

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 —延性き裂進展シミュレーション手法の構築—

大畑 充*・深堀 拓也*・南 二三吉*

Mechanical Properties Controlling Ductile Crack Growth of Structural Steel
—Simulation of Ductile Crack Growth—

Mitsuru OHATA, Takuya FUKAHORI and Fumiyoshi MINAMI

Synopsis : The effort of this study is to reveal the material properties controlling the resistance to ductile crack initiation and growth (CTOD-R curve) on the basis of the microscopic observation of crack growth, so that the CTOD-R curve can be numerically predicted only from those properties. The crack growth resistance tests using 3-point bend specimens with fatigue pre-crack for two steels provide different ductile crack growth resistance, CTOD-R curve, whereas both steels have the same “mechanical properties” in terms of strength and work hardening. The crack-tip constraint effect, in this case the pre-crack length effect, on the CTOD-R curve is also different between both steels. The observation of crack growth behaviors reveals that micro-mechanisms of ductile crack initiation from fatigue pre-crack and subsequent extension can be different. It is shown that two “ductile properties” of steel associated with ductile damage can control the CTOD-R curve. The one is “critical local strain” evaluated with the notch-tip strain for ductile cracking obtained with bending test of notched specimen, which controls ductile crack initiation of pre-cracked specimen. The other one is “stress triaxiality dependent ductility” obtained with circumferentially notched round-bar specimens subjected to tension, which controls the ductile crack extension for pre-cracked specimen.

Key words: ductile crack initiation; ductile crack extension; CTOD-R curve; damage; ductility; stress triaxiality.

1. 緒言

近年の高靱性材料の開発により、延性き裂の進展を伴う場合の構造性能評価の重要性が益々増してきている。そのため、延性き裂の進展抵抗を定量的に予測する技術の確立が期待される。欧州の構造健全性評価手法である FIT-NET^{1,2)}で採用されている Fracture assessment diagram (FAD) 法や、Crack driving force (CDF)法では、延性き裂進展量を J 積分や CTOD などの破壊力学パラメータの関係で表した延性き裂発生・進展抵抗曲線 (J -R curve, CTOD-R curve) を材料抵抗値として用い、構造部材が不安定延性破壊を開始する限界負荷レベルや限界き裂長さが評価されている。この際、材料抵抗値には、一般に拘束の強い深いき裂を有する標準破壊靱性試験片の曲げ試験で得られる特性が用いられている。しかし、R-curve は部材の形状・寸法や欠陥寸法、また負荷様式によって大きく変化することから³⁻⁹⁾、標準破壊靱性試験片で計測した R-curve が構造部材の延性き裂進展特性を代表できているとは限らず、必ずしも合理的な構造性能評価がなされているとはいえないのが現状である。延性き裂発生・進展を考慮した構造物の破壊安全性

評価を適切に行うためには、対象構造部材の R-curve を定量的に予測する技術の確立が必要である。一方、延性き裂の発生・進展抵抗を向上させることは、部材の耐不安定延性破壊強度を高めて構造性能向上に寄与するが、そのための材料開発指針を得ることが重要な技術課題である。

これまで構造部材の延性き裂進展抵抗を予測する手法が種々提案されているが、それらを分類すると、標準破壊靱性試験で得られる R-curve から初期き裂長さ（欠陥寸法）や負荷様式が異なる部材の R-curve に補正するいわゆる Correction 法と、損傷力学や延性損傷のマイクロメカニズムに基づいて材料の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方法に大別される。

前者の Correction 法は、部材により異なるき裂先端の塑性拘束の程度に応じて R-curve の補正パラメータを与えるものであり、塑性拘束度を表すパラメータに Q -parameter⁷⁻⁸⁾ や A_2 -parameter^{10,11)} を適用した手法が提案されている。この手法により、様々な拘束度を有する R-curve を簡便に予測することができるが、補正パラメータを決定するのに、複数の拘束度が異なる試験片を用いてあらかじめ実験によ

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Nb	Mo	Ti	Ceq	Pcm
Steel A	0.09	0.29	1.59	0.012	0.003	0.05	0.00	0.02	0.39	0.20
Steel B	0.07	0.26	1.89	0.008	<0.001	0.04	0.22	0.01	0.45	0.20

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

り R-curve を決定しておく必要がある。また、 Q -parameter や A_2 -parameter は初期き裂の状態での塑性拘束度を表すパラメータであり、必ずしも進展中のき裂先端の拘束度を表す指標ではない。さらに実構造物に不安定延性破壊をもたらす進展き裂長さは小型試験で得られる進展長さに比べて大きい場合が多く、そのような領域の特性は外挿せざるを得ないという問題を含んでいる¹²⁾。

一方、後者のシミュレーション法は、延性損傷を支配するボイドや微小き裂を損傷パラメータを導入して記述し、これらの損傷を含む材料の弾塑性応答モデルと損傷進展モデル（本研究では両者を合わせて損傷モデルと称する）を用いて対象部材の延性き裂発生・進展特性を FEM 解析によりシミュレーションするもので、これまでに多くの損傷モデルが提案されている¹³⁻¹⁷⁾。これらの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¹⁸⁾。しかし、このようなシミュレーション法は、材料の微視的特性を損傷パラメータに反映させてはいるものの、それらの特性を直接的に同定することが困難なこと等から、必ずしも実材料の微視的特性と R-curve を定量的に対応づけるものではない。すなわち、現在のところ、延性不安定破壊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。また、延性き裂はその前方で複雑な応力/歪の履歴を受けて進展することから、機械的特性などのマクロな鋼材特性ですら、どのような基本的特性が R-curve を支配するかの知見もほとんど得られていない。

本研究では、鋼構造部材の延性き裂の発生・進展抵抗が定量的に予測可能で、かつその抵抗を向上させるのに有効な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・進展に支配的な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損傷モデルを構築する必要がある。

本報では、鋼材機械的特性のうち、き裂先端の応力/歪場を決定づける（駆動力に影響を及ぼす）材料の「強度特

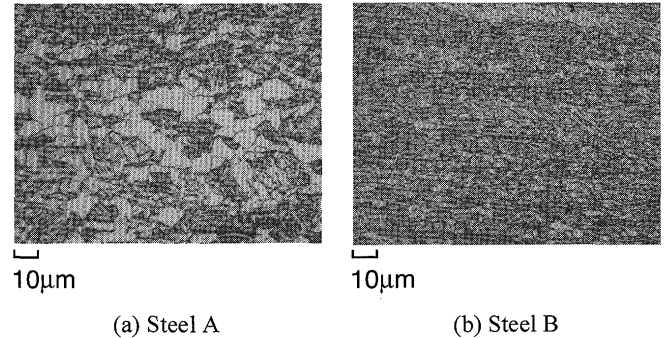


Fig. 1. Microstructures of steels used. (a) Steel A, (b) Steel B.

性（加工硬化特性）」以外に、どのような特性がき裂材の延性き裂発生・進展抵抗(CTOD-R curve)を支配するかについて、主として「延性特性」に着目して明らかにする。具体的には、強度および加工硬化特性がほぼ同じ二種類の鋼材を用い、延性き裂発生から進展に至るまでのプロセスを観察しながら、き裂進展特性を支配する鋼材の「延性特性」を解明するための実験・観察を行った。

2. 供試鋼材

鋼材の延性き裂発生・進展特性に影響を及ぼす強度特性以外の因子を解明するために、強度特性がほぼ等しく延性き裂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 と Steel B)を用いた。両鋼管ともに直径 D は 762 mm、管厚 t は 17.5 mm で同じである。供試鋼材の化学組成を Table 1 に示す。両鋼材とも S 量は 0.003 mass% 以下であり、MnS 等の比較的大きな介在物が極めて少ない鋼材である。また、Fig. 1 にミクロ組織を示すように、いずれもフェライト-ベイナイトの二相組織を有し、Steel A のほうが平均結晶粒径はやや大きい。

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を実施することで得た。試験片はパイプ長手方向に $t/4$ 位置から採取し、試験は室温で 0.1 mm/min の負荷速度で行った。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. 2 に示す。また、強度特性を Table 2 に示す。両鋼材の一樣伸びは異なるが、降伏応力、引張強さおよび加工硬化特性（真応力-真歪曲線の傾き）はほとんど等しい。

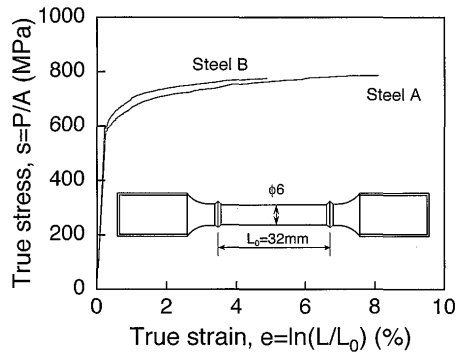


Fig. 2. Work hardening properties of steels used.

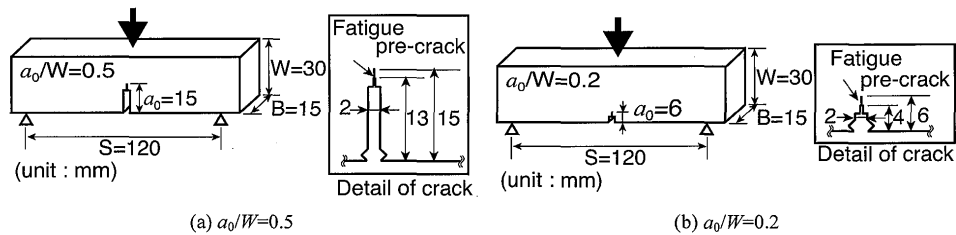
Table 2. Chemical composition of steels used (mass%)

	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_T (MPa)	YR	ϵ_T (%)
Steel A	620	721	0.86	8.5
Steel B	650	735	0.88	5.1

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_T : Tensile strength,

ϵ_T : Uniform elongation (G.L.=32mm),

YR: Yield to tensile ratio


 Fig. 3. Three-point bend specimens with fatigue pre-crack. (a) $a_0/W=0.5$, (b) $a_0/W=0.2$.

3. 延性き裂発生・進展特性とその微視的プロセス

3.1 実験・観察方法

強度特性がほぼ等しい二鋼材の延性き裂発生・進展抵抗, およびそのプロセスを詳細に観察する。

延性き裂発生・進展特性(CTOD-R curve)の把握には, Fig. 3に示す $a_0/W=0.5$ の深いき裂を有する標準三点曲げ破壊靱性試験片に加え, 塑性拘束度の低い浅いき裂を有する $a_0/W=0.2$ の三点曲げ試験片の二種類の試験片を用いた。試験片はパイプ長手方向から採取し, いずれも試験片厚さ $B=15$ mm および幅 $W=30$ mm とした。試験には複数の試験片を用い, 種々の CTOD レベルまで負荷した後に除荷し, 後述のように延性き裂の観察に供した。なお, 試験は 250 kN 自動制御型万能試験機を用い, 室温で 0.5 mm/min の負荷速度 (除荷時も同速度) で変位制御にて行った。各試験片の CTOD は, ISO 12135¹⁹⁾ に準拠して, クリップゲージで計測したき裂末端開口変位から式(1)を用いて算出される初期き裂先端開口変位で定義した。

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{0.2}E} + \frac{r_p(W-a_0)V_p}{r_p(W-a_0)+a_0} \dots\dots\dots(1)$$

ここで, K : 応力拡大係数 ($\text{MPa m}^{1/2}$), $\sigma_{0.2}$: 0.2% 耐力 (MPa), E : 縦弾性係数 ($=206,000$ MPa), ν : ポアソン比 ($=0.3$), r_p : 回転因子 ($=0.4$), V_p : クリップゲージ開口変位の塑性成分 (mm), W : 試験片幅 (mm), a_0 : 初期き裂長さ (mm) である。

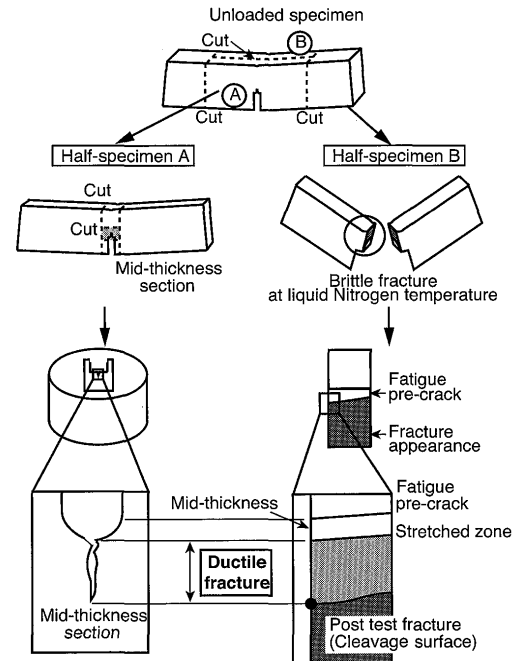


Fig. 4. Procedure for observing the ductile crack initiation and extension.

延性き裂進展長さとき裂の発生・進展プロセスを詳細に観察するため, Fig. 4に示すように種々の CTOD レベルで除荷した試験片を以下の観察・計測に供した。これは, 延性き裂の発生と進展のプロセスを, その断面プロファイルと破面 (き裂形成面) を対応させて明確にしようとするものである。まず, 延性き裂進展長さが最大になると考えられる板厚中央において, 試験片を長手方向にファインカッターで切断した。切断した一方の試験体は, き裂の断面プロファイルの観察に供することとし, き裂近傍領域を切り

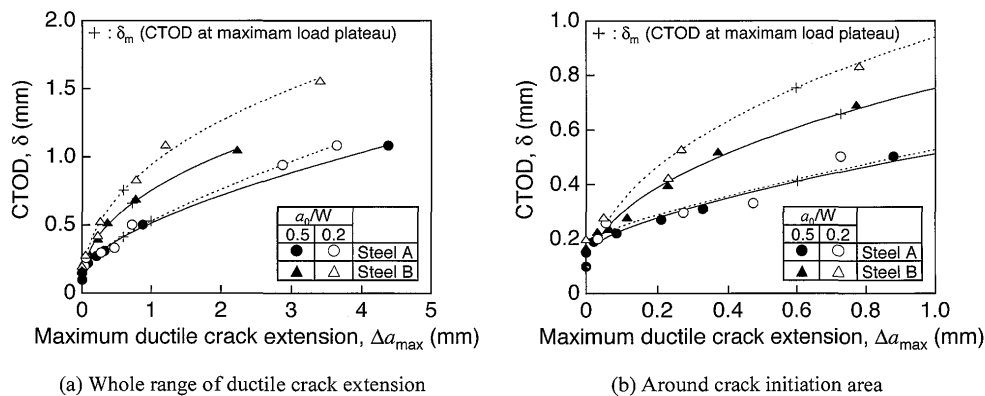


Fig. 5. Ductile crack growth resistance curves, CTOD R-curves, for steels A and B. (a) Whole range of ductile crack extension, (b) around crack initiation area.

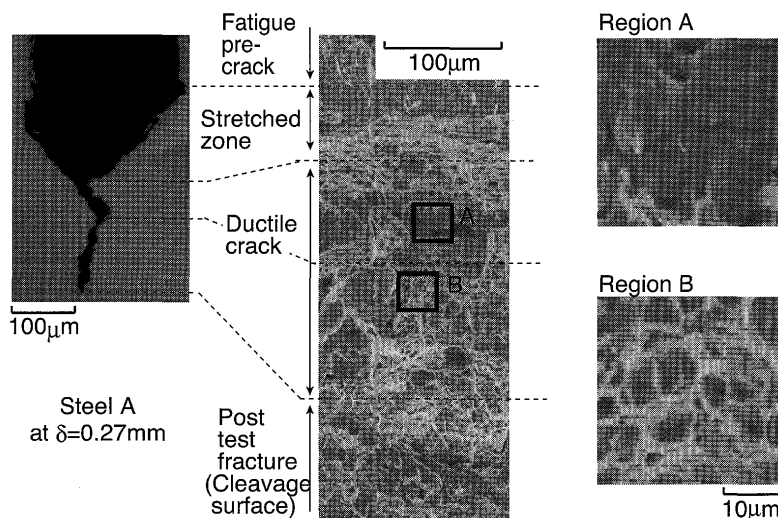


Fig. 6. Ductile crack initiation/extension profile and microscopic fracture appearance in pre-cracked specimen for steel A.

出し、エメリー研磨紙で研磨後に1 μ mのダイヤモンドペーストにて研磨仕上げした。断面の観察は倍率100倍で光学顕微鏡にて行った。切断したもう片方の試験片は、新たな延性き裂面を形成しないよう液体窒素温度で三点曲げ負荷にて脆性破壊させ切断面近傍の破面を観察した。破面観察はSEMで行い、断面観察で得られたき裂プロファイルと対応させて延性き裂の発生および進展のプロセスについて考察した。延性き裂の発生・進展抵抗 R-curveは、先に計測したCTOD δ と、断面観察から計測したストレッチゾーンを含まない延性き裂進展長さの最大値 $\Delta a_{\max}$ の関係で評価することとした。

3・2 延性き裂発生・進展挙動

試験で得られた $a_0/W=0.5$ および $a_0/W=0.2$ の試験片のCTOD-R curveを両鋼材で比較したものをFig. 5に示す。Fig. 5(b)に示した延性き裂の発生時のCTOD δ_i に着目すると、 $a_0/W=0.5$ の深いき裂を有する試験片の方がやや小さい傾向にあるが、いずれの試験片においてもSteel AとSteel Bでは差が見られずほぼ等しい δ_i を示している。なお、延性き裂の発生限界CTOD δ_i が深いき裂を有する試験片ほど小さくなることは、従来から報告されている傾向^{20,21)}と

相違ない。一方、進展特性に着目すると、両鋼材で強度特性はほとんど等しいにもかかわらず、 $a_0/W=0.5$ および $a_0/W=0.2$ のいずれの試験片においても延性き裂進展抵抗はSteel AよりもSteel Bの方が大きい。また、塑性拘束度の高い $a_0/W=0.5$ と低い $a_0/W=0.2$ の進展抵抗の差に両鋼材で差が見られ、Steel AよりもSteel Bの方が塑性拘束の影響を強く受ける傾向にある。

Steel Aの $a_0/W=0.5$ の試験片を一例に、延性き裂の発生および進展のプロセス、および微視的挙動を観察した結果をFig. 6に示す。延性き裂が約200 μ m程度進展したときのき裂断面プロファイルと破面のディンプル性状を対応させている。延性き裂は、鈍化した初期き裂先端からせん断すべり方向に発生していることが分かる。このき裂面(図中の領域A)は、せん断型の浅いディンプルがわずかに存在するが、ストレッチゾーンと同様の滑らかな破面を呈している。一方、その後続く進展中の延性き裂の破面(図中の領域B)を観察すると、大小様々な寸法(最大寸法で直径10 μ m程度)の典型的な等軸ディンプルが観察され、明らかに発生時の破面とは異なっている。Steel Bにおいても同様の延性き裂の発生および進展挙動が観察された。この

ことより、延性き裂の発生と進展は微視的プロセスが異なる挙動であることがわかる。

以上の実験、観察から、両鋼材の強度特性が同じであることは同一CTODレベルでのき裂先端近傍の応力／歪場が等しいことを意味していることより、強度特性以外に延性き裂進展特性に影響を及ぼす鋼材機械的特性（延性特性）が存在することが示唆された。また、その「延性特性」は、延性き裂の進展抵抗の塑性拘束効果にも関係する材料特性と考えられる。さらに、延性き裂の発生とその後の進展は、鋼材の持つ異なる「延性特性」に支配される現象であることが推察された。

4. 延性き裂発生・進展特性を特徴づける鋼材特性の解明

延性き裂の発生抵抗および進展抵抗のそれぞれを支配する鋼材の「延性特性」を解明すべく、き裂材の弾塑性FEM解析で得られるき裂前方の応力／歪場の特徴をふまえた考察を行う。

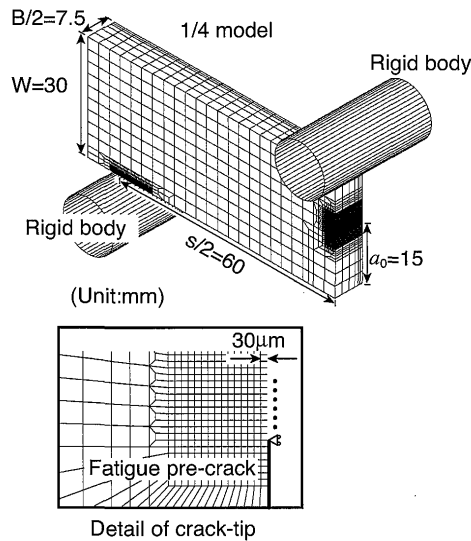
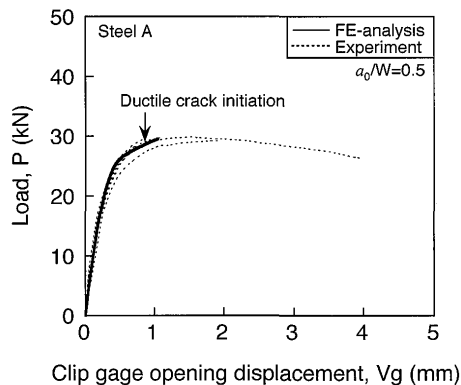
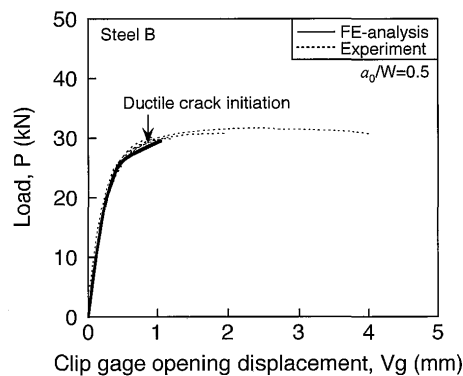


Fig. 7. 3D FE-model and mesh division of three-point bend specimen with crack.



(a) Steel A



(b) Steel B

Fig. 8. Comparison between load-clip gage opening displacement relationships obtained by experiment and FE-analysis for three-point bend specimen with crack of $a_0/W=0.5$. (a) Steel A, (b) steel B.

4・1 き裂先端近傍の応力／歪場の弾塑性FEM解析

疲労予き裂材の三次元弾塑性FEM解析を実施し、き裂先端近傍の応力／歪場の検討を行った。解析対象には、実験で用いた深いき裂を有する $a_0/W=0.5$ の三点曲げCTOD試験片を取り上げた。解析モデルは、Fig. 7に示すように、試験片の対称性を考慮して1/4モデルとした。要素には、8 Gauss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、き裂先端近傍の最小要素寸法が $30\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ となるよう要素分割した。解析コードはABAQUS Standardを使用し、負荷は実験で用いたものと同じ寸法の治具を模擬した剛体要素を通じて与えた。解析に用いた相当応力-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-真歪関係から作製したものを用いた。

解析結果の妥当性を示すため、巨視的挙動である荷重-き裂末端開口変位関係を実験結果と比較した。本解析では、延性き裂の発生・進展を考慮していないが、Fig. 8に示すように実験で観察された延性き裂の発生レベルまでの挙動は解析結果と良い一致を示しており、本解析の妥当性がうかがえる。

そこで、延性き裂の発生が確認されたCTODレベル ($\delta_i=0.2\text{mm}$) において、板厚中央断面におけるき裂前方の相当塑性歪 $\bar{\varepsilon}_p$ と多軸応力度の指標である応力多軸度 $\bar{\sigma}/\sigma_m$

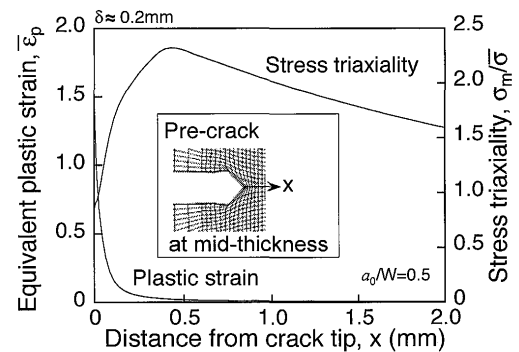


Fig. 9. Equivalent plastic strain and stress triaxiality distribution ahead of crack tip for bend specimen.

の分布を求め、それらをFig. 9に示す。なお、相当塑性歪 $\bar{\epsilon}_p$ は式(2)で定義され、 $\bar{\sigma}$ および σ_m はそれぞれ式(3)および式(4)で定義されるミーゼスの相当応力と平均垂直応力である。

$$\bar{\epsilon}_p = \int d\bar{\epsilon}_p, \\ d\bar{\epsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{9} \{ (d\epsilon_1^p - d\epsilon_2^p)^2 + (d\epsilon_2^p - d\epsilon_3^p)^2 + (d\epsilon_3^p - d\epsilon_1^p)^2 \}} \dots\dots\dots (2)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}} = \sqrt{\frac{1}{2} \{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \}} \dots\dots\dots (3)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $(d\epsilon_1^p, d\epsilon_2^p, d\epsilon_3^p)$ および $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ は、それぞれ主塑性歪増分と主応力である。

Fig. 9をみると、延性き裂の発生限界CTOD δ_i レベルにおいて、き裂先端近傍では大きな歪勾配が形成されており、き裂先端の平均塑性歪(30 μm 領域の平均値)は非常に大きい。しかし、図中にき裂のプロファイルを示すように、先端は鈍化しており、そのため応力多軸度はき裂先端で小さく、き裂先端から前方に離れるに従い大きくなっている。応力多軸度は概ね $2 \times \delta_i$ (mm)程度離れた位置で最大値を呈しているが、その位置での塑性歪量はかなり小さな値となっている。このようなき裂前方の応力／歪場の特徴から、延性き裂の前方の領域に着目すると、初めに高い多軸応力下で塑性歪を受けるが、徐々に応力多軸度が低下しながら歪を受けて、ついにはその領域を延性き裂が進展するという、複雑な履歴をとることが理解される。

4・2 延性き裂発生特性を特徴づける鋼材機械的特性
本実験の疲労予き裂材の延性き裂は、鈍化した予き裂先

端からせん断すべり型で生じていた。一方、大畑ら^{22,23)}はこれまで、先端半径の鋭い切欠きを設けた試験片において、切欠き底表面からせん断型で延性き裂が発生する場合には、切欠き先端の塑性歪(切欠き先端の領域平均歪(概ね30 μm 程度の領域)で定義される量)が限界値に達すると延性き裂が発生することを、引張り負荷や曲げ負荷および動的負荷を受ける場合に対して確認してきた。すなわち、先端半径の鋭い切欠き材を用いて得られる「切欠き底からの延性き裂発生限界局所歪」(以降、本論文では「切欠き延性」と称する)が、せん断型の延性き裂発生抵抗を特徴づける鋼材の「延性特性」であることを見出してきた。そこで、延性き裂進展抵抗がSteel AとSteel Bでは異なるものの、延性き裂の発生限界CTOD δ_i には差が見られなかったことが、鋼材の「切欠き延性」により説明できるかどうかについて検討を行った。

「切欠き延性」の評価には、Fig.10(a)に示すJIS 4号シャルピー衝撃試験片を用いた。試験は、三点曲げ様式(支持スパン：40 mm)にて変位速度0.6 mm/minで静的に変位制御にて行った。延性き裂発生時の負荷変位の特定と発生き裂面の観察を、Fig. 4と同様の手法により複数試験片を用いて行った。また、切欠き底からの延性き裂発生時の局所歪を算定するために三次元弾塑性FEM解析を実施した。解析方法、解析コード、およびFEM要素は、前節に示した予き裂材の場合と同じとした。Fig.10(b)に解析対象の要素分割を示しており、切欠き底の最小要素寸法は予き裂材と同じ30 $\mu\text{m} \times 30 \mu\text{m}$ とした。

Fig.11は一例としてSteel Aを対象に、発生した延性き裂の断面プロファイルとき裂面を対応させて示している。Fig. 6に示した予き裂材の延性き裂発生挙動と同様に、延性き裂はせん断型で生じておりストレッチゾーンと同様の滑らかなき裂面を呈している。そこで、FEM解析を援用して、延性き裂発生時の荷重点変位から「切欠き延性」、すなわち切欠き底の相当塑性歪($\bar{\epsilon}_p^{\text{tip}}$)_{cr} (30 $\mu\text{m} \times 30 \mu\text{m}$ 領域の平均歪で定義)を算定した。

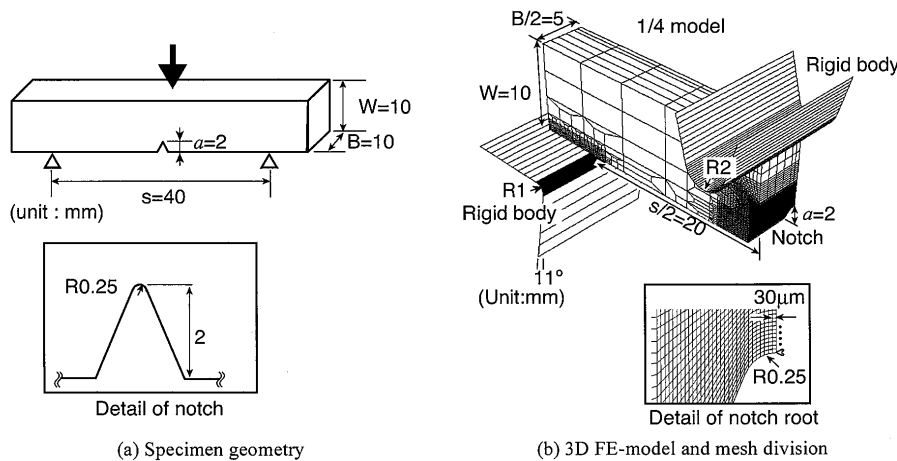


Fig. 10. Three-point bend specimen with notch. (a) Specimen geometry, (b) 3D FE-model and mesh division.

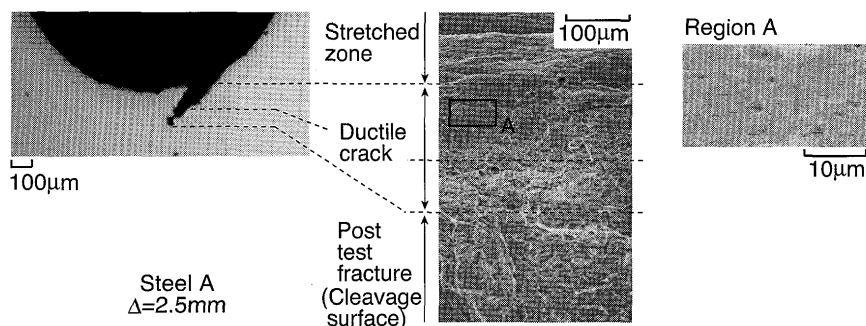


Fig. 11. Ductile crack initiation/extension profile and microscopic fracture appearance in notched specimen for steel A.

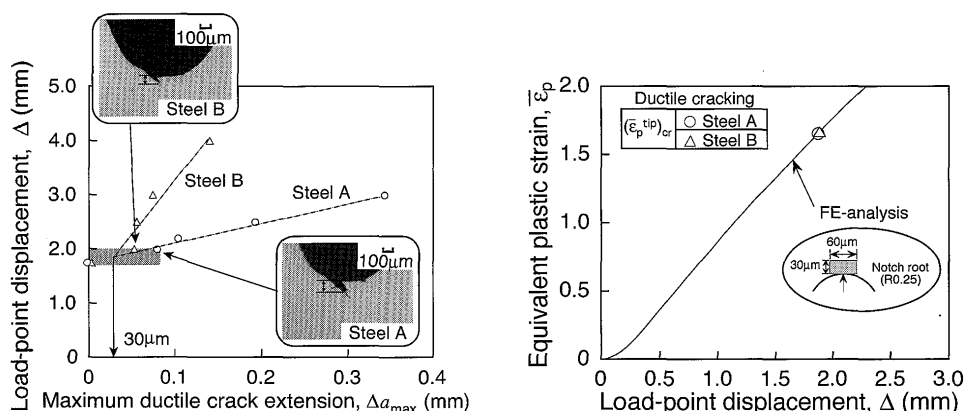


Fig. 12. Critical condition for ductile cracking of notched bend specimen for steels A and B. (a) Critical load-point displacement for ductile cracking, (b) critical local equivalent plastic strain for ductile cracking

Fig.12(a)に実験で得られた荷重点変位 Δ と最大延性き裂進展長さ Δa_{max} の関係を示すが、これより延性き裂発生時の荷重点変位は両鋼材でほぼ等しく（約1.9mm：線形近似で得られた変位量）、Fig.12(b)に示すようにそのときの相当塑性歪 $(\bar{\epsilon}_p^{tip})_{cr}$ （=約160%）も等しいことがFEM解析よりわかった。すなわち、限界相当塑性歪 $(\bar{\epsilon}_p^{tip})_{cr}$ が両鋼材で等しいことは予き裂材の延性き裂発生限界CTOD δ_I が等しいことと対応しており、切欠き材の曲げ試験で得られる「切欠き延性」（切欠き底からの延性き裂発生限界局所歪）が予き裂材の延性き裂発生抵抗を支配する「延性特性」となることが明らかになった。

4・3 延性き裂進展特性を特徴づける鋼材特性

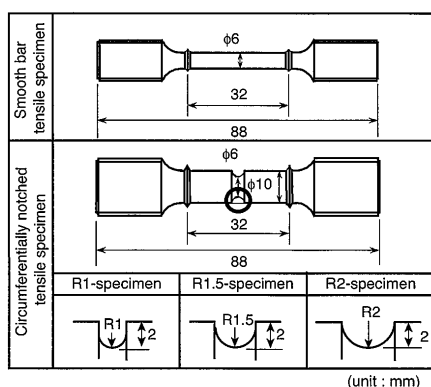
Fig. 9に示した予き裂材のFEM解析結果から、延性き裂は応力多軸度履歴に対応する歪が蓄積されて進展することが示唆された。すなわち、延性き裂の進展抵抗は高応力多軸度下で受ける損傷程度に大きく影響されるものと考えられる。そこで、円周切欠き付丸棒試験片の引張試験を行い、破断延性（損傷限界）に及ぼす応力多軸度の影響を検討することで、様々な多軸応力状態で受ける材料損傷について比較・考察した。

用いた試験片の形状・寸法はFig.13(a)に示す通りで、平滑丸棒試験片（2章で使用）に加え、切欠き先端半径 R を2mm, 1.5mm, 1mm（それぞれ、R2, R1.5, R1試験片と称する）に変化させた円周切欠き付丸棒試験片を採用した。こ

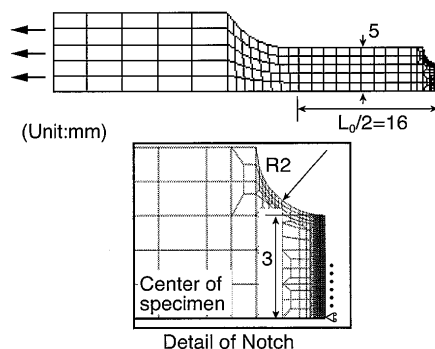
れらの形状・寸法の試験片では、切欠き（あるいはくびれ部）ネット断面内で応力勾配が生じ、断面中央部から破断が進行（延性き裂が発生・進展）することが確認されている。そこで、弾塑性FEM解析を併用して得られる中央部の応力多軸度と破断延性（内部でき裂が発生したときの局所相当塑性歪 $\bar{\epsilon}_p$ で定義）の関係を算定した。解析は、Fig. 13(b)にR2試験片を例として要素分割図を示すように4節点軸対象要素を用いて行った。解析方法および解析コード、ならびに用いた要素は4・1節に示した予き裂材の場合と同じである。

Fig.14に、一例としてR2試験片を対象に、試験でCCDカメラを用いて自動連続計測した切欠き（あるいはくびれ部）ネット断面直径と荷重から求めた真応力-真歪曲線を示す。Steel AよりもSteel Bの方が破断開始限界真歪（屈曲点における真歪）は高くなっている。なお、図中に示すように、破面は典型的な等軸ディンプルを呈しており、これは予き裂材での延性き裂進展過程で見られた破面形態とほぼ同じである。

このような実験結果をふまえ、FEM解析を用いて全ての切欠き丸棒試験片の破断延性 $(\bar{\epsilon}_p)_{cr}$ と応力多軸度 $\bar{\sigma}/\sigma_m$ の関係（損傷限界曲線）を求めたものをFig.15に示す。なお、参考のために図中には破断に至るまでの相当塑性歪と応力多軸度の履歴も併せて示している。これを見ると、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



(a) Specimen geometry



(b) Axi-symmetrical FE-model and mesh division

Fig. 13. Round-bar tensile specimen with/without circumferential blunt notch. (a) Specimen geometry, (b) axi-symmetrical FE-model and mesh division.

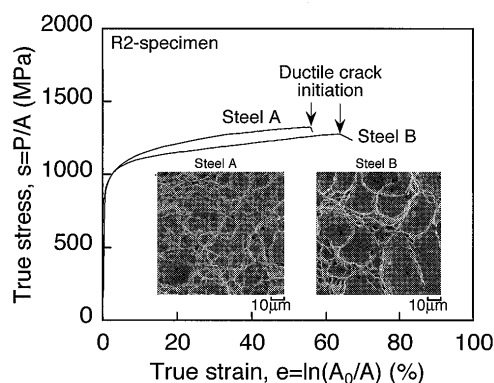


Fig. 14. True stress-true strain curves up to ductile cracking obtained with R2-specimen for steels A and B.

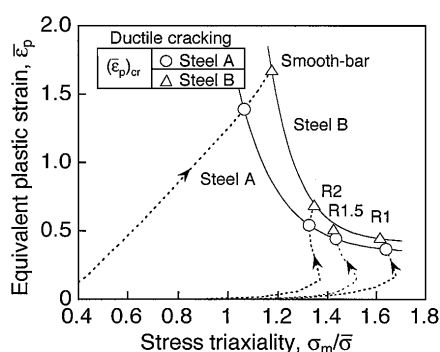


Fig. 15. Comparison between stress triaxiality and equivalent plastic strain histories up to ductile cracking at specimen center for steels A and B.

下においても延性（損傷限界）は大きく、材料が破断に至るまでに同じ塑性歪を受けた場合でも、受ける損傷度は Steel A の方が大きいことを示している。ここで、対象鋼材の強度特性が等しいことから、予き裂材の進展き裂前方では両鋼材で同じ高応力多軸度で同じ塑性歪を生じることになるが、Steel A の方がより大きな損傷を受けると考えられる。損傷が大きいと延性き裂の進展は容易になり、Fig. 5 に示した CTOD-R curve において Steel A の方が延性き裂進展抵抗が低いことと対応している。また、両鋼材と

も応力多軸度が低いほど延性が大きくなっていることから、実験で得られた塑性拘束度の低い $a_0/W=0.2$ の試験片の方が拘束度の高い $a_0/W=0.5$ の試験片よりもき裂進展抵抗が高いという結果が定性的に理解される。さらに、高応力多軸下よりも低応力多軸下の方が両鋼材の延性差が大きい、見方を変え、Steel B の方が延性の応力多軸度依存性が大きいという結果は、延性き裂進展抵抗に及ぼす塑性拘束の影響（ a_0/W の影響）が Steel B の方が顕著であるという結果を定性的に説明づけている。

このように、予き裂材の延性き裂の進展抵抗は、平滑丸棒引張試験で得られる低多軸応力下での延性だけでなく高多軸応力下での延性にも大きく依存することが明らかとなった。すなわち、円周切欠き付丸棒試験で得られる「延性の応力多軸度依存性」が、予き裂材の延性き裂進展抵抗とその塑性拘束効果を支配する「延性特性」となることが見出された。本研究により、き裂部材の延性き裂の発生・進展抵抗 (R-curve) を支配しその向上のために制御すべき鋼材の主要な機械的特性が明確になり、これらの機械的特性の情報のみから種々の拘束下での R-curve や、逆に R-curve 向上に有効な特性を定量的に評価する手法の開発へ展開できるものと考えられる。

5. 結言

疲労予き裂先端からの延性き裂発生・進展特性 (R-curve) を支配する鋼材の機械的特性を解明することを目的として、強度特性がほとんど等しく、R-curve が異なる二種類の鋼材を用いて実験・解析を行った。得られた主な結果を以下に要約する。

(1) 両鋼材で強度特性（降伏応力、引張強さ、加工硬化特性）はほとんど等しいにも関わらず、延性き裂発生限界 CTOD はほぼ等しいものの、延性き裂進展抵抗には大きな差があった。また、き裂進展抵抗に及ぼすき裂長さ（塑性拘束度）の影響にも両鋼材で差が見られた。

(2) 疲労予き裂材の延性き裂の発生は鈍化した初期き裂先端からせん断すべり型で生じていた。その後、発生時の破面とは明らかに異なる典型的な等軸ディンプルを形成しながら延性き裂が進展していた。このことは、延性き裂の発生と進展は微視的プロセスが異なる挙動であることを示している。また、(1)の結果と合わせると、延性き裂の発生と進展は、鋼材の持つ異なる機械的特性(「延性特性」)に支配される現象であることが推察された。

(3) 疲労予き裂材の延性き裂の発生抵抗は、切欠き材の曲げ試験で得られる「切欠き延性」(切欠き底からの延性き裂発生限界局所歪)と対応している。一方、延性き裂進展抵抗とその塑性拘束効果は、円周切欠き付丸棒試験で得られる「延性の応力多軸度依存性」から説明づけられる。すなわち、延性き裂の発生・進展抵抗(R-curve)は、鋼材の強度特性以外に、「切欠き延性」と「延性の応力多軸度依存性」の二つの延性特性に支配されることが明らかとなった。

本研究の実施にあたり、大阪大学大学院の崎本隆洋君、大阪大学の岡村有貴君に実験・観察面で協力を得た。また、本研究の一部は、(社)日本鉄鋼協会第13回鉄鋼研究振興助成(代表:大畑 充)を受けて実施したものであり、ここに謝意を表する。

文 献

- 1) U.Zerbst, R.Hamann and A.Wohlschlegel: *Int. J. Pressure. Vessels Piping*, **77** (2000), 697.
- 2) M.Koçac: *Weld. World*, **51** (2007), 94.
- 3) T.Kanazawa, S.Machida and J.Kudo: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **138** (1975), 471.
- 4) K.Sato, M.Toyoda and Y.Ito, *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **141** (1977), 268.
- 5) M.Toyoda, Y.Ito and K.Sato: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **145** (1979), 212.
- 6) J.W.Hancock, W.G.Reuter and D.M.Parks: *ASTM STP* 1171, (1993), 21.
- 7) J.A.Joyce and R.E.Link: *ASTM STP* 1256, (1995), 142.
- 8) J.A.Joyce and R.E.Link: *Eng. Fract. Mech.*, **57** (1997), 431.
- 9) G.Shen, W.R.Tyson, A.Glover and D.Horsley: *Proc. of 4th Int. Conf. Pipeline Technol.*, Ostend, Belgium, (2004), 703.
- 10) Y.J.Chao and X.K.Zhu: *Int. J. Fract.*, **106** (2000), 135.
- 11) X.K.Zhu and B.N.Leis: *Trans. ASME. J. Press. Vessel Technol.*, **128** (2006), 581.
- 12) T.V.Pavankumar and J.Chattopadhyay: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **79** (2002), 127.
- 13) A.L.Gurson: *J. Eng. Mater. Technol.*, **99** (1977), 2.
- 14) G.Roussler: *Nucl. Eng. Des.*, **105** (1987), 97.
- 15) J.B.Leblond, 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) L.Xia, C.F.Shih and J.W.Hutchinson: *J. Mech. Phys. Solids*, **43** (1995), 389.
- 19) ISO 12135: 2002(E), *Metallic materials—Unified method of test of the determination of quasistatic fracture toughness*, (2002).
- 20) A.Otsuka, S.Nishimura and T.Miyata: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **344** (1981), 447.
- 21) T.L.Panontin and S.D.Sheppard: *ASTM STP* 1256, (1995), 54.
- 22) M.Ohata, M.Toyoda and G.B.An: *Weld. World*, **48** (2004), 9.
- 23) M.Ohata and M.Toyoda: *STAM*, **5** (2004), 241.