

# 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

## —延性き裂進展シミュレーション手法の構築—

深堀 拓也\*・大畑 充\*・南 二三吉\*・萱森 陽一\*<sup>2</sup>・井上 健裕\*<sup>2</sup>

Damage Model for Simulating the Effect of Material Properties on Ductile Crack Growth Resistance  
—Simulation of Ductile Crack Growth—

Takuya FUKAHORI, Mitsuru OHATA, Fumiyoshi MINAMI, Yoichi KAYAMORI and Takehiro INOUE

**Synopsis :** This study develops a damage model for characterizing the ductile crack growth on the bases of observation of micro-void nucleation for recent structural steels.

The resistance to ductile crack initiation is controlled by a local strain at the tip of a notch or a fatigue pre-crack of a specimen. On the other hand, ductile crack extension is controlled by a stress triaxiality dependent critical strain for ductile failure obtained by tension tests of circumferentially notched round-bar specimens. In steels used, the main process for ductile failure is nucleation of micro-voids, whose size is in the order of 1  $\mu\text{m}$ , that are generated at the final stage of ductile failure. According to these observations, a damage model is proposed for simulating the ductile crack extension.

This model enables the prediction of the crack growth resistance in terms of CTOD for fatigue pre-cracked specimens with two different crack depth ratios  $a_0/W$ , where  $a_0$  is the initial crack length and  $W$  is the specimen width.

**Key words :** CTOD-R curve; mechanical properties; ductility; stress triaxiality; micro-voids; damage model; simulation; plastic constraint.

## 1. 緒言

延性き裂の発生・進展後に最終破断に至るような破壊モードを伴う場合、構造物の破壊安全性評価のためには、延性き裂の発生・進展メカニズムを明らかにし、延性不安定破壊点を予測できる手法の構築が求められている。この分野では、これまで延性き裂進展抵抗曲線 (R-curve) を用いる手法が提案されており、欧州の FITNET<sup>1-3)</sup> の Fracture assessment diagram (FAD) 法や、Crack driving force (CDF) 法に取り入れられている。しかしながら、延性き裂発生・進展抵抗は、塑性拘束度が低い部材では、高い抵抗値を示すことが知られており<sup>4-10)</sup>、この特性が従来の方法では必ずしも十分に考慮されていない。一方で、材料開発の観点から、延性き裂発生・進展抵抗を高める材料研究が行われており、延性き裂発生・進展を支配する鋼材特性を解明し、それに基づく材料開発指針を得ることが求められている。

従来から、構造部材の延性き裂進展抵抗を予測するために、数理損傷モデルが多く提案され<sup>11-18)</sup>、FEM 解析を援用した延性き裂進展シミュレーションが行われている。これは、損傷力学や延性損傷のマイクロメカニズムに基づいて、損傷を含む材料の弾塑性応答と損傷挙動をモデル化

(数式化) し、延性き裂の発生から進展までを直接数値シミュレーションするものである。これらの数理損傷モデルには多くの材料特性パラメータが含まれるが、標準破壊靱性試験片で得られる R-curve を再現するように決定された損傷パラメータを用いることで、形状や負荷様式が異なる部材の R-curve をほぼ予測できることが示されている<sup>19)</sup>。しかし、これらのシミュレーション法では、ポイドや微小き裂を損傷パラメータを導入することで材料の微視的特性を反映させてはいるが、それらのパラメータを直接観察により同定することが困難である。加えて、これらのモデルは、ポイド (初期から存在もしくは粗大な初期介在物から発生する) の成長を延性損傷と考慮して、限界ポイド体積率に達するまでの挙動を捉えるモデルであり、粗大な初期介在物の比較的少ない近年の構造用鋼においてそのまま適用できるとは限らない<sup>20-23)</sup>。このようなことから、従来のモデルでは、必ずしも鋼材特性と延性き裂発生・進展をその損傷メカニズムを考慮して対応づけているとはいえず、現在のところ延性き裂発生・進展抵抗向上のための材料開発にフィードバック可能な損傷モデルが提案されるまでには至っていない。

本研究では、鋼構造部材の延性き裂発生・進展抵抗を定

平成 19 年 11 月 27 日受付 平成 20 年 2 月 7 日受理 (Received on Nov. 27, 2007; Accepted on Feb. 7, 2008)

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

\* 2 新日本製鐵 (株) (Nippon Steel Corporation)

量的に予測し、その抵抗向上に寄与する鋼材機械的特性の指針を得ることのできるシミュレーション手法を構築することを目的とする。すなわち、鋼材特性として、実験室レベルの基礎試験で得られる機械的特性に着目し、その鋼材機械的特性の情報のみからき裂部材の R-curve を予測でき、さらに R-curve に及ぼす塑性拘束効果をシミュレーション可能な数理損傷モデルを提案する。そのためには、延性き裂の発生・進展を支配する鋼材機械的特性を解明し、それらを反映させ、かつ損傷プロセスに見合った数理損傷モデルを構築することが必要であると考えられる。

既報<sup>24)</sup>において、延性き裂の発生・進展を支配する鋼材機械的特性を解明するべく、特に「延性特性」に注目して検討を行った。延性き裂の発生と進展では微視的プロセスが異なり、発生抵抗は切欠材の曲げ試験から得られる「切欠き延性（切欠き底からの延性き裂発生限界歪）」に、また、その後の進展抵抗は円周切欠き付丸棒引張試験から得られる「延性の応力多軸度依存性（限界相当塑性歪の応力多軸度依存性）」に支配されていることを明らかにした。

そこで、本論文では、この「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存性」から延性き裂進展抵抗を定量的に予測できるシミュレーション手法を構築する。そのために、鋼材の延性損傷プロセスをマイクロボイドに注目して詳細に観察し、「延性特性」と関係づけた数理損傷モデルを提案する。本手法の妥当性を、実験による延性き裂発生・進展抵抗の材料依存性と塑性拘束効果が予測できることを示すことで検証する。

## 2. 供試鋼材

### 2.1 対象鋼材と延性き裂・発生進展抵抗

本研究で用いた鋼材は、既報<sup>24)</sup>で用いたものと同じで、強度特性が等しく延性き裂発生・進展抵抗が異なる二種類のラインパイプ用 API 5L X80 相当鋼管 (Steel A, B) である。両鋼管ともに直径  $D$  は 762 mm、管厚  $t$  は 17.5 mm で同じであり、両鋼材とも MnS 等の比較的大きな介在物は

極めて少ない。

両鋼材の強度特性は、直径 6 mm の平滑丸棒試験片の引張試験で求めた。試験片はパイプ長手方向に  $t/4$  位置から採取し、室温で 0.1 mm/min の変位速度で試験を行った。試験中は、荷重および標点間（標点間距離 32 mm）の変位を連続的に自動計測した。得られた公称応力-公称歪曲線から算出した最大荷重点までの真応力-真歪関係を Fig. 1 に示す。両鋼材の、一様伸びは異なるものの、降伏強度、引張強さ、加工硬化能はほぼ同等である。

両鋼材の延性き裂発生・進展抵抗を、 $a_0/W=0.5$  ( $a_0$ : 初期き裂長さ、 $W$ : 試験片幅) の深いき裂を有する試験片に加え、塑性拘束の低い浅いき裂を有する  $a_0/W=0.2$  の二種類の三点曲げ試験片を用いて測定した。CTOD は ISO12135<sup>25)</sup> の手順に従って、初期き裂先端の開口変位として求めた。また、延性き裂長さは、除荷した試験片を板厚中央で切断し、き裂の断面観察によって延性き裂進展長さの最大値  $\Delta a_{\max}$  を求めた。なお、試験・観察手順の詳細は既報<sup>24)</sup>の通りである。Fig. 2 に示すように、両鋼材の延性き裂発生限界 CTOD ( $\delta_i$ ) は、 $a_0/W=0.2$  の試験片の方が  $a_0/W=0.5$  の試験片より若干大きい。鋼材間の差はほとんどない。それに対して、き裂進展抵抗は、いずれの試験片においても、Steel B の方が Steel A より明らかに高い。さらに、Steel B の方が  $a_0/W$  の違いによるき裂進展抵抗の差が大きく、拘束の影響を強く受けている。

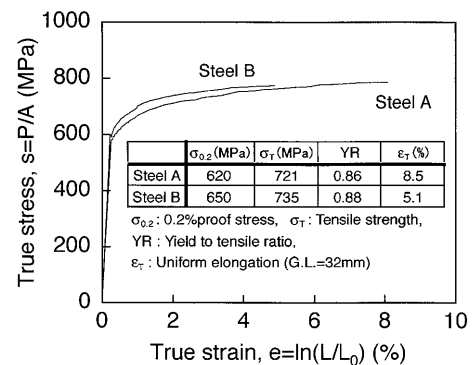
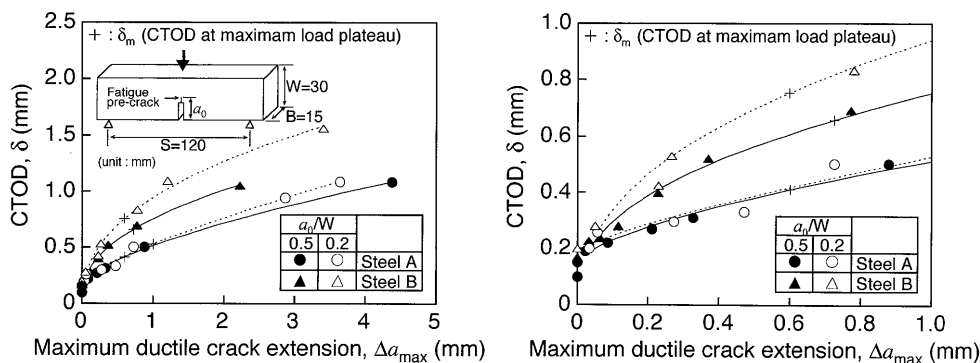


Fig. 1. Mechanical properties of steels used.



(a) Whole range of ductile crack extension.

(b) Around crack initiation area.

Fig. 2. Ductile crack growth resistance curves, CTOD R-curves, for steels A and B.

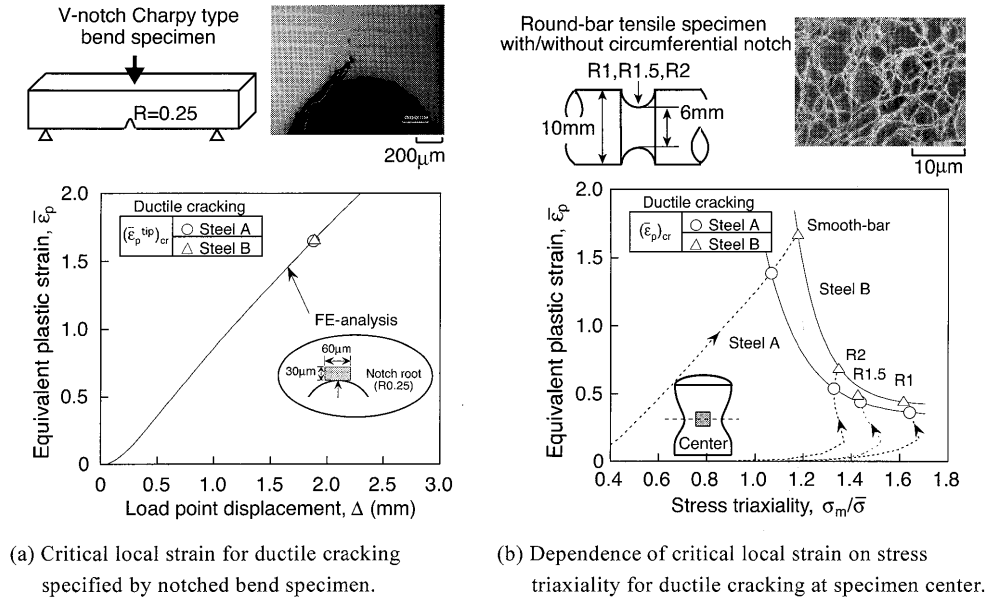


Fig. 3. “Ductile properties” that mainly control ductile crack initiation and subsequent crack growth resistance.

## 2・2 延性き裂発生・進展抵抗を支配する鋼材の「延性特性」

既報<sup>24)</sup>では、延性き裂発生・進展には、き裂先端近傍の応力/歪場を支配する鋼材の「強度特性」だけでなく「延性特性」が影響を及ぼしており、発生特性は「切欠き延性」に、進展特性は「延性の応力多軸度依存性」に支配されていることを明らかにしてきた。

供試鋼材の「延性特性」を Fig. 3 に示す。切欠材の曲げ試験から得られた「切欠き延性」は、Fig. 3(a) に示すように両鋼材でほぼ等しい（約160%）。ここで、「切欠き延性」とは、V-notch シャルピー試験片の静的曲げ試験で得られた延性き裂発生時の切欠き底の相当塑性歪で、FEM解析（最小要素寸法  $30\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ ）で求めている。この「切欠き延性」の傾向を受けて、鋼材間で  $\delta_1$  が等しくなったと考えられる。

「延性の応力多軸度依存性」を、Fig. 3(b) に示す。ここでの延性とは、円周切欠き付丸棒引張試験（切欠き半径  $2\text{mm}, 1.5\text{mm}, 1\text{mm}$ ）の静的引張試験を行い、延性き裂が試験片中央で発生した時の相当塑性歪を応力多軸度の関係で表したものである。なお、図中の破線は、FEM解析により得られた試験片中心の応力多軸度-相当塑性歪履歴である。Steel A に比べて Steel B では低多軸応力下のみならず高多軸応力下においても延性は大きい。この傾向を受けて Fig. 2 の R-curve で Steel B の進展抵抗が高くなったと考えられる。さらに、Steel B の方が低応力多軸度状態と高応力多軸度状態での延性の差が大きくなっている（Steel B の方が延性の応力多軸度依存性が強い）。このことが、Steel B の方が R-curve の塑性拘束の影響（ $a_0/W$  の違いの影響）を強く受けることと対応している。

この2つの「延性特性」から R-curve の傾向は説明付け

ることができ、これらの「延性特性」を考慮した数理損傷モデルを構築することによって、予き裂材の延性き裂発生・進展抵抗の定量的な評価が可能になると推察される。

## 3. 延性き裂進展シミュレーションのための数理損傷モデルの提案

既報<sup>24)</sup>において、延性き裂発生・進展プロセスの観察より、延性き裂発生はせん断すべり型で生じ、その後の進展では等軸ディンプルを呈しており、発生と進展では微視的プロセスが異なっていることを報告した。この事実をふまえ、本報では延性き裂の発生と進展とで異なる損傷モデルを考える。

### 3・1 せん断すべり型の延性き裂発生条件

疲労予き裂先端からの延性き裂発生は、鈍化した予き裂先端からせん断すべり型で生じており、第2章で示したように「切欠き延性」により支配されている。切欠き底から局所せん断すべり帯に沿って発生する延性き裂の発生限界を、その損傷メカニズムに基づいて定量的に予測することは一般に困難である。しかし、これまで著者らの一人<sup>23,26)</sup>は、先端半径が鋭い切欠きを設けた試験片を用いた検討により、負荷様式や、温度、負荷速度が変化した場合でも、切欠き先端の相当塑性歪が延性き裂発生条件となることを示している。このことから、鈍化した予き裂先端からの延性き裂発生も、き裂発生挙動が等しいことから推察するに、「局所相当塑性歪一定条件」に従うものと考えられる。

### 3・2 延性き裂進展の損傷モデル

延性き裂進展特性を捉えるためには、き裂前方の高応力多軸度状態から、き裂先端近傍の低応力多軸度状態に至るまでに受ける損傷の蓄積を考慮する必要があると考えられ

る。ここでは、鋼材が負荷を与えた際にどのような延性損傷が進行し何が延性限界を支配するか、そのプロセスを基礎的な観点から明らかにした上で、疲労予き裂材の延性き裂進展シミュレーションのための数理損傷モデル（損傷を含む材料の損傷進展モデルと弾塑性応答モデル）を提案する。

3・2・1 微視的損傷挙動の観察

破断までの延性損傷プロセスを考察するために、負荷中の応力多軸度の変化が少ない円周切欠き付丸棒引張試験片を用いて観察を行う。破面近傍の試験片中央断面に存在するボイドの数と大きさに注目し、負荷（歪）の増大によるボイド挙動を観察することで、延性損傷プロセスを観察した。Fig. 4 に示すように、破断後の丸棒引張試験片を破面保護のために樹脂埋めし、断面中央までエメリー研磨紙で研磨した後、1μmのダイヤモンドペーストで研磨仕上げして観察に供した。その後樹脂を除去し、SEMにて約1000倍に拡大してマイクロボイドを観察した。破面近傍と破面から約200μm離れた位置での観察結果をFig. 5に示す。破面から200μm離れた場所ではほとんどボイドは観察されず、破面極近傍においても直径約1μm程度のマイクロボイドが数個観察されるのみであった。このことから、本鋼材では、破断直前に生じるマイクロボイドにより延性破断がもたらされていることが推察される。さらにマイクロボイドの発生時期を推定するために、試験片中央断面の局所的な歪量をFEM解析により調査した。その結果、

マイクロボイドが発生している破面近傍の歪と、破面から200μm離れた領域の歪レベルの差は数%程度であった。このことから、マイクロボイドは破断の直前に生じていることが推察され、マイクロボイド発生支配型の破断挙動を呈していることが分かる。さらに、Steel A と Steel B の結果を比較すると、Steel Bの方がマイクロボイド発生に大きな歪が必要であり、このマイクロボイド発生歪の差によってSteel A と Steel B の延性の違いがもたらされていることがうかがえる。

3・2・2 数理損傷モデルの提案

以上の損傷挙動の観察に基づき、Fig. 6 に示すように一定応力多軸度状態下で負荷を受けて破断に至るまでの損傷プロセスをモデル化する。ボイドの挙動に従い、次の3つのステージにモデル化した。

- (I) ナノ～サブミクロンの大きさのボイドが発生・成長してマイクロボイドに至るまでのステージ
- (II) マイクロボイドが形成し始める歪レベル（破断直前）
- (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き裂形成による損傷の加速ステージ

ここで、ステージ (I) での損傷が降伏強度に及ぼす影響は非常に小さいものと考えた。また、高い多軸応力状態では低い歪レベルで延性き裂が発生することについては、マイクロボイドが形成し始めるまでのステージ (I) での損傷が高多軸応力によって促進されるためであると考えた。

このような破断挙動を内包する単位セルを考え、式 (1) で表されるような、単位セルの体積歪増分の塑性成分を損傷増加と考える損傷度  $D$  を仮定する。

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

ここで、 $dE_m^p$  は単位セルの体積歪増分の塑性成分である。損傷増分が式 (1) で表されるとして、後述する条件を満

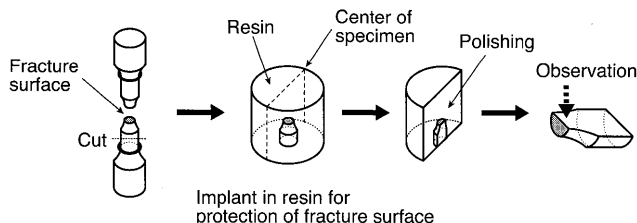


Fig. 4. Method for observation of cross section.

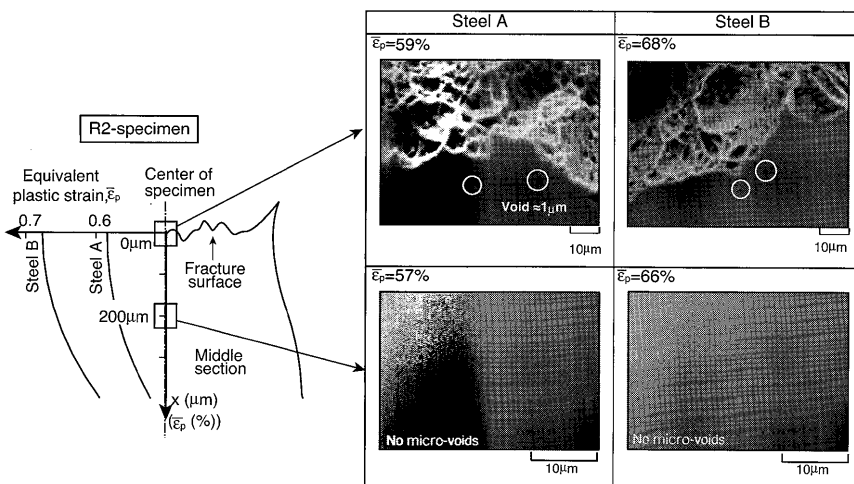


Fig. 5. Observation of micro-voids near fracture surface at the center of R2-specimen.

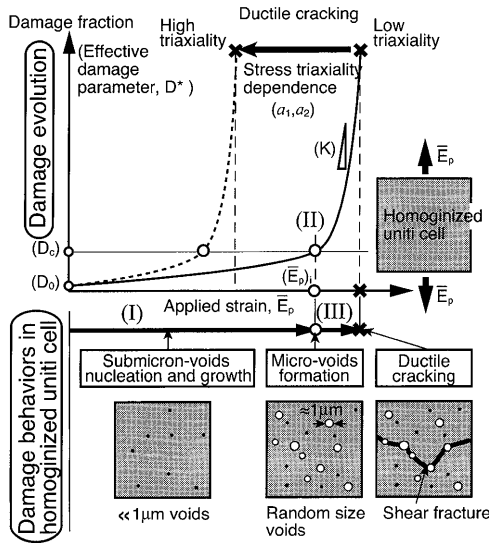


Fig. 6. Damage model proposed in this study.

たすように、式 (2) で表されるような、降伏強度が応力多軸度と有効損傷度  $D^*$  に依存する塑性ポテンシャル  $\Phi$  を提案した。

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

ここで、 $D^*$ ：有効損傷度、 $\Sigma_m$ ：損傷を含む単位セルの平均垂直応力、 $\bar{\Sigma}$ ：損傷を含む単位セルの相当応力、 $\bar{\sigma}$ ：損傷を含まない単位セルの相当応力、 $a_1, a_2$ ：材料定数である。有効損傷度  $D^*$  は式 (3) で表し<sup>14)</sup>、 $D$  が  $D_c$  に達すると (Fig. 6 中のステージ (II))、加速パラメータ  $K$  により損傷が加速され (Fig. 6 中のステージ (III))、ついには剛性を消失すると考える。

$$D^* = \begin{cases} D & \text{for, } D \leq D_c \\ D_c + K(D - D_c) & \text{for, } D > D_c \end{cases} \dots\dots\dots (3)$$

この応力多軸度依存型の数理損傷進展モデルを用い、損傷進展と弾塑性挙動を連成させることで、応力多軸度履歴が変化する負荷過程での損傷の蓄積とそれに伴う破断 (剛性低下) を連続的に解析する。

#### 4. 損傷パラメータの決定

鋼材の機械的特性から疲労予き裂材の延性き裂進展シミュレーションを可能とするために、既報<sup>24)</sup>を含めたこれまでの検討により、延性き裂発生・進展抵抗を支配する「延性特性」を明らかにし、微視的損傷プロセスの観察に基づいて数理損傷モデルを提案した。ここでは、上述の数理損傷モデルで用いる材料パラメータを「延性特性」から決定する手法を提案し、対象鋼材のパラメータを具体的に決定する。

まず、延性き裂の発生は「相当塑性歪一定条件」に従う

Table 1. Parameters set in proposed damage model.

	Damage process based variables			Ductility based variables	
	$D_0$	$D_c$	$K$	$a_1$	$a_2$
Steel A	0.0001	0.001	4	1.54	1.28
Steel B				0.66	1.59

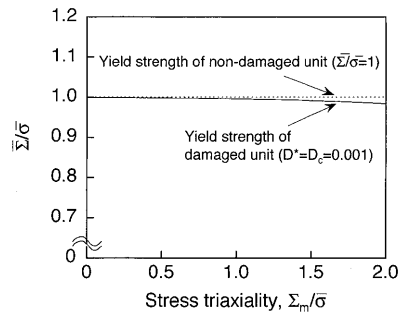


Fig. 7. Yield surface for  $D^*=D_c=0.001$ .

ものと考えたことから、その限界歪量を「切欠き延性」として求める。すなわち、本供試鋼では、Fig. 2(a) より両鋼材とも「切欠き延性」は相当塑性歪=160% (30  $\mu\text{m}$   $\times$  30  $\mu\text{m}$  の領域の平均値) であったことから、この値を疲労予き裂材の延性き裂発生限界歪とした。

次に、提案した数理損傷進展モデルのパラメータを、観察から明らかにされた微視的損傷挙動、および「延性の応力多軸度依存性」から決定することを考える。

Fig. 6 で提案した損傷プロセスに従い、限界損傷度  $D_c$  までは剛性にほとんど影響を与えないことから、 $D_c$  および初期損傷度  $D_0$  は損傷を含まない単位セルとほとんど等しい降伏強度となるような小さな値に設定する。 $D_c$  に達した後、損傷が加速し剛性を失っていく挙動を、大きな  $K$  値を設定することで表す。このようにパラメータを設定することで、マイクロボイド発生支配型の損傷挙動を表現することができる。パラメータの具体的な値は Table 1 に示すように与えた。これら  $D_0, D_c, K$  の3つのパラメータは、マイクロボイド発生支配型の破断挙動を呈する鋼材であれば同一のものでよく、本研究で対象とした両鋼材ともに同じ値を設定した。なお、このように設定したパラメータを用いると、Fig. 7 に示すように  $D^*=D_c$  の時の降伏強度は損傷を含まないセルとほぼ等しいことを確認している。

損傷パラメータ  $a_1, a_2$  については、鋼材の「延性の応力多軸度依存性」から決定する手法を以下のように提案した。鋼材の延性の違いがマイクロボイドが形成し始める歪 ( $\bar{E}_p$ )<sub>i</sub> (以降、マイクロボイド発生限界歪と称する) の差によりもたらされていることから、式 (2) の塑性ポテンシャルに従って塑性変形する際の ( $\bar{E}_p$ )<sub>i</sub> と応力多軸度の関係を導いた。体積歪増分の塑性成分  $dE_p^p$  と相当塑性歪増分  $d\bar{E}_p$  の関係は、関連流れ則から式 (4) のように導かれ、式 (2) の塑性ポテンシャルを用いると、式 (5) が得られる。

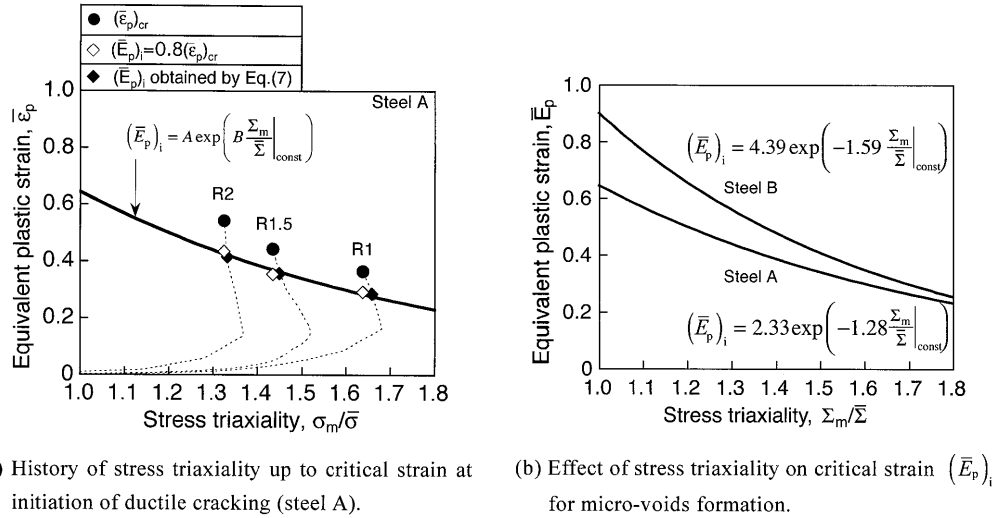


Fig. 8. Identification of damage parameters from the triaxiality dependent ductility.

$$dE_m^p \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma} - d\bar{E}_p \frac{\partial \Phi}{\partial \Sigma_m} = 0 \dots\dots\dots(4)$$

$$dE_m^p = a_1 a_2 D \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \frac{\bar{\sigma}}{2\Sigma} d\bar{E}_p \dots\dots\dots(5)$$

この式(5)を式(1)に代入すると、損傷増分  $dD$  と  $d\bar{E}_p$  の関係が次のように導かれる。

$$\frac{1}{(1-D)D} dD = \frac{1}{2} a_1 a_2 \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \frac{\bar{\sigma}}{\Sigma} d\bar{E}_p \dots\dots\dots(6)$$

式(6)からわかるように、 $a_1, a_2$  は歪増加に伴う損傷の増加とその応力多軸度依存性に大きく関与するパラメータとなっている。ここで、 $D$  が  $D_c$  以下の時は損傷がセルの降伏強度にほとんど影響を及ぼさない ( $\bar{\Sigma} \approx \bar{\sigma}$ ) ことを考慮すると、 $(\bar{E}_p)_i$  と  $D_c$  の関係が近似的に式(7)を積分することで得られる。

$$\int_{D_0}^{D_c} \frac{1}{(1-D)D} dD = \int_0^{(\bar{E}_p)_i} \frac{1}{2} a_1 a_2 \exp\left(a_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\Sigma}}\right) d\bar{E}_p \dots\dots\dots(7)$$

さらに、一定の応力多軸度下で歪付与される場合には、 $(\bar{E}_p)_i$  と応力多軸度の関係が式(8)のように導かれる。

$$(\bar{E}_p)_i = A \exp\left(B \frac{\Sigma_m}{\bar{\Sigma}} \Big|_{const.}\right), \begin{cases} A = \frac{2}{a_1 a_2} \ln \frac{(1-D_0)D_c}{(1-D_c)D_0} \\ B = -a_2 \end{cases} \dots\dots\dots(8)$$

この式(8)を用いることで、各鋼材の材料定数  $a_1, a_2$  を次のようにして決定する。R2, R1.5, R1 の円周切欠き付き丸棒引張試験で得られた延性き裂発生限界歪 (Fig. 3(b)) を近似的に一定の応力多軸度下での限界歪  $(\bar{\epsilon}_p)_{cr}$  とみなす (負荷初期の低歪域においてのみ応力多軸度の変化が大きい)。破断直前によりやくマイクロボイドが複数観察されていることをふまえ、 $(\bar{\epsilon}_p)_{cr}$  の 80% の歪レベルからマイクロボイ

ドが発生し始めると仮定して得られる  $(\bar{E}_p)_i$  (Fig. 8(a) 中に◇で示す) を式(8)で回帰することで  $a_1, a_2$  を決定した。なお、式(8)は提案した式(2)の塑性ポテンシャルから導かれたものであるが、実験で得られた  $(\bar{E}_p)_i$  の応力多軸度依存性をよく再現できる塑性ポテンシャルであるといえる。得られた両鋼材の材料定数  $a_1, a_2$  を Table 1 に示す。Fig. 8(b) は、式(8)で表した  $(\bar{E}_p)_i$  と応力多軸度の関係を示したものであり、Steel B の方が  $(\bar{E}_p)_i$  が大きく、またその応力多軸度依存性が強くなっている。なお参考までに、決定された  $a_1, a_2$  を用いて、円周切欠き付き丸棒引張試験の実際の塑性歪-応力多軸度履歴に沿って式(7)を数値積分することで厳密に求めた  $(\bar{E}_p)_i$  も併せて Fig. 8(a) に示した。限界歪の 80% と仮定したマイクロボイド発生限界歪と数値積分で得られた結果はほぼ一致しており、本手法により簡便に高い精度でこれらのパラメータを決定できるといえる。

このようにして決定された材料パラメータの妥当性を確認するためには、少なくともほぼ一定応力多軸度下で歪付与された場合の損傷限界 (マイクロボイド発生後 ( $D > D_0$ ) の損傷進展) を予測できることを示す必要がある。そこで、提案した塑性ポテンシャル (式(2)) を適用して円周切欠き付き丸棒引張試験の破断限界をシミュレーションした。その結果を Fig. 9 に示すように、応力多軸度が異なるいずれの試験片の破断歪もほぼ予測できた。本モデルでは、想定した  $D_0, D_c$  に応じて、少なくとも単純な引張り破断歪が実験結果と一致するように  $K$  を設定するべきであるが、本供試鋼材では Table 1 に示したパラメータが適切であることが示された。

### 5. 延性き裂進展シミュレーション

前章で決定したパラメータを用い、提案した数理損傷モ

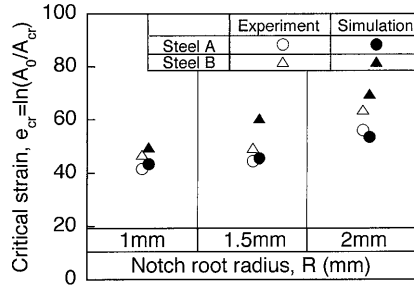


Fig. 9. Comparison between critical strains at ductile crack initiation obtained by experiment and simulation.

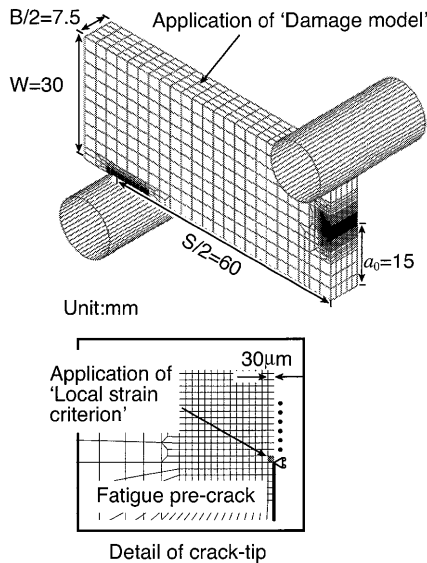


Fig. 10. FE-model for analyzing R-curve of fatigue pre-cracked three-point bend specimen.

モデルを適用することで、複雑な応力多軸度履歴の下で受ける損傷進展に依存する疲労予き裂試験片の延性き裂進展をシミュレーションする。

対象試験片は実験で用いたものと同じ形状・寸法の疲労予き裂を有する三点曲げ試験片で、解析モデルを要素分割の様子とともに Fig.10 に示す。解析モデルは対称性を考慮して 1/4 モデルとしている。要素には、8 ガウスポイントを有する 8 節点アイソパラメトリック固体要素を用い、延性き裂が進展する予き裂前方の要素分割は、応力/歪場を精度よく求めるために 30µm×30µm で分割した。負荷は、実験と同じ形状・寸法の治具を模擬した剛体要素を通じて与えた。材料の相当応力-相当塑性歪関係は両鋼材の強度特性がほとんど等しいことを考慮して、Steel A の実験で得られた真応力-真歪関係を適用した。

延性き裂進展シミュレーションは、き裂先端の要素(要素寸法 30µm×30µm)には延性き裂発生条件である相当塑性歪一定条件を適用し、その他の要素には応力多軸度依存型の損傷進展モデルを適用することによって行った。損傷進展と弾塑性挙動を連成させた FEM 解析は ABAQUS Standard を用いて行い、提案した損傷進展モデルを User

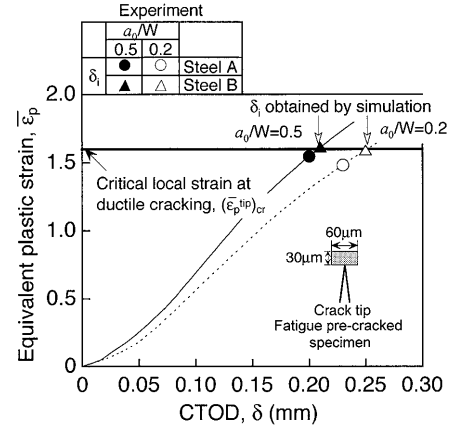


Fig. 11. Comparison between local strains at ductile crack initiation for notched specimen and fatigue pre-cracked specimen ( $a_0/W=0.2, 0.5$ ).

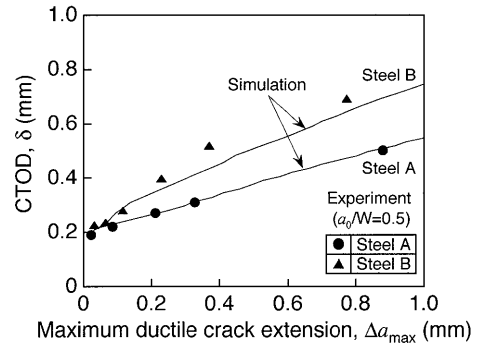


Fig. 12. CTOD-R curves simulated by damage model for three-point bend specimens of  $a_0/W=0.5$ .

Subroutine UMAT<sup>27)</sup> を用いてプログラミングすることで ABAQUS 内に導入した。

Fig.11 に、シミュレーションで得られた延性き裂発生時のき裂先端要素の相当塑性歪を示す。Steel A の  $a_0/W=0.2$  の試験片では延性き裂発生限界 CTOD  $\delta_i$  を若干大きめに予測する結果になっているものの、相当塑性歪一定条件(この場合 160%)を用いることによって、両鋼材の  $a_0/W$  が異なる試験片の延性き裂発生限界 CTOD をほぼ予測できている。

一方、 $a_0/W=0.5$  の R-curve ( $\Delta a_{max}$ -CTOD 関係)のシミュレーション結果を、実験結果と比較したものを Fig.12 に示す。両鋼材とも、延性き裂の発生から進展まで、実験結果とシミュレーション結果はよく一致している。また、巨視的変形挙動として、荷重-き裂末端開口変位曲線を Fig.13 に示すが、シミュレーションで得られた延性き裂発生後の挙動や進展延性き裂が不安定伝播開始する最大荷重も実験結果とほぼ一致している。さらに Fig.14 に示した破面形状も、板厚中央部で先行してき裂が進展するという特性がほぼ再現できている。

Fig.15 に  $a_0/W=0.2$  の試験片の R-curve を  $a_0/W=0.5$  のものと比較して示す。 $a_0/W=0.2$  の試験片のシミュレーション結果は、実験値よりも CTOD ( $\delta$ ) を若干高めに見積もつ

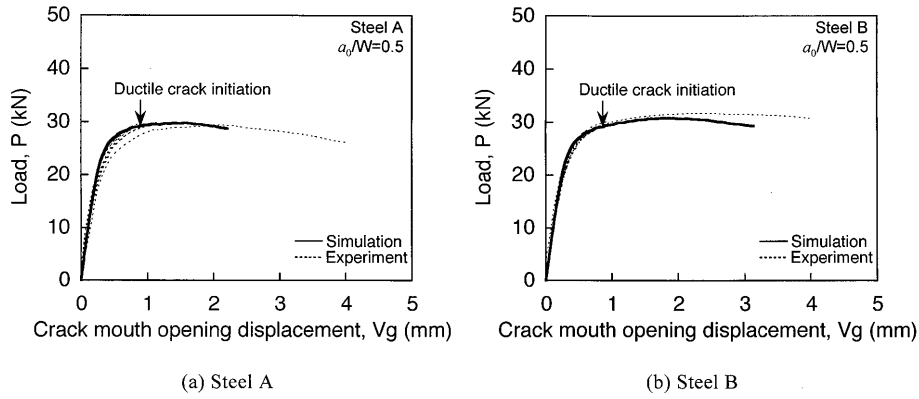


Fig. 13. Comparison between  $P-V_g$  relationships for three-point bend specimen obtained by simulation and experiment. (a) Steel A, (b) steel B.

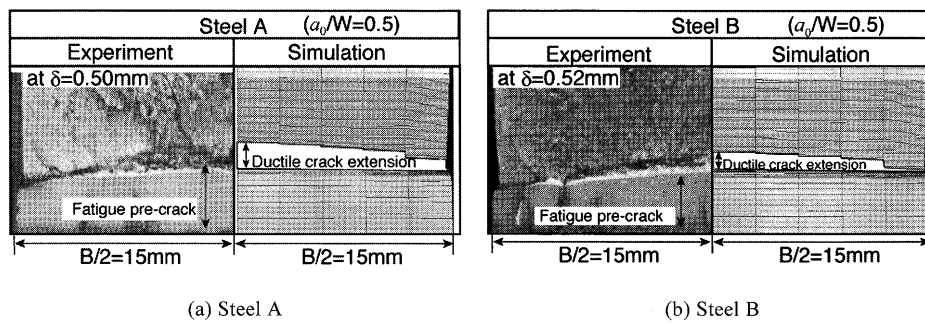


Fig. 14. Comparison between profiles of ductile crack extension for three-point bend specimen obtained by simulation and experiment. (a) Steel A, (b) steel B.

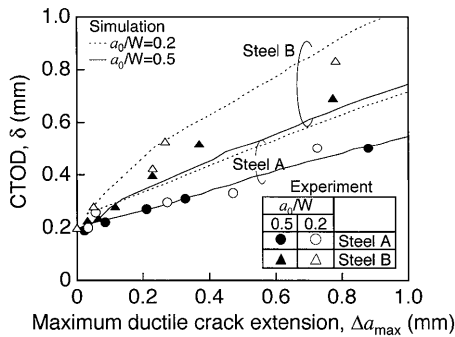


Fig. 15. Effect of  $a_0/W$  on CTOD-R curve of three-point bend specimen for steels A and B simulated by damage model.

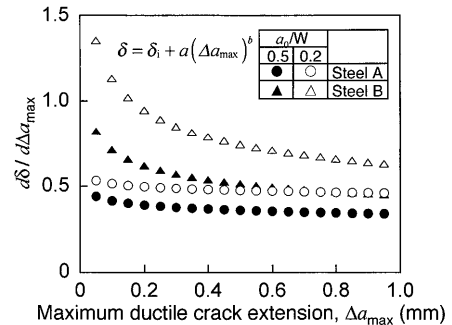


Fig. 16. Effect of  $a_0/W$  on  $d\delta/d\Delta a_{max}$ .

ている。これは、実験において進展量が小さい範囲 ( $\Delta a_{max} < 1$  mm) での  $a_0/W$  の影響があまり表れておらず、試験本数が少ないことが一因と考えられる。一方、進展抵抗という観点から、Fig.16に示すように、図中の式で近似したR-curveの傾き ( $d\delta/d\Delta a_{max}$ ) を算出すると、Steel Bの方がSteel Aよりも  $d\delta/d\Delta a_{max}$  が大きく、かつ  $a_0/W=0.5$  と  $0.2$  の両試験片の進展抵抗の差が、Steel Bの方が大きいという結果が得られている。すなわち、延性き裂の進展抵抗への鋼材特性の依存性と、進展特性に及ぼす塑性拘束の影響 ( $a_0/W$  の影響) が、本シミュレーションでほぼ再現できている。

これらの結果から、提案した損傷モデルを用いたシミュ

レーションにより、鋼材機械的特性から延性き裂発生・進展抵抗を定量的に予測できることが分かった。また、塑性拘束状態が異なる種々のき裂部材の延性不安定破壊評価が可能になると考えられる。さらに、延性き裂進展抵抗に及ぼす鋼材機械的特性の影響が明らかになることから、延性き裂進展抵抗を向上させるために効果的な鋼材機械的特性の制御指針も明確にできると考えられる。

## 6. 結言

本報では、鋼材の機械的特性である「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存性」から延性き裂進展抵抗を予測するために、破断に至るまでの延性損傷プロセスの詳細観



察から延性損傷モデルを提案し、延性き裂進展シミュレーション手法を構築した。以下に得られた主な結果を要約する。

(1) せん断すべり型の延性き裂発生に関しては、「相当塑性歪一定条件」が疲労予き裂材の延性き裂発生条件として適用でき、その限界歪量は「切欠き延性」から決定できる。

(2) 対象とした二鋼材の延性損傷限界は、破断直前における多数のマイクロボイドの発生支配型であることを明らかにした。さらに、鋼材による損傷限界(破断延性)の差は、このマイクロボイド発生限界歪の違いに起因する。

(3) (2)の結果から、マイクロボイド発生支配型の延性損傷進展挙動をモデル化し、塑性ポテンシャルとして数式化することで、「応力多軸度依存型の数理損傷進展モデル」を提案した。さらに、塑性ポテンシャル中のパラメータについて、 $D_0$ ,  $D_c$ ,  $K$  は損傷挙動から決定でき、 $a_1$ ,  $a_2$  は「延性の応力多軸度依存性」から決定できることを示した。

(4) (1)~(3)で提案した数理損傷モデルを用いると、疲労予き裂材の延性き裂発生・進展抵抗曲線と、それに及ぼす塑性拘束の影響をシミュレーションできることを示した。

## 文 献

- 1) FITNET, <http://www.eurofitnet.org>
- 2) U.Zerbst, R.Hamann and A.Wohlschlegel: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **77** (2000), 697.
- 3) M.Koçac: *Weld. World*, **51** (2007), 94.
- 4) T.Kanazawa, S.Machida and J.Kudo: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **138** (1975), 471.
- 5) K.Sato, M.Toyoda and Y.Ito: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **141** (1977), 268.
- 6) M.Toyoda, Y.Ito and K.Sato: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **145** (1979), 212.
- 7) J.W.Hancock, W.G.Reuter and D.M.Parks: ASTM STP 1171, (1993), 21.
- 8) J.A.Joyce and R.E.Link: ASTM STP 1256, (1995), 142.
- 9) J.A.Joyce and R.E.Link: *Eng. Fract. Mech.*, **57** (1997), 431.
- 10) G.Shen, W.R.Tyson, A.Glover and D.Horsley: Proc. of 4th Int. Conf. Pipeline Technol., Ostend, Belgium, (2004), 703.
- 11) A.L.Gurson: *J. Eng. Mater. Technol.*, **99** (1977), 2.
- 12) V.Tvergaard: *Int. J. Fract.*, **17** (1981), 389.
- 13) V.Tvergaard: *Int. J. Fract.*, **18** (1982), 237.
- 14) V.Tvergaard and A.Needleman: *Acta Metall.*, **32** (1984), 157.
- 15) J.B.Lebloch, G.Perrin and P.Suquet: *Int. J. Plast.*, **10** (1994), 213.
- 16) J.Lemaitre: *J. Eng. Mater. Technol.*, **107** (1985), 83.
- 17) J.L.Chaboche: *Trans. ASME. J. Appl. Mech.*, **55** (1988), 59.
- 18) G.Rousselier: *Nucl. Eng. Des.*, **105** (1987), 97.
- 19) L.Xia, C.F.Shih and J.W.Hutchinson: *J. Mech. Phys. Solids*, **43** (1995), 389.
- 20) K.Satoh, M.Toyoda, Y.Mutoh and S.Nishikawa: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **144** (1978), 303.
- 21) K.Satoh, M.Toyoda and Y.Mutoh: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **48** (1979), 21.
- 22) K.Ohji, K.Ogura, K.Ohmori and T.Nomizu: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **29** (1980), 550.
- 23) M.Ohata and M.Toyoda: *STAM*, **5** (2004), 241.
- 24) M.Ohata, T.Fukahori and F.Minami: *Tetsu-to-Hagané*, **94** (2008).
- 25) ISO 12135: 2002(E), Metallic materials—Unified method of test of the determination of quasistatic fracture toughness, (2002).
- 26) M.Ohata, M.Toyoda and G.B.An: *Weld. World*, **48** (2004), 9.
- 27) U.Mühlich, T.Siegmund and W.Brocks: Technical Note GKSS/WMG/98/1, (1998).