**第１章　緒論** ..... 1
1.1　本研究の背景 ..... 1
1.2　延性破壊のメカニズムに関する従来の研究 ..... 2
1.2.1　等軸ディンプル形成型の延性破壊 ..... 2
1.2.2　せん断すべり型の延性亀裂発生 ..... 3
1.3　延性破壊のモデリングに関する従来の研究 ..... 5
1.3.1　延性破壊の力学モデル ..... 5
1.3.2　延性損傷のダメージメカニックス ..... 5
1.3.3　マイクロボイド発生支配型の鋼材に対する延性損傷モデル ..... 7
1.4　延性破壊モデルを用いた破壊評価に関する従来の研究とその課題 ..... 9
1.4.1　亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗の予測 ..... 9
1.4.2　延性破壊に及ぼす材料組織特性の影響予測 ..... 10
1.5　本研究の目的 ..... 11
1.6　本論文の構成 ..... 12

**第２章　ローカルアプローチに基づく延性損傷モデルの提案** ..... 15
2.1　緒言 ..... 15
2.2　二相鋼の強度・延性特性予測のメゾスケールアプローチ ..... 15
2.3　延性損傷モデルの提案 ..... 17
2.3.1　三次元不均質組織形態モデル ..... 17
2.3.2　延性損傷数理モデル ..... 21
2.4　二相鋼の延性特性予測手法の提案 ..... 23
2.4.1　切欠き延性予測手法 ..... 23
2.4.2　延性の応力多軸度依存特性予測手法 ..... 24
2.5　結言 ..... 25

**第３章　延性損傷モデルの妥当性の検証：二相鋼の損傷プロセスの予測** ..... 27
3.1　緒言 ..... 27

3.2　供試鋼材 ..... 27
3.3　延性損傷挙動の観察 ..... 29
3.3.1　実験・観察方法 ..... 29
3.3.2　等軸ディンプル型延性亀裂形成挙動 ..... 30
3.3.3　せん断すべり型延性亀裂形成挙動 ..... 33
3.4　延性損傷モデルの作成 ..... 35
3.4.1　三次元不均質組織形態モデルの作成 ..... 35
3.4.2　各相の延性損傷数理モデルのパラメータ決定 ..... 36
(a)　各相の応力－ひずみ特性 ..... 36
(b)　各相の損傷パラメータ ..... 39
3.5　提案モデルによる延性損傷挙動の予測 ..... 42
3.5.1　等軸ディンプル型延性亀裂形成挙動の予測 ..... 42
3.5.2　せん断すべり型延性亀裂形成挙動の予測 ..... 43
3.6　結言 ..... 45

**第４章　延性損傷モデルの妥当性の検証：二相鋼の延性特性の予測** ..... 46
4.1　緒言 ..... 46
4.2　供試鋼材 ..... 46
4.3　延性特性の評価 ..... 48
4.3.1　評価手法 ..... 49
4.3.2　切欠き延性 ..... 52
4.3.3　延性の応力多軸度依存特性 ..... 53
4.4　二相鋼の延性特性の予測 ..... 57
4.4.1　三次元不均質組織形態モデルの作成 ..... 57
4.4.2　各相の損傷パラメータの決定 ..... 59
4.4.3　予測結果 ..... 60
4.5　結言 ..... 63

**第５章　延性損傷モデルによる延性亀裂発生・進展抵抗の予測** ..... 65
5.1　緒言 ..... 65
5.2　フェライト・パーライト二相鋼の延性特性の予測 ..... 65
5.2.1　延性特性評価試験 ..... 65
(a) 評価方法 ..... 66
(b) 切欠き延性 ..... 66
5.2.2　二相鋼の延性特性の予測 ..... 67
5.3　延性亀裂発生・進展抵抗の予測 ..... 71
5.3.1　マクロスケールアプローチの概要 ..... 71
(a) せん断すべり型延性亀裂発生条件 ..... 71
(b) 延性亀裂進展の数理損傷モデル ..... 71
(c) シミュレーション手法 ..... 73
5.3.2　延性亀裂発生・進展抵抗評価試験 ..... 74
(a) 実験方法 ..... 74
(b) 延性亀裂発生・進展抵抗 ..... 75
5.3.3　材料パラメータの決定 ..... 77
(a) 応力－ひずみ曲線 ..... 77
(b) 損傷パラメータ ..... 77
5.3.4　延性亀裂発生・進展抵抗の予測 ..... 78
5.5　結言 ..... 80

**第６章　延性亀裂発生・進展抵抗と二相組織形態の関係の一考察** ..... 82
6.1　緒言 ..... 82
6.2　二相鋼の強度・延性特性に及ぼす二相組織形態の影響 ..... 83
6.2.1　解析対象と解析条件 ..... 83
6.2.2　二相鋼の強度特性に及ぼす組織形態の影響 ..... 84
6.2.3　二相鋼の延性特性に及ぼす組織形態の影響 ..... 85
6.3　亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす延性特性の影響 ..... 91
6.3.1　解析条件 ..... 91
6.3.2　亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗 ..... 92

6.4　結言 ..... 94

**第７章　結論** ..... 96

**参考文献** ..... 100

**本研究に関する業績一覧** ..... 105

**謝辞** ..... 107

# 第１章　緒論

## 1.1　本研究の背景

構造物が破壊に至る場合，構造的・形状的な応力／ひずみ集中部（溶接・接合部など）がその起点となることが多いが，そのような応力／ひずみ集中部から直接的に脆性破壊に至ることはほとんど無い。建築鉄骨や橋梁などの骨組み構造においては，地震などによる大きな荷重の下で，応力／ひずみ集中部から延性亀裂が発生・進展して延性破壊に至る場合や，発生・進展した亀裂を起点として不安定脆性破壊に至ることが懸念される。また，発電プラントや化学プラントの配管や圧力容器，ガス輸送管（ラインパイプ）などの内圧が付与される構造においても，延性亀裂の板厚貫通による内容物の漏洩や，その後の大規模な延性不安定破壊が懸念される。そのため，不安定破壊に先立つ延性亀裂の発生・進展を抑制することが重要で，部材の亀裂の発生・進展抵抗を予測する技術の構築とともに，性能向上のための材料に要求される特性を明確にする必要がある。

一方，構造部材を構成する構造用鋼は，巨視的には均質であっても，微視的には様々な材料組織形態を有する不均質組織材料である。近年では，これらの微視組織レベルでの不均質を積極的に利用することで，鋼材としての強度や靭性[1)]，疲労特性[2,3)]などの機械的特性の向上を目的とした二相組織鋼の開発が盛んに進められている。このような二相組織鋼の強度や延性破壊抵抗は，鋼材を構成する各相の特性だけではなく，結晶粒径や相分率，結晶粒のアスペクト比などの不均質組織形態の影響を複雑に受けることはよく知られている。そのため，不均質組織を適切に制御することで，鋼材の様々な特性をバランスよく向上させ，さらには構造部材としての延性破壊抵抗を向上させられるものと期待できる。しかし，これらの材料組織形態を含めた微視的鋼材特性がどのように関連し，二相組織鋼としての機械的特性や延性破壊抵抗が発現されるか，そのメカニズムは必ずしも明らかになっていないのが現状である。そのため，構造部材性能としての延性破壊抵抗を向上させるために効果的な不均質材料組織の制御指導原理が構築されるまでには至っていない。構造部材の耐延性破壊性能（延性亀裂の発生・進展抵抗）を向上させるために二相組織鋼材に要求される機械的特性を明確にするとともに，それを実現するための微視的不均質組織特性の制御指導原理を導く手法を確立することは，高精度な破壊性能予測だけでなく，合理的な材料設計の実現に向けて極めて重要な課題である。

## 1.2　延性破壊のメカニズムに関する従来の研究

### 1.2.1　等軸ディンプル形成型の延性破壊

丸棒引張試験における延性破壊は，一般に，微小空孔（ボイド）の発生-成長-連結というプロセスを経て，くびれ部の内部で亀裂が形成され，それが伝播することで進行する現象である [4]。主たるボイド発生サイトとしては，非金属介在物や第二相粒子などがあり，これらの因子が破断延性に及ぼす影響について多数の実験事実が報告されている。

Leroy ら [5]や井上ら [6]，Park ら [7]は球状炭化物鋼を対象としてボイドの発生挙動の観察を行い，球状炭化物の割れや炭化物とマトリックスの剥離によって極めて小さなひずみレベルでボイドが発生し，炭化物の体積率の増加に伴い破断延性が低下すると報告している。このように多数のボイド発生サイトが含まれる材料では，ボイド発生よりもその後のボイドの成長および連結過程が破断延性に支配的であると考えられる。

一方，近年の構造用鋼には比較的大きな介在物は少なく，ボイド発生が破断延性に支配的であるという報告がある。大路ら [8]は S15C および S35C 炭素鋼を対象に延性亀裂発生挙動の観察を行い，変形のごく初期に比較的大きなボイド（一次ボイド）を生じるが，このようなボイドの成長は延性破壊に支配的ではなく，破断の直前に生じるマイクロボイド（二次ボイド）が延性破壊を支配している場合が多いと述べている．佐藤ら [9]による造船用 KD32 鋼を用いた観察からも同様の結果が得られている．また，大路らによる高張力鋼 SNCM8，HT80，アルミニウム合金 2024-T4 および焼結鋼を用いた破断試験片の断面観察によると，一次ボイドの成長した痕跡はほぼ確認されず，球形または引張方向に若干引き延ばされた二次ボイドが観察されるのみであった [10]。このような材料では，マイクロボイドが破断直前に発生し，その直後に不安定的に連結することで延性破壊に至るものと推察している。

ボイド発生挙動に及ぼす材料組織の影響についても多く報告されている。フェライト・パーライト二相組織鋼のボイド発生挙動について，井上らはパーライト中のフェライトの変形による転位の応力集中によりセメンタイト板が破壊してボイドが発生するとし [6]，パーライト体積率の増加に伴い破断延性が低下すると報告している [11]。大路ら [8]は，規則正しい層状セメンタイト組織を有する場合は引張軸と層方向が平行に近いほど小さなひずみでパーライトの割れが発生し，セメンタイトの層状組織が乱れて球状組織に近づくにつれてパーライトの割れにはより大きなひずみを要すると報告している。一方，Qiu ら [12]は，ボイドは MnS 介在物とマトリックスの剥離により発生し，発生したボイドの 60 %程度はフェライト相とパーライト相の界面に存在していたと報

告しており，同じフェライト・パーライト組織でもボイド発生挙動に差が見られる。

フェライト・マルテンサイト二相組織鋼に関してもその延性破壊挙動が報告されている。友田らは焼戻し温度を変化させることでマルテンサイトの硬さを変化させたフェライト・マルテンサイト鋼を対象にボイド発生挙動の観察を行った[13]。それによると，マルテンサイトの硬さが高くなるに従って，ボイド発生はマルテンサイト破壊型からフェライト／マルテンサイト界面剥離型に変化し，それに伴いボイド発生限界ひずみは低下すると報告している。Erdogan は，マイクロボイドはフェライト／マルテンサイト界面近傍，マルテンサイト粒内および介在物で発生し，粗大あるいは連結したマルテンサイトは破壊しやすいと報告している[14]。また，破断にはマイクロボイドの合体が支配的であると述べている。Arvamovic-Cingara らは，引張軸方向に垂直なフェライト／マルテンサイト界面で剥離して発生したマイクロボイドはフェライト粒界に沿って成長するが, マルテンサイトの破壊によるボイドはそれほど成長しないと報告している[15,16]。石黒らは，延性破壊挙動に及ぼすマルテンサイト分率の影響について検討している[17]。マルテンサイト分率が大きい場合はマルテンサイトに，小さい場合はフェライトにひずみが集中し，それぞれ粒内からのボイド生成が促進されるのに対し，マルテンサイトおよびフェライト分率が同等である場合には粒内からのボイド生成が抑制され，ボイド率増加速度が比較的緩やかとなり破断延性が大きくなると報告している。また，Park らはマルテンサイトの分布形態（連結型および孤立型）の影響について検討した[18]。マルテンサイト連結型では，マルテンサイト同士の界面からマイクロボイドが発生するが，その成長速度は遅く，マイクロボイド数が急激に増加して破断に至るのに対し，マルテンサイト孤立型ではフェライト／マルテンサイト界面でマイクロボイドが発生してフェライト粒径と同等の大きさに容易に成長すると報告している。

以上のように，二相組織鋼のボイド発生挙動は第二相の硬さ，体積率，分布形態などの個々の材料組織特性に大きく影響を受けることが報告されているものの，同じ二相組織材料を対象とした場合においても結果が必ずしも同じではなく，統一的な見解は得られていない。これは，ボイドの発生や成長挙動，さらにはその後の亀裂形成挙動には，種々の不均質組織形態が複雑に影響を及ぼしていることに加え，その影響の程度が各相そのものの機械的特性にも関係していることに起因するものと考えられる。

### 1.2.2　せん断すべり型の延性亀裂発生

応力／ひずみ集中部における部材表面からの延性亀裂発生･進展挙動やその材料組織依存性は，前節に述べた部材内部から亀裂が発生する場合とは異なる場合があることが報告されている。岡

本らは MnS 介在物量を変化させた 70 kgf/mm$^2$ 級高張力鋼を対象にシャルピー試験と丸棒引張試験を行った[19]。その結果，シャルピー試験において延性亀裂発生エネルギーには MnS 量はほとんど影響を及ぼさないのに対し，丸棒引張試験における延性亀裂発生限界ひずみは MnS 量の増加に伴い低下しており，応力／ひずみ集中部からの亀裂発生と試験片内部からの亀裂発生では MnS 介在物量の影響が異なっていると報告している。また，石川らは MnS 量の異なる 3 種の 490 MPa 級フェライト・パーライト鋼を対象に，切欠き先端半径を変化させることで試験片中央部および切欠き底から延性亀裂が発生した鋭い円周切欠き付丸棒引張試験片の断面観察を行った[20]。それによると，延性亀裂発生限界に及ぼす MnS 量の影響は，試験片中央部から亀裂が発生する場合に大きく，切欠き底から亀裂が発生する場合は小さいと報告しており，岡本らの報告と同様の結果を示している。また，いずれの場合においてもパーライト相から発生する二次ボイドが延性亀裂発生に対して支配的であると述べている。

Clayton らは，予ひずみにより加工硬化能を変化させた高強度鋼 HY80 を用い，疲労予亀裂材及び切欠き材の四点曲げ試験により延性亀裂発生挙動を観察した[21]。その結果から，材料の加工硬化能が切欠き／亀裂先端からの延性亀裂発生挙動に及ぼす影響について論じている。高い加工硬化能を有する材料では，切欠き／亀裂前方とその前方に発生・成長したボイドが連結することで延性亀裂が発生するのに対し，加工硬化能が比較的低い材料では切欠き／亀裂とその前方のボイド間で生じる局所せん断帯に沿ったせん断破壊により亀裂が発生すると述べている。Isacsson らは A508 鋼を用いてサイドグルーブ付三点曲げ試験を行い，疲労予亀裂先端からの延性亀裂発生・進展挙動を観察した[22]。それによると，まず予亀裂先端近傍の介在物や炭化物からボイドが発生して予亀裂先端との間で局所せん断帯を形成して連結することで延性亀裂が発生し，その後はマイクロボイドが発生する結晶粒界に沿って進展すると報告している。同様に，Giovanola らは，高強度鋼 HY130 を用いた切欠き材の三点曲げ試験を行い，切欠き先端で生じたせん断帯に沿ったマイクロボイドの発生･成長によるせん断型破壊によって延性亀裂が発生したと報告している[23, 24]。また，大畑らは STPT370 鋼および SM490YB 鋼を用いて，平滑および種々の切欠き先端半径を有する円周切欠き付丸棒引張試験を行い，延性亀裂発生挙動の観察を行った[25-27]。それによると，試験片内部からの亀裂発生はマイクロボイド発生に支配されているのに対し，切欠き底からはせん断すべり型で亀裂が発生しており，両者で亀裂発生挙動が異なっていると報告している。

以上のように，応力／ひずみ集中部や切欠き／亀裂先端などの部材表面から延性亀裂が発生する場合には，試験片内部から発生する場合と異なり，局所せん断帯に沿ったマイクロボイドの形成に起因したせん断すべり型破壊によって発生すると考えられる。

## 1.3　延性破壊のモデリングに関する従来の研究

### 1.3.1　延性破壊の力学モデル

延性破壊が，一般にはボイドの発生-成長-連結というプロセスで進行することに着目し，ボイド発生サイトを多く含む材料では，延性損傷の進展をボイドの成長と考えてモデル化することで延性破壊限界を予測することを目的とした研究が数多くなされてきた。

提案されているボイド成長則の中でも代表的なものとして，Rice and Tracey[28)]のモデルがある。三次元物体中に球状ボイドが一つ存在する場合のボイド成長則を導き，式(1.1)のような指数関数で表した。

$$\frac{dR}{R} = 0.283 d\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}} \exp\left(\frac{3\sigma_{\mathrm{m}}}{2\sigma_{\mathrm{Y}}}\right) \tag{1.1}$$

ここで，$R$ はボイド径，$\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}$ は相当塑性ひずみ，$\sigma_{\mathrm{m}}$ は静水圧応力，$\sigma_{\mathrm{Y}}$ は降伏応力である。Beremin は材料の加工硬化特性を考慮し，降伏応力の代わりに Mises の相当応力 $\bar{\sigma}$ を用いることを提案するとともに，ある一定のボイド体積率に達すると破壊に至ると考えて式(1.2)に示す延性破壊条件式を導いた [29)]。

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right)_{\mathrm{c}} = \int_0^{\varepsilon_{\mathrm{c}}} 0.283 \exp\left(\frac{3\sigma_{\mathrm{m}}}{2\bar{\sigma}}\right) d\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}} \tag{1.2}$$

一方，複数のボイドの成長-連結挙動について，McClintock はボイドと隣接ボイドが互いに接するときに材料が延性破断すると考えて破壊条件式を導いた [30)]。また，平面ひずみ状態で応力比が一定の下で負荷を受けた場合の破断ひずみを式(1.3)で表した。

$$\bar{\varepsilon}_{\mathrm{f}} \simeq \frac{(1-n)\ln(l_0 / 2a_0)}{\sinh\left[(1-n)(\sigma_a + \sigma_b)/(2\bar{\sigma}/\sqrt{3})\right]} \tag{1.3}$$

ここで $\bar{\varepsilon}_{\mathrm{f}}$ は破断限界相当塑性ひずみ，$n$ は加工硬化指数，$\sigma_a$ と $\sigma_b$ は横方向応力（$a$, $b$ は軸方向を表し，$a \perp b$），$a_0$ は初期ボイド径，$l_0$ は初期ボイド間距離である．Thomason はボイド同士が互いに接するよりも前にボイド間での内部くびれによってボイドが不安定に合体すると考えて破断限界応力を導いた [31)]。また，大矢根らは三次元応力下で微小な球状ボイドの成長に関する塑性力学から破壊条件式を導いた [32)]。

### 1.3.2　延性損傷のダメージメカニックス

損傷の進展と同時にそれに伴う弾塑性挙動の変化までもモデル化し，両者を連成させて解析す

ることで延性破壊をシミュレーションする手法が提案されている。これは，ボイドを含む連続体の降伏関数を弾塑性構成式としてシミュレーションに取り入れる手法である。

ボイドを含む連続体の降伏関数としては，Gurson モデル [33]が代表的である。Gurson は剛塑性体のマトリックス中に球状ボイドが一つ含まれている単位セルの降伏関数を次式のように導いた。

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + f\cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\Sigma_{\mathrm{m}}}{\bar{\sigma}}\right) - \left(1+f^2\right) = 0 \tag{1.4}$$

ここで $f$ はボイド体積率，$\bar{\Sigma}$ および $\Sigma_{\mathrm{m}}$ はそれぞれ単位セルにかかる相当応力と平均垂直応力，$\bar{\sigma}$ はマトリックスの相当応力である。

Tvergaard は成長後のボイド間に負荷がかかると，ボイド間の局所せん断帯にボイドシートが生じ，隣接ボイドと連結するより早期に延性破壊に至るという観察結果に加えて，ボイド間のせん断帯の理論解析から，Gurson モデルに材料定数 $q_1$，$q_2$ を導入して次式に示す降伏関数を提案した [34, 35]。

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + 2q_1 f\cosh\left(\frac{3}{2}q_2\frac{\Sigma_{\mathrm{m}}}{\bar{\sigma}}\right) - \left(1+q_1^2 f^2\right) = 0 \tag{1.5}$$

ボイド体積率の増加は，初期に存在する一次ボイドの成長によるものだけではなく，負荷の進行に伴って二次ボイドの発生によるものがある。Chu と Needleman は，Gurson の降伏関数に二次ボイド発生を考慮し，ボイド体積率増分 $df$ をボイド成長によるボイド体積率増分 $df_{\mathrm{growth}}$ と二次ボイド発生によるボイド体積率増分 $df_{\mathrm{nucleation}}$ の二つに分けて表した [36]。

$$df = df_{\mathrm{growth}} + df_{\mathrm{nucleation}} \tag{1.6}$$

ボイド成長によるボイド体積率増分 $df_{\mathrm{growth}}$ は体積ひずみ増分の塑性成分 $d\varepsilon_{\mathrm{m}}^{\mathrm{p}}$ によって与えられる．

$$df_{\mathrm{growth}} = (1-f)d\varepsilon_{\mathrm{m}}^{\mathrm{p}} \tag{1.7}$$

一方，ひずみ支配型の二次ボイド発生によるボイド体積率増分は次式で与えられる．

$$df_{\mathrm{nucleation}} = Fd\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}} \tag{1.8}$$

$$F = \frac{f_N}{s\sqrt{2\pi}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}} - \varepsilon_N}{s}\right)^2\right] \tag{1.9}$$

ここで $f_N$ は発生したボイドの体積，$s$ はボイド発生頻度の標準偏差，$\varepsilon_N$ はボイド発生ひずみである．

丸棒引張試験における破断挙動の観察結果から，Tvergaard と Needleman は Gurson モデルをさらに発展させた（GTN モデル）。急激なボイド成長を生じる限界ボイド体積率 $f_{\mathrm{c}}$ および最終的に耐荷能力を失う破壊ボイド体積率 $f_F$ を導入し，有効ボイド体積率 $f^*$ を用いて次式に示す降伏関数

を提案した[37)]。

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3}{2}q_2 \frac{\Sigma_{\mathrm{m}}}{\bar{\sigma}}\right) - \left\{1 + \left(q_1 f^*\right)^2\right\} = 0 \tag{1.10}$$

ここで，有効ボイド体積率$f^*$は次式で表される。

$$f^* = \begin{cases} f & \text{for} \quad f \le f_{\mathrm{c}} \\ f_{\mathrm{c}} + K(f - f_{\mathrm{c}}) & \text{for} \quad f > f_{\mathrm{c}} \end{cases} \tag{1.11}$$

$$K = \frac{f_U^* - f_{\mathrm{c}}}{f_F - f_{\mathrm{c}}}, \quad f_U^* = \frac{1}{q_1} \tag{1.12}$$

$f \le f_{\mathrm{c}}$の場合は，式(1.10)はGurson-Tvergaardの降伏関数（式(1.5)）に等しく，$f = f_{\mathrm{c}}$においてボイド同士の連結により急激にボイド体積率が増加し始める。式(1.10)より$f = f_U^*$のときに材料の耐荷能力が失われるが，$f_U^*$は大きな値をとるため，実験あるいは解析で得られた破壊限界ボイド体積率$f_F$を用いて$f = f_F$のときに材料が破壊に至ると定義されている。

### 1.3.3　マイクロボイド発生支配型の鋼材に対する延性損傷モデル

大畑らは，応力／ひずみ集中部からの延性亀裂の発生と進展におけるモードの違いに着目し，鋼構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗が，鋼材の強度特性以外に実験室レベルの試験で得られる以下の二種類の「延性特性」に支配されることを見出した[26, 27, 38, 39)]。

１）　せん断すべり型延性亀裂発生：「切欠き延性」（切欠き材の曲げあるいは引張試験で得られる切欠き底からの延性亀裂発生限界局所ひずみ）

２）　等軸ディンプル形成型延性亀裂進展：「延性の応力多軸度依存特性」（円周切欠き付丸棒引張試験で得られる延性亀裂発生限界ひずみの応力多軸度依存性）

Fig. 1.1に，種々の構造用鋼の「切欠き延性」および「延性の応力多軸度依存性」をまとめて整理したものを示す[25, 27, 38-42)]。鋼材によって多様な特性を示しており，特に両者が比較的独立した特性を示すという特徴がある。さらに，これらの機械的特性の情報のみから，Fig. 1.2に示す応力／ひずみ集中部からの延性亀裂発生・進展抵抗をシミュレーションにより予測するための損傷モデルを提案した[40, 41)]。延性亀裂発生には，応力／ひずみ集中部の局所相当塑性ひずみが材料固有の限界値である上記１）の「切欠き延性」に達したときに亀裂が発生するという相当塑性ひずみ一定条件を適用する。その後の延性亀裂進展は，多軸応力場での損傷進展を考慮して，Gursonモデルを参考にして提案された次式に示す降伏関数に従うとする。

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + a_1 D^* \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) - 1 = 0 \tag{1.13}$$

ここで，$D^*$は有効損傷度，$a_1$ および $a_2$ は材料定数であり，「延性の応力多軸度依存特性」から直接決定できるという利点を有する。

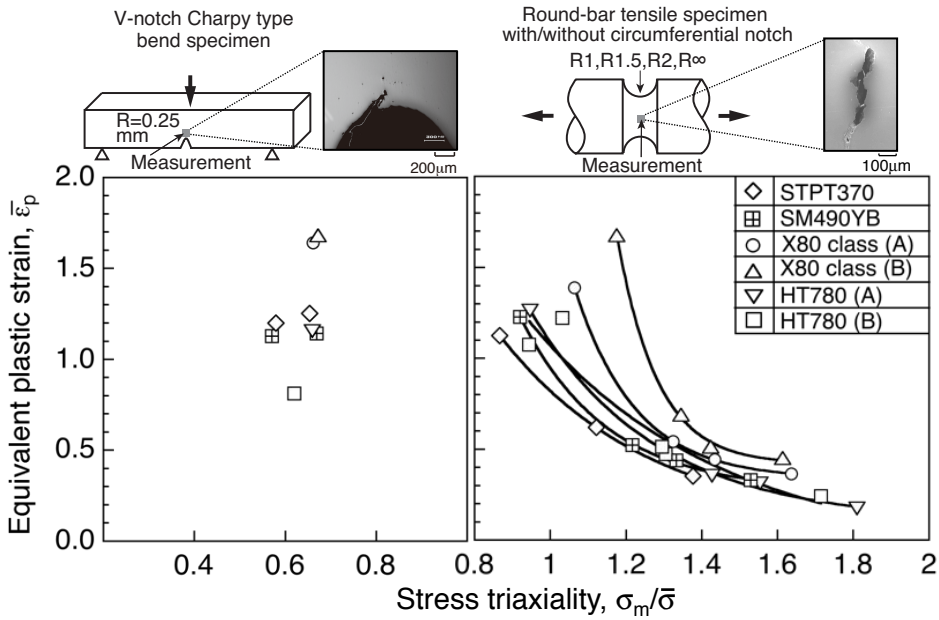



Fig. 1.1 Two types of ductile properties of various kinds of steels that control ductile crack initiation and growth resistance[25, 27, 38-42].

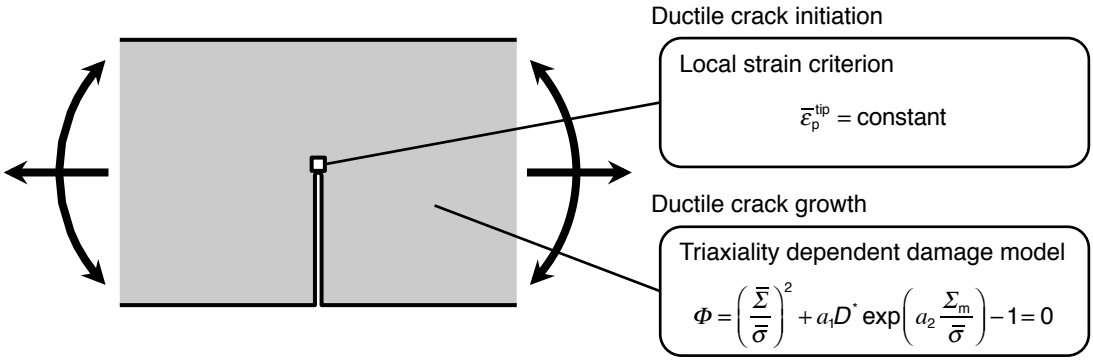



Fig. 1.2 Damage model for material to exhibit micro-voids initiation controlling ductile failure behavior.

## 1.4　延性破壊モデルを用いた破壊評価に関する従来の研究とその課題

### 1.4.1　亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗の予測

GTN モデルを用いた亀裂部材の延性亀裂進展シミュレーション手法の代表的なものに，Xia らが提案した Computational セルモデルがある [43-46]。これは，初期亀裂の延長線上に初期ボイド体積率 $f_0$，セル高さ $D$ の Gurson-Tvergaard の降伏関数（式(1.5)）に従う要素を配置し，それ以外の領域にはボイドを考慮しない Mises の降伏関数に従うとして延性亀裂進展をシミュレーションするモデルである。負荷の進行により亀裂先端のセルのボイド体積率 $f$ が材料固有の限界ボイド体積率 $f_E$ に達すると，そのセルは耐荷能力を失って亀裂がそのセルの寸法だけ進展する。セルモデルを用いるには，セル高さ $D$，初期ボイド体積率 $f_0$ および限界ボイド体積率 $f_E$ の三つの材料定数を決定する必要がある。セル高さ $D$ は工学的には初期亀裂先端から延性亀裂が発生するときの亀裂先端開口変位（Crack Tip Opening Displacement, CTOD）$\delta_i$ として与えることができる [47]。初期ボイド体積率 $f_0$ と限界ボイド体積率 $f_E$ は，標準破壊靭性試験片（初期亀裂長さ $a_0$ と試験片幅 $W$ の比 $a_0/W = 0.5$）の延性亀裂進展抵抗曲線（R-curve，延性亀裂進展量 $\Delta a$ と CTOD や J 積分などのパラメータとの関係）が，セルモデルを用いたシミュレーションにより再現できるように決定する。ただし，限界ボイド体積率 $f_E$ が R-curve に及ぼす影響は小さいと報告されており，実質的には初期ボイド体積率 $f_0$ を標準試験片のシミュレーションにより決定する。以上のように決定したパラメータを用いて，亀裂長さや負荷様式の異なる試験片の R-curve を予測することに成功している。

セルモデルの利点は，ある試験片形状についてパラメータ（セル高さ $D$，初期ボイド体積率 $f_0$，限界ボイド体積率 $f_E$）を決定できれば，それらを材料特性として任意形状の亀裂材の R-curve を予測できることである。しかし，これらのパラメータは材料の微視的特性を反映させてはいるものの，直接的に決定することは困難であるため，必ずしも材料特性と延性亀裂発生・進展抵抗を結びつけるものとはなっていない。また，GTN モデルはボイドの成長-連結を主要な延性損傷と考えられたモデルであり，応力／ひずみ集中部から発生するせん断すべり型亀裂に対する適用性については疑問が残る。また，比較的大きな介在物等が少なく，マイクロボイド発生に至るまでの材料損傷が支配的である近年の鋼材に対して適当なモデルとは言い難い。

一方，大畑らの損傷モデルを用いたシミュレーションにより，標準三点曲げ試験片の延性亀裂発生・進展抵抗のみならず，それに及ぼす塑性拘束の影響（$a_0/W$ の影響）をも予測できたことが報告されている [40, 41]。また，この損傷モデルを用いることで，小型部材のみならず，内圧下で引張を受けるパイプの周方向切欠き状欠陥からの延性亀裂発生・進展によるリーク限界をも予測可

能であることを実証している[48-50]。以上のことから，大畑らの損傷モデルにより，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を向上させるための鋼材機械的特性の制御指導原理を導くことが可能となっている。しかしながら，これら制御すべき二種類の「延性特性」が明確になっても，それを鋼材の不均質組織制御によっていかに実現するかについての指針を導く手法は構築されておらず，構造性能に直結した材料設計の実現に向けて今後の大きな課題となっている。

### 1.4.2　延性破壊に及ぼす材料組織特性の影響予測

材料の不均質組織と微視的特性の情報から構造部材の巨視的な延性破壊限界を直接予測する手法として，メゾスケールモデルとマクロスケールモデルを組み合わせたマルチスケール解析手法あるいはサブモデリング手法が考えられる。このうちメゾスケールモデルとして，組織不均質による微視的な応力／ひずみの局在化挙動を解析するためのモデルが提案されている。組織形態の影響の解析に適用可能なモデルとして, Tvergaard が多孔質材の変形挙動を解析するために提案した SHA（Stacked Hexagonal Array）モデルがある[35]。SHA モデルは，中心にボイドを含み周期的に配列された六角柱と等価な軸対称単位セルモデルであり，ボイドの部分を第二相に置き換えることで二相組織鋼の変形挙動解析に用いられている[51]。また，Socrate らは体心立方格子（Body Centered Cubic, BCC）状に配列されたボイドを内包する Voronoi 十四面体と等価な軸対称単位セルモデルである V-BCC（Voronoi tessellation of BCC Lattice）モデルを提案し，ボイド間マトリックスの局所せん断変形等の微視的塑性変形挙動を解析した[52]。石川らは相分率やパーライト粒のアスペクト比が異なるフェライト・パーライト二相組織鋼を対象に SHA モデルと V-BCC モデルの比較を行い，境界条件の差により SHA モデルでは過拘束となることを示し，V-BCC モデルの方が二相組織鋼の変形挙動を解析するのに適していることを示した[53]。また，V-BCC モデルを用いた解析により GTN モデルのパラメータの一つであるボイド発生ひずみ$\varepsilon_N$を決定し，均質解析モデルを用いた円周切欠き付丸棒試験のシミュレーションに適用することで延性亀裂発生限界を予測した[54]。

以上のような単位セルモデルは規則正しいセルの配列となることから，第二相の分布を任意に与えることができない。また，応力／ひずみ集中部のように，応力／ひずみ勾配がある場合には適用するのは困難であると考えられる。

Uthaisangsuk らはフェライト・マルテンサイト二相組織鋼およびフェライト・オーステナイト・ベイナイトからなる TRIP 鋼を対象に，均質マクロスケールモデルで得られた変位場を，GTN モデルを適用した代表体積要素（Representative Volume Element, RVE）モデルに与えることで成形

限界（亀裂発生限界）を予測した[55, 56]。しかし，このようなマクロモデルとメゾモデルを組み合わせたマルチスケール解析手法あるいはサブモデリング法を，大変形を伴い大きな応力／ひずみ勾配を形成し，応力／ひずみ履歴に依存した損傷蓄積による亀裂進展に適用するには，刻々と変化する亀裂先端での両スケールでの挙動の連成解析が必要であり，計算コストの観点からも合理的手法として確立されているとは言えない。

## 1.5　本研究の目的

本研究では二相組織鋼を対象とし，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす材料組織因子の影響を定量的に予測可能なローカルアプローチに基づくシミュレーション手法を構築することを目的する。そのために，Fig. 1.3 に示すような，材料組織特性，鋼材機械的特性，および部材性能の各階層の特性をリンクさせるマクロスケールでのダメージメカニックスとメゾスケールでのダメージメカニックスからなる「階層的アプローチ」を提案する。マクロスケールアプローチとして，鋼材の強度特性および「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」の二種類の「延性特性」から，亀裂先端近傍におけるローカルな損傷進展を再現することで，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測する大畑らの提案損傷モデル[40, 41]に着目した。そして，不均質組織形態および各相の機械的特性（本研究では，これらの特性をまとめて「微視的ヘテロ構造特性」と称する）から，組織不均質による応力／ひずみの局在化に伴うローカルな損傷進展を再現することで，これら強度特性と二種類の「延性特性」を予測するメゾスケールアプローチを提案する。

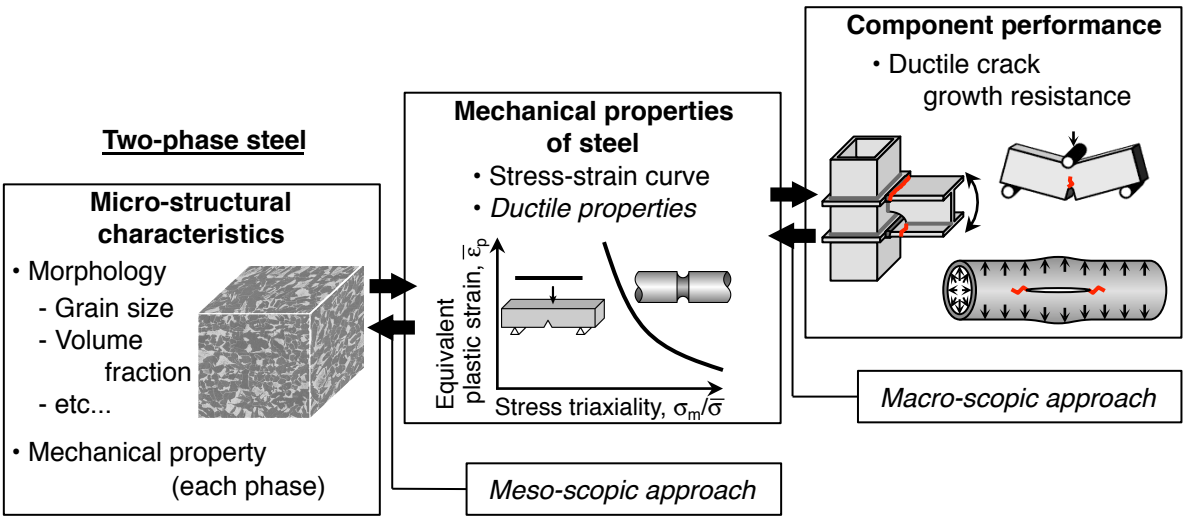



Fig. 1.3　Hierarchical approach to correlate multi-scale characteristics i.e. micro-structural characteristics, mechanical properties of steel and structural performance with respect to ductile crack growth resistance.

まず，二相鋼の組織レベルでの局所的な損傷進展を再現するローカルアプローチに基づいた延性損傷モデルを提案し，巨視的な応力／ひずみ状態に起因してモードの異なる延性亀裂の発生挙動を呈する部材内部および表面からの亀裂発生限界の予測に適用し得るかどうかの検証を行う。さらに，本提案損傷モデルに基づいて，不均質組織形態と各相の機械的特性から二相組織鋼の「延性特性」を予測する手法を提案し，その妥当性の検証を行う。また，予測した「延性特性」から，マクロスケールアプローチに基づいて部材の延性亀裂発生･進展抵抗を予測し得るか検証を行う。

## 1.6　本論文の構成

本論文の構成を Fig. 1.4 に示す。各章の内容は以下の通りである。

まず本章では，延性損傷のメカニズムについて従来の知見をまとめ，それに基づいた延性亀裂発生･進展の予測手法に関する研究について紹介し，不均質組織特性と構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を関連づけるには課題が残ることを述べた。それに対して，延性亀裂発生・進展抵抗を支配する「延性特性」に着目し，本研究において目的とする不均質組織特性と構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を関連づけるためのアプローチを述べた。

第２章から第４章では，組織特性を考慮したメゾスケールアプローチの提案を行う。組織不均質による応力／ひずみの局在化を考慮した延性損傷モデルを用いることで，部材内部における等軸ディンプル形成型延性亀裂ならびに部材表面からのせん断すべり型延性亀裂の形成挙動とその限界を予測可能であることを検証する。さらに，延性亀裂発生･進展抵抗を支配する「延性特性」を組織特性から予測する手法を提案する。

第２章では，延性損傷挙動と破壊限界に及ぼす二相組織特性の影響を予測するためのローカルアプローチに基づいた延性損傷モデルを提案する。そのために，組織不均質に伴う応力／ひずみの局在化挙動を再現するモデルと，組織ごとの強度・延性損傷特性をもとに延性亀裂発生に至るまでの材料損傷の蓄積を再現する数理損傷モデルを提案する。二相組織形態を三次元で再現した解析モデルに提案する延性損傷数理モデルを組み合わせることで，二相鋼の組織特性を組み入れた延性損傷モデルを提案する。さらに，提案延性損傷モデルに基づいて，二相鋼の「延性特性」を予測するためのシミュレーション手法を提案する。

第３章では，フェライト・パーライト二相組織鋼を対象として，第２章で提案した損傷モデルによって，巨視的な応力／ひずみ状態に起因したモードの異なる延性亀裂（等軸ディンプル形成型亀裂およびせん断すべり型亀裂）の形成挙動・形成限界を予測し，実験・観察結果との比較検

証を行う。

第４章では，提案損傷モデルに基づいて，延性亀裂発生・進展抵抗を支配する二相鋼の「延性特性」を予測するシミュレーション手法の適用性を検証する。そのために，フェライト・マルテンサイト二相組織鋼を対象とし，「延性特性」の予測と実験結果との比較を行う。

第５章では，提案したメゾスケールアプローチに基づき，不均質組織形態と各相の機械的特性から予測された二相鋼の「延性特性」を用いて，マクロスケールアプローチにより構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）が予測可能であるか検証する。

第６章では，材料組織特性，鋼材機械的特性，および部材性能の各階層の特性をリンクさせるために提案した「階層的アプローチ」に基づき，二相鋼の不均質組織形態が部材の延性亀裂発生・進展抵抗にどの程度の影響を及ぼすかを検討したケーススタディの結果を述べる。

第７章では本論文で得られた主な結果についてまとめる。

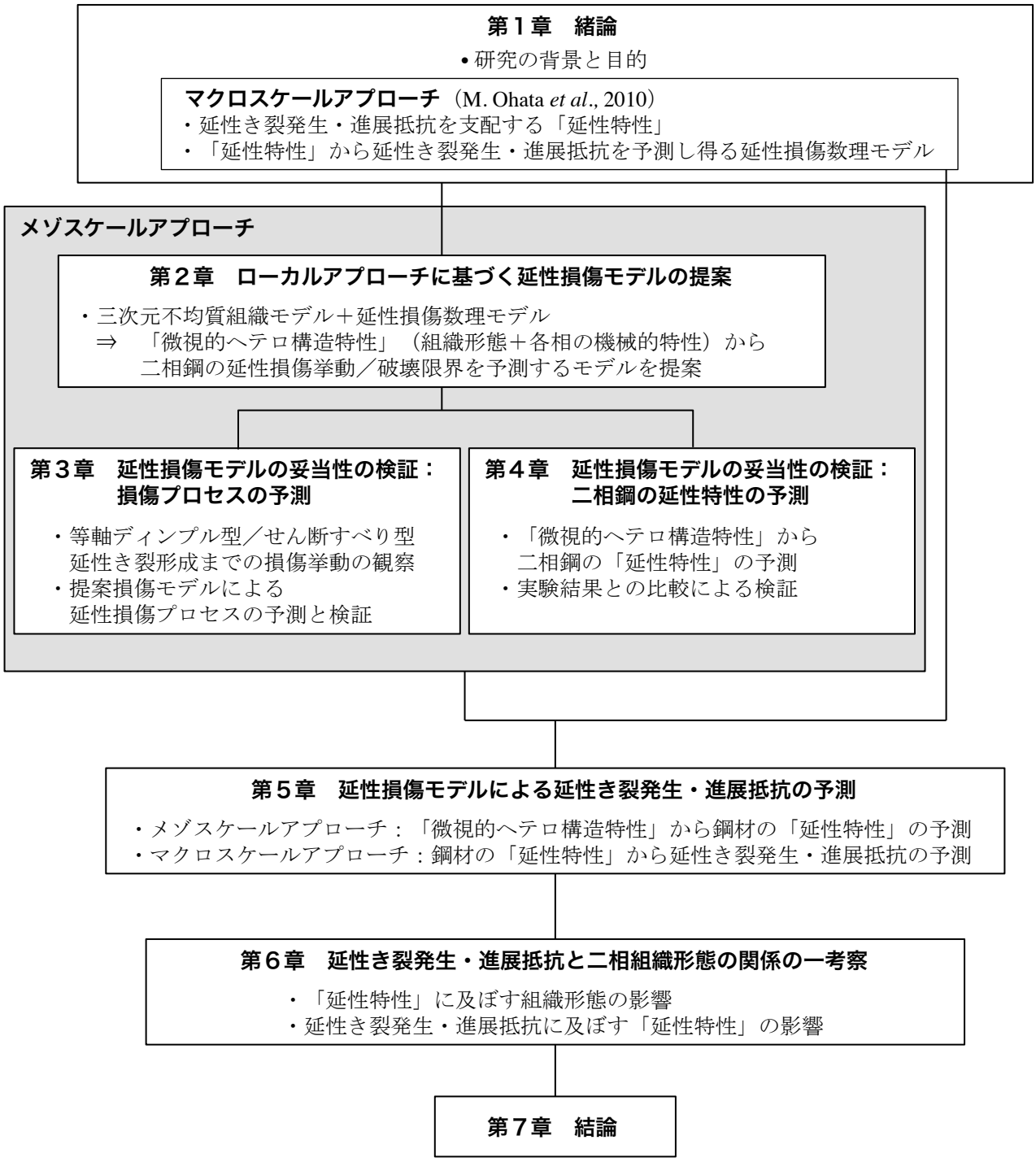



Fig. 1.4 Structure of this research work.

# 第２章　ローカルアプローチに基づく延性損傷モデルの提案

## 2.1　緒言

二相鋼からなる構造部材の延性亀裂の発生･進展抵抗は,材料の強度特性に加え,「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」に大きく影響されることが見出されてきたことを第１章にて述べた。前者の「切欠き延性」は切欠き材の曲げあるいは引張試験で得られる特性で，せん断すべり型の延性亀裂の発生抵抗を支配する特性である。また，後者の「延性の応力多軸度依存特性」は，円周切欠き付丸棒引張試験で得られる特性で，等軸ディンプルを伴う延性亀裂の進展抵抗を支配する特性として提案されているものである。すなわち，二相鋼の強度と，これら二種類の延性特性である広義の「機械的特性」を制御することで，部材の延性亀裂発生・進展抵抗の向上が図れる。しかし，意図する二相鋼の「機械的特性」を発現させるために，材料組織特性をいかに制御するかの指導原理を導く手法やモデルは構築されるに至っていない。本研究は，このような構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する広義の「機械的特性」を，二相鋼の微視的組織特性から数値解析によって予測するメゾスケールアプローチを構築することを目的としている。

そこで本章では，二相鋼の「機械的特性」に影響を及ぼす材料組織特性の制御指導原理を導くためのメゾスケールアプローチを着想し，二相鋼の組織特性を組み入れたローカルアプローチに基づく延性損傷モデルを提案する。さらに，提案延性損傷モデルに基づいて，二相鋼の「延性特性」を予測する手法を提案する。

## 2.2　二相鋼の強度・延性特性予測のメゾスケールアプローチ

一般に，二相鋼の強度特性や延性は，メゾスケールでは，第二相（一般には硬質相を指す場合が多い）の形状・寸法，含有体積分率，分布状態や連結性などの不均質組織形態（Morphology）の影響を大きく受けることは広く認識されているところである。加えて，各構成相そのものの強度や延性とその不均質性（バランス）にも複雑に影響されると考えられるため，二相鋼の高強度・高延性発現メカニズムは必ずしも解明されていない。

そこで，本研究では，メゾスケールでの組織不均質が二相鋼の強度や延性に影響する支配要因と考え，「二相の不均質組織形態（Morphology）」，「二相の強度バランス」および「二相の延性バランス」に着目し，これらの微視的組織特性（本研究ではこれらの特性をまとめて「微視的ヘテ

ロ構造」と称する）から，前述した二相鋼の「機械的特性」を予測しようとするメゾスケールアプローチを着想した。本アプローチを Fig. 2.1 に模式的に示す。

二相鋼の延性損傷挙動を再現するには，組織不均質に起因する局所的な応力／ひずみの局在化と，それに起因したマイクロボイド形成に至るまでの微視的な損傷進展を再現する必要がある。そのために，不均質組織形態を再現する「三次元不均質組織形態モデル」の必要性に着目した。三次元でのモデル化に固執するのは，強度不均質がもたらす塑性拘束状態を再現するには三次元モデルが不可欠で，損傷進展に影響する応力多軸度に大きな影響を及ぼすからである。さらに，二相鋼を構成する各相の「強度特性」と「延性特性」を同時に反映させ，各相の延性損傷進展挙動を再現することのできる「延性損傷数理モデル」を提案することとした。この延性損傷数理モデルを三次元不均質組織形態モデルにおける各相に適用することで，微視的ヘテロ構造と二相鋼の「機械的特性」を関連づけようとする延性損傷モデルの提案を行う。本延性損傷モデルにより，巨視的な応力／ひずみ場と，組織不均質に起因する応力／ひずみの局在化挙動とそれに伴うローカルな損傷発展を再現することで，二相鋼の強度のみならず，せん断すべり型および等軸ディンプル形成型のモードが異なる延性亀裂の形成挙動とその限界が予測可能となることが期待される。

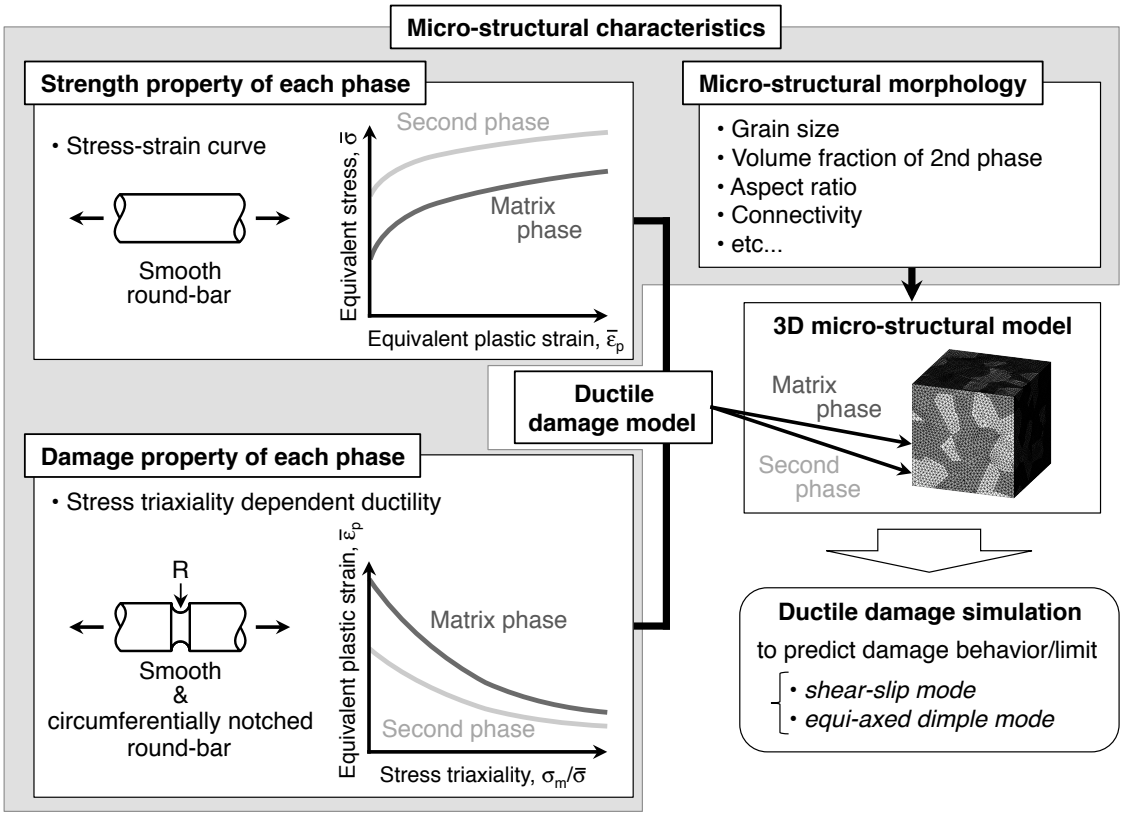



Fig. 2.1 Approach for predicting ductile fracture behavior/limit of two-phase steel.

## 2.3　延性損傷モデルの提案

### 2.3.1　三次元不均質組織形態モデル

二相鋼の応力／ひずみ場を再現するためには，組織的な強度不均質による塑性拘束の影響を考慮する必要があることから，三次元モデルを用いることが望ましい。そこで，不均質組織形態を再現した「三次元不均質組織形態モデル」を作成する手法を述べる [57]。

実際の形状を模擬した結晶粒形状を作成するために，幾何学的モデルとして Voronoi tessellation を用いた。以下に Voronoi tessellation のアルゴリズムを示し，その模式図（簡単のために二次元で表している）を Fig. 2.2 に示す。

(i)　対象鋼材の組織分布をもとに，母相と第二相を含めた結晶粒の核を，作成するモデルの大きさの範囲ランダムに分布させる。

(ii)　分布させた核を等速で全方位に成長させる。

(iii)　隣接する結晶粒と接触した部分を結晶粒界とする。

(iv)　すべての結晶粒が接触するまで成長を続ける。

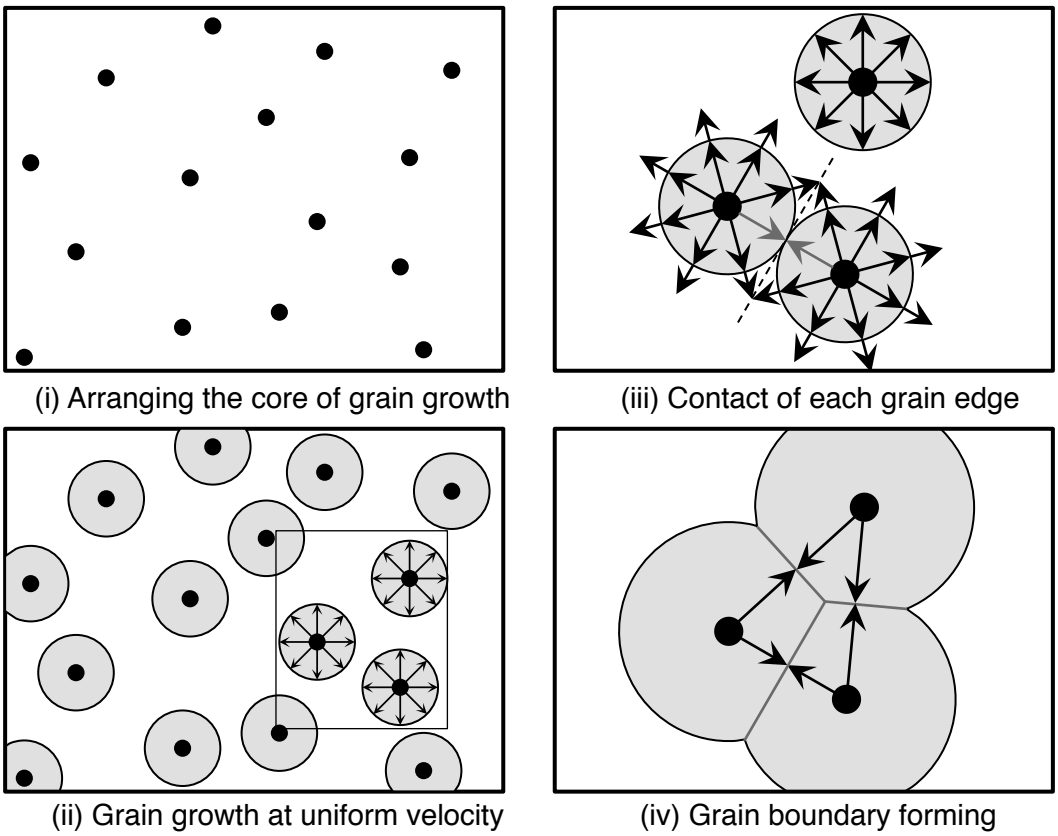



Fig. 2.2 Procedure for drawing the Voronoi tessellation.

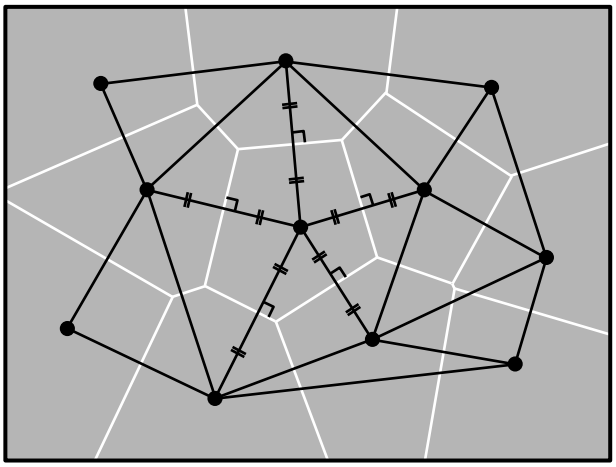


Fig. 2.3 Voronoi tessellation.

幾何学的には Fig. 2.3 に示すように，最短距離に位置する二つの母点（結晶粒の核）を結ぶ線分の垂直二等分線の交点を Voronoi 点とし，二つの Voronoi 点を結ぶ線分を結晶粒界とした。三次元では，母点同士を結ぶ線分の垂直二等分面が結晶粒界となる。

以上のアルゴリズムを用いた「三次元不均質組織形態モデル」作成手法を Fig. 2.4 に示す。以下にその手順を示す。

(a) モデル内に存在する結晶粒数に相当する母点をランダムに分布させる。

(b) Voronoi tessellation により三次元多結晶モデルを作成する。

(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。

(d) 自動メッシングにより四面体有限要素分割を行う。

本手法により作成されたモデルにおける結晶粒は，Fig. 2.5 に示すような様々な形状・寸法の多面体である。結晶粒界が顕著に曲面形状となっていない鋼材に適用できるモデルとなっている。

本手法では第二相分率を第二相の個数分率により与えているが，その妥当性について検証するために，母点の分布を 100 通り選択した後，第二相の個数分率が 30 %となるように第二相を選択し，第二相の体積分率を算出した。Fig. 2.6 に第二相体積分率の頻度分布を示す。概ね狙い通りの体積分率となり，第二相を個数分率で選択することの妥当性が示された。

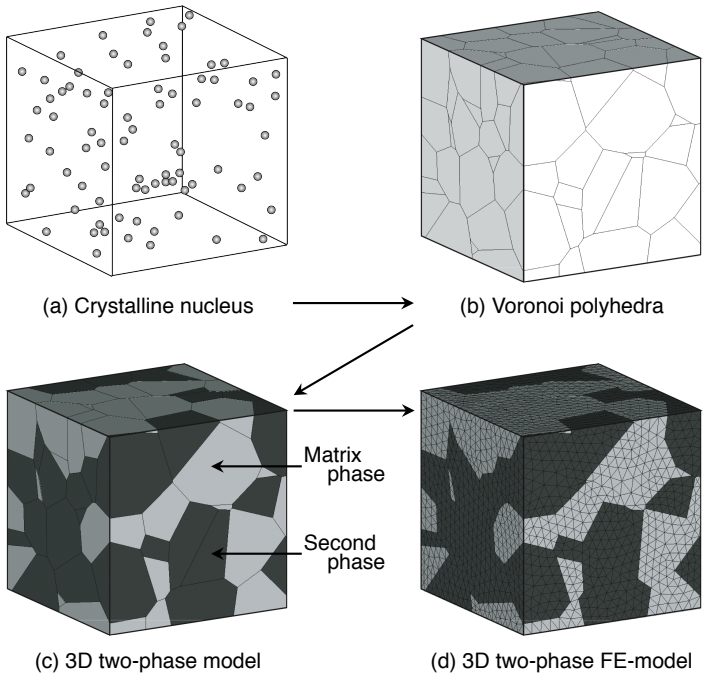



Fig. 2.4 Procedure for creating 3D two-phase FE-model.

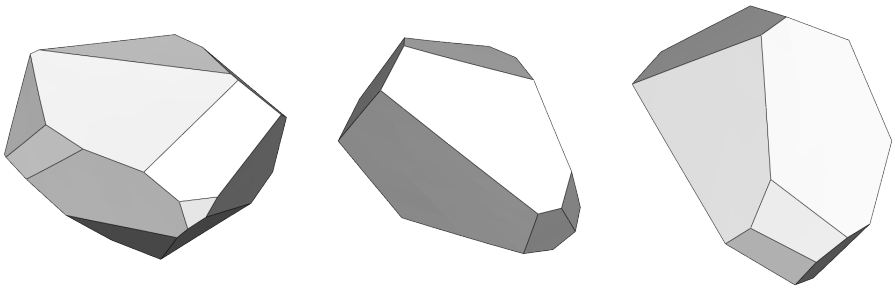


Fig. 2.5 Examples of crystal grains created by proposed method.

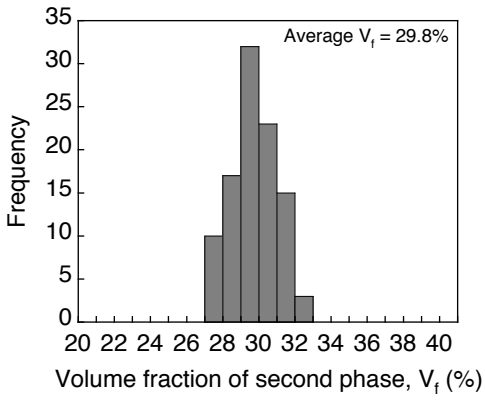
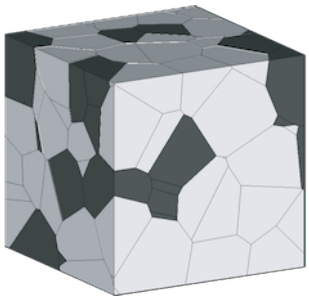



Fig. 2.6 Frequency distribution of volume fraction of second phase of 3D two-phase FE-model.

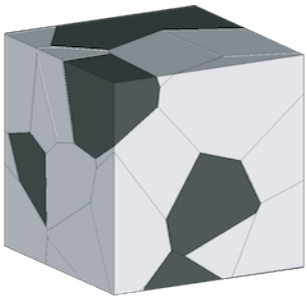
本手法では，平均結晶粒径や第二相分率，結晶粒のアスペクト比を変化させたモデルを作成することが可能である。

(1) Fig. 2.4(a)において，領域内に分布させる母点の数を制御することによって平均結晶粒径を変化させることができる。一例として，Fig. 2.7 に第二相分率は等しいが，平均結晶粒径が異なるモデルを示す。

(2) Fig. 2.4(c)において，ランダム選択する第二相の結晶粒の個数を制御することで，第二相分率を変化させることができる。例として，Fig. 2.8 に平均結晶粒径は等しいが，第二相分率が異なるモデルを示す。

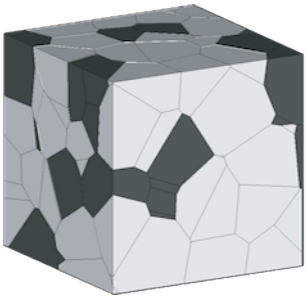


(a) Fine grain model

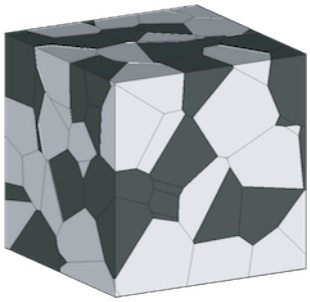


(b) Coarse grain model

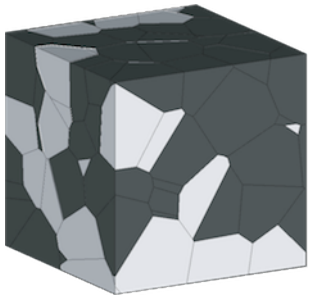
Fig. 2.7 Various grain size models.



(a) 30 % second phase



(b) 50 % second phase



(c) 70 % second phase

Fig. 2.8 Various volume fraction of second phase.

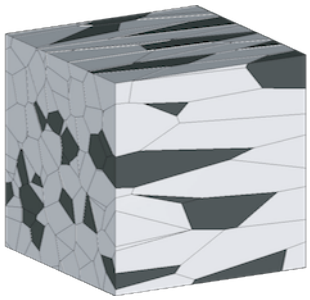


Fig. 2.9 High aspect ratio model.

(3) Fig. 2.4(b)において，各軸方向に結晶粒を引き延ばすことにより，結晶粒のアスペクト比を変化させることができる。一例として，Fig. 2.9 に結晶粒のアスペクト比が高いモデルを示す。

以上のように,本手法は二相組織形態を変化させたモデルを作成することが可能である。なお，本モデルは，フェライト相の結晶方位や異方性を持つパーライト相などがランダムに分布しており，集合組織を有しないような二相鋼に対して適用可能である。

### 2.3.2　延性損傷数理モデル

マイクロボイド発生支配型の延性損傷挙動を示す近年の大きな介在物の少ない二相鋼を対象として，以下の延性損傷数理モデルを提案した。

材料中でマイクロボイドやマイクロクラックを形成するまでの多軸応力状態での塑性ひずみによる材料損傷の進展と，それに伴う剛性の低下を再現するために，Fig. 2.10 に示す延性損傷モデルを提案した。材料損傷は，タングル化した転位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が発生・成長と考え，この微視的材料損傷が蓄積することでマイクロボイドやマイクロクラックが形成すると想定した。

一つのマイクロボイドの形成を考え，均質連続体に近似可能なユニットセルを想定し，ユニットセルが受ける微視的損傷増分を体積ひずみ増分の塑性成分 $dE_{\mathrm{m}}^{\mathrm{p}}$ とする損傷度 $D$ を想定した。

$$dD = (1-D)dE_{\mathrm{m}}^{\mathrm{p}} \tag{2.1}$$

この損傷度 $D$ の増加とそれによる材料剛性の低下を連成させるために，Gurson-Tvergaard の多孔質体の損傷モデル [33, 34]をベースとした降伏関数を提案する。

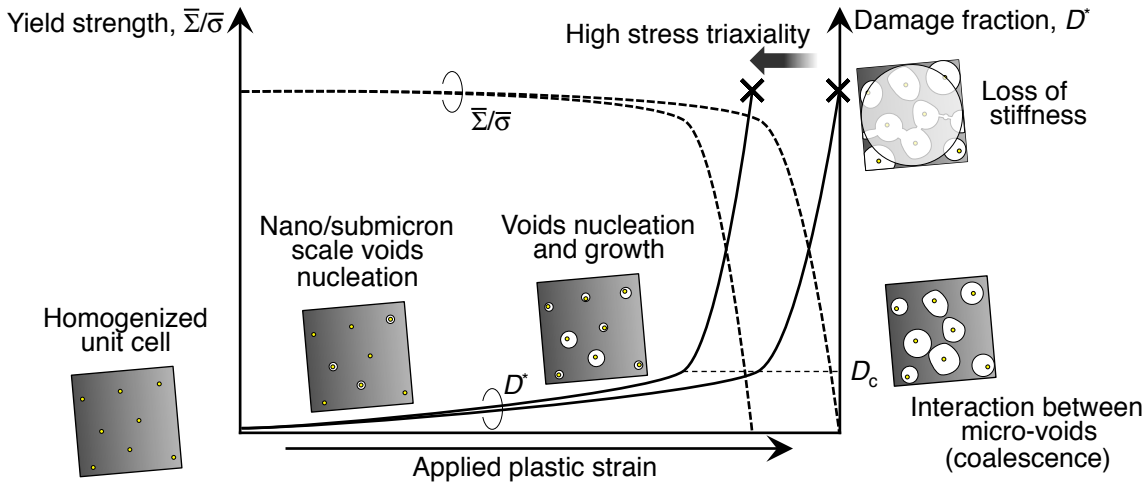



Fig. 2.10 Proposed damage model to simulate ductile damage evolution.

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\Sigma}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + a_1 D^* \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_\mathrm{m}}{\bar{\sigma}}\right) - 1 = 0 \tag{2.2}$$

ここで，$\bar{\Sigma}$ はユニットセルの相当応力，$\Sigma_\mathrm{m}$ はユニットセルの平均垂直応力，$\bar{\sigma}$ は材料マトリックスの相当応力，$D^*$は有効損傷度，$a_1$ および $a_2$ は材料定数である。ユニットセルの流動応力が，応力多軸度の影響を受けることを加味しており，塑性ひずみに伴う材料損傷進展が高応力多軸度において促進されることが反映される。有効損傷度 $D^*$は式(2.3)で表し，損傷度 $D$ が加速限界損傷度 $D_\mathrm{c}$ に達するとマイクロボイド／マイクロクラックの相互作用により損傷進展が加速されることを，パラメータ $K$ を用いて表した。

$$D^* = \begin{cases} D & \text{for} \quad D \le D_\mathrm{c} \\ D_\mathrm{c} + K(D - D_\mathrm{c}) & \text{for} \quad D > D_\mathrm{c} \end{cases} \tag{2.3}$$

降伏関数に含まれる材料定数 $a_1$, $a_2$ は，材料の「延性の応力多軸度依存特性」から以下のように決定できる。体積ひずみ増分の塑性成分 $dE_\mathrm{m}^\mathrm{p}$ と相当塑性ひずみ増分 $d\bar{E}_\mathrm{p}$ の関係は，関連流れ則（Associated flow rule）から式(2.4)となり，式(2.2)の塑性ポテンシャルを用いると式(2.5)が得られる。

$$dE_\mathrm{m}^\mathrm{p} \frac{\partial \Phi}{\partial \bar{\Sigma}} - d\bar{E}_\mathrm{p} \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_\mathrm{m}} = 0 \tag{2.4}$$

$$dE_\mathrm{m}^\mathrm{p} = a_1 a_2 D \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_\mathrm{m}}{\bar{\sigma}}\right) \frac{\bar{\sigma}}{2\bar{\Sigma}} dE_\mathrm{p} \tag{2.5}$$

式(2.5)を式(2.1)に代入して整理すると，損傷度増分 $dD$ と相当塑性ひずみ増分 $d\bar{E}_\mathrm{p}$ の関係が次式のように導ける。

$$\frac{1}{(1-D)D} dD = \frac{1}{2} a_1 a_2 \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_\mathrm{m}}{\bar{\sigma}}\right) \frac{\bar{\sigma}}{\bar{\Sigma}} d\bar{E}_\mathrm{p} \tag{2.6}$$

損傷度 $D$ が加速限界損傷度 $D_\mathrm{c}$ 以下では，損傷がユニットセルの流動応力に及ぼす影響は小さい（$\bar{\Sigma} \approx \bar{\sigma}$）ことを考慮すると，損傷加速開始時の相当塑性ひずみ（損傷限界塑性ひずみ）$(\bar{E}_\mathrm{p})_\mathrm{i}$ と $D_\mathrm{c}$ の関係は式(2.6)を積分することで得られる。

$$\int_{D_0}^{D_\mathrm{c}} \frac{1}{(1-D)D} dD = \int_0^{(\bar{E}_\mathrm{p})_\mathrm{i}} \frac{1}{2} a_1 a_2 \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_\mathrm{m}}{\bar{\Sigma}}\right) d\bar{E}_\mathrm{p} \tag{2.7}$$

なお，一定応力多軸度の下で塑性ひずみを受けた場合では，$(\bar{E}_\mathrm{p})_\mathrm{i}$ と応力多軸度の関係が次式のように導かれる。

$$(\bar{E}_{\mathrm{p}})_{\mathrm{i}} = A\exp\left( B\frac{\Sigma_{\mathrm{m}}}{\bar{\Sigma}}\bigg|_{\mathrm{const.}} \right), \quad \begin{cases} A = \dfrac{2}{a_1 a_2}\ln\dfrac{(1-D_0)D_{\mathrm{c}}}{(1-D_{\mathrm{c}})D_0} \\ B = -a_2 \end{cases} \tag{2.8}$$

損傷パラメータ $a_1, a_2$ は，丸棒引張試験片の中央部における応力多軸度履歴に沿って式(2.7)を数値積分することで決定することができる。

本手法では，初期損傷度 $D_0$，加速限界損傷度 $D_{\mathrm{c}}$ 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い値であればよく，従来の知見[58]と同様に，それぞれ材料によらず 0.0001 および 0.001 と設定することとした。また，損傷加速パラメータ $K$ は，想定した $D_0$ および $D_{\mathrm{c}}$ に応じて，丸棒引張試験の実験結果をシミュレーションで再現できるように決定すべきものであるが，従来の知見[40,41,58]に基づいて $K = 4$ と設定する。すなわち，$D_0, D_{\mathrm{c}}$ 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 $a_1$ および $a_2$ で代表される。

以上より，提案した延性損傷数理モデルを用いて数値シミュレーションを行うために必要な材料パラメータは，平滑丸棒試験片および円周切欠き付丸棒試験片の引張試験で得られる「応力－ひずみ曲線」と「延性の応力多軸度依存特性」のみから一義的に決定することができる。

## 2.4　二相鋼の延性特性予測手法の提案

提案損傷モデルに基づいて，「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから，二相鋼の「延性特性」を予測するためのシミュレーション手法を提案する。

### 2.4.1　切欠き延性予測手法

提案した「切欠き延性」の予測手順を Fig. 2.11 に示す。「切欠き延性」の予測には，切欠きを有する小型三点曲げ試験片モデルを用いることとした。まず，三次元不均質組織モデルによる延性損傷シミュレーションを行い，切欠き底表面から延性亀裂が発生するときの切欠き末端開口変位$(V_{\mathrm{g}})_{\mathrm{cr}}$を求める。次に，同じ形状・寸法の均質連続体モデルを用いて Mises の降伏条件に従う弾塑性解析を行い，亀裂が発生するとき（$V_{\mathrm{g}} = (V_{\mathrm{g}})_{\mathrm{cr}}$）の切欠き先端要素の中心における相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}}$を「切欠き延性」として決定することとした。

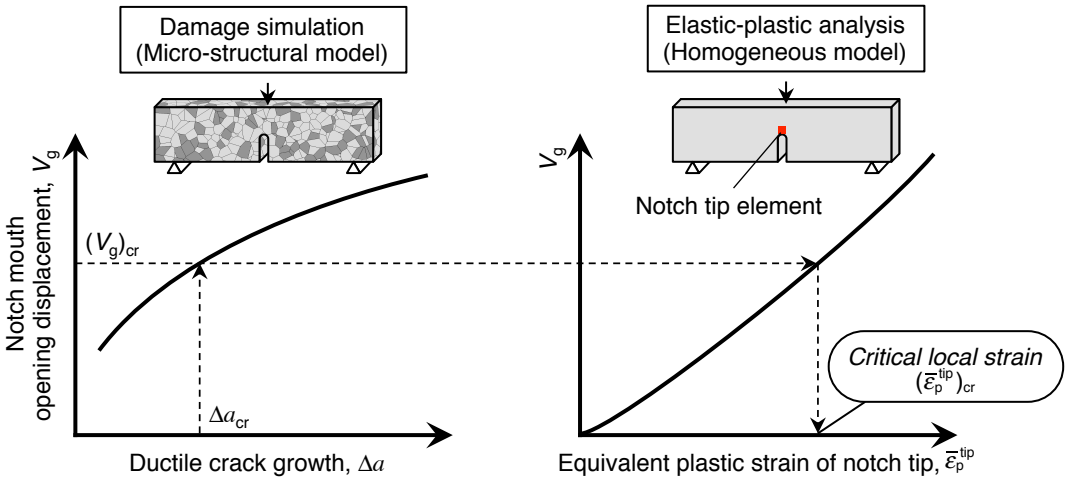



Fig. 2.11 Procedure for predicting *critical local strain*.

### 2.4.2　延性の応力多軸度依存特性予測手法

提案した「延性の応力多軸度依存特性」の予測手順を Fig. 2.12 に示す。「延性の応力多軸度依存特性」の予測には，巨視的な応力／ひずみ応答が組織不均質の影響を受けない程度に十分な数の結晶粒を含む立方体の代表体積要素（Representative Volume Element, RVE）モデルを用いた。この RVE モデルに，応力多軸度一定で負荷を与え，微視的な損傷蓄積によるマクロ平均損傷度 $D^{RVE}$ が，限界損傷度（ここでは，加速限界損傷度 $D_c$（= 0.001））に至った時点でのマクロ平均相当塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ を損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ として決定することとした。なお，RVE モデル全体のマクロな損傷度 $D^{RVE}$ および相当塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ は，式(2.9)に示すように，それぞれ全要素の損傷度と相当塑性ひずみの体積平均値を採用した。

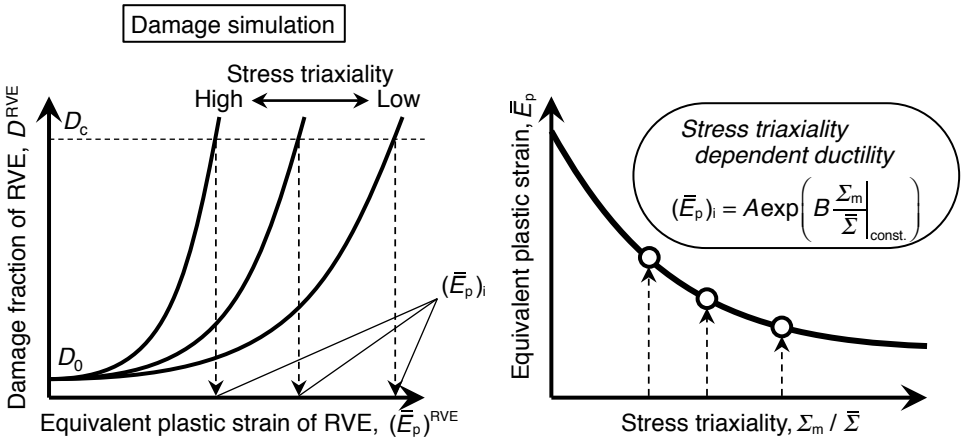



Fig. 2.12 Procedure for predicting *stress triaxiality dependent ductility*.

$$(\bar{E}_{\mathrm{p}})^{\mathrm{RVE}} = \frac{\sum_k \bar{E}_{\mathrm{p}}(k)V(k)}{\sum_k V(k)}, \quad D^{\mathrm{RVE}} = \frac{\sum_k D(k)V(k)}{\sum_k V(k)} \tag{2.9}$$

ここで，$\bar{E}_{\mathrm{p}}(k)$，$D(k)$ および $V(k)$ はそれぞれ $k$ 番目の要素の相当塑性ひずみ，損傷度および体積である。なお，相当塑性ひずみや損傷度の体積平均値は，RVE モデルに加わる外力や変形から計算した相当塑性ひずみや損傷度と一致することを確認している。この損傷限界ひずみを種々の一定多軸応力状態で求めることで，損傷限界ひずみの応力多軸度依存性，すなわち「延性の応力多軸度依存特性」として決定することとした。

以上のように，「延性特性」予測のために提案した解析モデルを Fig. 2.13 にまとめて示す。

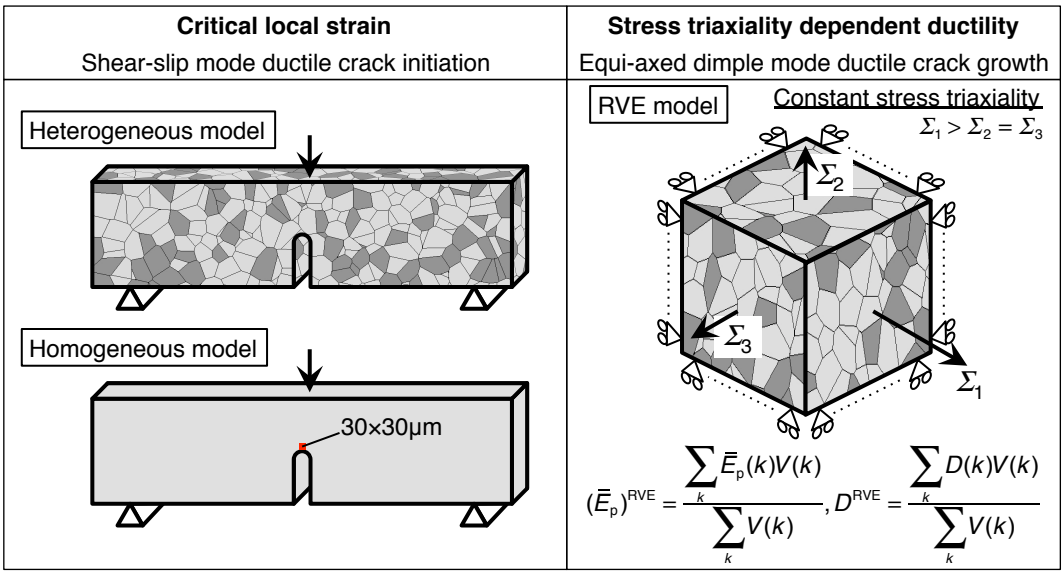



Fig. 2.13 Proposed models to predict two types of ductile properties.

## 2.5　結言

本章では，「三次元不均質組織形態モデル」と「延性損傷数理モデル」を提案し，これらを組み合わせることで組織特性を組み入れた延性損傷モデルを提案した。以下にその概要をまとめる。

(1)　二相鋼の延性損傷挙動を再現するためには，組織不均質に起因する応力／ひずみの局在化を再現する必要があると考えた。損傷進展に影響する応力多軸度が，組織的な強度不均質がもたらす塑性拘束の影響を受けるため，塑性拘束状態を再現できるように三次元で不均質組織形態を再現する「三次元不均質組織形態モデル」を提案した。

(2) マイクロボイド発生支配型の延性損傷挙動を示す近年の大きな介在物の少ない二相鋼を対象として，二相鋼を構成する各相の「強度特性」と「延性特性」を反映させることで，各相の延性損傷進展挙動を再現する「延性損傷数理モデル」を提案した。この延性損傷数理モデルを用いて数値シミュレーションを行うために必要な材料パラメータは，平滑丸棒試験片および円周切欠き付丸棒試験片の引張試験で得られる「応力–ひずみ曲線」と「延性の応力多軸度依存特性」から一義的に決定することができる。

(3) 深い切欠きを有する小型三点曲げ試験片モデルを対象として，組織不均質を考慮した延性損傷シミュレーションと，均質連続体モデルによる Mises の降伏条件に従う弾塑性解析を実施することで，せん断すべり型の延性亀裂発生抵抗を支配する「切欠き延性」を予測する手法を提案した。

(4) 二相組織を再現した代表体積要素（RVE）モデルを用いて，種々の一定応力多軸度下で負荷を受けた際の損傷限界ひずみを求めることで，等軸ディンプル型の延性亀裂進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」を予測する手法を提案した。

本モデルは,「微視的ヘテロ構造特性」の情報から，二相鋼の延性破壊限界を予測することを目的としたアプローチであり，巨視的な応力／ひずみ場と，組織不均質による応力／ひずみの局在化とそれに伴うローカルな損傷挙動を再現することによって，巨視的なせん断すべり型および等軸ディンプル形成型の延性亀裂形成挙動が再現でき，その限界が予測可能であることが期待できる。提案延性損傷モデルによってそのような延性亀裂の形成限界が予測できるならば，それぞれのモードの延性亀裂形成限界である「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」を予測できると考えられる。

# 第３章　延性損傷モデルの妥当性の検証：二相鋼の損傷プロセスの予測

## 3.1　緒言

本研究では，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する鋼材の「延性特性」を，「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから予測するメゾスケールアプローチを構築することを目的としている。鋼材の「延性特性」とは，せん断すべり型延性亀裂の発生抵抗を支配する「切欠き延性」と，等軸ディンプル型延性亀裂の進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」の二つであり，これらを予測するためには,モードの異なる亀裂の形成挙動とその限界が予測できる必要がある。

前章で提案した二相鋼の組織特性を組み入れたローカルアプローチに基づく延性損傷モデルは,二相組織形態と各相の機械的特性という「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから，二相鋼の延性亀裂形成挙動・限界を予測するものである。組織不均質に起因する応力／ひずみの局在化挙動を再現可能な解析モデルによってローカルな損傷を再現することで，巨視的にはモードの異なる等軸ディンプル型・せん断すべり型の延性亀裂形成を予測し得ると考えられる。

本章では，提案延性損傷モデルを用いて，引張負荷を受ける二相鋼の延性損傷プロセスの予測を行い，その再現性について検討を行う。そこで，フェライト・パーライト二相鋼を対象として，部材内部からの等軸ディンプル型延性亀裂の形成と，部材表面からのせん断すべり型延性亀裂の形成挙動の観察を行うために，二種類の両側切欠き付微小試験片の引張試験を行う。また，実験で用いた微小引張試験片を「三次元不均質組織形態モデル」で作成し,「延性損傷数理モデル」を適用してシミュレーションを行うことでモードの異なる二つの延性亀裂の形成挙動とその限界を予測し，実験結果との比較・考察を行う。

## 3.2　供試鋼材

供試鋼材には，板厚 13 mm の溶接構造用圧延鋼材 SM490YB を用いた。Table 3.1 に化学成分を示す。本鋼材は Fig. 3.1 に示すようなフェライト・パーライト二相組織を有しており，結晶粒径は約 25 μm，パーライト分率は約 30 %である。

平滑丸棒引張試験により得られた公称応力－公称ひずみ曲線を Fig. 3.2 に示す。また，フェライト相およびパーライト相のビッカース硬さを荷重 25 gf で各 10 点ずつ測定した。これらの平均値を，平滑丸棒引張試験で得られた機械的特性とともに Table 3.2 に示す。パーライト相の硬さは

Table 3.1 Chemical compositions of SM490YB steel used (mass%).

| C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | V | B |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.17 | 0.33 | 1.37 | 0.018 | 0.018 | 0.01 | 0.07 | 0.06 | 0.008 | 0.002 | 0.0001 |

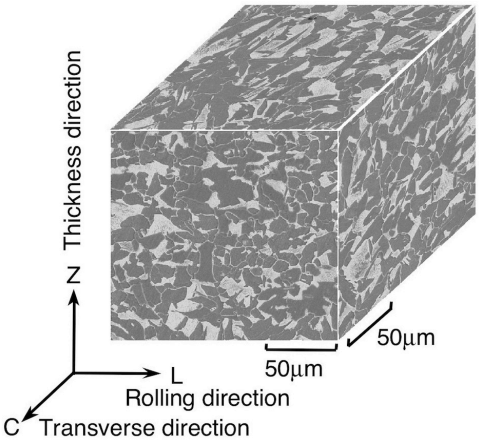



Fig. 3.1 Microstructures of SM490YB steel used.

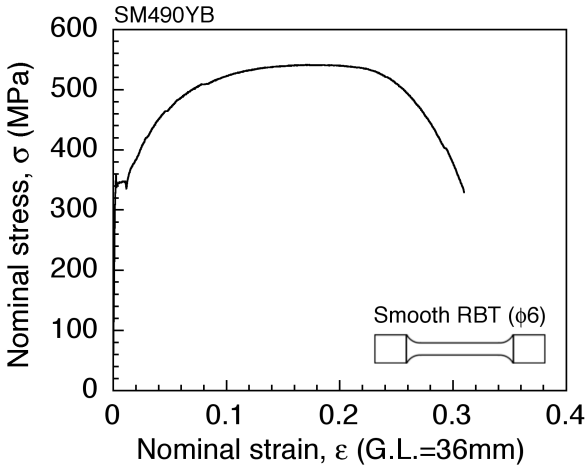



Fig. 3.2 Nominal stress - nominal strain curve obtained by smooth round-bar tensile test for SM490YB steel.

Table 3.2 Mechanical properties of SM490YB steel used.

| $\sigma_Y$ (MPa) | $\sigma_T$ (MPa) | YR | $\varepsilon_T$ (%) | El. (%) | HV | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | Ferrite | Pearlite |
| 344 | 540 | 0.64 | 17.6 | 31 | 198 | 276 |

$\sigma_Y$: Lower yield stress, $\sigma_T$: Tensile strength, YR: Yield-to-tensile ratio = $\sigma_Y/\sigma_T$

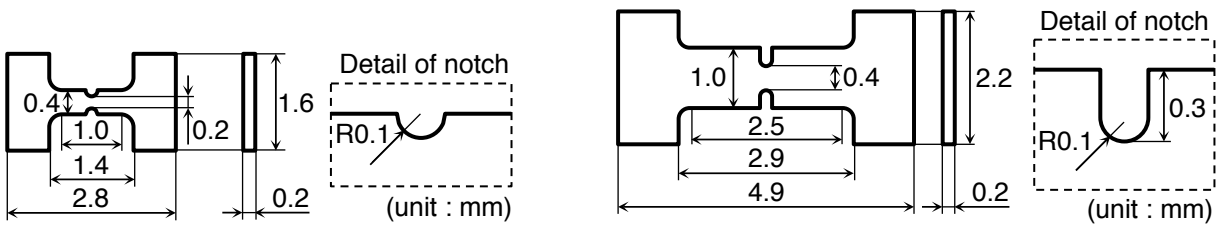
$\varepsilon_T$: Uniform elongation, El.: Elongation (G.L. = 36mm, Dia. = 6mm), HV: Vickers hardness (Load: 25gf)

フェライト相に比べて約 1.4 倍高く，組織的な強度不均質を有している。

## 3.3　延性損傷挙動の観察

### 3.3.1　実験・観察方法

延性損傷挙動の観察には，Fig. 3.3 に示す両側切欠き付微小引張試験片を用いた。試験片中央部からの等軸ディンプル形成型の延性損傷挙動の観察には，Fig. 3.3(a)に示す浅い切欠きを有する Type A 試験片を用いた。一方，表面からのせん断すべり型亀裂の形成挙動の観察には，Fig. 3.3(b)に示す深い切欠きを有する Type B 試験片を用いた。試験片は全て長手方向が鋼板の圧延方向となるように，また試験片の板厚の中央が鋼板の板厚の 1/4 および 3/4 の位置となるように採取した。試験片は，放電加工によって採取した後，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 Fig. 3.4(a)に示す最大荷重容量 1000 N の変位制御型の引張試験機を用い，室温にて変位速度 1 μm/s で行った。試験中は，ロードセルにて荷重 $P$ と，CCD カメラにより標点間変位 $u$ を計測した。標点間変位の計測は，試験片に Fig. 3.4(b)のように着色し，彩色部と未彩色部の境界を判別して境界間距離から自動計測した。彩色部と未彩色部の初期境界間距離は，試験前に光学顕微鏡により測定した。なお，外部からの光の影響を小さくして測定誤差を抑えるために，ドーム型 LED ライトを用いた。




(a) Type A specimen　　(b) Type B specimen

Fig. 3.3 Configurations of micro-tensile specimens.

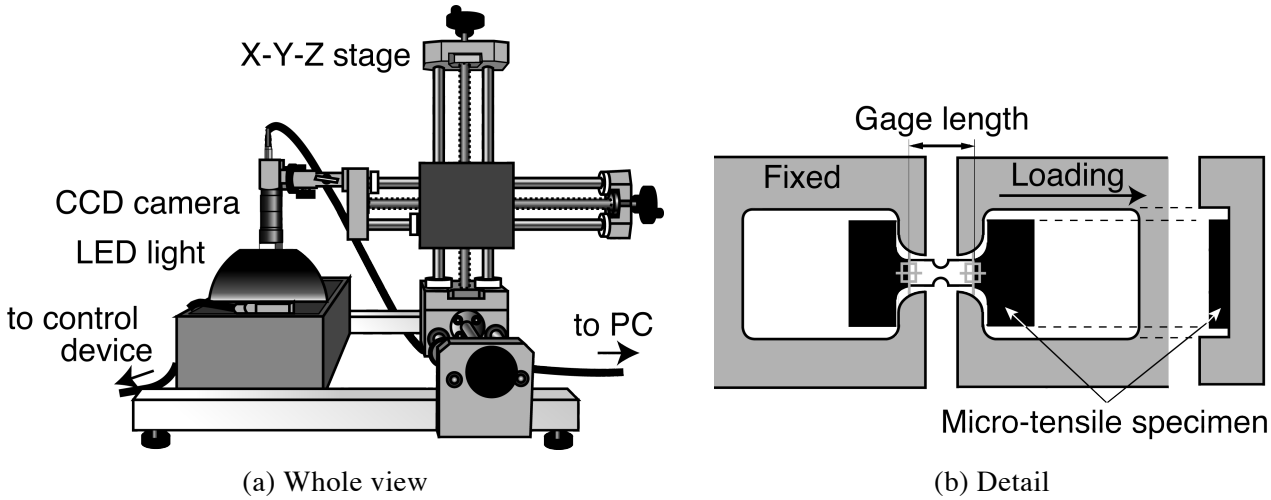



Fig. 3.4 Testing machine used for micro-tensile test.

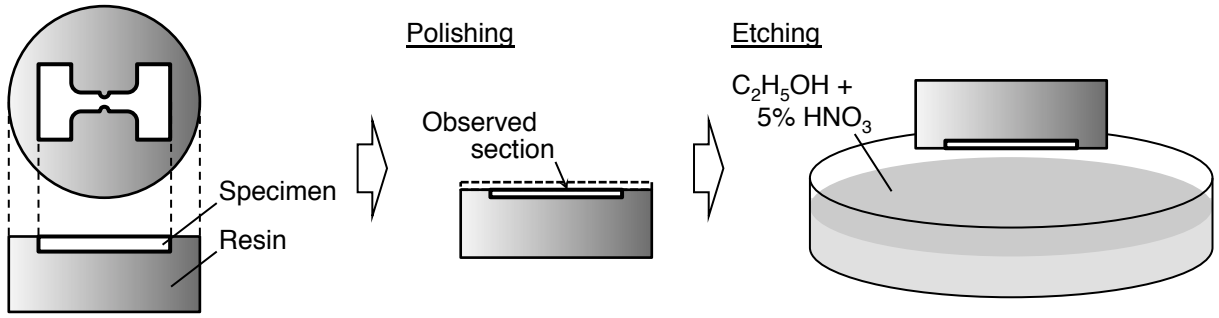



Fig. 3.5 Procedure for observing cross-section of the micro-tensile specimens.

負荷ひずみの増加に伴う損傷進展の様子を観察するために，複数の試験片を用いて，破断までの種々の負荷レベルで除荷を行い，板厚中央断面の観察を行った。観察は Fig. 3.5 に示すように，除荷後の試験片を樹脂埋めした後に板厚中央まで研磨し，5 %ナイタール液にて腐食した面を走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて観察した。

### 3.3.2　等軸ディンプル型延性亀裂形成挙動

Type A 試験片を用いた引張試験で得られた応力－ひずみ曲線を Fig. 3.6 に示す。ここでは，荷重を試験片の初期断面積で除した応力と，標点間変位を初期標点間距離で除したひずみを用いた。引張破断させた試験片は，Fig. 3.7 に示すように，カップアンドコーン型の破面を呈しており，中央部近傍において典型的な等軸ディンプルが観察された。これより，Type A 試験片は試験片中央部から先行して延性亀裂が形成したものと考えられる。

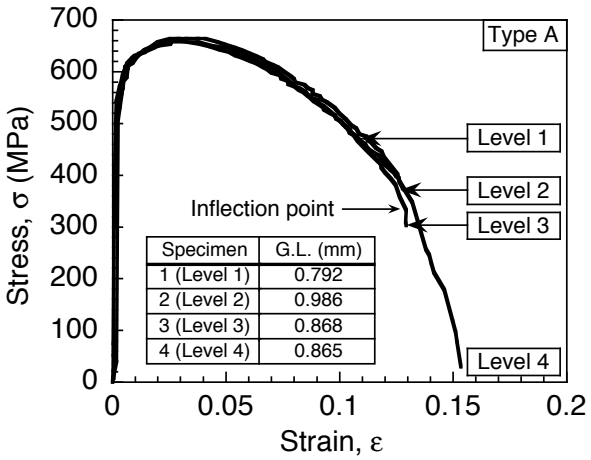
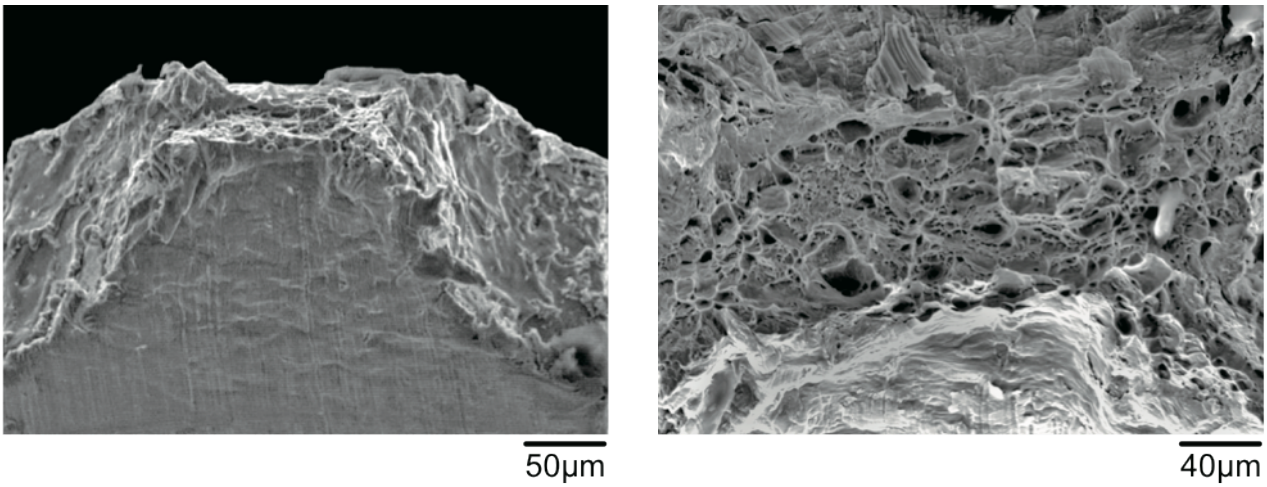



Fig. 3.6 Stress-strain curves for Type A specimen obtained by experiments.




(a) Whole view (b) Magnified fracture surface

Fig. 3.7 Fracture appearance of Type A specimen.

破断に至るまでの試験片内部での延性損傷挙動を観察するために，Fig. 3.6 に示した Level 1~3 において途中除荷した試験片の中央断面を SEM で観察した。Fig. 3.8(a)に示すように，最大荷重点を大きく超えた負荷レベルである Level 1 で除荷した試験片においても，大きなボイドは観察されず，フェライト相とパーライト相の境界近傍のフェライト相側に 1~2 μm 程度のマイクロボイドが見られるのみであった。さらにひずみを付与した Level 2 で除荷した試験片では, Fig. 3.8(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確認されず，マイクロボイドが増加し互いに連結，あるいはマイクロボイド間での損傷進展により，主として二相境界のフェライト相側で微小な亀裂を形成していることが観察された。また，応力－ひずみ曲線の屈曲点を超えるひずみレベル（Level 3）では，Fig. 3.8(c)に示すように，形成された亀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，組織不均質による応力／ひずみの局在化挙動に依存することが示唆された。また，当該材料では，一次ボイドと呼ばれる大きな介在物を起点としたボイドの発生・成長は破断を支配しておらず，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材料損傷の進展に支配される亀裂形成挙動を示すことがわかった。

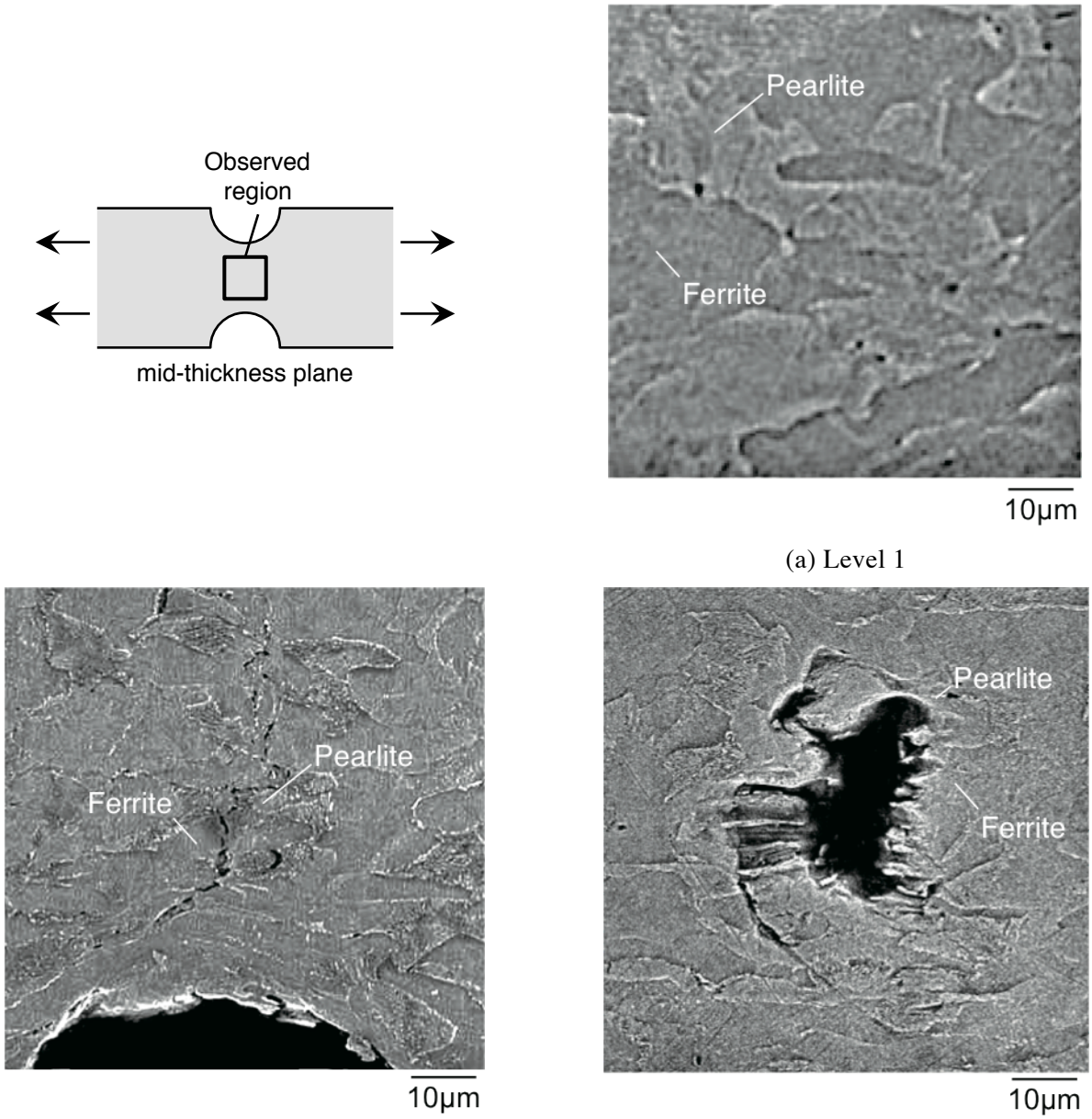



Fig. 3.8 Ductile damage evolution from specimen center for Type A specimen.

### 3.3.3　せん断すべり型延性亀裂形成挙動

Type B 試験片の引張試験で得られた応力－ひずみ曲線を Fig. 3.9 に示す。ここでの応力およびひずみの定義は Fig. 3.6 と同様である。引張破断させた試験片の破面を観察したところ，Fig. 3.10 に示すように，切欠き底近傍においてせん断すべり型の破面が観察され，切欠き底から少し内部においては等軸ディンプルが観察された。これより，本試験片では試験片中央部からではなく，切欠き底表面から先行して延性亀裂が発生して延性破断に至ったものと考えられる。

このような延性亀裂形成に至るまでの損傷進展の様子を観察するために, Fig. 3.9 に示す Level 1, 2 で途中除荷した試験片の中央断面を観察した。Fig. 3.11(a)に示すように，負荷後期の Level 1 で除荷した試験片では，切欠き底から延性亀裂が形成し始めているが，マイクロボイドはほとんど観察されなかった。Level 2 においては，既に切欠き底から延性亀裂が約 30 μm 程度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亀裂が形成していることが確認された。このことから，延性亀裂が切欠き底から独立して発生したと考えられ，その亀裂は主としてフェライト相側を進展していることが観察された。

以上のように，部材表面から発生するせん断すべり型の延性亀裂の形成も，部材内部からの延性亀裂形成と同様に，マイクロボイド発生に至るまでの微視的な材料損傷に支配され，組織不均質の影響を大きく受けることがわかった。

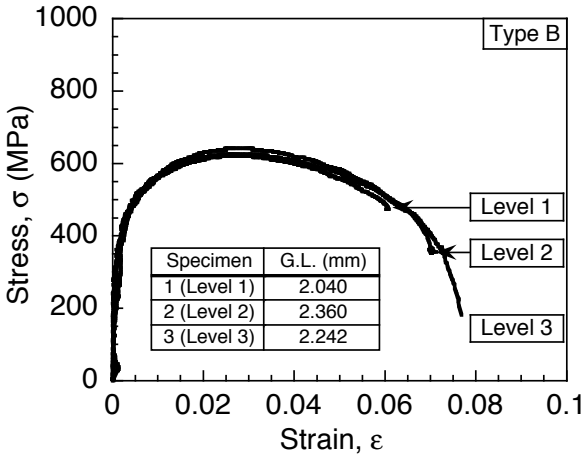
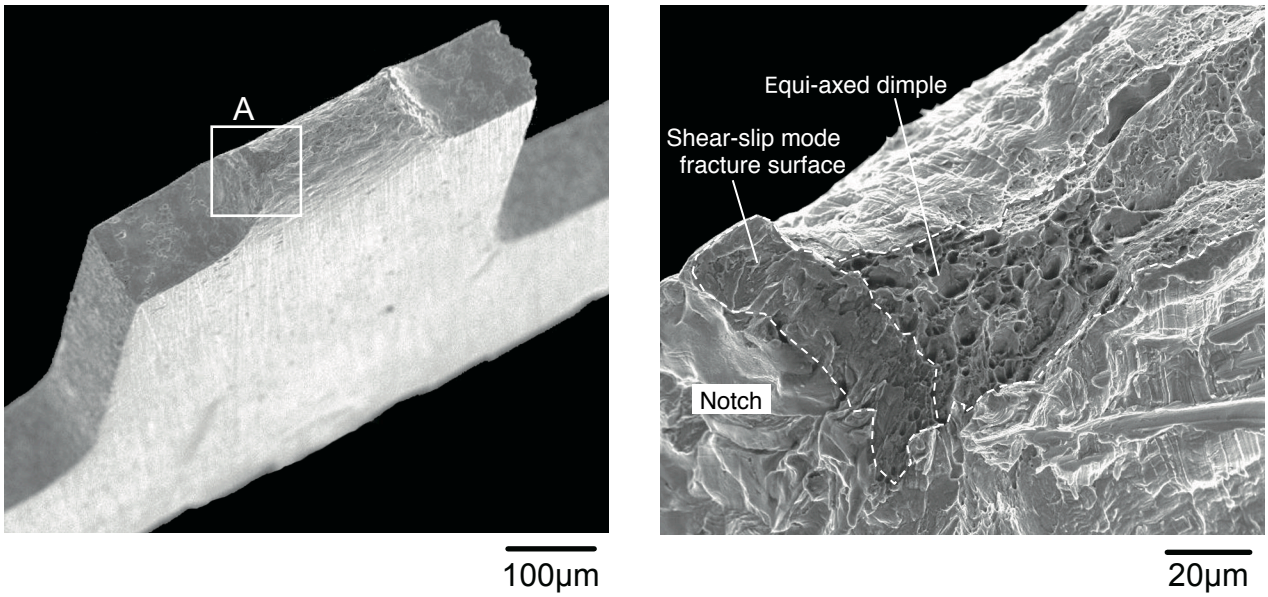
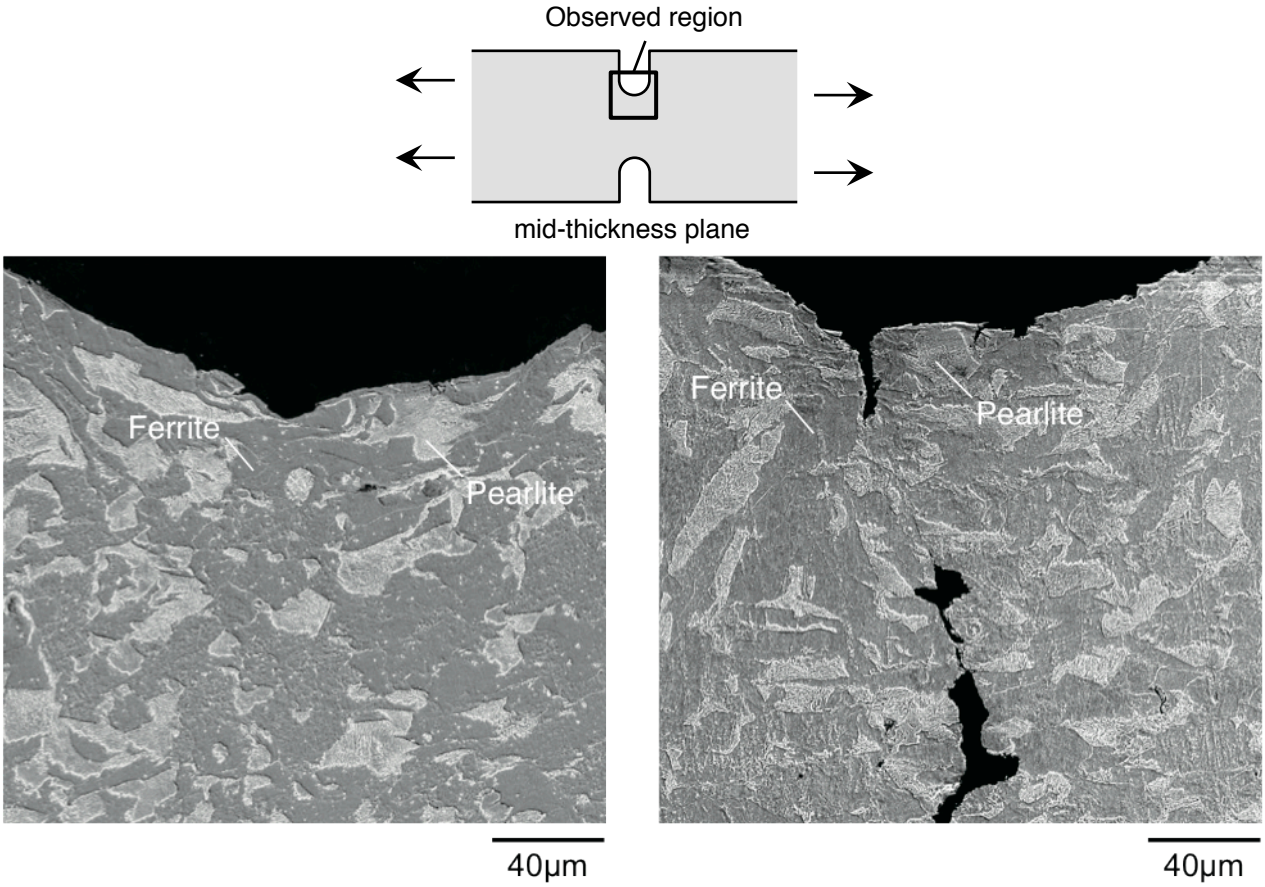



Fig. 3.9 Stress-strain curves for Type B specimen obtained by experiments.




(a) Whole view (b) Magnified fracture surface

Fig. 3.10 Fracture appearance of Type B specimen.




(a) Level 1 (b) Level 2

Fig. 3.11 Ductile damage evolution from notch root surface for Type B specimen.

## 3.4　延性損傷モデルの作成

前章で提案した組織特性を組み入れた延性損傷モデルを用いて，微視的ヘテロ構造特性から部材内部および部材表面からの延性損傷挙動を予測するため，供試鋼材の二相組織形態を再現する「三次元不均質組織形態モデル」の作成と，「強度特性」と「延性特性」を反映させた各相の延性損傷数理モデルのパラメータを決定する。

### 3.4.1　三次元不均質組織形態モデルの作成

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. 3.12 に示すように実験で用いた切欠き付微小引張試験片の解析モデルを作成した。「三次元不均質組織モデル」は損傷が蓄積する切欠き底断面近傍にのみ配置し，それ以外の領域は二相鋼としての強度特性を有する均質モデルとした。また，いずれの解析モデルも試験片平行部の 1/4 をモデル化した。要素は 4 節点四面体要素を用い，平均要素寸法は 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 試験片の解析モデルの節点数は 60143 で要素数は 324553 である。

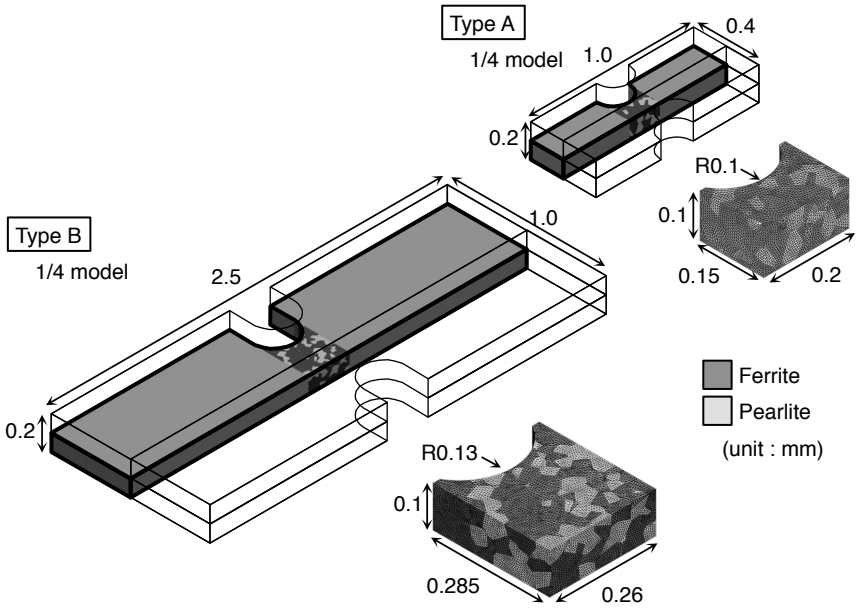



Fig. 3.12 Meso-scale 3D FE-models of notched micro-tensile specimens.

### 3.4.2　各相の延性損傷数理モデルのパラメータ決定

二相鋼を構成するフェライトおよびパーライト各相の延性損傷数理モデルにおけるパラメータは，各相と同等の特性を有する多結晶単相材を作製し，平滑丸棒試験片および円周切欠き付丸棒試験片の引張試験を行うことで決定することができる。すなわち，各相の強度特性である「応力－ひずみ特性」と延性特性である「延性の応力多軸度依存特性」を取得することで，延性損傷数理モデルにおけるパラメータを陽に決定することができる。しかしここでは，二相鋼の「応力－ひずみ特性」と「延性の応力多軸度依存特性」から，各相の特性を以下のように仮定し，パラメータを決定することとした。

#### (a) 各相の応力－ひずみ特性

各相の応力－ひずみ曲線は，二相鋼の平滑丸棒引張試験で得られた応力－ひずみ曲線から以下のように決定した。まず，二相鋼の真応力 $s$－真ひずみ $e$ 曲線を得るために，Fig. 3.13 に示す平滑丸棒試験片を用いて引張試験を行った。試験は室温で変位速度 0.5 mm/min で実施し，引張試験中は荷重 $P$ とクロスヘッド変位 $D_x$ を自動計測・記録するとともに，試験片最小断面の直径 $d$ およびくびれ底の曲率半径 $R$ を CCD 搭載マイクロスコープで測定した。

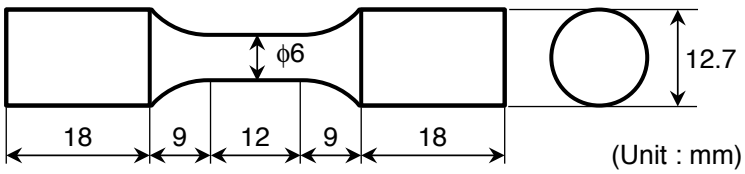



Fig. 3.13 Configuration of smooth round-bar tensile specimen.

得られた二相鋼の真応力 $s$－真ひずみ $e$ 曲線を，次のように相当応力 $\bar{\sigma}$ －相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p$ 曲線に変換した。最大荷重以降は試験片中央断面にくびれが生じ，多軸応力状態になることを考慮して，くびれ部断面半径 $a$ とくびれ底曲率半径 $R$ から，式(3.1)に示す Davidenkov の式を用いて一軸引張状態での応力（相当応力）に補正した。実験で得られた真応力－真ひずみ曲線と，それを補正して得られた相当応力－相当塑性ひずみ曲線を Fig. 3.14 に示す。

$$\bar{\sigma} = \frac{s}{1 + a / R} \tag{3.1}$$

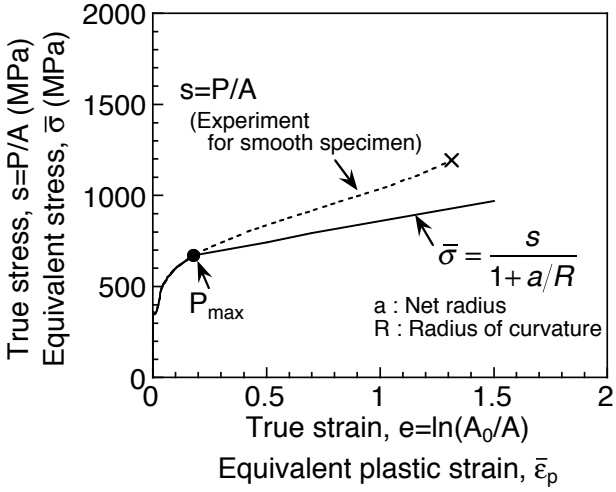



Fig. 3.14 True stress - true strain curve obtained by experiment and equivalent stress - equivalent plastic strain curve.

各相の相当応力ー相当塑性ひずみ曲線は，二相鋼の相当応力ー相当塑性ひずみ曲線と，各相のビッカース硬さから，式(3.2)に示すように混合則を仮定して決定した。

$$\begin{cases} \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}) = \left(1 - V_f^{\mathrm{P}}\right)\bar{\sigma}^{\mathrm{F}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}) + V_f^{\mathrm{P}}\bar{\sigma}^{\mathrm{P}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}) \\ \dfrac{\bar{\sigma}^{\mathrm{F}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}})}{\bar{\sigma}^{\mathrm{P}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}})} = \dfrac{HV^{\mathrm{F}}}{HV^{\mathrm{P}}} \end{cases} \tag{3.2}$$

ここで，$\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}})$ は二相鋼の相当応力であり相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}$ の関数，$V_f^{\mathrm{P}}$ はパーライト分率，$\bar{\sigma}^{\mathrm{F}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}})$ および $\bar{\sigma}^{\mathrm{P}}(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}})$ はそれぞれフェライト相およびパーライト相の相当応力，$HV^{\mathrm{F}}$ および $HV^{\mathrm{P}}$ はそれぞれフェライト相およびパーライト相のビッカース硬さである。Tomota ら [58]によると，母相と第二相の0.2%耐力比が3以下であれば，二相鋼の強度特性はおおむね混合則に従うと報告されている。決定した各相の相当応力ー相当塑性ひずみ曲線を，二相鋼のものと合わせて Fig. 3.15 に示す。

以上のように決定した各相の応力ーひずみ曲線の妥当性を検討するために，Fig. 3.16 に示す三次元不均質組織モデルに各相の応力ーひずみ曲線を適用して単調引張解析を行った。その結果，Fig. 3.17 に示すように，降伏伸び（リューダースひずみ）は再現できていないものの，一様伸びまでの応力ーひずみ曲線が精度良く再現できており，上記の仮定のもとで決定した各相の応力ーひずみ曲線の妥当性が概ね示された。

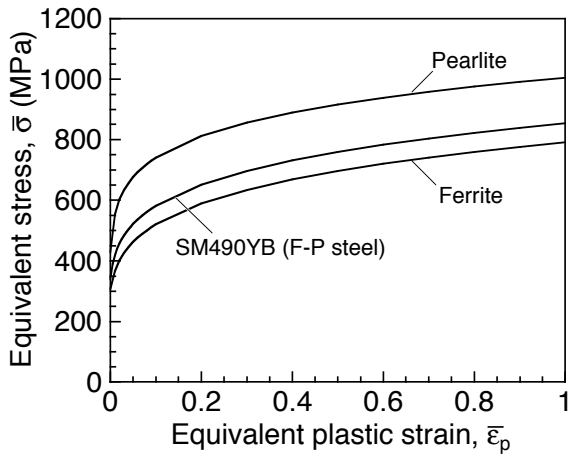



Fig. 3.15 Equivalent stress - equivalent plastic strain curves of the constituent phases of the two-phase steels.

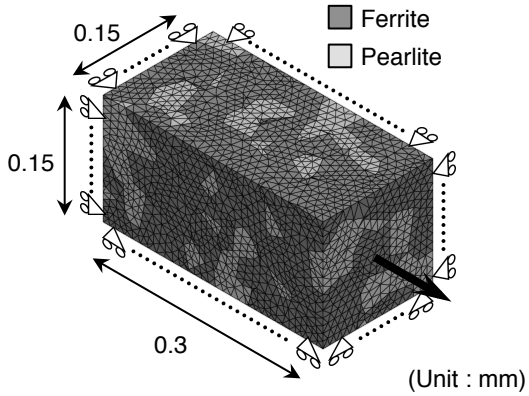



Fig. 3.16 Micro-structural model to evaluate macro- scopic stress - strain curve for SM490YB steel.

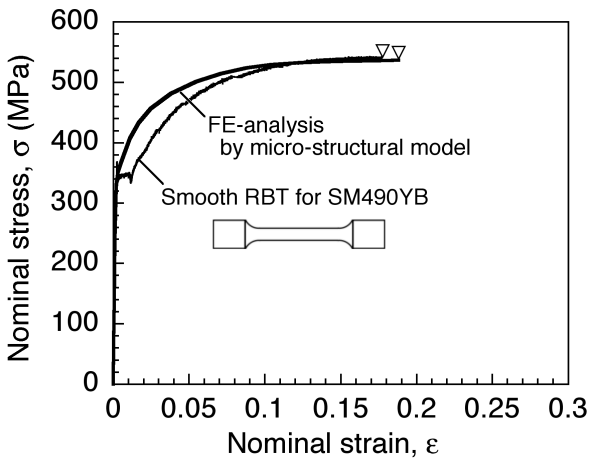



Fig. 3.17 Nominal stress - nominal strain curves obtained by smooth round-bar tensile test and FE-analysis using micro-structural model for SM490YB steel.

(b)　各相の損傷パラメータ

各相の延性損傷数理モデルにおける損傷パラメータ $a_1$, $a_2$ は，二相鋼の円周切欠き付丸棒引張試験で得られる「延性の応力多軸度依存特性」を基に，以下のように仮定して決定したものを用いることとした。

延性の応力多軸度依存特性を取得する試験には，Fig. 3.13 に示す平滑丸棒試験片に加えて，Fig. 3.18 に示すように，切欠き先端半径 $R$ = 1, 1.5, 2 mm の円周切欠き付丸棒引張試験片を用いた（以下，それぞれ R1，R1.5，R2 材と標記する）。試験はすべて室温で実施し，引張試験中は荷重 $P$ とクロスヘッド変位 $D_x$ を自動計測・記録するとともに，試験片の最小断面直径を CCD カメラで計測した。得られた真応力 $s$－真ひずみ $e$ 曲線を Fig. 3.19 に示す。なお，従来の研究 [25-27]に基づき，荷重－変位曲線における破断直前の屈曲点に対応する真ひずみレベルを延性亀裂発生真ひずみとした。

延性亀裂発生部である試験片中央部の局所的な相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p$ と応力多軸度 $\sigma_m / \bar{\sigma}$ を算定するために，Mises の降伏条件に従う弾塑性解析を解析コード ABAQUS Standard Ver. 6.7 を用いて行った。Fig. 3.20 に一例として R2 材の解析モデルを示すように，要素には 4 節点軸対称要素を用いた。試験片中央部近傍の最小要素寸法は，すべてのモデルで 0.03 mm × 0.03 mm で同じとした。

実験で得られた全ての試験片における延性亀裂発生真ひずみを FEM 解析結果と照らし合わせることで，延性亀裂発生時の試験片中央部の相当塑性ひずみと応力多軸度の関係（すなわち「延性の応力多軸度依存特性」）を求めた。その結果，Fig. 3.21 に示すよう，切欠き先端半径 $R$ が小さ

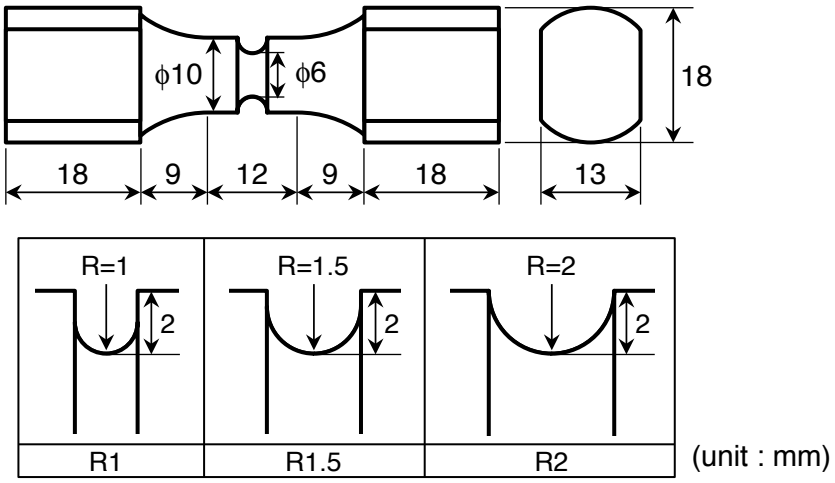



Fig. 3.18 Configuration of circumferentially notched round-bar tensile specimen.

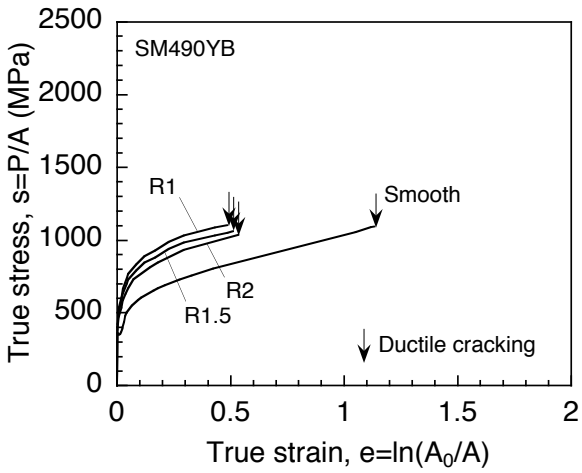



Fig. 3.19 True stress - true strain curves of round-bar tensile specimens with/without circumferential notch.

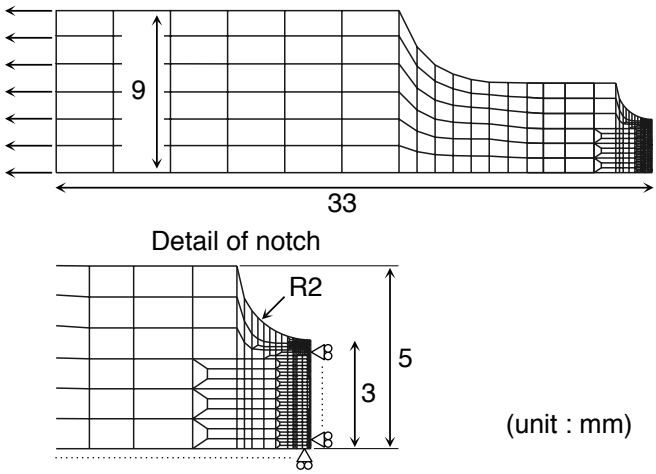



Fig. 3.20 Axi-symmetrical FE-model of round-bar tensile specimen (R2-specimen).

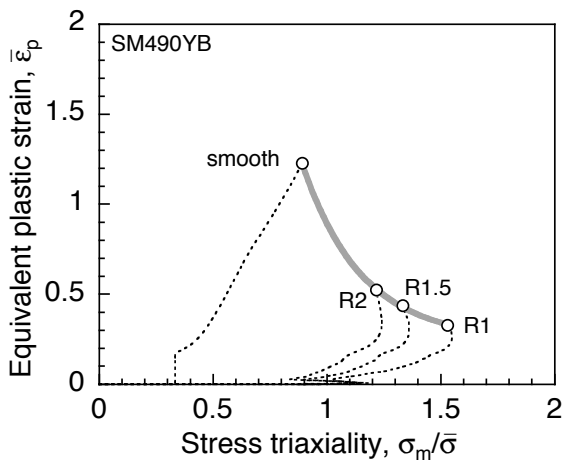



Fig. 3.21 *Stress triaxiality dependent ductility* of the SM490YB steel.

く，応力多軸度が高い試験片ほど延性亀裂発生限界ひずみが小さくなるという，一般的な傾向を示す結果が得られた。

このようにして得られた二相鋼の「延性の応力多軸度依存特性」から，まず，二相鋼の損傷特性（$a_1$, $a_2$）を以下のように決定した。丸棒引張試験で得られた延性亀裂発生限界ひずみ$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$に対し，亀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実験結果を基に，$(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$の80 %のひずみレベルを損傷限界ひずみ$(\bar{E}_p)_i$（損傷が加速され始めるひずみ）とした。この損傷限界ひずみと，式(2.7)を積分して得られる損傷限界ひずみの差の二乗を各試験片について求め，それらの和が最小となるようにパラメータ$a_1$および$a_2$を決定した。

これに対し，軟質のフェライト相の損傷特性は，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鋼よりも高い損傷限界ひずみを有していると仮想し，第５章に示す代表体積要素（Representative Volume Element, RVE）モデルを用いて予測される二相鋼の損傷限界ひずみが,実験で得られた二相鋼の特性と合致するよう逆解析することで決定した。一方，供試鋼材の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の損傷特性が二相鋼のものと等しいと仮定した。このようにして決定した各相の損傷限界曲線を，逆解析で得られた二相鋼の損傷限界ひずみ（図中のプロット）と合わせてFig. 3.22 に示す。以上より決定した損傷パラメータを Table 3.3 にまとめて示す。

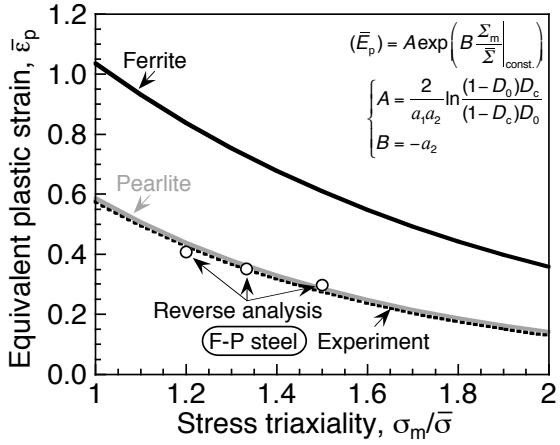



Fig. 3.22 Damage properties of the two-phase steels and the constituent phases.

Table 3.3 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 | | | |

## 3.5　提案モデルによる延性損傷挙動の予測

作成した三次元不均質組織形態モデルと各相の特性を反映させた延性損傷数理モデルを用いて損傷シミュレーションを行った。いずれのモデルにおいても解析コードは ABAQUS Standard Ver. 6.7 を用い，2.3 節で提案した「延性損傷数理モデル」を User Subroutine UMAT により導入して解析を行った。なお，均質モデル部は Mises の降伏条件に従うものとし，二相鋼の平滑丸棒引張試験で得られた応力ーひずみ曲線（Fig. 3.14）を用いた。

### 3.5.1　等軸ディンプル型延性亀裂形成挙動の予測

試験片内部から等軸ディンプル形成型の延性亀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ーひずみ曲線を実験結果とともに Fig. 3.23 に示す。また，負荷に伴う損傷の進展挙動を実験・観察結果と比較して Fig. 3.24 に示す。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損傷蓄積により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，連結して微小な亀裂が形成し，Level 3 では亀裂が大きく開口した様子がシミュレーションでも再現することができた。このようなマイクロボイドおよび微小亀裂が，主にフェライト／パーライト境界近傍のフェライト相側で形成していることも実験・観察結果と対応している。その結果として，破断直前の急激な荷重低下が生じる負荷ひずみレベルも良く一致することが確認できた。

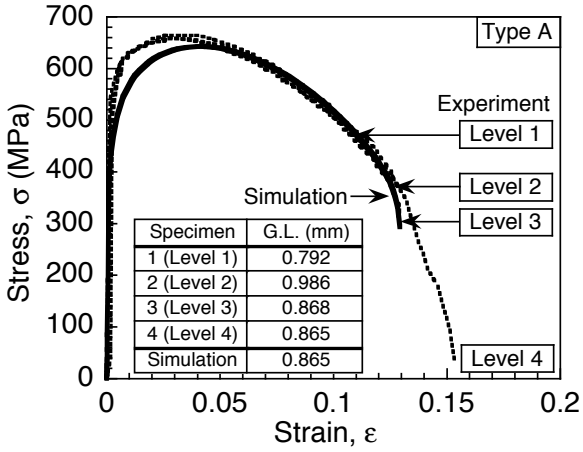



Fig. 3.23 Stress-strain curves obtained by experiment and simulation for Type A specimen.

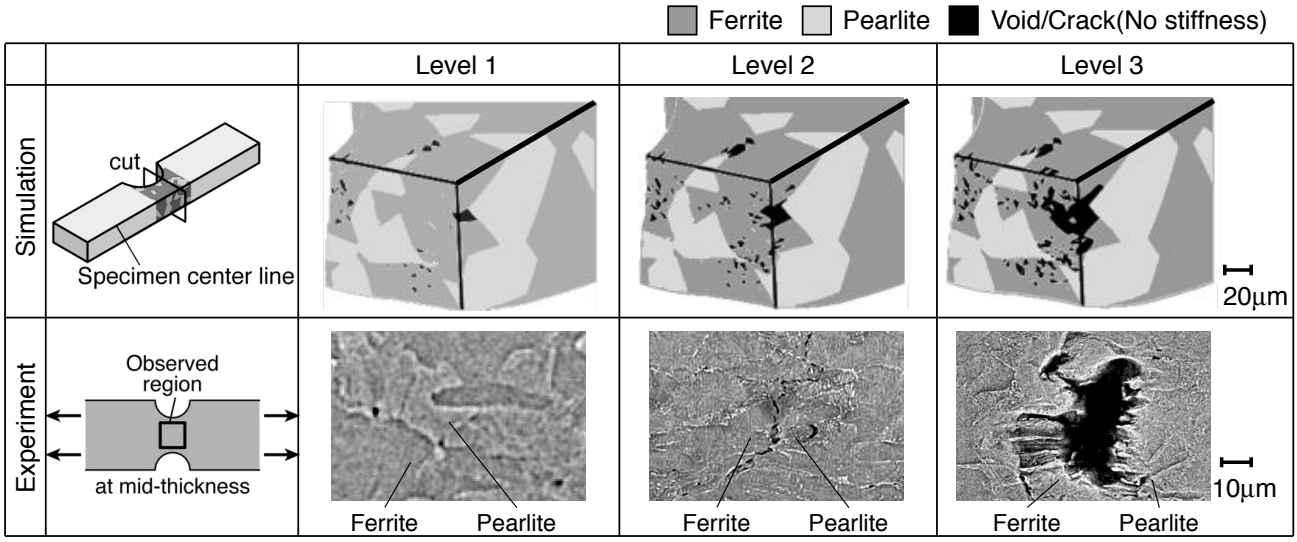



Fig. 3.24 Ductile damage evolution behavior obtained by simulation and experiment for Type A specimen.

### 3.5.2　せん断すべり型延性亀裂形成挙動の予測

切欠き底からのせん断すべり型延性亀裂発生が確認された 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 の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よる解析も行った。Fig. 3.25 にシミュレーションで得られた応力ーひずみ曲線を実験結果と併せて示す。Fig. 3.25 に示す Level 0 において，切欠き底断面近傍の相当塑性ひずみと応力多軸度，それら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. 3.26 に示す。図中の白線で囲まれた領域はパーライト相である。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比較的一様な分布を示しており，特に損傷進展速度に影響を

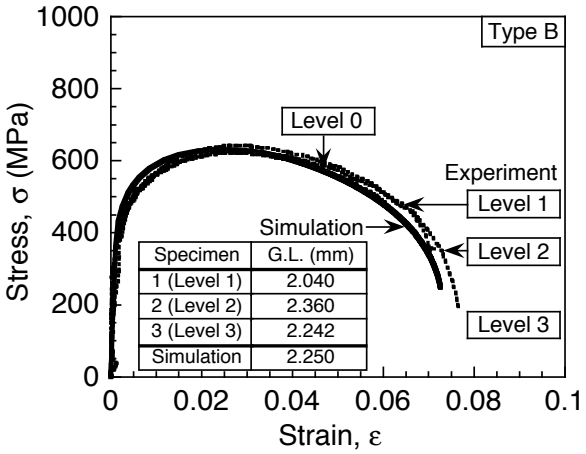



Fig. 3.25 Stress-strain curves obtained by experiment and simulation for Type B specimen.

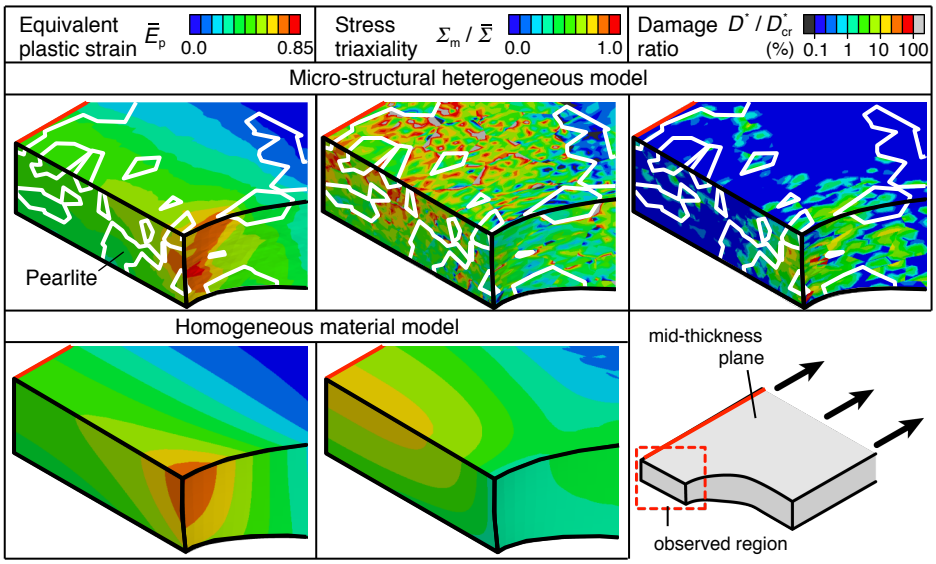



Fig. 3.26 Distributions of equivalent plastic strain, stress triaxiality and damage ratio obtained by simulation for Type B specimen at Level 0 in Fig. 3.23.

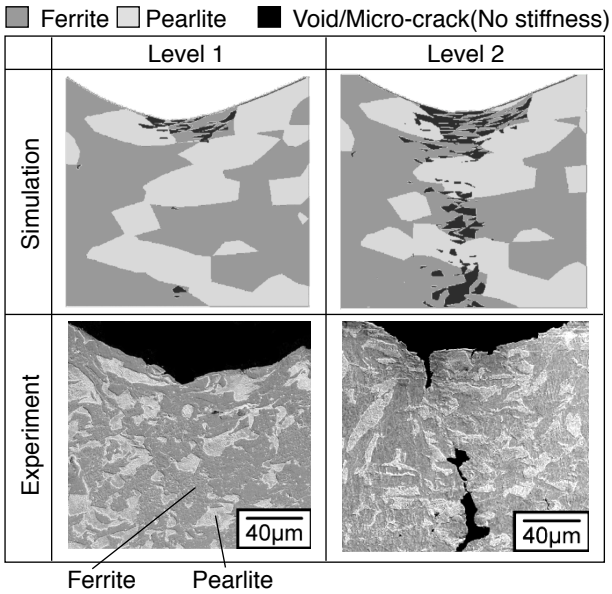



Fig. 3.27 Ductile damage evolution behavior obtained by simulation and experiment for Type B specimen.

及ぼす応力多軸度は試験片中央部に比べて小さい値を示している。一方，不均質組織モデルでは，切欠き底近傍で大きな塑性ひずみが生じているが，特にフェライト／パーライト境界近傍のフェライト相側で塑性ひずみが局在化している。また，切欠き底近傍にも関わらず，応力多軸度が組織不均質の影響を受けて高くなっている部分も見られる。以上のように，巨視的に応力／ひずみが高い領域において，組織不均質により応力／ひずみの局在化が生じることで，切欠き底からの

損傷進展が再現できることがわかった。

また，実験で延性亀裂の観察を行った Level 1 および Level 2 の負荷ひずみレベルにおける損傷状態（剛性を消失してマイクロボイドあるいは微視亀裂となった要素）を，実験・観察結果と比較して Fig. 3.27 に示す。本シミュレーションにより，実験と同等の負荷ひずみレベルにおいて，切欠き底表面からの亀裂が主として二相境界近傍のフェライト相側で進展する様子を再現することができた。すなわち，本提案延性損傷モデルを用いることで，切欠き底表面からせん断型で発生する延性亀裂の挙動やその発生限界が概ね再現できることが実証された。

## 3.6　結言

本章ではフェライト・パーライト二相鋼を対象として，第２章で提案した組織特性を組み入れた延性損傷モデルを用いることで，部材内部・表面の巨視的な応力／ひずみ場に起因したモードが異なる延性亀裂（等軸ディンプル型・せん断すべり型）の形成挙動・限界を評価可能かどうかの検証を行った。以下に本章で得られた主な結果を示す。

(1) 二種類の切欠き付微小引張試験片を用いた実験・観察結果から，部材内部からの等軸ディンプル型・部材表面からのせん断すべり型のいずれの延性損傷挙動についても，マイクロボイド形成までの微視的材料損傷に支配されることがわかった。また，マイクロボイドや微視的亀裂は主としてフェライト／パーライト境界近傍のフェライト相側に形成しており，組織不均質の影響を大きく受けていることがわかった。

(2) 第２章で提案した組織特性を組み入れた延性損傷モデルを用いたシミュレーションにより，等軸ディンプル型の延性亀裂形成だけでなく，せん断すべり型の延性亀裂形成の両挙動を再現することができ，亀裂形成限界を予測することができた。すなわち，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」（二相組織形態と各相の強度特性および損傷特性）の情報のみから，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ことで，部材内部・表面によらず延性亀裂の形成挙動・限界を統一的に評価できることが示された。

以上の結果から，提案損傷モデルを用いることにより，構造部材におけるせん断すべり型延性亀裂の発生抵抗を支配する「切欠き延性」と，等軸ディンプル型延性亀裂の進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」を，「微視的ヘテロ構造特性」から予測可能であることが示唆された。

# 第４章　延性損傷モデルの妥当性の検証：二相鋼の延性特性の予測

## 4.1　緒言

前章では，第２章で提案した組織特性を組み入れたローカルアプローチに基づく延性損傷モデルを用いて，部材内部からの等軸ディンプル型延性亀裂の形成挙動と，部材表面からのせん断すべり型延性亀裂の形成挙動を予測できることを実証した。これより，本提案損傷モデルによって，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する二つの「延性特性」（せん断すべり型亀裂の発生限界を支配する「切欠き延性」と等軸ディンプル型亀裂進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」）を予測可能であることが示唆された。

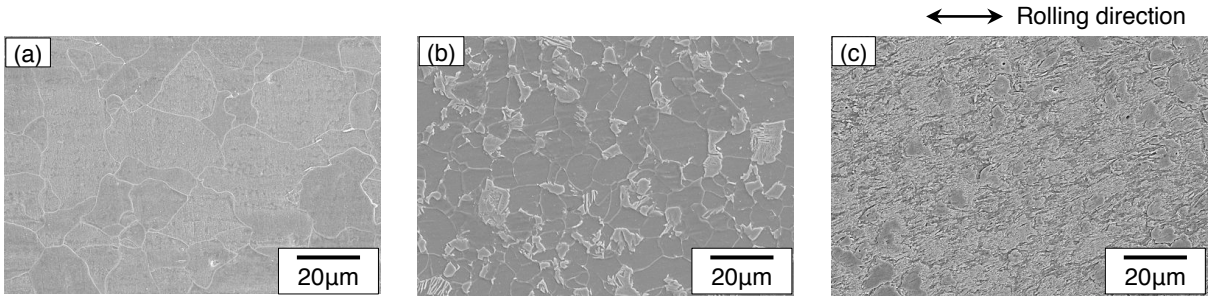
本章では，提案損傷モデルに基づいて，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する「延性特性」を，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」から数値解析によって予測するメゾスケールアプローチを構築することを目的とする。そこで，フェライト・マルテンサイト二相鋼を対象として，実験およびシミュレーションを実施することで提案予測手法の妥当性を検討する。ここでは，各相と同等の特性を有する単相組織鋼（フェライト単相鋼およびマルテンサイト単相鋼）も作製し，各相の強度特性および損傷特性を実験により取得した上で，提案手法により「延性特性」の予測を行う。

## 4.2　供試鋼材

供試鋼材として，フェライトとマルテンサイトの二相組織を有する DP 鋼と，DP 鋼を構成するフェライト相およびマルテンサイト相のみからなる単相鋼（以後，F 単相鋼および M 単相鋼と称する）を作製した。Table 4.1 に示す化学成分の鋼を 50 kg 真空溶解にて作製し，1200 ºC で 60 min 保持した後に 950 ºC で圧延して板厚 15 mm に仕上げ，1300 ºC で 3 h の均質化処理を行った。その後 900 ºC で 5 min 保持した後，F 単相鋼および M 単相鋼はそのまま水冷し，DP 鋼は 0.7 ºC/s で 800 ºC まで徐冷した後に水冷した。以上のようにして作製した各鋼の板厚中央における材料組織の SEM 写真を Fig. 4.1 に示す。DP 鋼の組織写真を画像解析して得られたマルテンサイト分率は約 20 %，平均結晶粒径は約 8 μm であった。

Table 4.1 Chemical compositions of steels used (mass%).

| | C | Si | Mn | P | S | Al | N | O | others |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| F-steel | 0.015 | 0.26 | 1.35 | 0.005 | <0.001 | 0.03 | 0.003 | <0.001 | |
| DP-steel | 0.09 | 0.26 | 1.35 | 0.005 | <0.001 | 0.03 | 0.003 | <0.001 | V, Nb, Ti |
| M-steel | 0.26 | 0.26 | 1.35 | 0.005 | <0.001 | 0.03 | 0.003 | <0.001 | |




(a) F-steel (b) DP-steel (c) M-steel

Fig. 4.1 Microstructure of steels used.

供試鋼材の平滑丸棒引張試験により得られた各鋼の公称応力ー公称ひずみ曲線を Fig. 4.2 に示す。また，各鋼の機械的特性を Table 4.2 にまとめて示す。各単相鋼および DP 鋼中の各相の硬さは, マイクロビッカース試験機により圧痕が結晶粒径より十分小さくなるように荷重 100 gf で 20～30 点測定し，その平均値を求めた。DP 鋼中の各相の硬さは，それぞれの各単相鋼の硬さとほぼ同じであった。このように，作製した F 単相鋼および M 単相鋼は，DP 鋼を構成する各相とほぼ同等の特性を有するものと判断される。

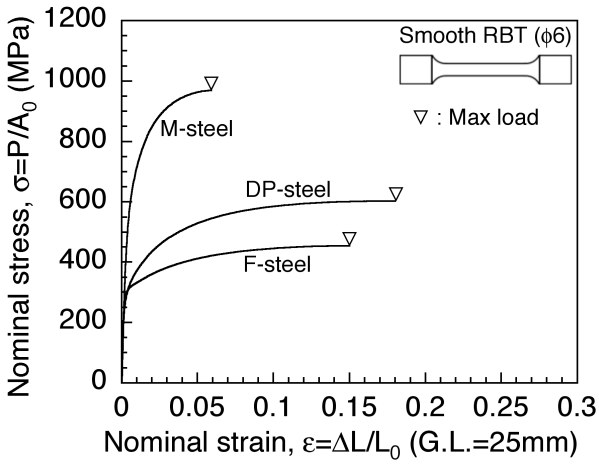


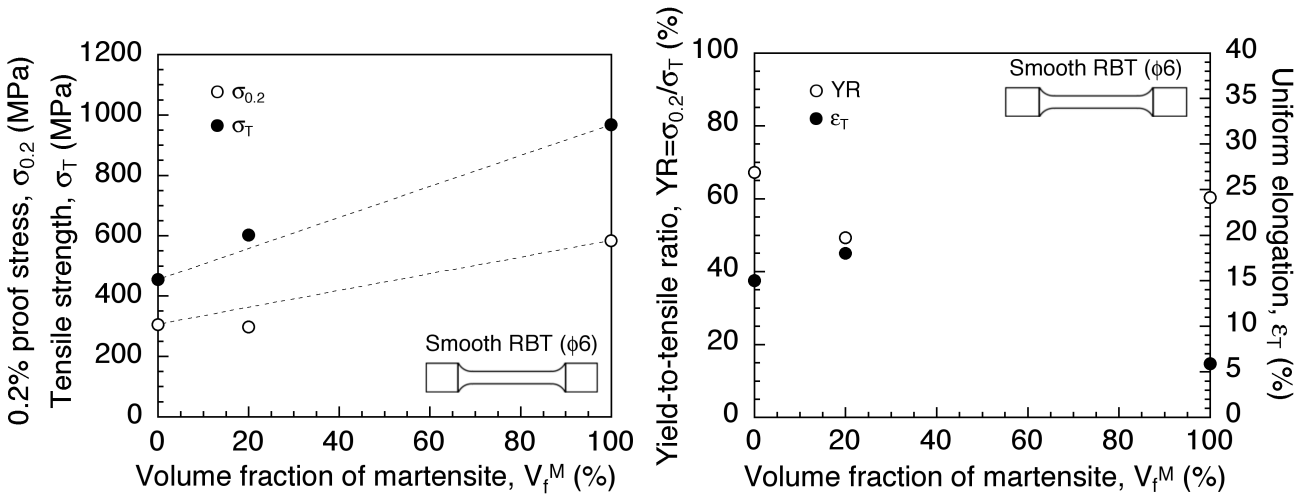

Fig. 4.2 Nominal stress - nominal strain curves of steels used obtained by smooth round-bar tensile tests.

Table 4.2 Mechanical properties of steels used.

| | $\sigma_{0.2}$ (MPa) | $\sigma_T$ (MPa) | YR (%) | $\varepsilon_T$ (%) | vE (J) | HV | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | | | Ferrite | Martensite |
| F-steel | 305 | 454 | 67.2 | 15 | >300 | 177 | - |
| DP-steel | 292 | 587 | 49.7 | 18 | 206 | 166 | 347 |
| M-steel | 584 | 968 | 60.3 | 5.9 | 10 | - | 358 |

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, $\sigma_T$: Tensile strength, YR: Yield-to-tensile ratio = $\sigma_{0.2}/\sigma_T$
$\varepsilon_T$: Uniform elongation, vE: Charpy absorbed energy at room temperature,
HV: Vickers hardness (Load:100gf)

Fig. 4.3 は各鋼の機械的特性をマルテンサイト分率で整理したものであり，Fig. 4.3(a)は強度特性（0.2 %耐力$\sigma_{0.2}$および引張強さ$\sigma_T$），Fig. 4.3(b)は降伏比 $YR$（$= \sigma_{0.2}/\sigma_T$）および一様伸び$\varepsilon_T$である。M 単相鋼の強度はF単相鋼に比べて0.2 %耐力$\sigma_{0.2}$で約1.9倍，引張強さ$\sigma_T$で約2.1倍（硬さ比（≈ 2.0）とほぼ同じ）であり，DP 鋼中の各相は極めて大きな強度差を有している。




(a) 0.2% proof stress and tensile strength (b) Yield-to-tensile ratio and uniform elongation

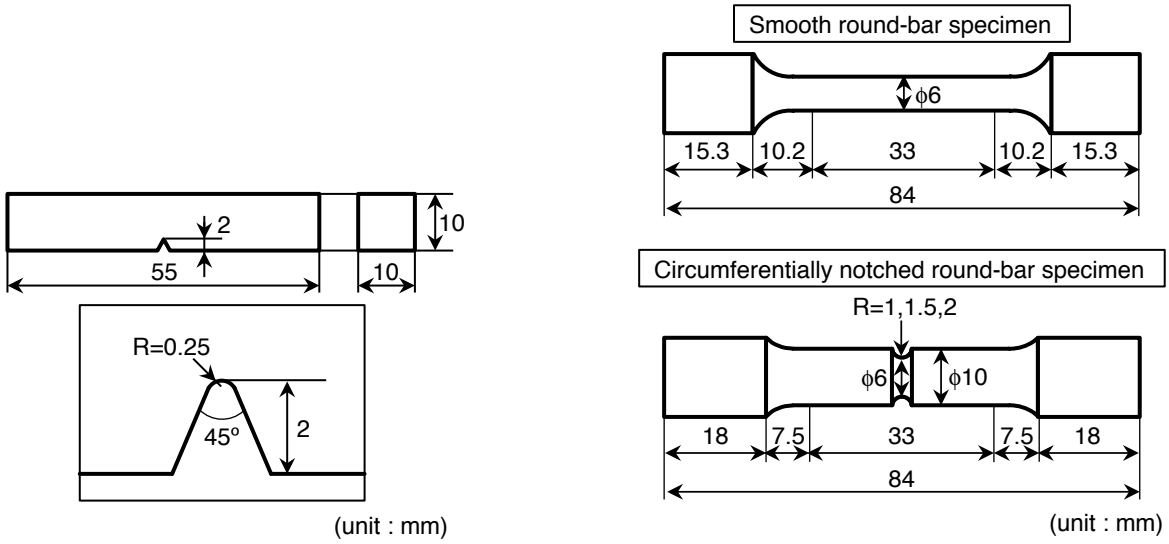
Fig. 4.3 Effect of volume fraction of Martensite on mechanical properties of DP-steel.

## 4.3 延性特性の評価

延性損傷モデルを用いた DP 鋼のマクロ特性である延性特性の予測結果の妥当性を検証するため，DP 鋼の「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」を取得する。また，本モデルを用いた延性特性予測に必要な，DP 鋼を構成する各相（F 単相および M 単相）の「延性の応力多軸度依存特性」も同時に取得する。

### 4.3.1　評価手法

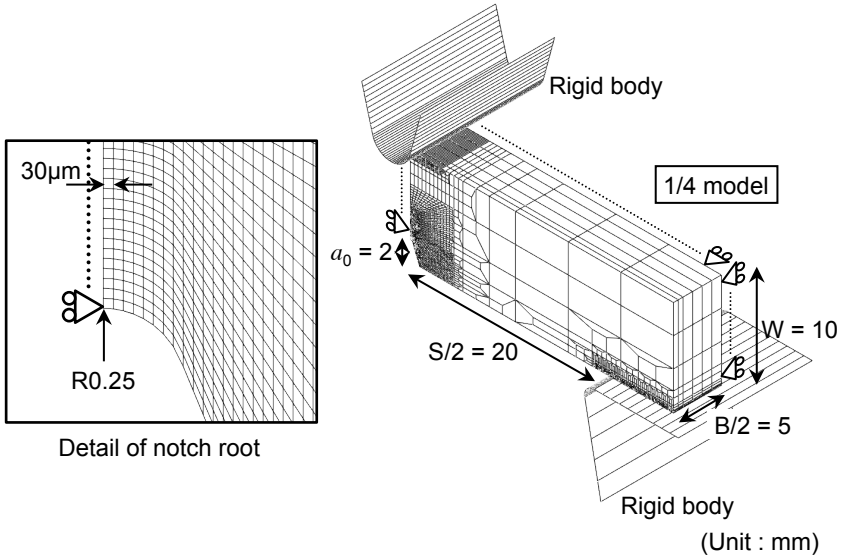
各鋼の「延性特性」を評価するための試験片を Fig. 4.4 に示す。「切欠き延性」の評価には Fig. 4.4(a)に示す先端半径 $R$ = 0.25 mm の切欠きを有する JIS 4 号シャルピー試験片を用いた。試験は室温で三点曲げ様式（支持スパン：40 mm）にて変位速度 0.6 mm/min で行った。延性亀裂発生時の変位レベルを特定するために，種々の負荷変位レベルで途中除荷し，板厚中央断面で切断して延性亀裂長さ $\Delta a$ を測定した。一方，「延性の応力多軸度依存特性」の評価には Fig. 4.4(b)に示す平滑および円周切欠き付丸棒試験片を用いた。試験片はすべて長手方向が圧延方向に垂直となるようにして板厚中央から採取した。引張試験中は荷重 $P$ および伸び計により標点間変位 $u$（初期標点間距離：25 mm）を計測するとともに，真応力 $s$－真ひずみ $e$ 曲線を求めるために試験片最小断面直径を KEYENCE 製レーザ寸法測定器で測定した。試験は室温にて変位速度 0.18 mm/min で行った。



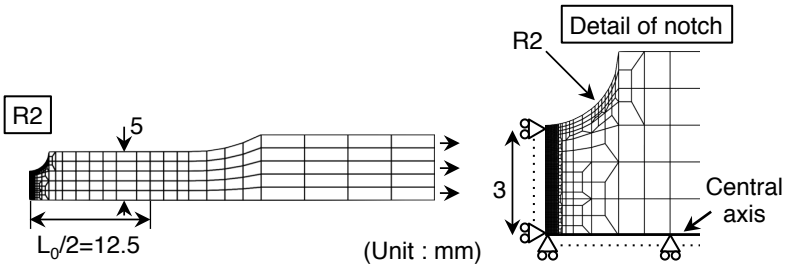

(a) V-notched bend specimen　　(b) Round-bar specimens

Fig. 4.4 Configurations of specimens for identifying two types of ductile property.

また，延性亀裂発生部における局所的な相当塑性ひずみと応力多軸度を算定するために，Mises の降伏条件に従う弾塑性 FEM 解析を行った。切欠き曲げ試験片については Fig. 4.5(a)に示すように 8 節点六面体要素を用いた。一方，丸棒試験片は，Fig. 4.5(b)に一例として R2 材の有限要素モデルを示すように，4 節点軸対称要素を用いた。いずれの解析モデルも，延性亀裂発生部近傍の最小要素寸法は 0.03 mm×0.03 mm で統一した。解析コードは ABAQUS Standard Ver. 6.12 を用いた。




(a) V-notched bend specimen




(b) Round-bar specimen

Fig. 4.5 FE-model of specimens for identifying two types of ductile property.

解析に用いた相当応力－相当塑性ひずみ曲線は，F 単相鋼と DP 鋼については，くびれ以降の真応力－真ひずみ曲線を次式に示す Davidenkov の式を用いて補正した。

$$\bar{\sigma} = \frac{s}{1 + a/4R} \tag{4.1}$$

ここで，$\bar{\sigma}$ は補正した一軸引張状態での応力（相当応力），$s$ は平滑丸棒引張試験で得られるくびれ底断面の平均真応力，$a$ はくびれ底断面の半径，$R$ はくびれ底の曲率半径である。くびれ底の曲率半径 $R$ は，試験片の輪郭が曲線 $y = f(x)$で表されるとき，次式で表される [60]。

$$R = \left| \frac{\left\{1 + (dy/dx)^2\right\}^{3/2}}{d^2y/dx^2} \right| \tag{4.2}$$

(4.2)式によりくびれ底の曲率半径 $R$ を求めるために，引張試験中に断続的に撮影した試験片の

画像から，画像処理ソフトウェア Image J を用いて試験片長手方向に 0.5 mm 間隔で試験片の輪郭の座標値を取得した。なお，(4.2)式中の微分は中央差分法により計算した。

M 単相鋼の相当応力－相当塑性ひずみ曲線については，試験片に十分なくびれが生じる前に破断したことから，一様伸び以降は一様伸びの 1/2 のひずみレベルから一様伸びまでの真応力－真塑性ひずみ曲線を次式に示す Swift の加工硬化則で回帰したものを用いた。

$$\bar{\sigma} = C\left(1+\frac{\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}}{\alpha}\right)^{n} \tag{4.3}$$

Fig. 4.6 は，一例として DP 鋼の平滑丸棒引張試験で得られた真応力－真ひずみ曲線と，Davidenkov 式（(4.1)式）によって補正した相当応力－相当塑性ひずみ関係の算定点（図中の黒丸プロット）を比較したものである。くびれ部では多軸応力状態になっていることから，一軸引張状態下に補正した相当応力は, 断面平均真応力に比べてかなり小さくなっている。なお, 同図に, 真応力－真塑性ひずみ曲線を Swift 則（(4.3)式）で回帰（一様伸びの 1/2 のひずみレベルから一様伸びまで曲線で回帰）した曲線も同時に示しているが，Davidenkov 式によって補正した相当応力とほぼ同等であることがわかった。

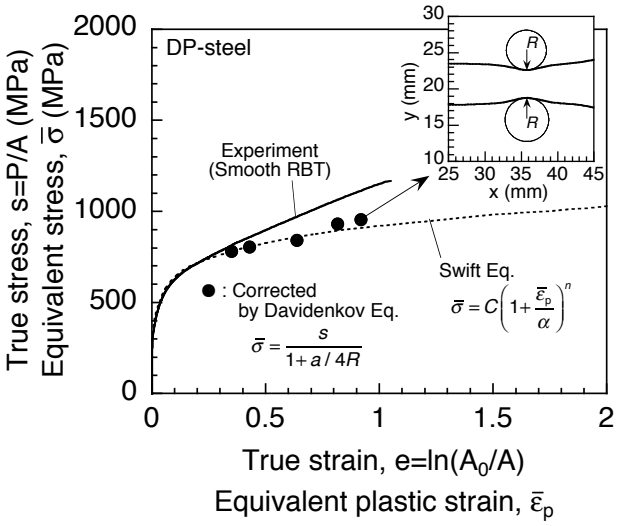



Fig. 4.6 Equivalent stress -equivalent plastic strain curve corrected by Davidenkov equation for DP-steel.

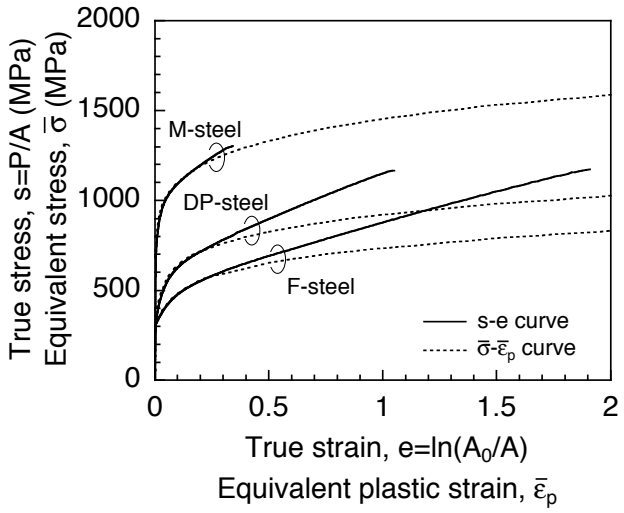



Fig. 4.7 True stress - true strain curves obtained by smooth round-bar tensile tests and equivalent stress - equivalent plastic strain curves for FE-analysis.

以上のようにして求めたF単相鋼, M単相鋼およびDP鋼の相当応力－相当塑性ひずみ曲線を, 平滑丸棒引張試験で得られた真応力－真ひずみ曲線とともにFig. 4.7にまとめて示した。

### 4.3.2 切欠き延性

DP鋼の切欠き曲げ試験で得られた荷重－荷重点変位曲線をFig. 4.8に示す。また，延性亀裂長さ$\Delta a$と荷重点変位の関係をFig. 4.9に示す。図中には，荷重点変位が3.4 mmのときの板厚中央断面の観察結果も示している。フェライト・パーライト二相鋼と同様に, 延性亀裂長さ$\Delta a$が50 μmのときを延性亀裂発生と定義することとした。延性亀裂が発生する荷重点変位は2.6 mmであった。

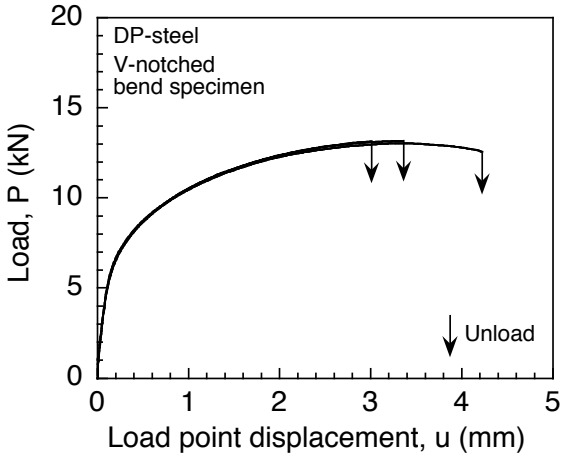



Fig. 4.8 Load - load point displacement curves of V-notched bend specimen for DP-steel.

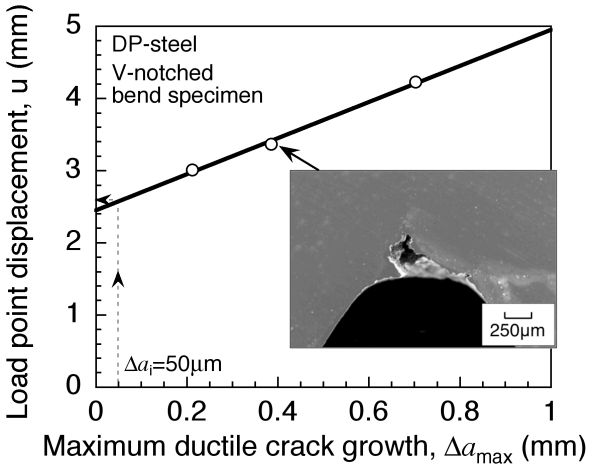



Fig. 4.9 Critical load point displacement for shear-slip mode ductile initiation for DP-steel.

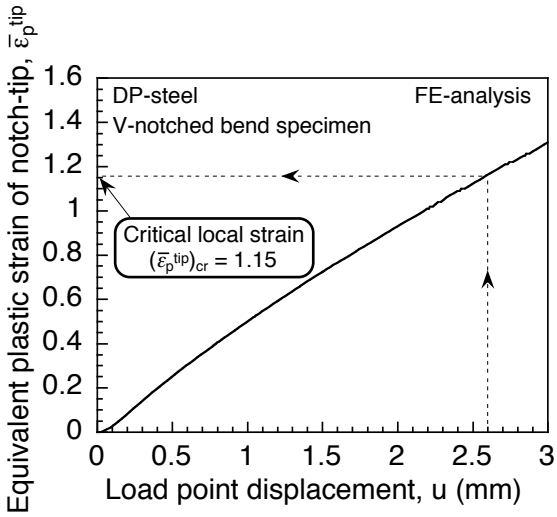



Fig. 4.10 *Critical local strain* for ductile cracking with shear-slip mode for DP-steel.

切欠き曲げ試験の弾塑性 FEM 解析で得られた荷重点変位と切欠き先端要素の局所相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p^{tip}$ の関係を Fig. 4.10 に示す。実験で得られた亀裂発生変位（= 2.6 mm）から，DP 鋼の切欠き底からの延性亀裂発生限界相当塑性ひずみである「切欠き延性」は $(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr} = 1.15$ と算定された。

### 4.3.3　延性の応力多軸度依存特性

DP 鋼の平滑丸棒試験片および円周切欠付き丸棒試験片の引張試験で得られた限界真ひずみ $e_{cr}$ を，切欠き先端半径の逆数で整理したものを Fig. 4.11 に示す。同図には，F 単相鋼および M 単相鋼の結果も比較して示した。なお，亀裂発生限界真ひずみ $e_{cr}$ は，公称応力－公称ひずみ曲線において負荷最終段階で見られる屈曲点に対応する真ひずみと定義している。DP 鋼の限界真ひずみ $e_{cr}$ は F 単相鋼のものよりも小さく，また，M 単相鋼（極めて小さい値を呈している）のものより

も大きい。Fig. 4.12 および Fig. 4.13 は，それぞれ平滑および R1.5 材の引張破断後の破面を SEM により観察したものである。DP 鋼および F 単相鋼は，いずれの試験片も典型的なカップアンドコーン型破面を形成しており，破面中央部では等軸ディンプルが確認された。一方，M 単相鋼では,応力多軸度が比較的低い平滑材では破面中央部近傍に細かい等軸ディンプルが観察されたが，その周囲にはへき開型破面が観察されており，試験片中央部から延性亀裂が先行して発生し，それを起点としてへき開破壊したものと推察される。しかし，比較的高い応力多軸度となる R1.5 試験片では全面的にへき開破面を呈しており，延性亀裂が発生する前に脆性破壊を呈したことがわかる（R2 試験片でも同様の挙動が観察されている)。さらに， R2 および 1.5 試験片では，M 単相鋼では全面的にへき開破壊を呈していたにもかかわらず，DP 鋼の破面には M 相がへき開破壊した痕跡は観察されなかった。Fig. 4.22 は，DP 鋼の平滑試験片および R1.5 試験片を対象に，延性亀裂発生までの内部損傷挙動を観察したものである（破面中央を切断して研磨し 5 %ナイタール液で腐食して観察)。破面直下にはわずかなマイクロボイドしか観察されなかったことから，破断直前に急激にマイクロボイドが形成・連結して破断に至ったと示唆される。また，マイクロボイドの多くはフェライト相とマルテンサイト相の界面近傍に見られ，それらは主としてマルテンサイト相の引張方向側に存在していた。また，マルテンサイト相には，ボイドやそれらの連結による延性亀裂，あるいはへき開による鋭い亀裂はほとんど観察されなかった。

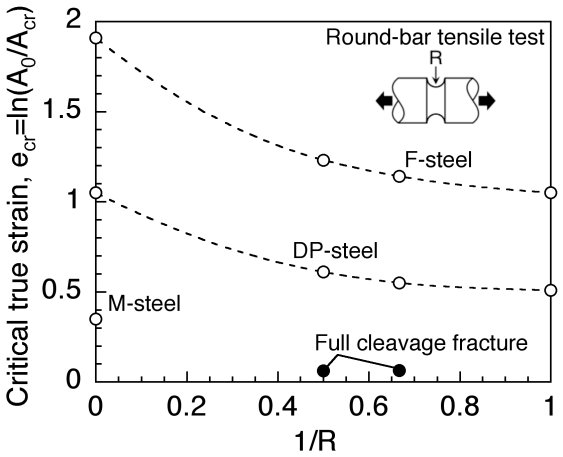



Fig. 4.11 Critical true strain for ductile cracking obtained by round-bar tensile tests of steels used.

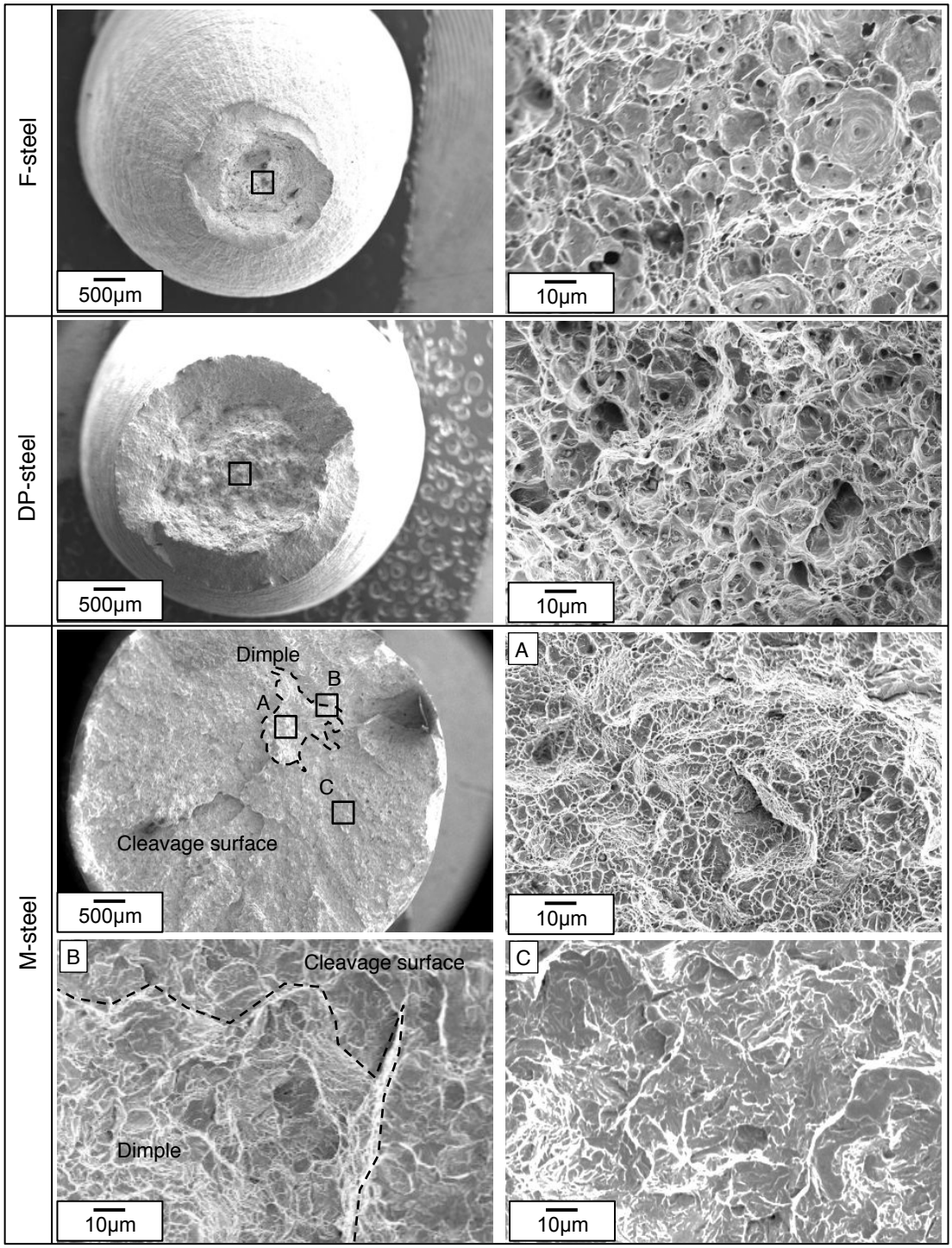



Fig. 4.12 Fracture surface of smooth round-bar specimen of steels used.

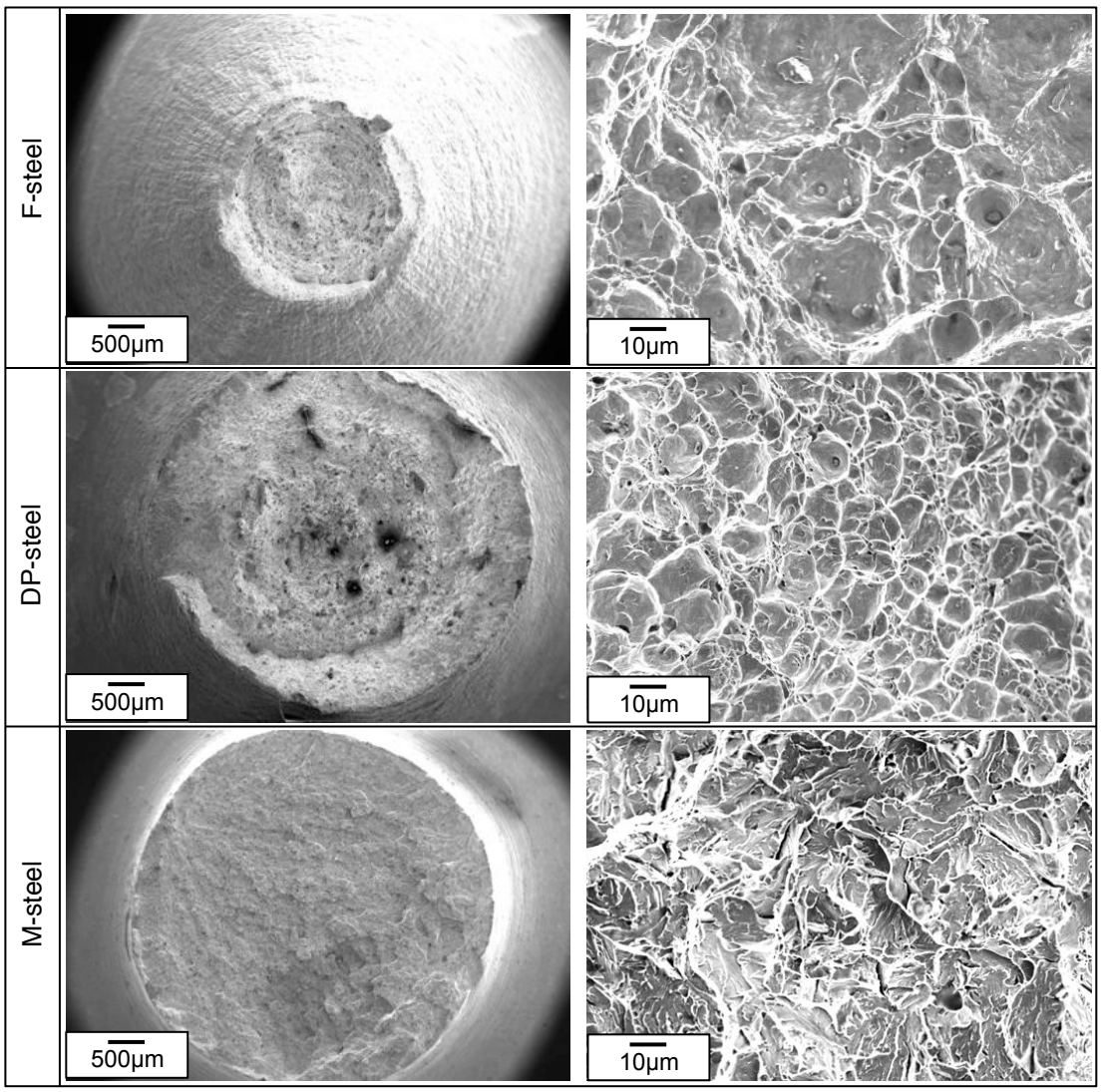
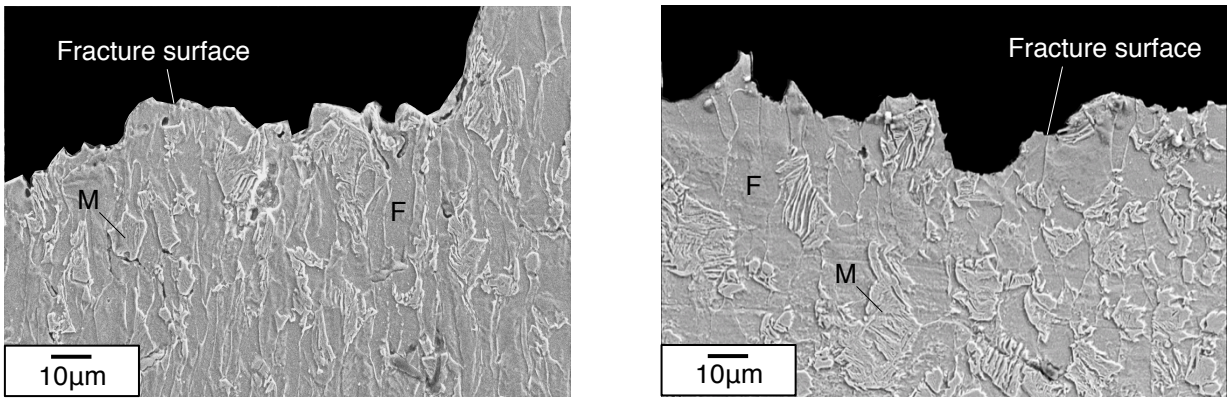



Fig. 4.13 Fracture surface of notched round-bar specimen (R1.5 specimen) of steels used.




(a) Smooth specimen (b) R1.5 specimen

Fig. 4.14 Observation of damage behavior below fracture surface in the middle of round-bar specimen.

以上の実験で得られた DP 鋼の全ての試験片の延性亀裂発生限界真ひずみ $e_{cr}$ を FEM 解析結果と照らし合わせることで，延性亀裂発生時の試験片中央部の相当塑性ひずみと応力多軸度の関係（すなわち「延性の応力多軸度依存特性」）を求めた。その結果を，先に決定した「切欠き延性」$(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr}$（=1.15）とともに Fig. 4.15 に示した。なお，同図には，F 単相鋼および M 単相鋼の「延性の応力多軸度依存特性」も比較のために併せて示しているが，M 単相鋼でへき開破壊した応力多軸度レベル（約 1.1 以上）においても，DP 鋼ではへき開破壊することなく延性破壊していたことが伺える。

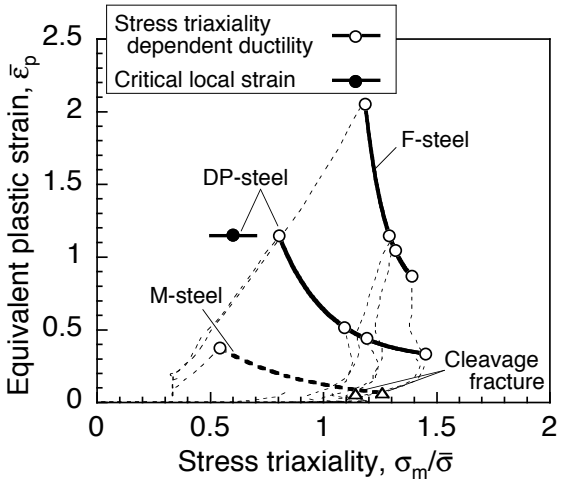



Fig. 4.15 Two types of ductile property for steels used.

## 4.4　二相鋼の延性特性の予測

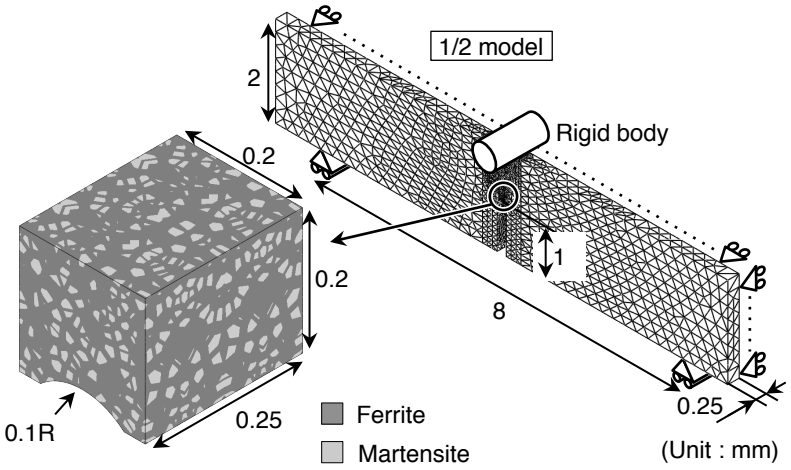
延性損傷モデルに基づいて DP 鋼の延性特性を予測し，実験結果との比較考察を行う。

### 4.4.1　三次元不均質組織形態モデルの作成

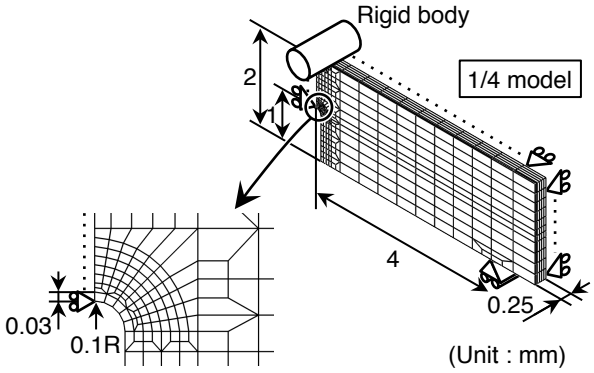
DP 鋼の「切欠き延性」の予測には，Fig. 4.16 に示す板厚 $B = 0.5$ mm の小型三点曲げ試験片モデルを用いた。試験片には，先端半径 $R$ が 0.1 mm の深い切欠き（$a_0/W = 0.5$）を設けている。Fig. 4.16(a)の不均質モデルでは，切欠き先端近傍にのみ三次元不均質組織形態モデルを採用した。要素には 10 節点四面体二次要素を用い，不均質組織形態モデル領域の平均要素寸法は 2 μm，節点数は 1569205 で要素数は 1151475 である。また，Fig. 4.16(b)の均質モデルには 8 節点六面体要素を用いた。切欠き先端の要素寸法は，実験にて「切欠き延性」を評価する際に用いたシャルピー試験片の解析モデルと同じ 0.03 mm×0.03 mm とした。節点数および要素数はそれぞれ 2757 と

2058 である。これらのモデルに支持スパン 8 mm として三点曲げ負荷を与えた。

一方，DP 鋼の「延性の応力多軸度依存特性」予測のための RVE モデルを Fig. 4.17 に示す。0.07 mm×0.07 mm×0.07 mm の立方体モデルであり，平均結晶粒径が 8 μm，マルテンサイト相の体積分率が 20 %となるように作成した。結晶粒数は 258 である。有限要素には 10 節点四面体二次要素を用い，平均要素寸法は 2 μm，節点数は 1024809 で要素数は 754963 である。応力多軸度は，$(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE} = 0.67$，1.0 および 1.33 の 3 条件で解析を行った。境界条件の影響をできるだけ排除するために，図中に示すように RVE モデル内の中央部の 0.05 mm×0.05 mm×0.05 mm の領域においてマクロ平均塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ および損傷度 $D^{RVE}$ を算定した。RVE モデルの境界条件は，原点を通る三面上の全ての節点を各面に垂直な方向に変位拘束し，荷重を与える他の三つの対面上の節点には，各面に垂直方向の変位を等しくする平面保持境界条件を適用した。また，一定応




(a) Micro-structural model




(b) Homogeneous model

Fig. 4.16 Three-point bend specimen model to predict *critical local strain* for DP-steel.

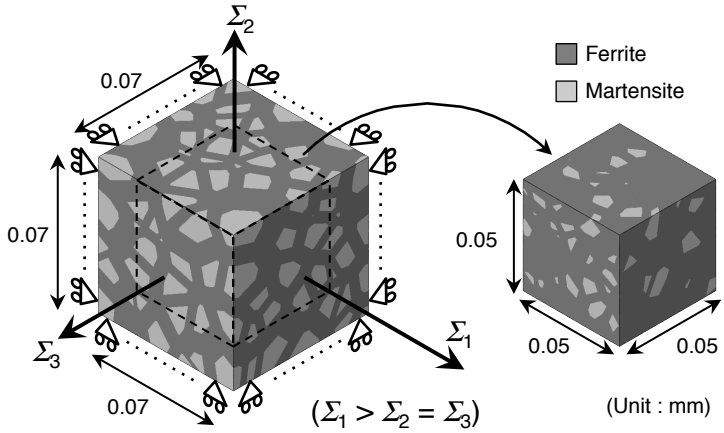



Fig. 4.17 RVE model to predict *stress triaxiality dependent ductility* for DP-steel.

力多軸度下での負荷はモデル表面への分布荷重により与え，$\Sigma_1 > \Sigma_2 = \Sigma_3$（$\Sigma_1$ は主負荷方向応力）の条件の下で変化させた。

### 4.4.2　各相の損傷パラメータの決定

各相の損傷パラメータの決定は，前章にてフェライト・パーライト二相鋼の損傷パラメータを決定した方法と同様に行った。すなわち，丸棒引張試験で得られた延性亀裂発生限界ひずみ $(\bar{\varepsilon}_p)_{cr}$ の 80 %のひずみレベルを損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ とし，式(2.7)を積分して得られる損傷限界ひずみとの差の二乗を各試験片について求め，それらの和が最小となるようにパラメータ $a_1$ および $a_2$ を決定した。ここで，M 単相鋼については延性破壊した試験片が平滑材のみであったが，延性損傷限界ひずみは少なくともへき開破壊ひずみより高い値であると考え，へき開破壊した R1.5 材および R2 材の結果も用いてパラメータを決定した。決定したパラメータを用いて，式(2.8)により一定応力多軸度下で負荷を受けた場合の各単相鋼の損傷限界曲線を，参考のために DP 鋼のものと合わせて Fig. 4.18 に示す。また，各鋼材の損傷パラメータを Table 4.3 に示す。

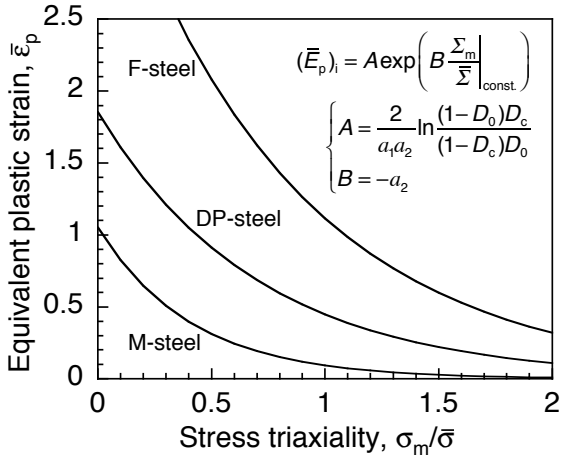


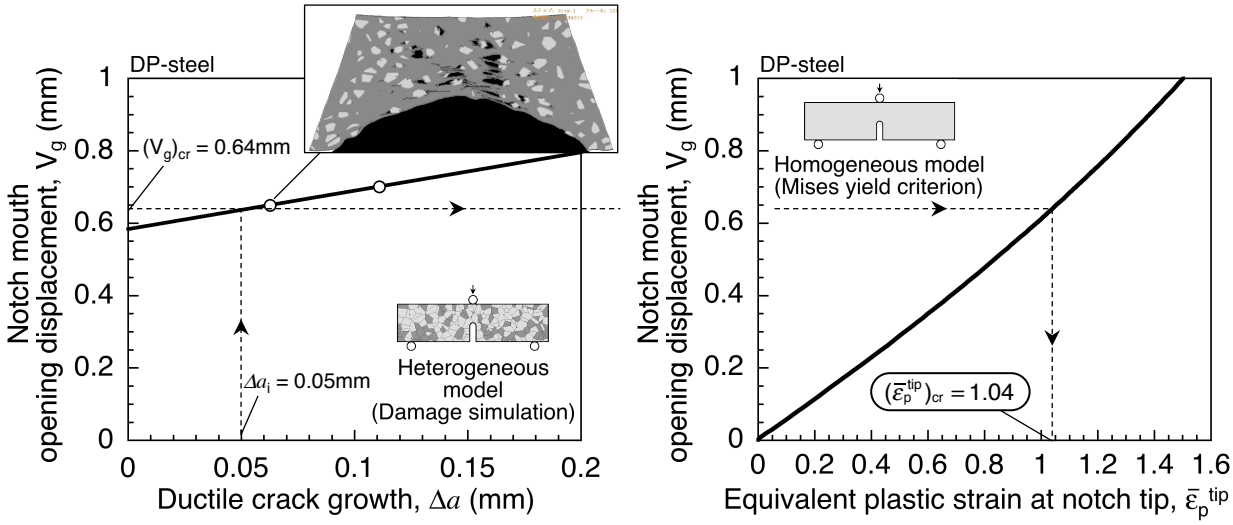

Fig. 4.18 *Stress triaxiality dependent ductility* of the steels used.

Table 4.3 Damage properties of F-steel, DP-steel and M-steel.

| | $a_1$ | $a_2$ | $D_0$ | $D_c$ | $K$ |
|---|---|---|---|---|---|
| F-steel | 0.96 | 1.24 | 0.0001 | 0.001 | 4 |
| DP-steel | 1.75 | 1.42 | | | |
| M-steel | 1.80 | 2.43 | | | |

### 4.4.3　予測結果

DP 鋼の「切欠き延性」予測のための小型三点曲げ試験片モデルを用いたシミュレーション結果を Fig. 4.19 に示す。Fig. 4.19(a)は，不均質組織モデルを用いた延性損傷シミュレーションで得られた切欠き末端開口変位 $V_g$ と延性亀裂長さ$\Delta a$ の関係である。亀裂発生時（ここでは実験と同様，進展亀裂長さが$\Delta a = 0.05$ mm となった時点を亀裂発生と定義）の切欠き末端開口変位$(V_g)_{cr}$は 0.64 mm であった。一方，均質連続体モデルを用いた解析で得られた切欠き先端要素の相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p^{tip}$ と $V_g$ の関係は Fig. 4.19(b)のようになり，亀裂発生時の切欠き先端の相当塑性ひずみ，すなわち「切欠き延性」は$(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr} = 1.04$ と予測された。




(a) $V_g$-R curve by damage simulation considering micro-structural heterogeneity

(b) Relationship between equivalent plastic strain of notch-tip and notch mouth opening displacement obtained by using homogeneous model

Fig. 4.19 Prediction of *critical local strain* for DP-steel by the proposed method.

一方, RVE モデルを用いたシミュレーションにより得られたマクロ塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ の増加に伴う損傷 $D^{RVE}$ の進展挙動を Fig. 4.20 に示す。また, Fig. 4.21 はマクロ応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE}$ が 1.33 および 0.67 でマクロ塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ を 15 %付与したときの，局所的な相当塑性ひずみ $\bar{E}_p$，応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ およびそれらに起因した損傷率 $D^* / D^*_{cr}$ の分布を示したものである。図中の白線で囲まれた領域がマルテンサイト相で，残りの部分がフェライト相である。局所的な相当塑性ひずみ $\bar{E}_p$ や応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ はマルテンサイト相に対して主負荷方向側のフェライト相で高い値を示しており，そのような領域で損傷率 $D^* / D^*_{cr}$ も高くなっている。また，マクロ相当塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ が同等であれば, マクロな応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE}$ が局所的な相当塑性ひずみ $\bar{E}_p$ の分布に及ぼす影響はほとんど見られないが，応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ が変化しており，その結果としてマクロ応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE}$ が高いほど損傷進展しやすくなっている。

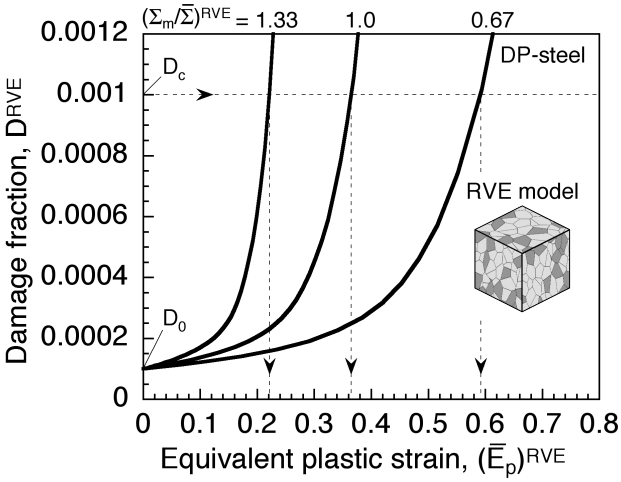



Fig. 4.20 Damage evolution along with equivalent plastic strain of RVE model for DP-steel.

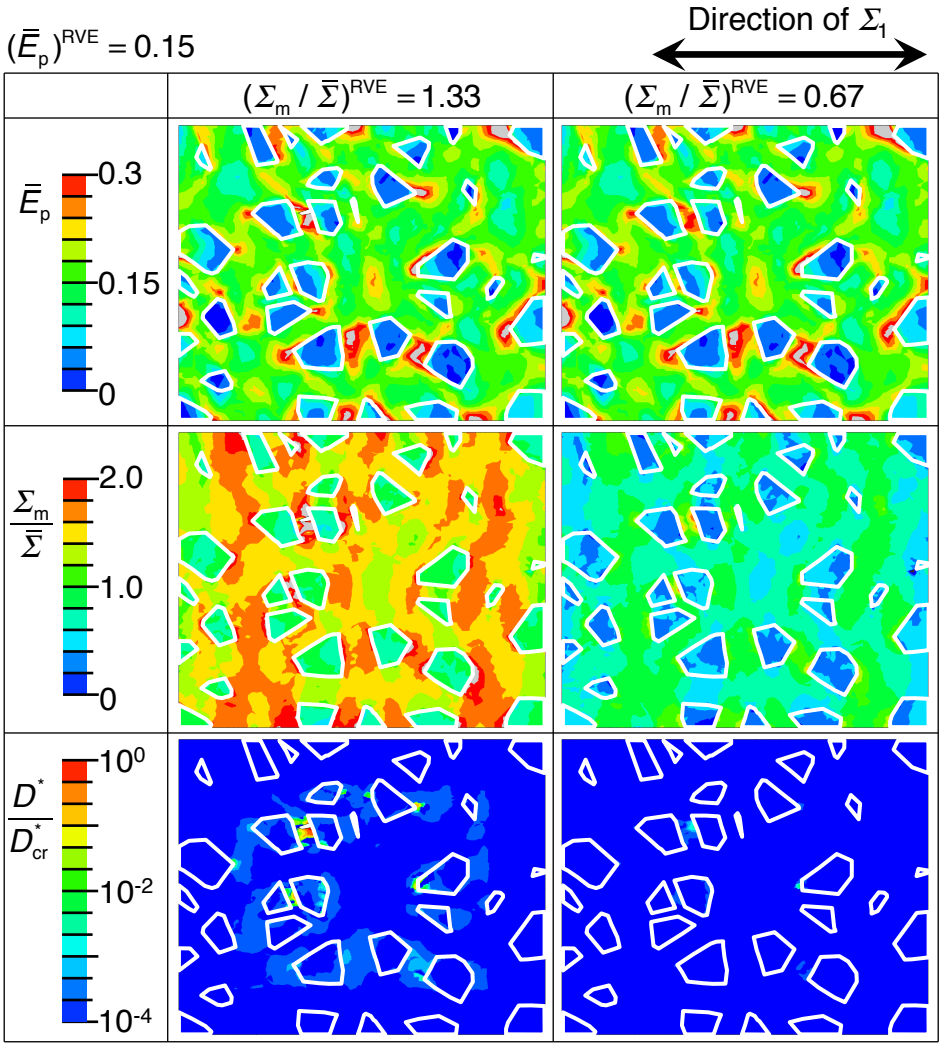



Fig. 4.21 Distributions of equivalent plastic strain, stress triaxiality and damage ratio of RVE model for DP-steel.

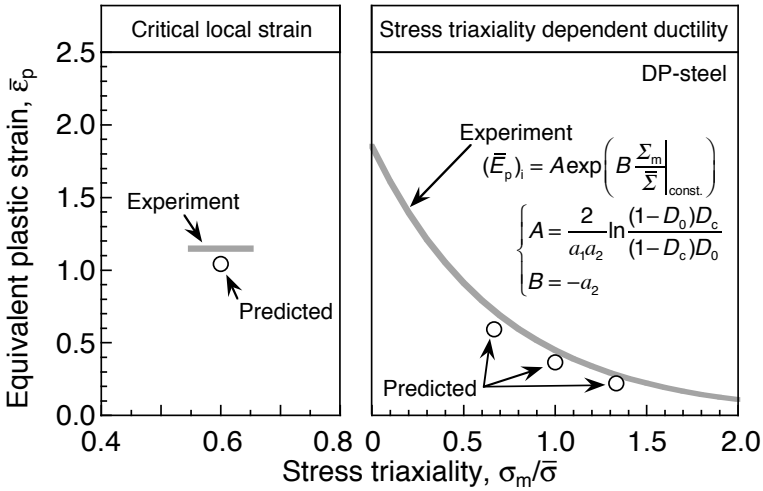



Fig. 4.22 Two types of ductile property for DP-steel obtained by experiment and simulation.

Fig. 4.22 に，提案手法に基づいて予測した DP 鋼の「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」を，実験結果と比較して示す。いずれの予測結果も実験結果と比べてやや低くなっているが，これはマルテンサイト相の損傷パラメータをへき開破壊した試験片の結果を用いて決定したことから，マルテンサイト相の延性損傷限界を低く見積もっていることが一因と考えられる。このことを考慮すれば，予測結果は実験結果と比較的よく一致しているといえる。

以上の結果から，本提案手法により，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」，すなわち二相組織形態および各相の強度特性と延性損傷特性の情報から，鋼構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する二種類の「延性特性」（「切欠き延性」および「延性の応力多軸度依存特性」）が予測できることが示された。

## 4.5　結言

本章では，第２章で提案した，組織特性を組み入れた延性損傷モデルに基づいた鋼構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する二相鋼の「延性特性」を予測するためのシミュレーション手法の適用性の検証を行った。本章で得られた結果について以下に示す。

フェライトとマルテンサイトからなる二相組織を有する DP 鋼と，各相と同等の特性を有する単相鋼（フェライト単相鋼およびマルテンサイト単相鋼）を作製し，強度特性および延性損傷特性を実験により取得した上で，二相鋼の「延性特性」の予測を行った。その結果，提案手法により予測した「延性特性」は，実験結果と概ね一致した。すなわち，「微視的ヘテロ構造特性」の

情報から，二相鋼の「延性特性」を予測することが可能であることを示した。

以上より,「微視的ヘテロ構造特性」と二相鋼の「延性特性」を関連づけるメゾスケールアプローチの適用性が検証された。提案手法により予測した「延性特性」を用いて，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗をマクロスケールアプローチにより予測することができれば,「微視的ヘテロ構造特性」，二相鋼材の「延性特性」，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗の各階層間を関連づけることができる。

# 第５章　延性損傷モデルによる延性亀裂発生・進展抵抗の予測

## 5.1　緒言

前章では，第２章で提案した組織特性を組み入れた延性損傷モデルに基づいて，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する「延性特性」（「切欠き延性」および「延性の応力多軸度依存特性」）を数値解析により予測するメゾスケールアプローチを構築した。本提案手法により，フェライト・マルテンサイト二相鋼の「延性特性」を予測可能であることを示した。これにより,「微視的ヘテロ構造特性」から予測した「延性特性」を用いて構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測することができれば，二相鋼の不均質組織特性と構造部材性能とを関連づけることができる。

一方，鋼材の強度特性と「延性特性」の情報から，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測するためのマクロスケールアプローチ[40,41]が大畑らにより提案されている。このマクロスケールアプローチでは，せん断すべり型の延性亀裂発生と，等軸ディンプル型の延性亀裂進展を区別して取り扱う。延性亀裂発生および進展抵抗は，それぞれ「切欠き延性」および「延性の応力多軸度依存特性」に支配されることを考慮し,それぞれの特性を反映させた損傷モデルとなっている。

本章では，第３章で用いたフェライト・パーライト二相鋼（SM490YB 鋼）を対象とし，まずメゾスケールアプローチにより「微視的ヘテロ構造特性」の情報から鋼材の「延性特性」を予測する。次に，標準三点曲げ破壊靭性試験片の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）を，メゾスケールアプローチにより予測した鋼材の「延性特性」を用いてマクロスケールアプローチにより予測し，実験結果と比較することで本手法の適用性を検証する。

## 5.2　フェライト・パーライト二相鋼の延性特性の予測

第３章で用いたフェライト・パーライト二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」の情報から，二相鋼のマクロ特性である「延性特性」を予測し，実験結果と比較することで提案手法の適用性を検討する。

### 5.2.1　延性特性評価試験

フェライト・パーライト二相鋼の延性特性である「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特

性」を取得する。なお，「延性の応力多軸度依存特性」は既に前章で取得していることから（Fig. 3.21），ここでは「切欠き延性」の評価試験について述べる。

### (a) 評価手法

試験には，Fig. 5.1 に示す鋭い円周切欠きを有する丸棒引張試験片を用いた。切欠き底表面からのせん断すべり型の亀裂発生を想定して，切欠き先端半径 $R$ は $R = 0.1$ mm および $R = 0.2$ mm とした（以後，それぞれ R0.1 材および R0.2 材と称する）。また，切欠き底の局所相当塑性ひずみを算定するための FEM 解析も行った。実験および FEM 解析方法は 3.4.2 項と同様である。

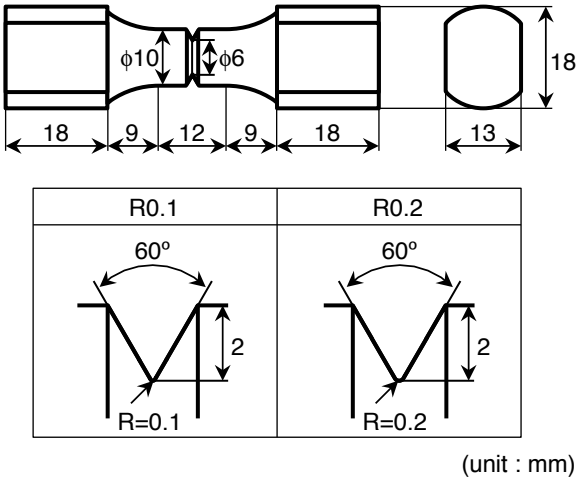



Fig. 5.1 Configurations of round-bar specimens with sharp notch for identifying *critical local strain* of SM490YB steel.

### (b) 切欠き延性

R0.1 材の実験で得られた真応力－真ひずみ曲線と途中除荷試験片の断面観察結果を Fig. 5.2 に示す。R0.1 材および R0.2 材では，最大荷重前後において切欠き底からせん断すべり型の延性亀裂が形成されることが確認された。本研究では，切欠き底からせん断すべり型亀裂が発生する場合では，切欠き底から約 0.05 mm の亀裂が形成される負荷レベルを延性亀裂発生と定義することとした。

実験で得られた亀裂発生変位を FEM 解析の結果と比較し，切欠き底からの延性亀裂発生限界相当塑性ひずみ，すなわち「切欠き延性」を求めた。フェライト・パーライト二相鋼の「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」を合わせて Fig. 5.3 に示す。

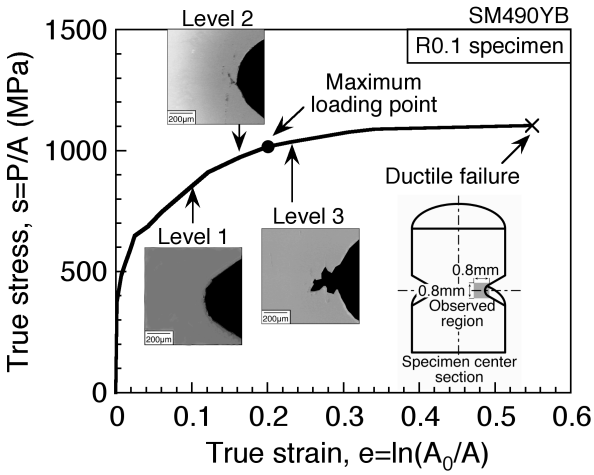



Fig. 5.2 True stress - true strain curve and ductile cracking behaviors of SM490YB steel for notched round-bar tensile specimen (R0.1 specimen).

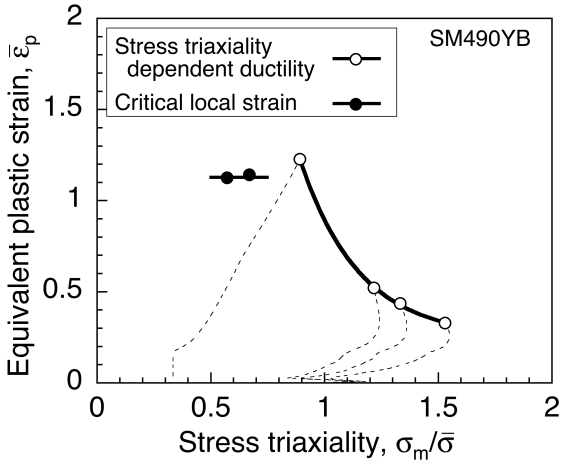



Fig. 5.3 Two types of ductile property of SM490YB steel.

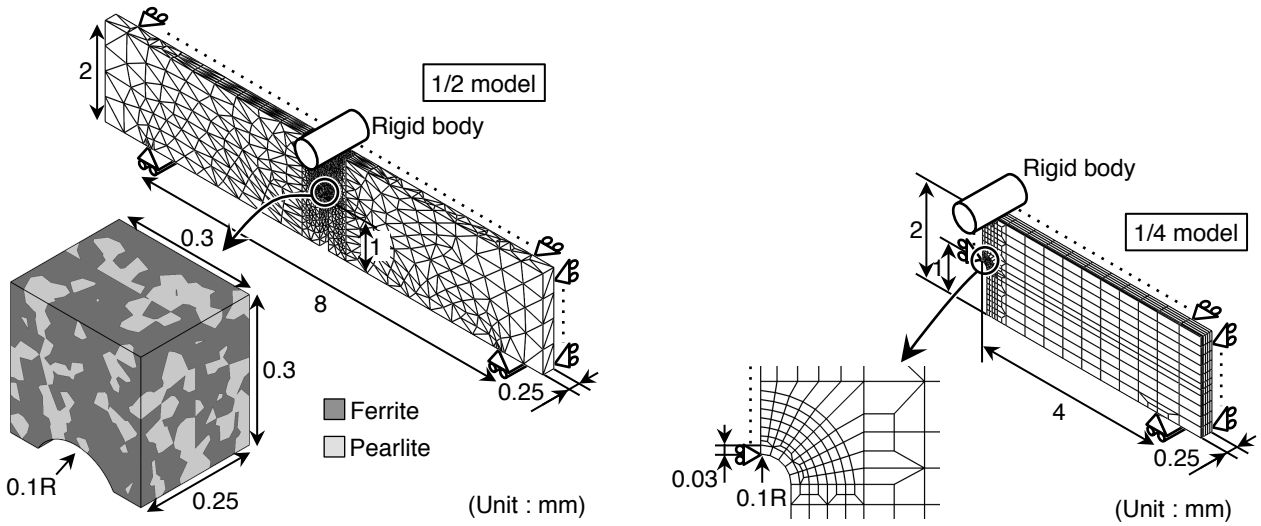
### 5.2.2 二相鋼の延性特性の予測

第３章に示した各相の強度特性および損傷特性を用いて，提案手法に基づいた二相鋼の「延性特性」予測シミュレーションを行った。シミュレーションには ABAQUS Standard Ver. 6.7 を用い，User Subroutine UMAT で延性損傷数理モデルを導入して解析を行った。

「切欠き延性」の予測には，Fig. 5.4 に示す板厚 $B = 0.5$ mm の小型三点曲げ試験片モデルを用いた。試験片には，先端半径が 0.1 mm の深い切欠き（$a_0/W = 0.5$）を設けている。Fig. 5.4(a)の不均質モデルでは，切欠き先端近傍にのみ三次元不均質組織形態モデルを採用した。要素には 4 節点四面体要素を用い，組織モデル領域の平均要素寸法は 5 μm，節点数は 46132 で要素数は 258820 である。また，Fig. 5.4(b)の均質モデルには 8 節点六面体要素を用いた。切欠き先端の要素寸法は，「切欠き延性」を評価する際に用いた円周切欠き付丸棒試験片の解析モデルと同じ 0.03 mm×

0.03 mm とした。節点数および要素数はそれぞれ 2757 と 2058 である。これらのモデルに支持スパン 8 mm として三点曲げ負荷を与えた。

第 3 章にも述べたように，本研究ではフェライト・パーライト二相鋼の各相の損傷特性を，Fig. 5.5 に示す RVE モデルを用いたシミュレーションによる逆解析で決定した。RVE モデルは 0.3 mm×0.3 mm×0.25 mm の直方体モデルで，平均結晶粒径 25 μm，パーライト分率 30 %となるように作成した。総結晶粒数は 1440 個である。有限要素には 4 節点四面体要素を用い，平均要素寸法は 5 μm，節点数は 36807 で要素数は 200106 である。マクロ負荷応力 $\Sigma_1 > \Sigma_2 = \Sigma_3$ の条件で，一定の応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE} = 1.2$，1.33 および 1.5 の 3 条件で解析を行った。




(a) Micro-structural model　　(b) Homogeneous model

Fig. 5.4 Three-point bend specimen model to predict *critical local strain* of SM490YB steel.

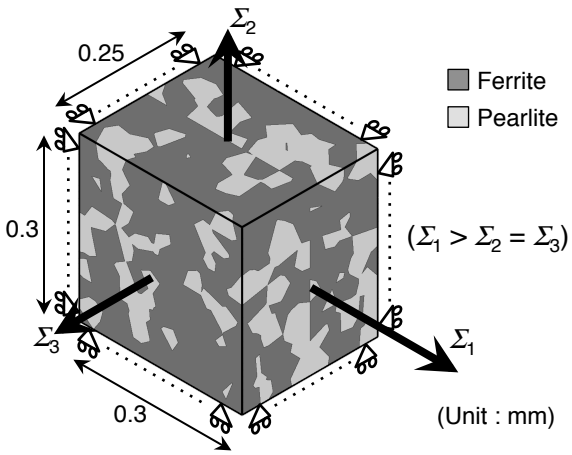
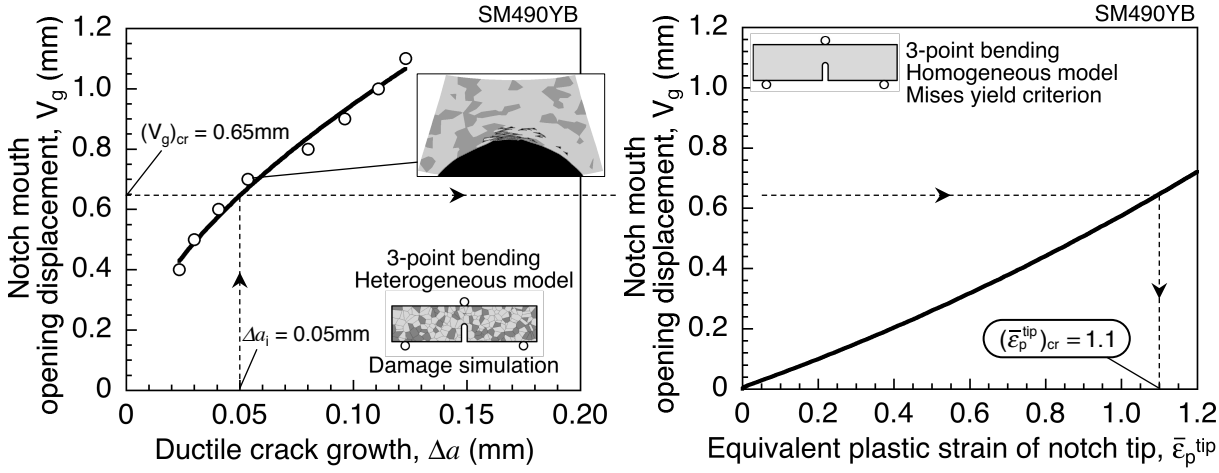



Fig. 5.5 RVE model to predict *stress triaxiality dependent ductility* of SM490YB steel.

Fig. 5.6 は，Fig. 5.4(a)に示した小型三点曲げ試験片の不均質組織モデルを用いたシミュレーションにより, 進展した延性亀裂長さ$\Delta a$と切欠き末端開口変位$V_g$との関係を整理したものである。この結果から，亀裂発生時（ここでは実験と同様，進展亀裂長さが$\Delta a = 0.05$ mm となったときを発生と定義）の切欠き末端開口変位$(V_g)_{cr}$は 0.65 mm であることがわかった。一方，Fig. 5.4(b)に示した均質連続体モデルを用いた弾塑性解析の結果から, 切欠き先端要素の相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p^{tip}$と$V_g$の関係は Fig. 5.6(b)となり，$V_g = (V_g)_{cr}$（= 0.65 mm）のときの相当塑性ひずみ，すなわち「切欠き延性」$(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr}$は 1.1 となることが予測された。




(a) $V_g$-R curve obtained by damage simulation considering micro-structural heterogeneity

(b) Relationship between equivalent plastic strain of notch-tip and notch mouth opening displacement obtained by using homogeneous model

Fig. 5.6 Prediction of *critical local strain* of SM490YB steel by the proposed method.

一方，RVE モデルにマクロ応力多軸度$(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE}$を一定にして負荷を与えた際の，マクロ平均相当塑性ひずみ$(\bar{E}_p)^{RVE}$の増加に伴うマクロ損傷度$D^{RVE}$の進展を Fig. 5.7 に示す。高い応力多軸度下では損傷の進展が大きくなっており，損傷限界ひずみ$(\bar{E}_p)_i$が小さくなっている。

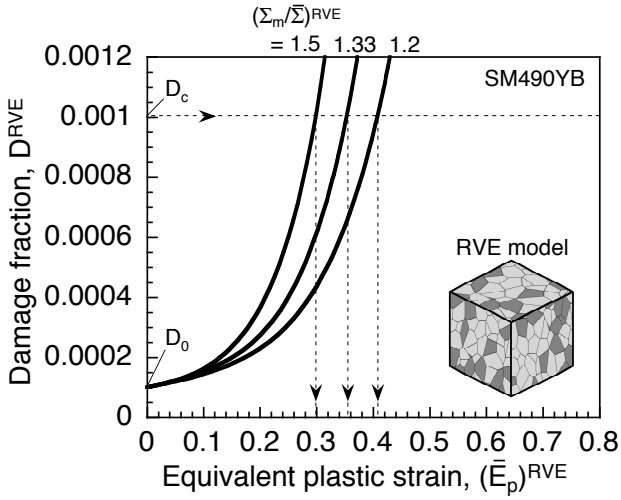



Fig. 5.7 Damage evolution along with equivalent plastic strain for RVE model of SM490YB steel.

以上のように，提案手法に基づいて予測した二相鋼の「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」を，実験結果と比較して Fig. 5.8 に示す。「延性の応力多軸度依存特性」については，本検討では実験とシミュレーションが一致するよう各相の損傷パラメータを決定したことから両者が一致するのは当然であるが，そのように決定した損傷パラメータを用いれば，巨視的にはせん断すべり型の延性亀裂発生挙動を呈する場合の限界値である「切欠き延性」を精度よく予測することができた。

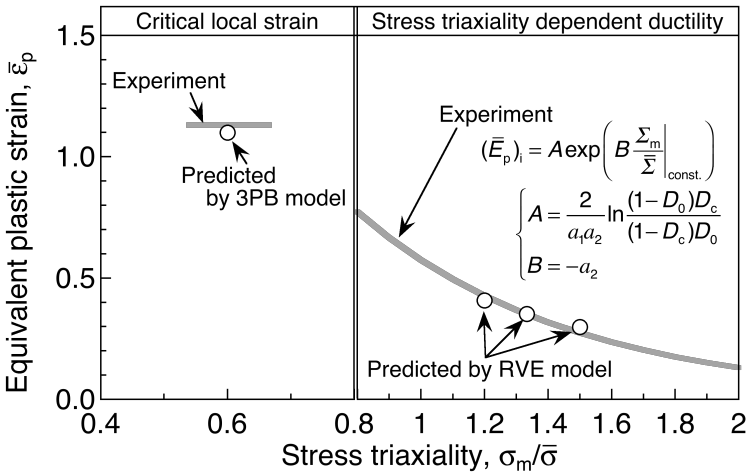



Fig. 5.8 Two types of ductile property of SM490YB steel obtained by experiment and simulation.

## 5.3　延性亀裂発生・進展抵抗の予測

メゾスケールアプローチに基づいて二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」から予測した鋼材の「延性特性」を用いることで，マクロスケールアプローチにより構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）が予測可能であるか検証する。

### 5.3.1　マクロスケールアプローチの概要

マクロスケールアプローチは，亀裂／切欠きを有する構造部材の延性亀裂発生・進展挙動を，鋼材の機械的特性の情報のみから数値シミュレーションにより予測する手法として提案された。これは，延性亀裂の発生とその後の進展では微視的メカニズムが異なることに鑑み，二種類の材料特性を採用することで精度良く延性亀裂成長特性を予測するために提案されたものである。以下に本アプローチの概要を説明する。

#### (a) せん断すべり型延性亀裂発生条件

大畑らは，鋭い切欠きを有する試験片を用いた検討により，亀裂／切欠き底からせん断すべり型で延性亀裂が発生する場合には,切欠き先端の相当塑性ひずみで評価した限界値(「切欠き延性」)は，試験片の形状や寸法，負荷様式，負荷速度に依存することなくほぼ同等であることを報告している [26,27,38,39,60]。そこで，亀裂／切欠き先端からの延性亀裂の発生条件として，切欠き／亀裂先端の相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}}$ が「切欠き延性」$(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}}$ に達したときに延性亀裂が発生するという「局所相当塑性ひずみ一定条件」（式(5.1)）を提案している。

$$\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}} = (\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}} \tag{5.1}$$

#### (b) 延性亀裂進展の数理損傷モデル

進展中の亀裂の前方では，Fig. 5.9 に示すような複雑な応力／ひずみ場となっている。亀裂の前方の領域（図中の灰色の領域）に着目すると，初めは高い応力多軸度の下で塑性ひずみを受けるが，亀裂の進展に従って徐々に応力多軸度が低下しながら塑性ひずみを受け，最終的には高い塑性ひずみを受けて延性亀裂が進展する。様々な応力多軸度の下で受ける損傷の蓄積が，延性亀裂の進展に影響を及ぼすことから，延性損傷限界ひずみの応力多軸度依存性，すなわち「延性の応力多軸度依存特性」が延性亀裂進展抵抗を支配すると考えられる。

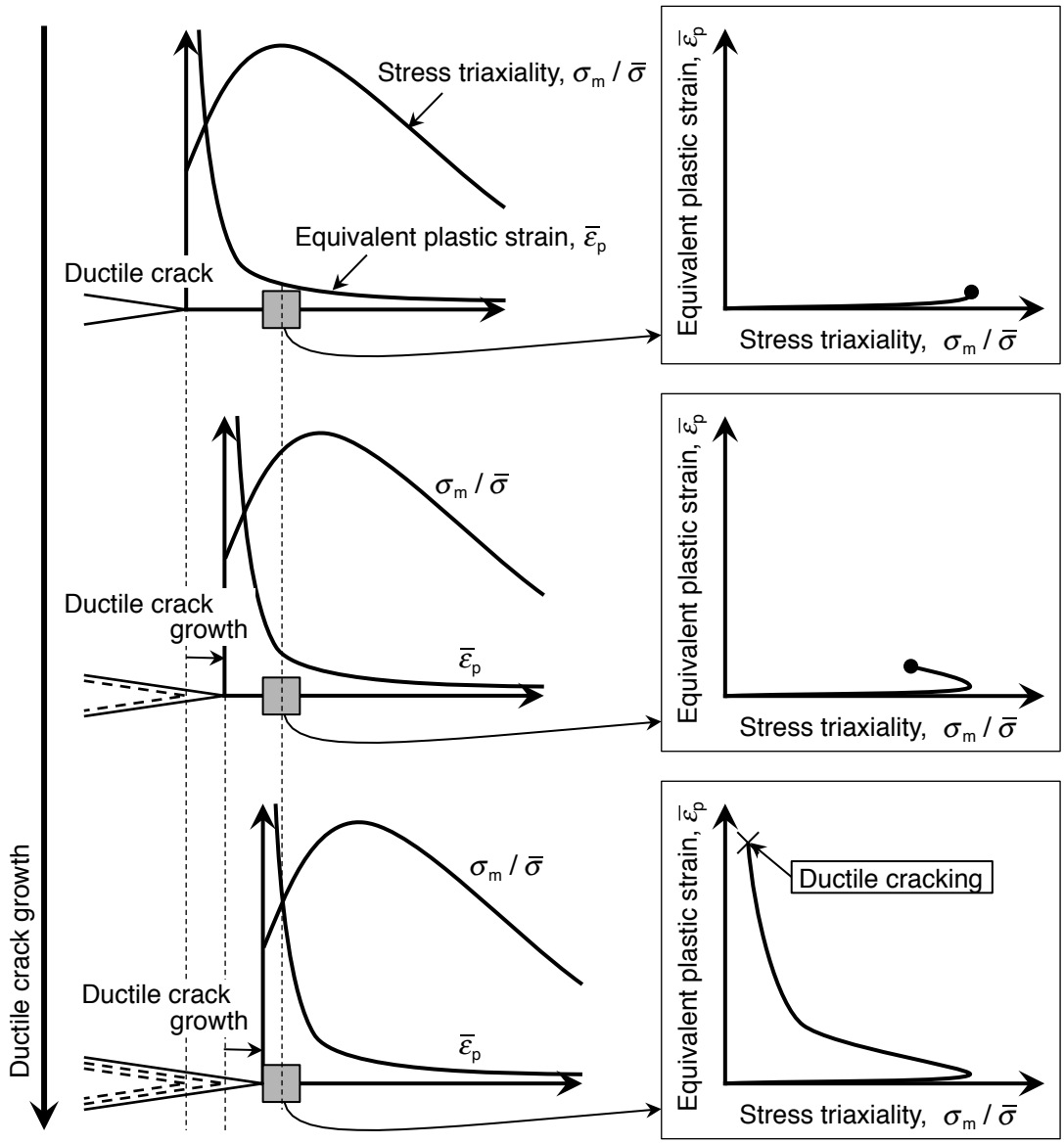



Fig. 5.9 Schematic illustration of the history of plastic strain and stress triaxiality ahead of crack-tip up to ductile crack growth.

一方，近年の比較的大きな介在物が少ない清浄な鋼材では，破断に至る直前のひずみレベルでマイクロボイドが発生し始め，その後大きく成長することなく急激に破断に至ることが報告されている。このような損傷挙動を想定し，鋼材が負荷ひずみを受けて破断に至るまでの損傷プロセスを Fig. 5.10 に示すように次の三つのステージにモデル化した。

ステージ（I）： ナノ～サブミクロンサイズのボイドが発生・成長してマイクロボイドに至るまでのステージ

ステージ（II）： マイクロボイドが形成し始めるひずみレベル（破断直前）

ステージ（III）： 複数のマイクロボイドの発生とそれらの相互作用によるマイクロボイド間で

の微視亀裂形成による損傷の加速ステージ

ここで，ステージ（I）での損傷が鋼材の流動応力に及ぼす影響は非常に小さいと考えた。また，高い応力多軸度の下ではより小さい負荷ひずみで破断（損傷限界）に至るのは，マイクロボイドが形成し始めるまでのステージ（I）での損傷進展が，高い応力多軸度によって促進されるためであると考えた。

このような延性損傷挙動に対し，大畑らは 2.3.2 項と同様の応力多軸度依存型の延性損傷数理モデルを提案している。すなわち，鋼材の「延性の応力多軸度依存特性」から材料パラメータ $(a_1, a_2)$ を陽に決定できるような数理損傷モデルとなっている。

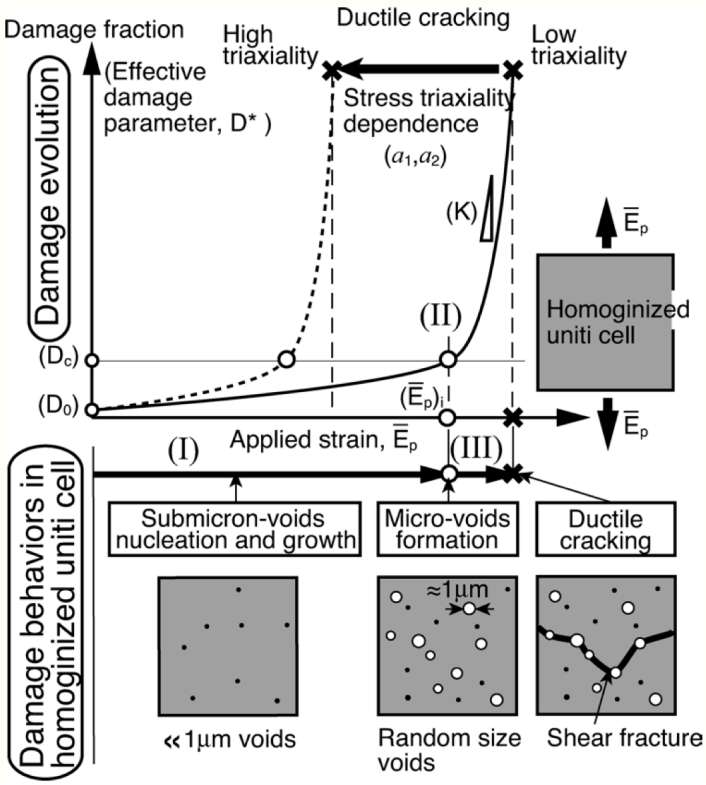



Fig. 5.10 Schematic illustration of macro-scopic damage model[40].

(c) シミュレーション手法

以上の延性亀裂発生条件と亀裂進展の損傷モデルを適用した，亀裂部材の延性亀裂成長シミュレーション手法を Fig. 5.11 に模式的に示す。初期亀裂／切欠きからの延性亀裂発生には「局所相当塑性ひずみ一定条件」を適用する。初期亀裂／切欠き先端の 1 要素の相当塑性ひずみが「切欠き延性」に達した時点で，要素の剛性を消失させることで延性亀裂の発生を再現する。それ以外の要素については，「延性の応力多軸度依存特性」を反映させた数理損傷モデルを適用する。

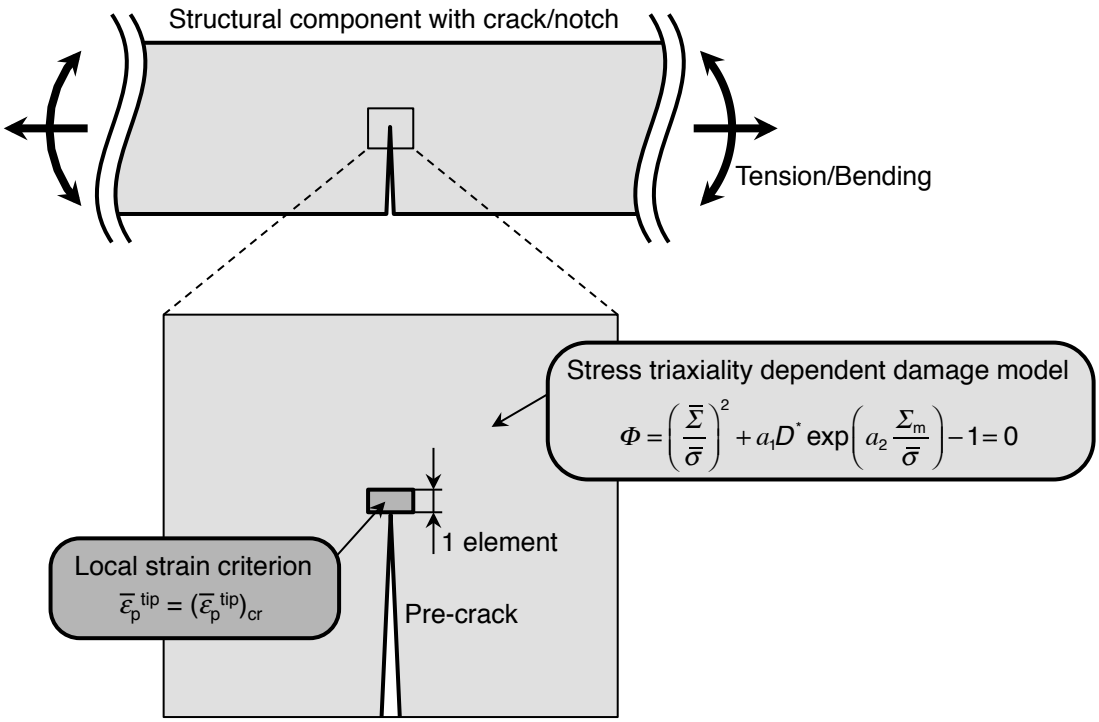



Fig. 5.11 Macro-scopic simulation method for predicting ductile crack initiation and growth.

### 5.3.2　延性亀裂発生・進展抵抗評価試験

#### (a) 実験方法

本実験では，延性亀裂発生・進展抵抗を，初期亀裂先端での CTOD（Crack Tip Opening Displacement）と，板厚中央で計測したストレッチゾーンを除いた最大延性亀裂長さ$\Delta a_{max}$の関係として求める。

延性亀裂発生・進展抵抗曲線（CTOD-R curve）の評価には，Fig. 5.12 に示す板厚貫通型で$a_0/W = 0.5$（$a_0$は初期亀裂長さ，$W$は試験片板幅）の深い疲労予亀裂を有する標準破壊靭性試験片を用いた。試験片は長手方向が圧延方向となるよう採取し，板厚 $B$ は 13 mm，板幅 $W$ は 26 mm とした。疲労予亀裂は次式に示す荷重を超えないように導入した[62]。

$$P_f = 0.8\frac{B(W - a_0)}{S}\sigma_Y \tag{5.2}$$

ここで$P_f$は疲労予亀裂導入時の最大荷重(N), $S$は支持スパン間距離(mm), $\sigma_Y$は下降伏点(MPa)である。

R-curve の計測には複数の試験片を用い, 種々の負荷レベルまで三点曲げ負荷を与えた後に除荷し，板厚中央で試験片を切断して最大延性亀裂長さ$\Delta a_{max}$を測定した。三点曲げ試験は室温にて負

荷および除荷速度 0.5 mm/min の変位制御で行った。試験中は荷重 $P$ と試験片の亀裂末端に取り付けたクリップゲージの開口変位 $V_g$ を測定した。試験片の CTOD $\delta$ は，荷重 $P$ とクリップゲージ開口変位 $V_g$ から次式により算定した。

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_Y E} + \frac{r_p(W-a_0)V_p}{r_p(W-a_0)+a_0} \tag{5.3}$$

$$K = \frac{YP}{BW^{1/2}} \tag{5.4}$$

$$Y = 4\left[2.9\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} - 4.6\left(\frac{a_0}{W}\right)^{3/2} + 21.8\left(\frac{a_0}{W}\right)^{5/2} - 37.6\left(\frac{a_0}{W}\right)^{7/2} + 38.7\left(\frac{a_0}{W}\right)^{9/2}\right] \tag{5.5}$$

ここで，$K$ は応力拡大係数（MPa m$^{1/2}$），$\nu$ はポアソン比（= 0.3），$E$ はヤング率（= 206000 MPa），$r_p$ は回転係数（= 0.4），$V_p$ はクリップゲージ開口変位の塑性成分（mm）である。

延性亀裂長さは，種々の負荷レベルで除荷した全ての試験片に対して計測した。一般に，延性亀裂は板厚中央で優先的に進展するサムネイル状となることから，除荷後の試験片を板厚中央で切断し，その断面を 1 μm のアルミナペーストで研磨仕上げした後に SEM で最大延性亀裂長さ $\Delta a_{max}$ を測定した。

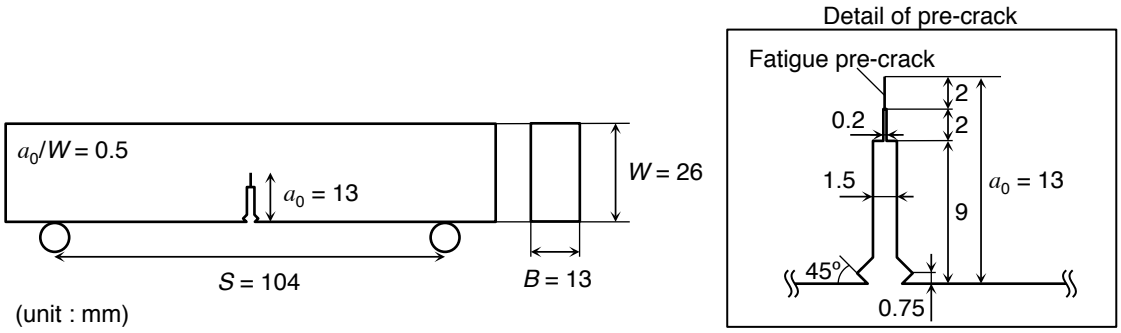



Fig. 5.12 Configurations of three-point bend specimen with pre-crack.

(b) 延性亀裂発生・進展抵抗

試験で得られた荷重 $P$ とクリップゲージ開口変位 $V_g$ の関係を Fig. 5.13 に示す。また，Fig. 5.14 に一例として CTOD $\delta$ = 0.45 mm における板厚中央断面の延性亀裂発生・進展挙動の観察結果を示す。試験で得られた CTOD $\delta$ と最大延性亀裂長さ $\Delta a_{max}$ の関係（CTOD-R curve）を Fig. 5.15 に示す。

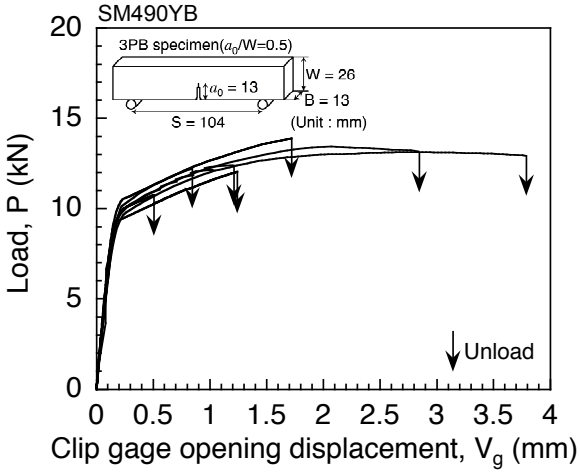



Fig. 5.13 Load - clip gage opening displacement curves obtained by experiment for three-point bend specimen.

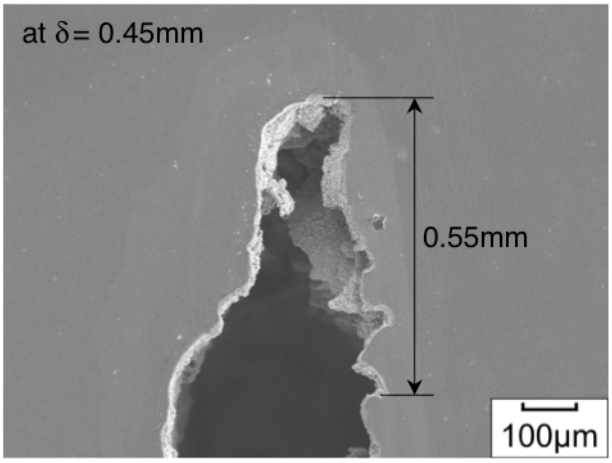



Fig. 5.14 Ductile crack growth on the mid-thickness of pre-cracked three-point bending specimen.

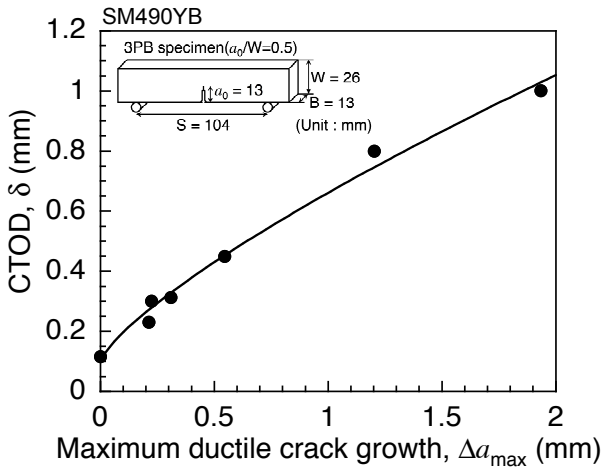



Fig. 5.15 Ductile crack growth resistance curve (CTOD-R curve) obtained by experiments.

### 5.3.3　材料パラメータの決定

#### (a) 応力－ひずみ曲線

解析に用いる相当応力－相当塑性ひずみ曲線は，不均質組織モデルを用いた単調引張解析で得られた応力－ひずみ曲線（Fig. 3.17）から決定した。まず，一様伸び以下のひずみ範囲では，公称応力$\sigma$－公称ひずみ$\varepsilon$曲線を，式(5.6)により真応力 $s$－真ひずみ $e$ 曲線に変換したものを用いた。

$$\begin{cases} s = \sigma(1+\varepsilon) \\ e = \ln(1+\varepsilon) \end{cases} \tag{5.6}$$

一様伸び以降の相当応力－相当塑性ひずみ曲線については，一様伸び近傍の応力－ひずみ関係を重視し，一様伸びの 1/2 から一様伸びまでの真応力－真ひずみ曲線を，次式の Swift の加工硬化則で回帰して得られた曲線を用いた。

$$\bar{\sigma} = C\left(1+\frac{\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}}{\alpha}\right)^{n} \tag{5.7}$$

得られた二相鋼の相当応力$\bar{\sigma}$－相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}$曲線を，不均質組織形態モデルの単調引張解析で得られた公称応力$\sigma$－公称ひずみ$\varepsilon$曲線と合わせて Fig. 5.16 に示す。

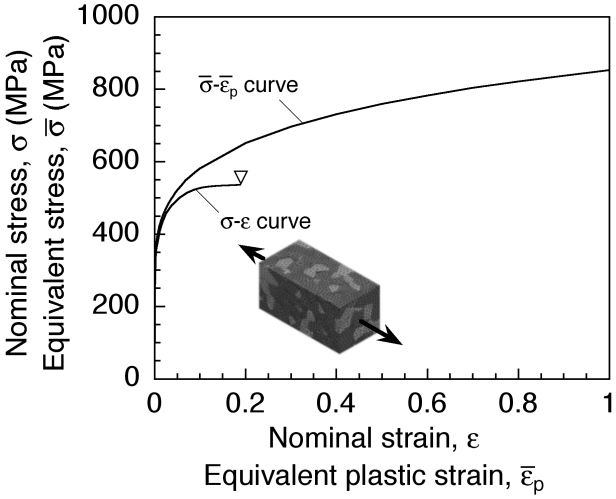



Fig. 5.16　Equivalent stress - equivalent plastic strain curve obtained by nominal stress - nominal strain curve obtained by FE-analysis using 3D micro-structural model.

#### (b) 損傷パラメータ

二相鋼の「延性特性」は，5.2 節においてメゾスケールアプローチで予測したもの（Fig. 5.8）を用いた。これらの特性から，マクロスケールアプローチに必要なパラメータを決定する。

「局所相当塑性ひずみ一定条件」に必要な局所限界相当塑性ひずみ$(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}}$は，小型三点曲げ試

Table 5.1 Parameters predicted by meso-scopic approach.

| $(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}}$ | $a_1$ | $a_2$ |
|---|---|---|
| 1.10 | 2.28 | 1.15 |

験片モデルを用いた「切欠き延性」予測手法で得られた値をそのまま適用した。一方，延性損傷数理モデルのパラメータ（$a_1, a_2$）は，RVE モデルを用いた「延性の応力多軸度依存特性」予測手法により得られた損傷限界ひずみ $(\bar{E}_{\mathrm{p}})_{\mathrm{i}}$ を式(2.8)で回帰することで決定した。決定した局所限界相当塑性ひずみ $(\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{tip}})_{\mathrm{cr}}$，および延性損傷数理モデルに適用したパラメータ（$a_1, a_2$）を Table 5.1 に示す。

### 5.3.4　延性亀裂発生・進展抵抗の予測

Fig. 5.17 に，実験で用いたものと同形状・寸法の三点曲げ試験片の有限要素モデルを示す。要素には 8 節点六面体アイソパラメトリック要素を用い，初期亀裂先端近傍の最小要素寸法は,「切欠き延性」を予測した小型三点曲げ試験片モデルと同じ 0.03 mm×0.03 mm とした。節点数は 31581 で要素数は 25744 である。三点曲げ負荷は，実験で用いたものと同形状・寸法の治具を模擬した剛体要素を通じて与えた。FEM 解析には ABAQUS Standard Ver. 6.12 を用いた。

初期亀裂先端からのせん断すべり型延性亀裂の発生は「局所相当塑性ひずみ一定条件」に従うものとした。すなわち，初期亀裂先端の 1 要素の相当塑性ひずみが,「切欠き延性」に達した時点でその要素を削除することで亀裂発生を再現した。また，それ以外の要素については,「延性の応

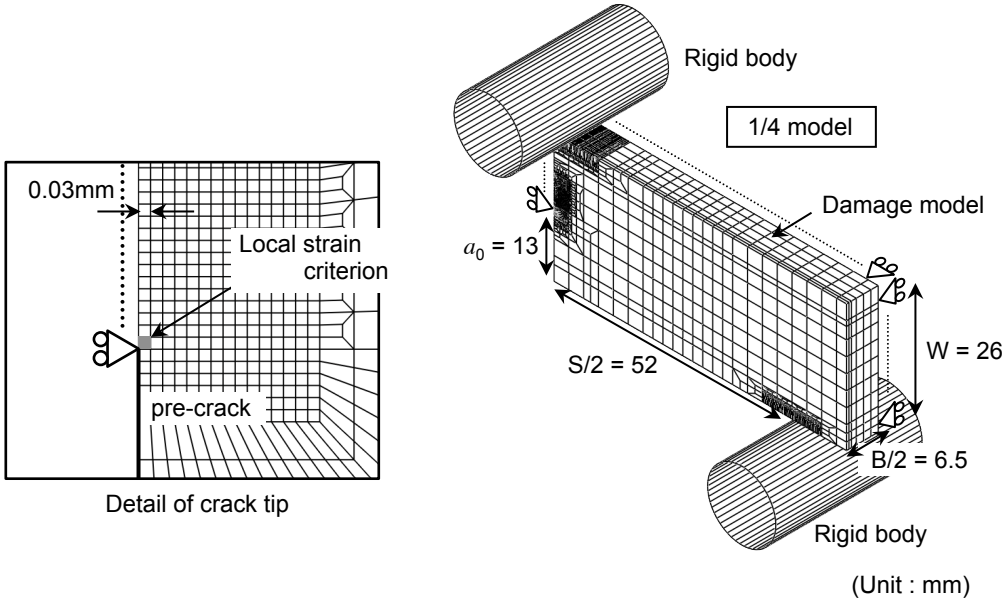



Fig. 5.17 3D FE-model of three-point bend specimen for damage simulation.

力多軸度依存特性」から決定したパラメータを用いた延性損傷数理モデルを適用した。

Fig. 5.18 は，シミュレーションにより得られた荷重 $P$-クリップゲージ開口変位 $V_g$ 関係を実験結果と比較したものである。延性亀裂発生・進展後においてもシミュレーション結果は実験結果とほぼ一致している。また，Fig. 5.19 にシミュレーションで得られた CTOD R-curve を実験結果と比較して示す。延性亀裂発生から進展まで，シミュレーション結果は実験結果をよく再現できていることがわかる。さらに，Fig. 5.20 に，板厚全域にわたる延性亀裂の進展状況を，実験・観察結果とシミュレーション結果を比較して示す。板厚表面近傍では平面応力状態に近いことから応力多軸度が比較的低くなることにより，実験では板厚中央部で先行して延性亀裂が進展するサム

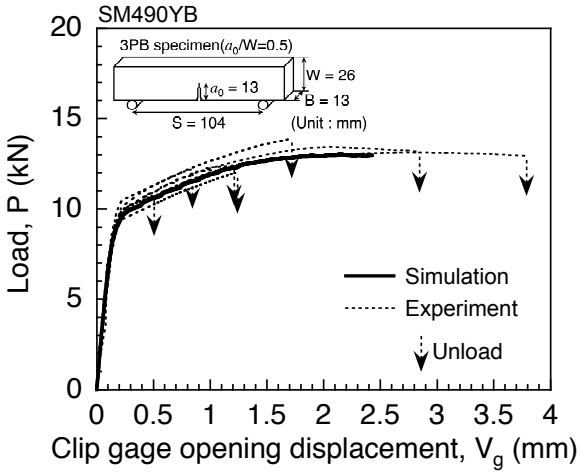



Fig. 5.18 Comparison between load - clip gage opening displacement curve obtained by experiment and simulation.

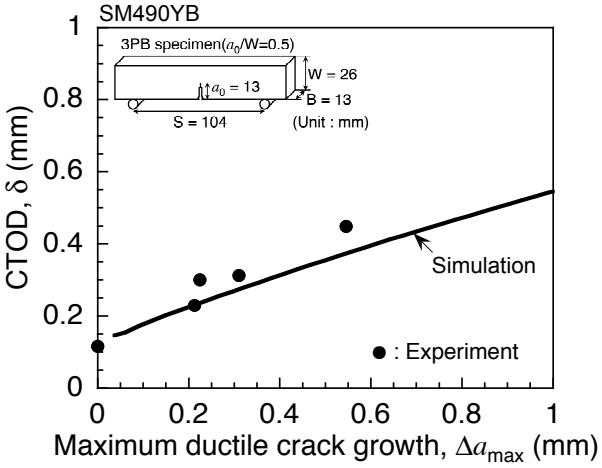



Fig. 5.19 Comparison between CTOD-R curve obtained by experiment and simulation.

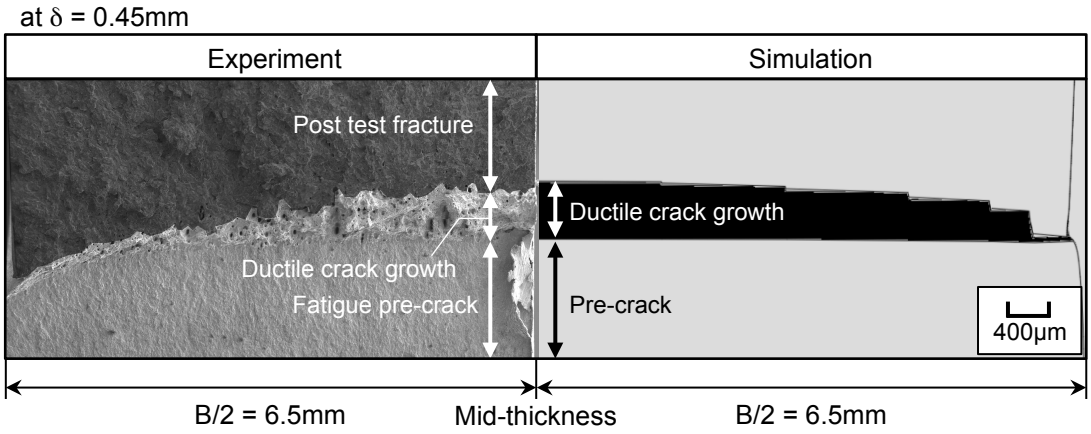



Fig. 5.20 Comparison between ductile crack extension profiles along specimen thickness for three-point bend specimen obtained by experiment and simulation.

ネイル状の亀裂となっているが，そのような亀裂進展挙動をシミュレーションでも再現できている。

以上の結果より，メゾスケールアプローチで予測された「延性特性」を用いて，均質連続体モデルを用いたマクロスケールアプローチによって，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗が予測可能であることが実証された。

## 5.5　結言

本章では第３章で用いたフェライト・パーライト二相鋼を対象として，メゾスケールアプローチで予測した鋼材の機械的特性を用いて，マクロスケールアプローチにより三点曲げ標準破壊靭性試験片の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）の予測を試みた。このマクロスケールアプローチは，亀裂／切欠きを有する構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を，均質連続体モデルを用いて予測するために提案されたもので，鋼材の応力ーひずみ特性，および「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存特性」の情報のみから延性亀裂の発生抵抗および進展抵抗を精度良く予測する手法である。以下に得られた結果についてまとめる。

(1) メゾスケールアプローチに基づいて，フェライト・パーライト二相鋼の「延性特性」の予測を行った。二相鋼の「延性の応力多軸度依存特性」が再現できるように逆解析により決定した各相の損傷パラメータを用いて，二相鋼の「切欠き延性」を予測した結果，実験結果と概ね一致した。

(2) マクロスケールアプローチに基づいて，均質連続体モデルを用いた延性損傷シミュレーショ

ンにより得られた CTOD-R curve は，実験結果と概ね一致した。また，板厚中央で延性亀裂が先行するサムネイル状の亀裂進展挙動も再現することができた。

以上のことから，メゾスケールアプローチとマクロスケールアプローチを組み合わせた階層的アプローチによって，「微視的ヘテロ構造特性」，鋼材の「延性特性」，構造部材性能としての延性亀裂発生･進展抵抗の各階層の特性を互いに関連づけることができることが示された。すなわち，R-curve に及ぼす「微視的ヘテロ構造特性」の影響を定量的に予測可能な手法を構築することができた。

# 第６章　延性亀裂発生・進展抵抗と二相組織形態の関係の一考察

## 6.1　緒言

前章までの検討により，Fig. 6.1 に示すように，二相鋼を対象として，「微視的ヘテロ構造特性」から鋼材の「延性特性」を予測するメゾスケールアプローチ，および鋼材の「延性特性」から構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測するマクロスケールアプローチを組み合わせた階層的アプローチを構築してきた。本手法により，「微視的ヘテロ構造特性」が構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす影響を定量的に評価することが可能となる。

本章では，これまで構築してきた階層的アプローチを適用して，亀裂を有する部材の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）に及ぼす「微視的ヘテロ構造特性」の影響に関するケーススタディを行う。ここでは，二相鋼の強度クラスを変えることなく延性亀裂発生・進展抵抗を向上させるという観点から，第二相の体積分率は一定とし，組織形態を変化させることで，二相鋼の「延性特性」，ひいては亀裂部材の R-curve にどのような影響を及ぼすか定量的に検討する。

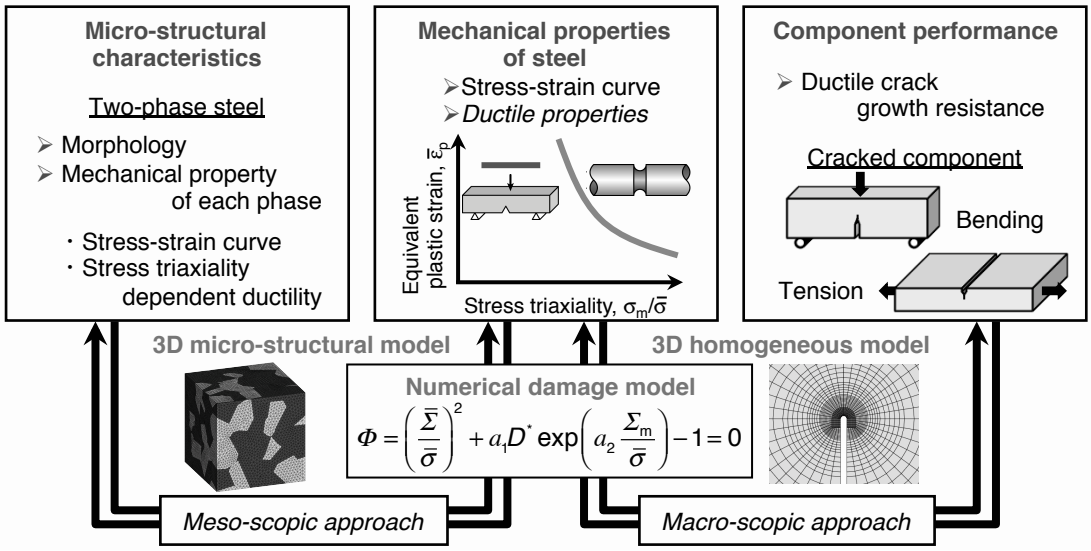



Fig. 6.1　Hierarchical approach to correlate multi-scale charactersitics i.e. micro-structural characteristcis, mechanical properties of steel and structural performance with respect to ductile crack growth resistance.

## 6.2　二相鋼の強度・延性特性に及ぼす二相組織形態の影響

### 6.2.1　解析対象と解析条件

本ケーススタディでは，二相鋼における第二相の分布形態の影響について検討することとし，第二相がランダムに分布している場合と，一般に圧延材料において見られる層状に分布している場合を対象として検討を行うこととした。Fig. 6.2 に，想定した第二相のランダムモデルと層状モデルの性状を示す。想定した二相材は，前章までに用いたフェライト・パーライト二相鋼（SM490YB 鋼）とし，いずれのモデルも平均結晶粒径が 25 μm，第二相の体積分率は 30 %とした。各相の応力-ひずみ曲線および延性損傷限界は，Fig. 6.3 に示すように，第 3 章および第 5 章

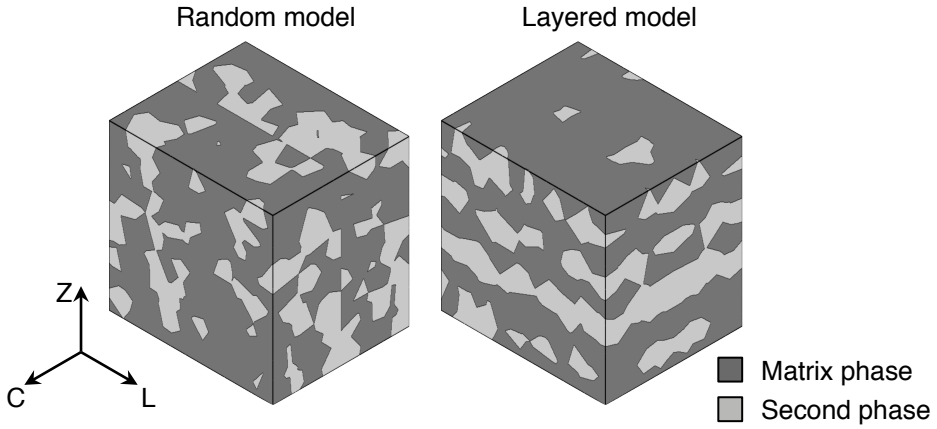
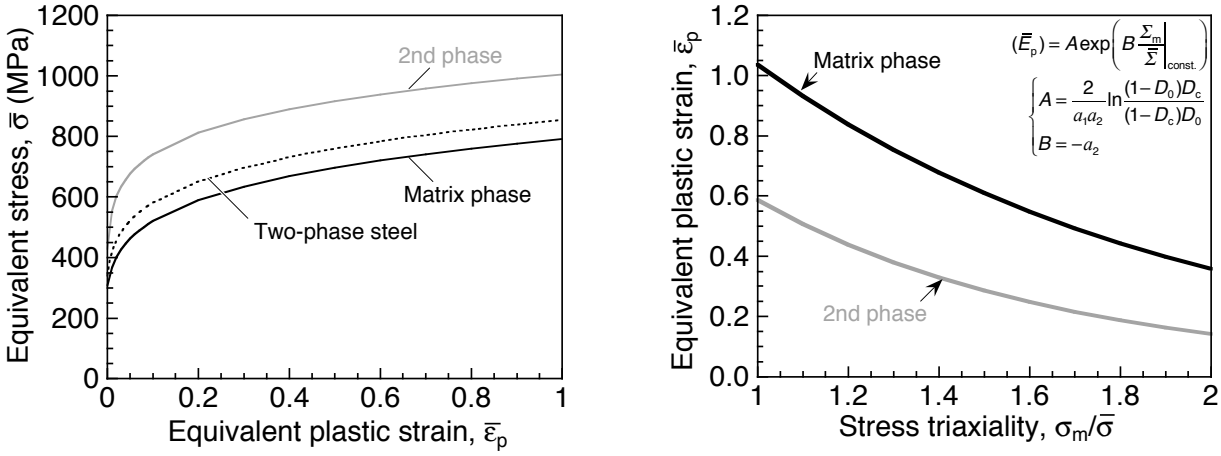



Fig. 6.2　Micro-structural model for discussion of the effect of micro-structural morphology on macro-scopic strength and ductile properties.




(a)　Equivalent stress - equivalent plastic strain curves of each phase　(b)　Stress triaxiality dependent ductility of each phase

Fig. 6.3 Mechanical properties of each phase for case study.

で用いたものと同じ特性（それぞれ Fig. 3.15 および Fig. 3.22）を用いた。

### 6.2.2　二相鋼の強度特性に及ぼす組織形態の影響

第二相の分布形態の違いが応力-ひずみ曲線に及ぼす影響について検討するために，Fig. 6.4 に示したモデルに Mises の降伏条件を適用し，変位制御で一軸引張負荷を与える弾塑性解析を行った。なお，層状モデルについては Fig. 6.5 に示すように，モデルを Z 方向に等分割し，各層の第二相分率を 0 %，90 %，0 %と繰返して積層することで，モデル全体としては 30 %となるように

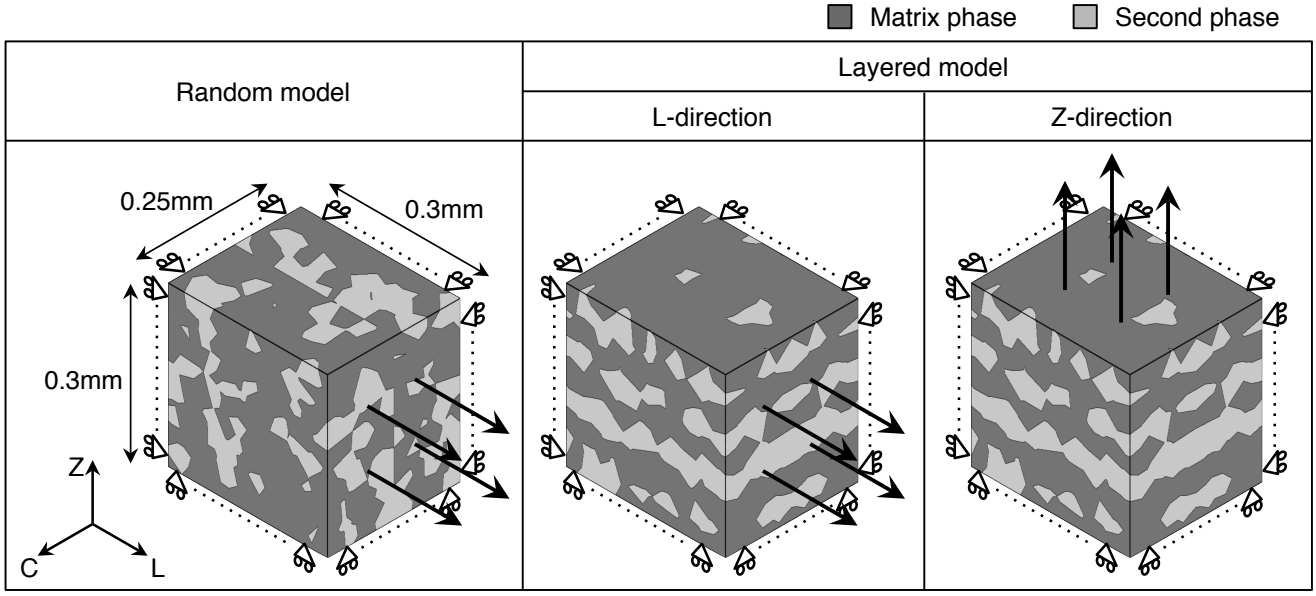



Fig. 6.4　3D meso-scale FE-model for analyzing the effect of micro-structural morphology on stress-strain curve of two-phase steel.

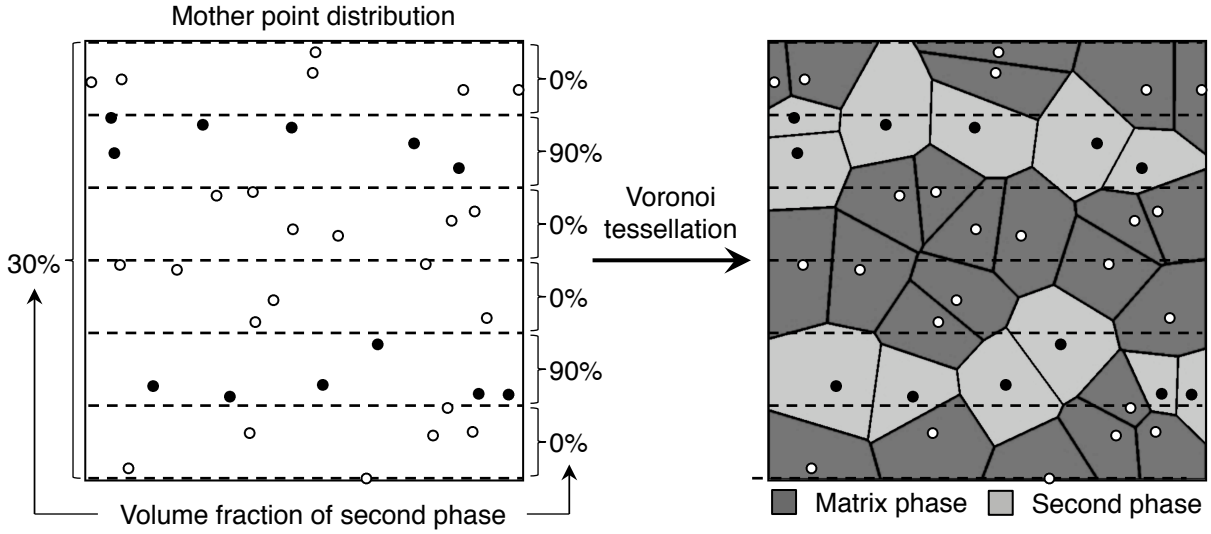



Fig. 6.5 Schematic illustration of method for creating layered model.

作成した。いずれのモデルも総結晶粒数は 1440 である。有限要素には 4 節点四面体要素を用い，平均要素寸法は 5 μm でモデル化した。ランダムモデルの節点数は 36807 で要素数は 200106 であり，層状モデルの節点数は 36693 で要素数は 199554 である。層状モデルについては，層状組織により強度特性に異方性が存在する可能性を考え，層方向に平行な方向（L 方向）と，垂直な方向（Z 方向）に引張負荷を与えた。公称応力$\sigma$は，荷重 $P$ を初期断面積 $A_0$（$= 0.3\times0.25$ mm$^2$）で除することで求めた。一方，公称ひずみ$\varepsilon$は，モデル端部の変位 $u$ を初期モデル長さ $l_0$（$= 0.3$ mm）で除することで求めた。

得られた最大荷重までの公称応力$\sigma$- 公称ひずみ$\varepsilon$曲線を Fig. 6.4 に示す。本解析条件では，ランダムモデルと層状モデルの応力-ひずみ曲線はほぼ一致した。また，層状モデルにおいて強度特性に異方性は見られなかった。友田らによれば [58]，二相鋼を構成する各相の 0.2 %耐力の比が 3 程度以下であれば，二相鋼の応力-ひずみ関係は第二相の体積率や形状に関係なく概ね単純な混合則に従うと報告されている。本検討では，各相の強度比は約 1.4 であり，第二相の分布形態が二相鋼としての強度特性に及ぼす影響はほとんど現れなかったものと考えられる。

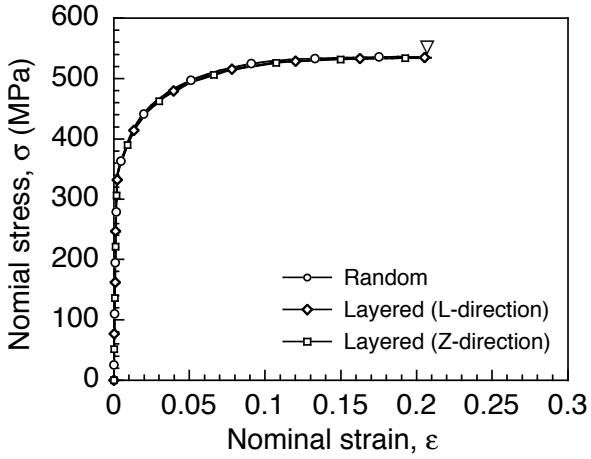


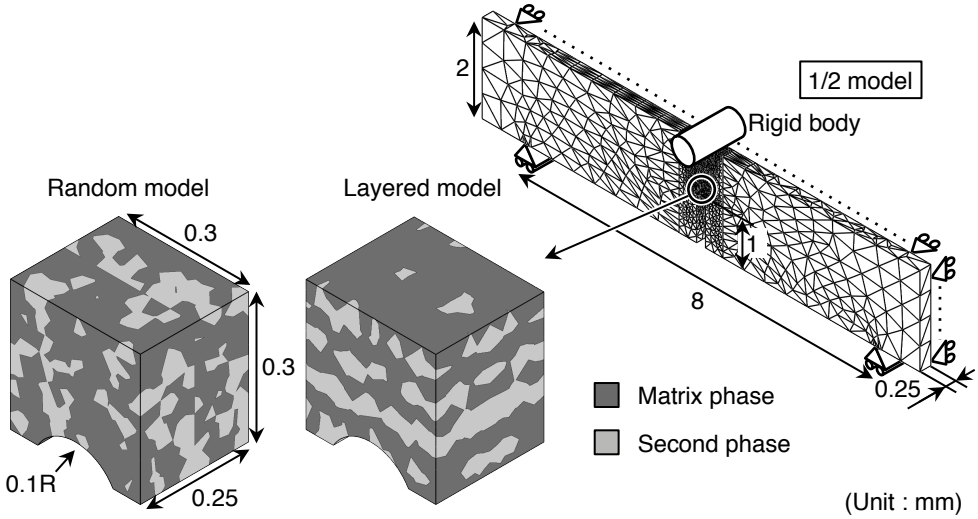

Fig. 6.6 Nominal stress - nominal strain curves obtained by FE-analysis for random model and layered model.

### 6.2.3 二相鋼の延性特性に及ぼす組織形態の影響

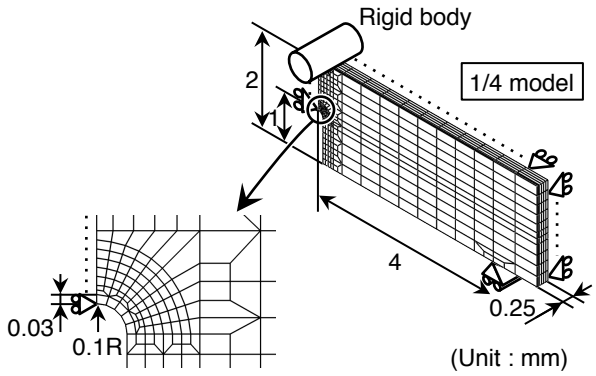
まず，「切欠き延性」に及ぼす第二相の分布形態の影響の検討には，Fig. 6.7 に示すように第 4 章および第 5 章で用いたものと同形状・寸法の板厚 $B = 0.5$ mm の小型三点曲げ試験片モデルを用いた。Fig. 6.7(a)に示す不均質組織モデルでは，切欠き先端近傍にのみ三次元不均質組織形態モデルを採用した。要素には 4 節点四面体要素を用い，組織モデル領域の平均要素寸法は 5 μm で，ランダムモデルの節点数は 46132 で要素数は 258820，層状モデルの節点数は 44594 で要素数は

250384 である。また，Fig. 6.7(b)に示す均質連続体モデルには，先述のようにいずれのモデルも強度特性がほぼ等しかったことから，Fig. 6.6 に示すランダムモデルの応力-ひずみ曲線から相当応力－相当塑性ひずみ曲線に変換したもの（Fig. 5.16）を適用して解析を行った。

一方，「延性の応力多軸度依存特性」に及ぼす第二相の分布形態の影響の検討には，Fig. 6.8 に示す 0.3 mm×0.3 mm×0.25 mm の RVE モデルを用いた。結晶粒数はいずれのモデルも 1440 である。有限要素には 4 節点四面体要素を用い，ランダムモデルの節点数は 36807 で要素数は 200106 であり，層状モデルの節点数は 36693 で要素数は 199554 である。このモデルに対し，マクロ応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE}$ が 1.2, 1.33 および 1.5 の 3 条件で解析を行った。




(a) Micro-structural model




(b) Homogeneous model

Fig. 6.7 Three-point bend specimen model to predict the effect of micro-structural morphology on *critical local strain*

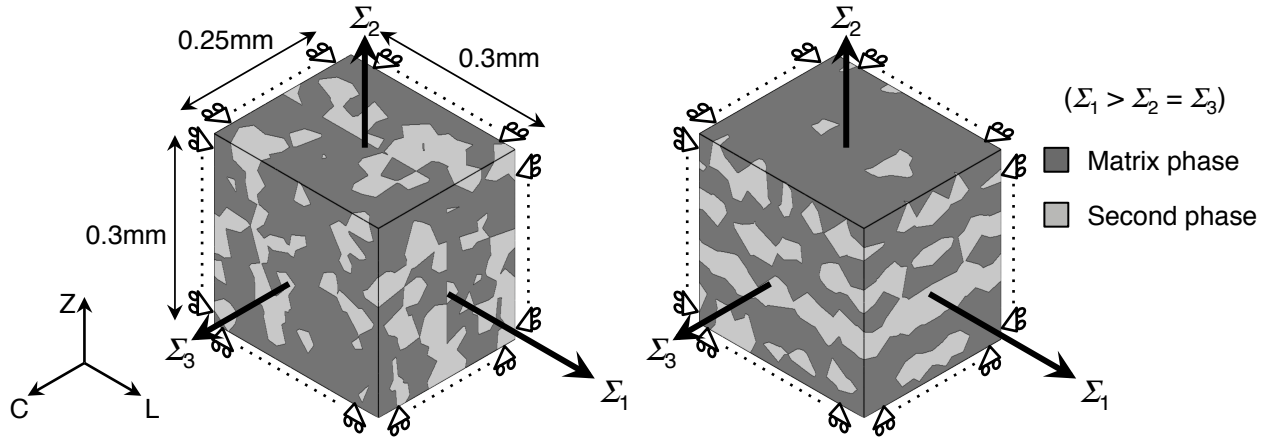



Fig. 6.8 RVE model to predict the effect of micro-structural morphology on *stress triaxiality dependent ductility*.

「切欠き延性」を予測するための小型三点曲げ試験片モデルを用いたシミュレーション結果を Fig. 6.9 に示す。ここでは第 4 章と同様に，不均質組織モデルのシミュレーションにおいて進展亀裂長さ$\Delta a = 0.05$ mm となったときを亀裂発生と定義した。「切欠き延性」はランダムモデルよりも層状モデルの方が高くなっていた。

$V_g = 0.2$ mm の時点において，損傷の進展に影響を及ぼす切欠き先端近傍の局所的な相当塑性ひずみ $\bar{E}_p$，応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$，および損傷率 $D^*/D^*_{cr}$ の分布を Fig. 6.10 に示す。図中の白線に囲まれた領域は第二相で，それ以外の部分は母相である。いずれのモデルでも，軟質の母相において塑性ひずみ $\bar{E}_p$ や応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ が高くなっている。その結果，$V_g = 0.8$ mm の時点での亀裂進展挙動を Fig. 6.11 に示すように，ランダムモデルでは損傷は硬質の第二相を避けるように母相中

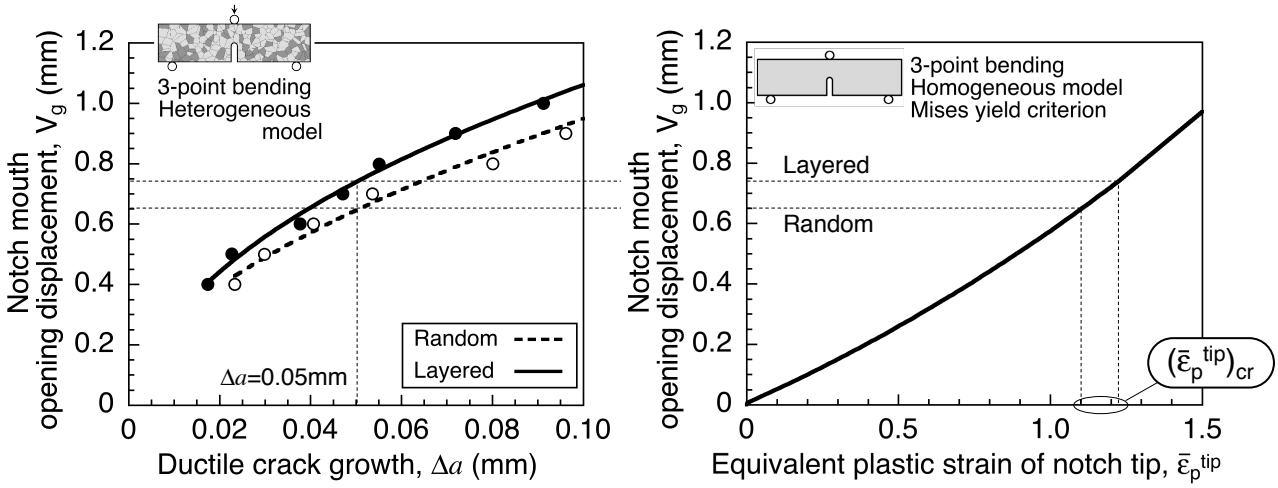



Fig. 6.9 Damage simulation to estimate the effect of micro-structural morphology on *critical local strain*.

を進展するのに対し，層状モデルでは進展する損傷の前方に層状に第二相が存在することで損傷の進展が抑制されている。その結果，層状モデルにおいて「切欠き延性」$(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr}$ が向上することがわかった。

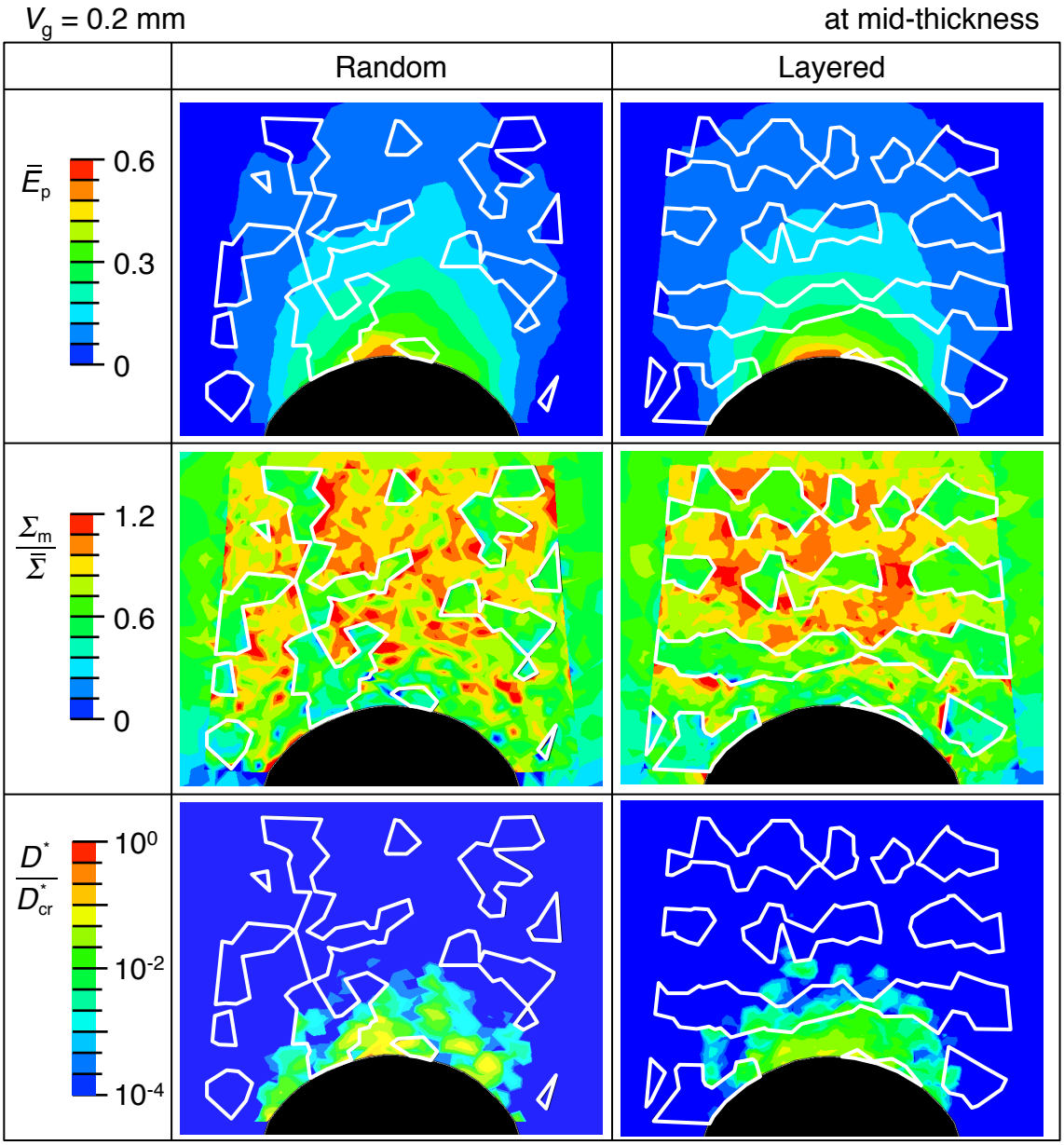
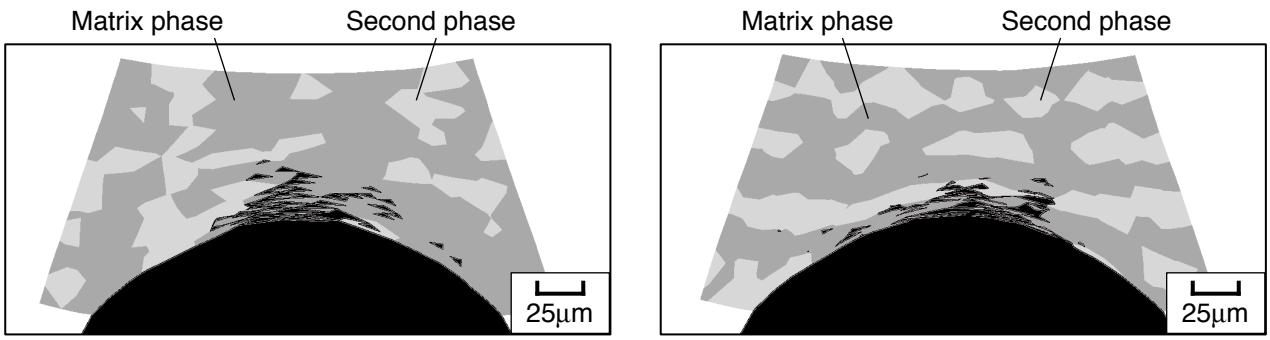



Fig. 6.10 Distributions of equivalent plastic strain, stress triaxiality and damage ratio for three-point bending specimen model at $V_g$ = 0.2 mm.




(a) Random model　　(b) Layered model

Fig. 6.11 Ductile crack growth behavior obtained by damage simulation at $V_g = 0.8$ mm.

一方，「延性の応力多軸度依存特性」に及ぼす二相分布形態の影響を検討するために，Fig. 6.8 に示す RVE モデルを用いた延性損傷シミュレーションを行った。マクロ塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ の増加に伴うマクロ損傷 $D^{RVE}$ の進展を，マクロ応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE} = 1.2$ の場合を例として Fig. 6.12 に示す。「切欠き延性」の場合と同様，ランダムモデルよりも層状モデルの方が高い損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ を示した。また, Fig. 6.13 は, マクロ応力多軸度 $(\Sigma_m / \bar{\Sigma})^{RVE} = 1.2$ でマクロ塑性ひずみ $(\bar{E}_p)^{RVE}$ を 40 %付与したときの，局所的な相当塑性ひずみ $\bar{E}_p$，応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ および有効損傷度 $D^*$ の分布を表したものである。図中の白線に囲まれた領域は第二相で, それ以外の部分は母相である。いずれも, 塑性ひずみ $\bar{E}_p$ や応力多軸度 $\Sigma_m / \bar{\Sigma}$ は第二相に対して主負荷方向側の母相で高い値を示しており，そのような領域で損傷度 $D^*$ も高くなっている。しかし，層状モデルでは主負荷方向と平行に層状第二相が分布していることから，第二相が担う塑性ひずみ $\bar{E}_p$ が大きくなることで，母相が受ける塑性ひずみ $\bar{E}_p$ が逆に低くなる傾向にある。その結果，Fig. 6.12 に示すように，層状モデルの方がランダムモデルよりもマクロ損傷限界ひずみ $(\bar{E}_p)_i$ が大きくなることがわかった。このように，硬質第二相を層状に分布させることで母相でのひずみや応力の局在化が低減し，鋼材としての延性向上に効果的であることがわかった。

以上のシミュレーション結果から予測された二相鋼の「延性特性」を Fig. 6.14 に示す。相分率や各相の機械的特性が同等である場合, ランダムモデルよりも層状モデルの方が高い「延性特性」を有することがわかった。

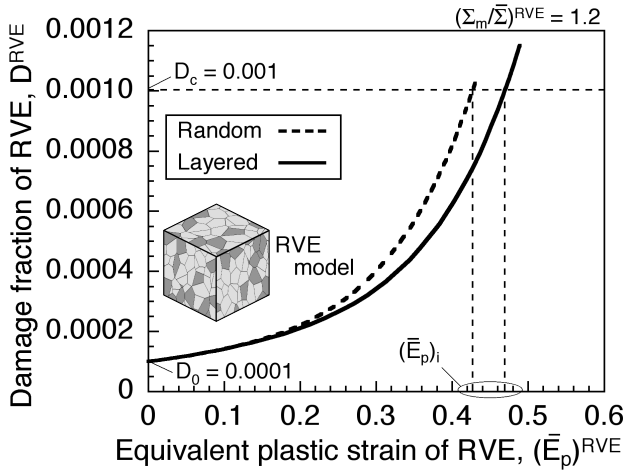



Fig. 6.12 The effect of micro-structural morphology on damage evolution along with equivalent plastic strain of RVE model.

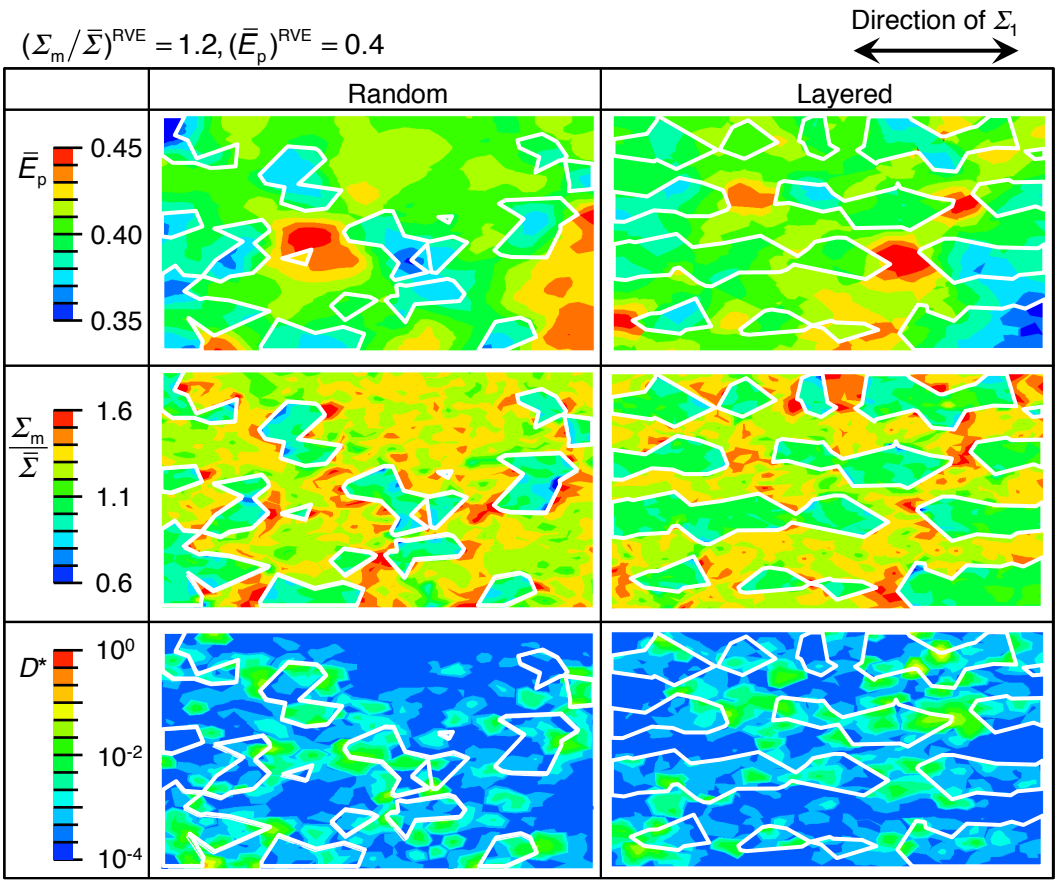



Fig. 6.13 Distributions of equivalent plastic strain, stress triaxiality and damage ratio for RVE model at $(\bar{E}_p)^{RVE} = 0.4$ .

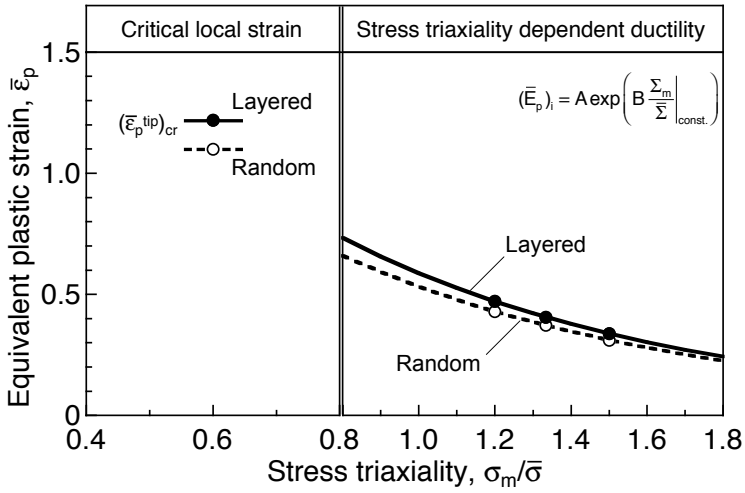



Fig. 6.14　The effect of micro-structural morphology on macro-scopic ductile properties.

## 6.3　亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす延性特性の影響

前節の結果から，二相組織形態を制御することによって，二相鋼の「延性特性」を向上させられる可能性を示した。このように「延性特性」が向上することによって，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）がどの程度向上させられるかについて，マクロスケールアプローチにより定量的な評価を行う。

### 6.3.1　解析条件

第 5 章で SM490YB 鋼の CTOD-R curve の評価に用いた板厚 $B = 13$ mm の標準破壊靭性試験片（$a_0/W = 0.5$）を対象とした。解析モデルは Fig. 6.15 に示すように，第 5 章で用いたものと同様のモデルを用いた。初期亀裂先端近傍の最小要素寸法は 0.03 mm×0.03 mm とし，節点数は 31581 で要素数は 25744 である。解析方法は第 5 章と同様に，初期亀裂先端からのせん断すべり型の亀裂発生は，初期亀裂先端の 1 要素の相当塑性ひずみが「切欠き延性」に到達した時点で，その要素を削除する「局所相当塑性ひずみ一定条件」に従うものとし，それ以外の要素は延性損傷数理モデルを適用した。

鋼材の「延性特性」は前節で得られたもの（Fig. 6.14）を用いた。これらの特性から決定した局所限界相当塑性ひずみ $(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr}$，および延性損傷数理モデルに適用したパラメータ（$a_1$, $a_2$）を Table 6.1 にまとめて示す。

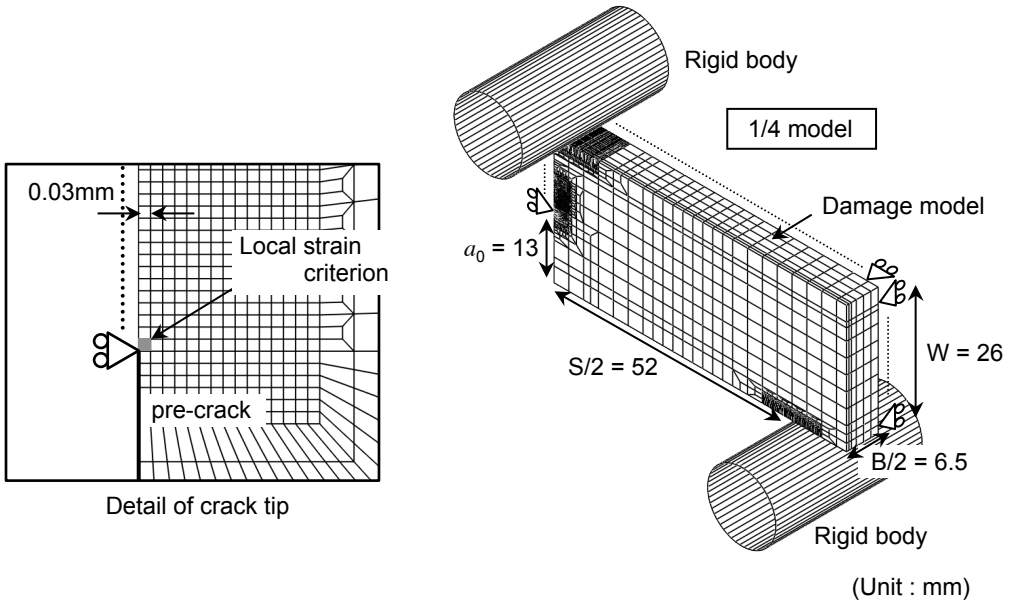



Fig. 6.15 3D FE-model of three-point bend specimen for case study.

Table 6.1 Parameters obtained by meso-scopic simulation for macro-scopic damage simulation of three-point bending specimen.

| | $(\bar{\varepsilon}_p^{tip})_{cr}$ | $a_1$ | $a_2$ |
|---|---|---|---|
| Random | 1.10 | 2.28 | 1.15 |
| Layered | 1.22 | 2.34 | 1.11 |

### 6.3.2 亀裂部材の延性亀裂発生・進展抵抗

シミュレーションにより得られた CTOD-R curve を Fig. 6.16 に示す。また，Fig. 6.17 に，初期亀裂先端の相当塑性ひずみと CTOD の関係と，「局所相当塑性ひずみ一定条件」により予測された延性亀裂発生限界 CTOD $\delta_i$ を示す。ランダムモデルよりも層状モデルの方が「切欠き延性」が高いことから，延性亀裂発生限界 CTOD $\delta_i$ は高くなっている。しかし$\delta_i$の差は 0.02 mm 程度であり，その差は大きくない。たかだか 12 %程度の「切欠き延性」の差では，延性亀裂発生限界 CTOD $\delta_i$ に及ぼす影響は小さいものと考えられる。

一方，進展抵抗として，シミュレーションで得られた R-curve を最小二乗法により式(6.1)で近似して係数($\alpha, \beta, \gamma$)を求め，微分した式(6.2)から傾き $d\delta/d\Delta a_{max}$ を算定して比較したものを Fig. 6.18 に示す。

$$\delta = \alpha + \beta(\Delta a_{max})^{\gamma} \tag{6.1}$$

$$\frac{d\delta}{d\Delta a_{max}} = \beta\gamma(\Delta a_{max})^{\gamma-1} \tag{6.2}$$

延性亀裂進展抵抗についても,ランダムモデルよりも層状モデルの方が高くなっていた。これは,予測された「延性の応力多軸度依存特性」の傾向と同様であり,「微視的ヘテロ構造特性」の影響が反映された結果となっていた。

以上より,「微視的ヘテロ構造特性」が構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす影響についてのケーススタディを行った。今回の解析条件では，第二相がランダムに分布するよりも，層状に分布したモデルのほうが延性亀裂の進展抵抗が向上するという結果が得られた。しかし，層状モデルでは，第二相において塑性ひずみや応力多軸度が高くなることから，第二相の延性損傷限界が低く第二相からの損傷が支配的になる場合では，逆に層状モデルの方が二相鋼としての「延性特性」，ひいては延性亀裂発生・進展抵抗が低下することも考えられる。このように，二相鋼の「延性特性」や構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗は,「二相の不均質組織形態（Morphology)」,「二相の強度バランス」および「二相の延性バランス」という「微視的ヘテロ構造特性」の影響を強く受ける。本研究で提案した「階層的アプローチ」を活用することで，対象構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を「微視的ヘテロ構造特性」から予測できるだけではなく，要求される構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を実現するための材料組織の制御指導原理を導けることが期待できる。

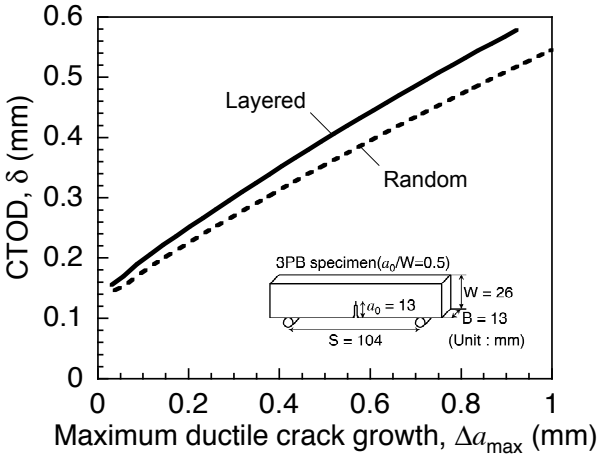



Fig. 6.16 The effect of micro-structural morphology on ductile crack growth resistance of three-point bending specimen.

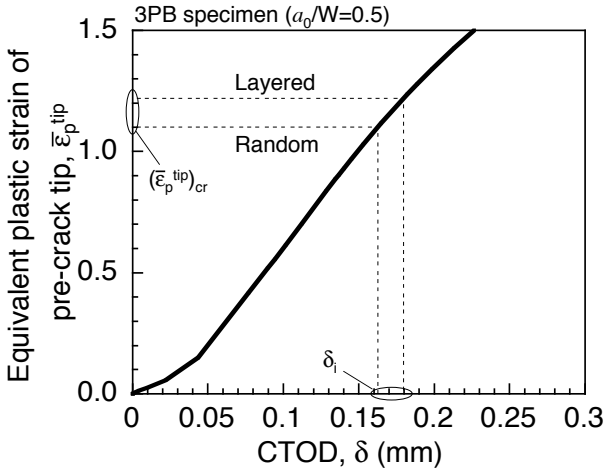



Fig. 6.17 The effect of micro-structural morphology on CTOD for ductile crack initiation from pre-crack tip of three-point bending specimen.

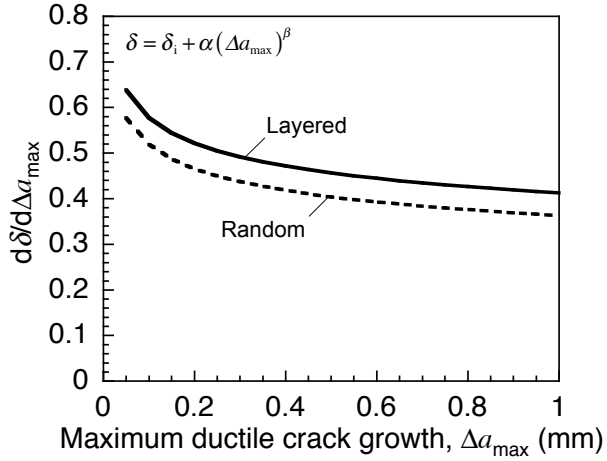



Fig. 6.18 The effect of micro-structural morphology on $d\delta/d\Delta a_{max}$ as a function of $\Delta a_{max}$ of three-point bending specimen.

## 6.4 結言

本章では，メゾスケールアプローチとマクロスケールアプローチを組み合わせた「階層的アプローチ」に基づいて，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」が鋼材の「延性特性」，ひいては構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす影響に関する一考察を行った。前章までで用いてきたフェライト・パーライト二相鋼（SM490YB 鋼）をベースとして，結晶粒径や第二相分率を一定としたまま，第二相がランダムに分布するモデルと，層状に分布するモデルを対象とした。以下に得られた主な結果について示す。

(1) 第二相の分布形態が鋼材の強度特性に及ぼす影響について検討するため，ランダムモデルと層状モデルに対して単調引張解析を行った。その結果，今回の解析条件では第二相の分布形態は強度特性にはほとんど影響を及ぼさないことがわかった。層状モデルについては，強度特性に異方性は見られなかった。

(2) 二相鋼の「切欠き延性」は，損傷が主に軟質の母相中を進展することから，第二相がランダムに分布したモデルよりも，進展する損傷の前方に層状に第二相が存在することで損傷の進展が抑制される層状モデルの方が高くなった。

(3) 二相鋼の「延性の応力多軸度依存特性」についても，第二相をランダムに分布させるよりも，層状に分布させることで向上した。これは，主負荷方向に平行に層状に第二相が分布していることで，第二相が受ける塑性ひずみや応力多軸度が高くなり，母相が受ける塑性ひずみや応力多軸度が逆に低くなることが要因と考えられる。

(4) メゾスケールアプローチにより予測された二相鋼の「延性特性」を用いて，深い初期亀裂を有する標準三点曲げ破壊靭性試験片の延性亀裂発生・進展抵抗（CTOD-R curve）を予測した。その結果，延性亀裂発生限界 CTOD $\delta_i$ は，いずれのモデルでも大きな差は見られなかった。これは，予測された「切欠き延性」が 12 %程度の差しかなかったことから，$\delta_i$ に及ぼす影響は小さかったものと考えられる。一方，進展抵抗については，ランダムモデルに比べて層状モデルの方が高くなっていた。

以上のように，本研究で提案した「階層的アプローチ」を活用することで，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」の影響について検討することが可能になる。すなわち，対象構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を材料組織特性から予測できるだけでなく，要求される構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を実現するための材料組織特性の制御指導原理を導けることが期待できる。

# 第７章　結論

本研究では二相鋼を対象とし，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす材料組織因子の影響を定量的に予測可能なローカルアプローチに基づくシミュレーション手法を構築することを目的とした検討を行った。そのために，材料組織特性，鋼材機械的特性，および構造部材性能の各階層をリンクさせるマクロスケールでのダメージメカニックスとメゾスケールでのダメージメカニックスを組み合わせた「階層的アプローチ」を提案した。マクロスケールアプローチとして，鋼材の「強度特性」と二種類の「延性特性」（せん断すべり型の延性亀裂発生限界を支配する「切欠き延性」，および等軸ディンプル形成型の延性亀裂進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」）という広義の「機械的特性」から，亀裂先端近傍におけるローカルな損傷進展を再現することで，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測可能である大畑らにより提案された延性損傷モデルに着目した。そして，不均質組織形態と各相の機械的特性（本研究ではこれらの特性をまとめて「微視的ヘテロ構造特性」と称する）から，組織不均質による応力／ひずみの局在化に伴うローカルな損傷発展を再現することで，鋼材の「強度特性」と二種類の「延性特性」を予測するためのメゾスケールアプローチの構築を試みた。以下に本研究で得られた結果をまとめる。

第２章では，メゾスケールでの組織不均質が二相鋼の強度や延性に影響する支配因子であると考え，「二相の不均質組織形態（Morphology）」，「二相の強度バランス」，「二相の延性バランス」に着目し，これらの微視的特性（「微視的ヘテロ構造特性」）から二相鋼の強度特性および延性特性を予測することを目的としたメゾスケールアプローチを提案した。

(1)　二相鋼の延性損傷挙動を再現するためには，組織不均質に起因する応力／ひずみの局在化と，それによるマイクロボイド形成に至るまでの微視的な材料損傷の進展を再現する必要があると考え，不均質組織形態を三次元で再現する「三次元不均質組織形態モデル」を提案した。

(2)　二相鋼を構成する各相の「強度特性」と「延性特性」を反映させ，各相の延性損傷進展挙動を再現することができる「延性損傷数理モデル」を提案した。この延性損傷数理モデルを用いて数値シミュレーションを行うために必要な材料パラメータは，平滑丸棒試験片および円周切欠き付丸棒試験片の引張試験で得られる「応力–ひずみ曲線」と「延性の応力多軸度依存特性」から一義的に決定することができる。

(3)　「延性損傷数理モデル」を「三次元不均質組織形態モデル」に適用することで，組織特性を組み入れたローカルアプローチに基づく延性損傷モデルを提案した。

(4) 「切欠き延性」を予測するために，深い切欠きを有する小型三点曲げ試験片モデルを用いたシミュレーション手法を提案した。提案損傷モデルを用いて組織不均質を考慮した延性損傷シミュレーションにより延性亀裂発生限界負荷レベルを求めた後，均質連続体モデルを用いた Mises の降伏条件に従う弾塑性解析により，亀裂発生限界負荷レベルにおける切欠き先端の相当塑性ひずみである「切欠き延性」を予測する。

(5) 「延性の応力多軸度依存特性」を予測するために，代表体積要素（Representative Volume Element, RVE）モデルによるシミュレーション手法を提案した。RVE モデルに一定応力多軸度の下で負荷を与え，微視的な損傷進展によりマクロ平均損傷度 $D^{\mathrm{RVE}}$ が限界損傷度に達する時点でのマクロ平均塑性ひずみ $(\bar{E}_{\mathrm{p}})^{\mathrm{RVE}}$ を損傷限界ひずみ $(\bar{E}_{\mathrm{p}})_{\mathrm{i}}$ として求める。この損傷限界ひずみを種々の多軸応力状態において求めることで，「延性の応力多軸度依存特性」を予測する。

以上の提案損傷モデルによって，組織不均質に起因する応力／ひずみの局在化挙動とそれに伴うローカルな損傷発展を再現することで，二相鋼の強度特性だけではなく，せん断すべり型および等軸ディンプル形成型のモードが異なる延性亀裂の形成挙動とその限界が予測可能となることが期待される。そこで，第３章では提案損傷モデルを用いて，引張負荷を受ける二相鋼の延性損傷プロセスの予測を行い，実験・観察結果と比較することで提案モデルの適用性について検討した。

(6) フェライト・パーライト二相鋼を対象として，部材内部からの等軸ディンプル型延性亀裂の形成と，部材表面からのせん断すべり型延性亀裂の形成挙動の観察を行うために，二種類の両側切欠き付微小試験片の引張試験を行った。その結果，いずれのモードの延性損傷挙動についても，マイクロボイド形成までの微視的材料損傷に支配されることがわかった。また，マイクロボイドや微視亀裂は，主としてフェライト／パーライト境界近傍のフェライト相側に形成しており，組織不均質の影響を強く受けていることがわかった。

(7) 第２章で提案した組織特性を組み入れた損傷モデルを用いたシミュレーションにより，等軸ディンプル型の延性亀裂形成だけでなく，せん断すべり型の延性亀裂形成の両挙動を再現することができ，亀裂の形成限界負荷レベルを予測することができた。すなわち，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから，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ことで，部材内部・表面によらず延性亀裂の形成挙動・限界を統一的に評価できることを示した。

以上の結果から，提案損傷モデルを用いることにより，構造部材におけるせん断すべり型延性

亀裂の発生限界を支配する「切欠き延性」と，等軸ディンプル型延性亀裂の進展抵抗を支配する「延性の応力多軸度依存特性」を，「微視的ヘテロ構造特性」から予測可能であることが示唆された。そこで第４章では，提案損傷モデルに基づいて，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する「延性特性」を，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」から数値解析により予測するメゾスケールアプローチを構築することを目的とした検討を行った。

(8) 提案手法の検証のために，フェライト・マルテンサイト二相鋼を対象として検討を行った。ここでは，二相鋼を構成する各相と同等の特性を有する単相鋼（フェライト単相鋼およびマルテンサイト単相鋼）を作製し，各相の強度特性および延性損傷限界を実験により求めた上で，二相鋼の「延性特性」予測シミュレーションを行い，実験結果と比較した。その結果，提案手法により予測した「延性特性」は，実験結果と概ね一致した。

以上の結果から，提案手法により，二相鋼の「微視的ヘテロ構造特性」の情報のみから，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を支配する鋼材の「延性特性」を予測可能であることが実証された。これにより，「微視的ヘテロ構造特性」から予測した鋼材の「延性特性」を用いて構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を予測することができれば，二相鋼の不均質組織特性と構造部材性能とを関連づけることができるようになる。そこで第５章では，大畑らによって提案されたマクロスケールアプローチに基づいて，「微視的ヘテロ構造特性」から予測した「延性特性」を用いて延性亀裂発生・進展抵抗を予測可能であるか検討した。

(9) フェライト・パーライト二相鋼を対象として，三点曲げ標準破壊靭性試験片の延性亀裂発生・進展抵抗（R-curve）の予測を試みた。まず，メゾスケールアプローチにより二相鋼の「延性特性」を予測し，実験結果と概ね一致することを確認した。そしてメゾスケールアプローチにより予測された「延性特性」を用いて，マクロスケールアプローチにより R-curve の予測を行った。その結果，均質連続体モデルを用いたシミュレーションによって得られた R-curve は，実験結果と概ね一致した。

以上の結果から，メゾスケールアプローチとマクロスケールアプローチを組み合わせた「階層的アプローチ」によって，「微視的ヘテロ構造特性」と鋼材の機械的特性を，さらにその機械的特性と構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗とを定量的に関連づけるシミュレーション手法が構築できた。第６章では，構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗に及ぼす「微視的ヘテロ構造特性」の影響に関するケーススタディを行った。これまでに用いたフェライト・パーライト二相鋼をベースとして，鋼材の強度クラスを変えることなく延性亀裂発生・進展抵抗を向上させるという観点から，結晶粒径や第二相分率を一定としたまま，第二相がランダムに分布したモデルと，層状に

分布したモデルを作成して検討を行った。

(10) 第二相の分布形態が鋼材の強度特性に及ぼす影響について検討するため，ランダムモデルと層状モデルのそれぞれについて単調引張解析を行った。その結果，今回の解析条件では第二相の分布形態は鋼材強度特性にはほとんど影響を及ぼさないことがわかった。層状モデルについては，層方向に平行および垂直に負荷を与えても強度特性に差は無く，異方性は見られなかった。

(11) 二相鋼の「切欠き延性」は，損傷が主として軟質の母相中を進展することから，第二相がランダムに分布したモデルよりも，進展する損傷の前方に層状に第二相が存在することで損傷の進展が抑制される層状モデルの方が高くなった。

(12) 二相鋼の「延性の応力多軸度依存特性」についても，ランダムモデルよりも層状モデルの方が高くなった。これは，主負荷方向に平行に層状に第二相が存在することによって，第二相が受ける塑性ひずみや応力多軸度が高くなり，主に損傷が進展する母相が受ける塑性ひずみや応力多軸度が逆に低くなることが要因と考えられる。

(13) メゾスケールアプローチにより予測された二相鋼の「延性特性」を用いて，深い初期亀裂を有する三点曲げ標準破壊靭性試験片の延性亀裂発生・進展抵抗を予測した。その結果，延性亀裂発生限界 CTOD $\delta_i$ は，いずれのモデルでも大きな差は見られなかった。これは，予測された「切欠き延性」が 12 %程度の差しかないことから，$\delta_i$ に大きな影響を及ぼすには至らなかったと考えられる。一方，進展抵抗については，ランダムモデルより層状モデルの方が高くなっていた。

以上のように本研究では，二相鋼を対象として，「微視的ヘテロ構造特性」から鋼材の「機械的特性」を導くメゾスケールアプローチと，鋼材の「機械的特性」とから構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を導くマクロスケールアプローチを組み合わせた「階層的アプローチ」を構築した。本手法を活用することで，対象構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を材料組織特性から予測できるだけでなく，要求される構造部材の延性亀裂発生・進展抵抗を実現するための材料組織の制御指導原理を導けることが期待できる。

## 参考文献


1) 植田圭治，遠藤茂，伊藤高幸：硬質第 2 相分散組織制御型低 YR780MPa 級鋼板，JFE 技報，No. 18 (2007)，p. 23-28

2) 誉田登，有持和茂，藤原知哉，永吉明彦，稲見彰則，山下正人，矢島浩：金属組織制御による鋼材の疲労き裂進展特性の改善-疲労特性に優れた船体用鋼板の開発　第 1 報-，No. 190 (2001)，p. 507-515

3) 中島清孝, 島貫広志, 野瀬哲郎, 石川忠 : 厚鋼板のミクロ組織制御による疲労き裂進展抑制，溶接学会論文集，Vol. 27，No. 1 (2009)，p. 13-20

4) B. I. Edelson, W. M. Baldwin : The Effect of Second Phase on the Mechanical Properties of Alloys, Transaction of American Society for Metals, Vol. 56 (1963), p. 442-454

5) G. LeRoy, J. D. Embury, G. Edwards, M. F. Ashby : A Model of Ductile Fracture Based on the Nucleation and Growth of Voids, Acta Metallurgica, Vol. 29, No. 8 (1981), p. 1509-1522

6) 井上毅，木下修司：球状炭化物鋼およびフェライト・パーライト鋼の延性破壊過程の観察とボイド発生条件，鉄と鋼，Vol. 62, No. 7 (1976), p.875-884

7) I. G. Park, A. W. Thompson : Ductile Fracture in Spheroidized 1520 Steel, Acta Metallurgica, Vol. 36, No. 7 (1988), p. 1653-1664

8) 大路清嗣，小倉敬二，武藤睦治：フェライト・パーライト鋼の延性破壊過程におよぼすパーライト粒形態および静水圧力の影響，日本金属学会誌，Vol. 41, No. 11 (1977), p. 1094-1101

9) 佐藤邦彦, 豊田政男, 武藤睦治 : 高温予ひずみ材を用いた高張力鋼の延性破壊に関する研究，溶接学会誌，Vol. 48, No. 1 (1979), p. 21-27

10) 大路清嗣，小倉敬二，大森和郎，野水寿夫：高強度材料の延性破壊における微小ボイドの観察とその発生条件，材料，Vol. 29, No. 321 (1980), p. 550-555

11) 井上毅，木下修司：引張変形を与えたフェライト・パーライト鋼中のひずみ分配と延性破壊ボイドの発生，鉄と鋼，Vol. 62, No. 1 (1976), p. 90-99

12) H. Qiu, H. Mori, M. Enoki, T. Kishi : Evaluation of Ductile Fracture of Structural Steels by Microvoid Model, ISIJ International, Vol. 39, No. 4 (1999), p. 358-364

13) 友田陽，河村泰文，黒木剛司郎：粗大第 2 相を含む鋼の延性破壊について，日本機械学会論文集 A 編，Vol. 46, No. 406 (1980), p. 598-604

14) M. Erdogan: The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steels,

Journal of Materials Science, Vol. 37 (2002), p.3623-3630

15) G. Avramovic-Cingara, Ch. A. R. Saleh, M. K. Jain, D. S. Wilkinson: Void Nucleation and Growth in Dual-Phase Steel 600 during Uniaxial Tensile Testing, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 40 (2009), p.3117-3127

16) G. Avramovic-Cingara, Y. Ososkov, M. K. Jain, D. S. Wilkinson: Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels, Materials Science and Engineering: A, Vol. 516 (2009), p.7-16

17) 石黒 太，吉田 佳典，湯川 伸樹，石川 孝司，吉田 博司，藤田 展弘：Dual Phase 鋼板の内部損傷発展に及ぼす微細組織の影響，鉄と鋼, Vol. 97 (2011), p.136-142

18) K. Park, M. Nishiyama, N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki: Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel, Materials Science and Engineering: A, Vol. 604 (2014), p.135-141

19) 岡本節男，寺崎富久長，邦武立郎：高張力鋼の延性および延性破壊過程におよぼす MnS 介在物の影響，鉄と鋼，Vol. 63, No. 12 (1977), p. 1878-1886

20) N. Ishikawa, D. M. Parks, M. Kurihara: Micromechanism of Ductile Crack Initiation in Structural Steels Based on Void Nucleation and Growth, ISIJ International, Vol. 40 (2000), p.519-527

21) J. Q. Clayton, J. F. Knott: Observations of fibrous fracture modes in a prestrained low-alloy steel, Materials Science and Technology, Vol. 10 (1976), p. 63-71

22) M. Isacsson, T. Narström: Microscopic examination of crack growth in a pressure vessel steel, Materials Science and Engineering: A, Vol. 241 (1998), p.169-178

23) J. H. Giovanola, S. W. Kirkpatrick: Using the local approach to evaluate scaling effects in ductile fracture, International Journal of Fracture, Vol. 92 (1998), p. 101-117

24) J. H. Giovanola, S. W. Kirkpatrick, J. E. Crocker: Fracture of geometrically scaled, notched three-point-bend bars of high strength steel, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 62 (1999), p. 291-310

25) M. Ohata, M. Toyoda : Application of Equivalent Damage Concept to Evaluation of Ductile Cracking for Linepipe under Large Scale Seismic Loading, Proceedings of 22th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, OMAE2003-37184 (2003)

26) 大畑充，横田昌樹，広野正彦，安田修，豊田政男：繰返し荷重下での構造用鋼の延性き裂発生クライテリオン，溶接学会論文集，Vol. 21, No. 4 (2003), p. 592-602

27) M. Ohata, M. Toyoda : Damage Concept for Evaluating Ductile Cracking of Steel Structure Subjected to Large-scale Cyclic Loading, Science and Technology of Advanced Materials, Vol. 5 (2004), p. 241-249

28) J. R. Rice, D. M. Tracey: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 17 (1969), p.201-217

29) F. M. Beremin: Study of Fracture Criteria for Ductile Rupture of A508 Steel, Advances in Fracture Research, Proceedings of the 5th International Conference on Fracture, (1981), p. 809-816

30) F. A. McClintock: A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, Journal of Applied Mechanics, Transactions of ASME, Vol. 35 (1968), p.363-371

31) P. F. Thomason: A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, Journal of the Institute of Metals, Vol. 96 (1968), p.360-365

32) 大矢根守哉: 延性破壊の条件式について, 日本機械学會誌, Vol. 75 (1972), p.596-601

33) A. L. Gurson: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 99 (1977), p.2-15

34) V. Tvergaard: Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions, International Journal of Fracture, Vol. 17 (1981), p.389-407

35) V. Tvergaard: On localization in ductile materials containing spherical voids, International Journal of Fracture, Vol. 18 (1982), p.237-252

36) C. C. Chu, A. Needleman: Void Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 102 (1980), p.249-256

37) V. Tvergaard, A. Needleman: Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, Acta Metallurgica, Vol. 32 (1984), p.157-169

38) G. B. An, M. Ohata, J. U. Park, M. Toyoda: Effect of Dynamic Loading on Ductile Crack Initiation Behavior of Notched Specimen with Strength Mismatch, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 11 (2006), p.75-80

39) 大畑充，深堀拓也，南二三吉: 損傷挙動観察に基づく延性き裂発生・進展特性を支配する鋼材機械的特性の解明, 鉄と鋼, Vol. 94 (2008), p.57-65

40) 深堀拓也，大畑充，南二三吉，萱森陽一，井上 健裕: 延性き裂発生・進展抵抗の材料依存性評価のための数理損傷モデルの提案, 鉄と鋼, Vol. 94 (2008), p.222-230

41) M. Ohata, T. Fukahori, F. Minami: Damage Model for Predicting the Effect of Steel Properties on Ductile Crack Growth Resistance, International Journal of Damage Mechanics, Vol. 19 (2010), p.441-459

42) 川畑友弥，有持和茂，大畑充，望月正人，豊田 政男: 780MPa 級高張力鋼における正負交番予歪付与時の有効損傷量の検討, 溶接学会論文集, Vol. 22 (2004), p. 515-523

43) L. Xia, C. F. Shih: Ductile crack growth-I. A numerical study using computational cells with microstructurally-based length scales, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 43 (1995), p.233-259

44) L. Xia, C. F. Shih, J. W. Hutchinson: A computational approach to ductile crack growth under large scale yielding conditions, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 43 (1995), p.389-413

45) L. Xia, C. F. Shih: Ductile crack growth-II. Void nucleation and geometry effects on macroscopic fracture behavior, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 43 (1995), p.1953-1981

46) L. Xia, C. F. Shih: Ductile crack growth-III. Transition to cleavage fracture incorporating statistics, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 44 (1996), p.603-639

47) C. Ruggieri, R. H. Dodds: A transferability model for brittle fracture including constraint and ductile tearing effects: a probabilistic approach, International Journal of Fracture, Vol. 79 (1996), p.309-340

48) M. Ohata, S. Igi, R. Ymaguchi, T. Sakimoto, T. Kubo, F. Minami: Prediction of Tensile Strain Limit for Leak of High Pressure Pipe with Surface Crack, Proceedings of Pipeline Technology Conference, 2009-065 (2009),

49) 大畑充，山口亮，南二三吉，崎本隆洋，伊木聡: 周方向表面欠陥を有する高圧パイプのリーク限界シミュレーション, 圧力技術, Vol. 49 (2011), p.148-156

50) M. Ohata, Y. Takada, F. Minami, T. Sakimoto, S. Igi, S. Endo: Effect of Mechanical Properties on Tensile Strain Limit for Leakage of High-Pressure Pipe with Surface Crack, International Journal of Offshore and Polar Engineering, Vol. 22 (2012), p.157-164

51) F. M. Al-Abbasi, J. A. Nemes: Micromechanical modeling of dual phase steels, International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 45 (2003), p.1449-1465

52) S. Socrate, M.C. Boyce: Micromechanics of toughened polycarbonate, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 48 (2000), p.233-273

53) N. Ishikawa, D. M. Parks, S. Socrate, M. Kurihara: Micromechanical Modeling of Ferrite--Pearlite Steels Using Finite Element Unit Cell Models, ISIJ International, Vol. 40 (2000), p.1170-1179

54) N. Ishikawa and D. M. Parks and M. Kurihara: Micromechanical Modeling of Ductile Crack Initiation Behavior of Two Phase Steels, ISIJ International, Vol. 41 (2001), p. 76-85

55) V. Uthaisangsuk, U. Prahl, W. Bleck: Stretch-flangeability characterisation of multiphase steel using a microstructure based failure modelling, Computational Materials Science, Vol. 45 (2009), p. 617-623

56) V. Uthaisangsuk, U. Prahl, W. Bleck: Characterisation of formability behaviour of multiphase steels by micromechanical modelling, International Journal of Fracture, Vol.157 (2009), p. 55-69

57) M. Ohata, M. Suzuki, A. Ui, F. Minami: 3D-Simulation of ductile failure in two-phase structural steel with heterogeneous microstructure, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 77 (2010), p. 277 - 284

58) 深堀拓也: 構造用鋼の延性損傷モデルの提案とそれに基づく延性き裂進展抵抗に及ぼす鋼材機械的特性の影響のシミュレーション，大阪大学学位論文，(2008)

59) 友田陽，黒木剛司郎，田村今男: 二相混合組織鋼の引張変形挙動について，鉄と鋼，Vol. 61 (1975), p.107-118

60) 高橋幸伯，町田進，角洋一: 基礎材料力学，培風館, (2004), p. 99

61) 安圭栢，吉田聡司，大畑充，豊田政男: 構造用鋼の切欠き底表面からの延性き裂発生特性に及ぼす強度的不均質の影響，日本造船学会論文集, No. 190 (2001), p. 579-590

62) ISO 12135: Metallic materials - Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, (2002)

## 本研究に関する業績一覧

研究論文

1) 大畑充，庄司博人，南二三吉：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−，鉄と鋼，Vol. 99 (2013), p. 573-581

2) 庄司博人，大畑充，南二三吉：延性き裂進展抵抗を支配する材料延性に及ぼす不均質組織特性の影響予測−複相組織材料の延性予測−，鉄と鋼，Vol. 100 (2014), p. 666-675

3) H. Shoji, M. Ohata, F. Minami: Simulation-based method for hierarchal material design to improve ductile crack growth resistance of structural component, International Journal of Fracture, Vol. 192, (2015), p. 167-178.

4) 庄司博人，日野慶一，大畑充，篠原康浩，南二三吉：高強度第二相を有する二相組織鋼の延性破壊メカニズムの考察，溶接学会論文集，Vol. 33 (2015), p. 341-348

国際会議録（査読付き）

1) H. Shoji, M. Ohata, F. Minami: Simulation Model to Correlate Micro-Structural Characteristics of Two-Phase Steel with Ductile Crack Growth Resistance, 20th European Conference on Fracture, Trondheim, Norway, June 29 - July 4, 2014, Procedia Material Science, Vol. 3, p. 1573-1578.

国際会議録（査読無し）

1) H. Shoji, M. Ohata and F. Minami: Simulation Model to Predict the Effect of Micro-Structural Morphology of Two-phase Steel on Ductile Crack Growth Resistance, Visual-JW2012, November 28-30, 2012, Osaka, Japan.

国内会議録

1) 庄司博人，大畑充，南二三吉：延性損傷モデルによる表面型／内部型延性き裂発生・進展挙動の統一的評価に関する検討，平成２３年度溶接学会秋季全国大会，2011 年 9 月，三重，No. 326

2) 庄司博人，大畑充，南二三吉：不均質組織材料の表面型／内部型延性き裂発生・進展挙動の統一的評価，溶接構造シンポジウム 2011 講演論文集，(2011)，pp. 209-216

3) 庄司博人，大畑充，南二三吉：二相組織鋼の強度・延性に及ぼす組織性状の影響，平成２５年度溶接学会秋季全国大会，2013 年 9 月，岡山，No. 403

4) 庄司博人，大畑充，南二三吉：二相組織鋼の延性き裂発生・進展抵抗に及ぼす不均質組織特性の影響予測手法，平成２６年度溶接学会秋季全国大会，2014 年 9 月，富山，No. 412

5) 庄司博人，日野慶一，大畑充，篠原康浩，南二三吉：二相組織鋼の延性破壊挙動に及ぼす高強度第二相の影響，平成２７年度溶接学会秋季全国大会，2015 年 9 月，北海道，No. 304

受賞歴

1) 庄司博人：自動車技術会大学院研究奨励賞，2012 年 3 月

2) 大畑充，庄司博人，南二三吉：俵論文賞，日本鉄鋼協会，2015 年 3 月

3) 庄司博人：溶接学会論文奨励賞，溶接学会，2016 年 4 月

# 謝辞

本研究は，大阪大学 接合科学研究所 南 二三吉 教授の御指導と御教示を賜って遂行したものです。ここに心より感謝申し上げます。

大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 大畑 充 教授には，研究計画の立案と実施，国内外での学会発表，論文の執筆など，本研究の全般にわたって丁寧な御指導を賜りました。

大阪大学 接合科学研究所 伊藤 和博 教授，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 才田 一幸 教授，東京大学 大学院工学系研究科 システム創成学専攻 川畑 友弥 准教授には，副査をお引き受けいただき，本論文を完成させるにあたって貴重な御意見と有益な御討論を頂きました。

新日鐵住金（株）篠原 康浩 博士には，第４章における実験で使用した鋼材を御提供頂くとともに，実験内容に関する御討論を頂きました。また，実験の遂行にあたっては，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 博士前期課程 日野 慶一 氏に多大な御協力を頂きました。

研究室生活においては，大阪大学 接合科学研究所 高嶋 康人 助教をはじめ，南研究室および大畑研究室の卒業生，在学生の皆様のお世話になりました。

なお，博士後期課程在学中には，「卓越した大学院拠点形成支援プログラム」において，学生研究員として御支援を頂きました。

本研究は以上の方々をはじめ，多くの方々の御指導，御支援を得ることにより成されたものであり，ここに厚く御礼申し上げます。

最後に，研究生活を支えて頂きました両親に厚く感謝を申し上げます。