

高圧ガスパイプライン用鋼管材料の高速延性き裂伝播抵抗に及ぼす き裂伝播速度及びマイクロ組織の影響

Influence of Crack Velocity and Microstructure on Fast Ductile Fracture Resistance for High Pressure Gas Pipeline Steels

学籍番号 086325 今井 康仁

指導教員 栗飯原周二

Keywords: 延性破壊, 非線形破壊力学, き裂伝播抵抗, J-R 曲線, J 積分, CTOA, き裂速度, 有限要素法解析, ミクロ組織, ディンプル破面, マイクロボイド, 加工硬化, ガスパイプライン

1. 緒言

世界が深刻な環境・エネルギー問題に直面する中, 水素社会の実現とエネルギーの安定供給の必要性から, 北東アジア域の域内ガスパイプラインネットワークの構築が提唱されている. 係る技術的問題として高速延性破壊現象に着目し, き裂伝播評価に必要な, き裂伝播抵抗の評価を行い, き裂速度とき裂伝播抵抗値の関係について検証する. また, き裂伝播抵抗のき裂速度依存性に対するマイクロ組織の影響を解明するため, 延性き裂伝播の過程をマルチスケールにわたり解析して, ミクロ組織とマクロ的延性破壊抵抗の関係を明確化する.

2. き裂伝播抵抗の算定法の検討

本研究では, 大規模降伏状態での延性き裂伝播抵抗値として, J 積分と CTOA(き裂先端開口角)を扱う. J 積分の算定には, 実験室試験においては測定される荷重や変位などからき裂伝播抵抗を算定する手法を, バーストテストと数値計算においては塑性歪からき裂伝播抵抗を算定する手法を, それぞれ用いた. CTOA の計測は, 試験中に撮影した写真より, 試験片表面から読み取った.

2.1 実験室試験における算定手法

Garwood[1]の式をもとに, 卒業論文[2]では, 3点曲げ試験において荷重変位曲線とき裂長さ-荷重点変位曲線から進展き裂の J 積分を導く微分方程式を求めた.

$$\frac{dJ}{d\Delta} = -\frac{J}{W-a} \frac{da}{d\Delta} + \frac{2P}{B(W-a)} \quad (2)$$

また, この方法を応用し片側切欠付引張試験のき裂成長を考慮した J 積分算定式を導出した.

$$\frac{dJ}{d\Delta} = -\frac{J}{W-a} \frac{da}{d\Delta} + \frac{P - (\Delta dP/d\Delta)}{B(W-a)} \quad (3)$$

P を $P/2$ とすれば両側切欠・中央切欠の引張試験片にも適用できる. このようにして得られる抵抗曲線の安定進展領域の平均的な抵抗値 J_{plateau} を, き裂伝播抵抗として採用した. J-R 曲線において, プラトーに達したき裂位置, 或いは初期リガメントの半分より手前のき裂位置安定進展領域としている.

また, 落重試験で高速度カメラによりき裂の推移を計測せずとも, 吸収エネルギーのみからき裂

伝播抵抗を算出するダブル試験法を今回新たに開発した. 予切欠長さがそれぞれ $a_1, a_2(a_1 < a_2)$ である 3 点曲げ試験片について試験を実施し, 得られた吸収エネルギーがそれぞれ U_1, U_2 であったとすると, き裂伝播抵抗 J_w は式(4)で求められる.

$$J_w = \frac{U_1 - U_2}{B(a_2 - a_1)} \quad (4)$$

2.2 バーストテストにおける算定手法

鋼管のき裂面上に x 軸, 鋼管面内で x 軸と垂直な方向を y 軸, 板厚方向に z 軸を設定し, 平面応力を仮定する. バーストテスト実施前に鋼管表面に一樣な模様をプリントを施し, バーストに伴う模様の変形から面内歪分布 $\varepsilon_{xx}(y) \cdot \varepsilon_{yy}(y)$ を得る. また, 板厚計測より歪分布 $\varepsilon_{zz}(y)$ を得る. y 方向に大きな曲げを受けるため, $\varepsilon_{yy}(y)$ は塑性変形の体積不変条件より求めると, 相当塑性歪分布 $\bar{\varepsilon}(y)$ は式(5)により求められる.

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_{xx}^2 + \varepsilon_{yy}^2 + \varepsilon_{zz}^2 + 2\varepsilon_{xy}^2)} \quad (5)$$

Prandtl-Reuß の関係式から塑性歪エネルギー密度は相当応力-相当塑性歪線図の下部面積で求められる. き裂伝播抵抗の J 積分は, 単位破断面積あたりの吸収エネルギーでもあるので, 等方材料では塑性歪に基づくき裂伝播抵抗 J_e は式(8)で求められる. 高速変形下では, 式(6)の R パラメータ(歪速度温度効果指数)を用いて降伏応力の上昇を考慮する. 式(7)の定数 $C_1 \cdot C_2$ は低温引張試験の結果より求められる.

$$R = T \log\left(\frac{A}{\dot{\varepsilon}}\right) \quad (6)$$

$$\sigma_y = C_1 \exp\left(\frac{C_2}{R}\right) \quad (7)$$

$$J_e = \int_{r_p}^r dy \int_{\sigma_{y0}}^{\sigma_y} \sigma dy \quad (8)$$

数値計算では, 得られた歪分布より J_e を求めた.

3. 高速延性き裂伝播抵抗のき裂速度依存性

3.1 実験

3.1.1 実験概要

供試材は UO 鋼管(API X65)の 2 鋼種(TMCP・TMR)及びアルミニウム引抜管であり, 試験片はこれらを平板に加工したものである. 鋼管の化学

成分は 0.043C-0.329Si-1.41Mn-0.008P-0.0002S (mass%)である。供試材の機械的特性を調べるために常温引張試験, R パラメータを求めるための低温引張試験, き裂伝播抵抗を求めるための静的3点曲げ試験と動的3点曲げ試験(落重試験)を行った。またより高速に伝播するき裂の伝播抵抗を調べるため, 本研究室がノルウェーで行ったバーストテストの際に 2.2 項の手法で計測・算出した。アルミニウム管については, 常温切欠付引張試験と本研究室が釧路で行ったバーストテストのいずれも 2.2 項の手法でき裂伝播抵抗を求めた。

3.1.2 実験結果

鋼管については, 低温引張試験から降伏応力の歪速度依存性が明らかになったほか, 3点曲げ試験で求められた各々の J-R 曲線から $J_{plateau}$ と CTOA が得られた。また, 落重試験では $J_{plateau}$ の他に J_W と J_e の算定も行い, 3 つともほぼ同じ値になることを確認した。そしてバーストテストからも両鋼種について J_e を算定し, き裂伝播抵抗のき裂速度依存性を得た。アルミニウム管についても, 同様にき裂伝播抵抗のき裂速度依存性が得られた。

3.1.3 考察

Fig.1 と Fig.2 に鋼管の3点曲げ試験の結果である $J_{plateau}$ と CTOA のき裂速度依存性を, Fig.3 にバースト試験のき裂速度域に及ぶ J_e のき裂速度依存性を示す。Fig.1 よりき裂伝播抵抗は TMCP の方が TMR より大きいこと, 共に準静的条件よ

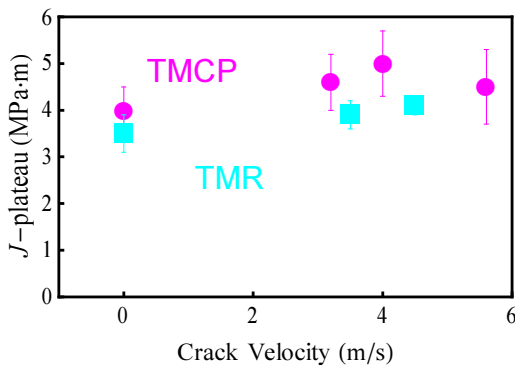


Fig. 1 Crack velocity dependence of $J_{plateau}$.

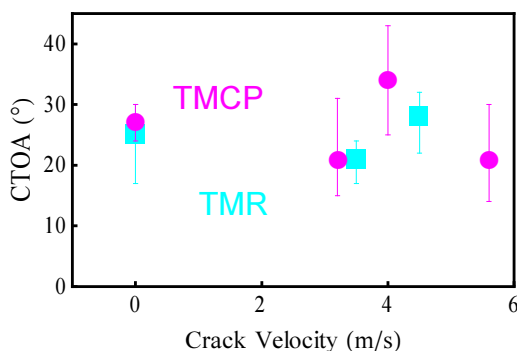


Fig. 2 Crack velocity dependence of CTOA.

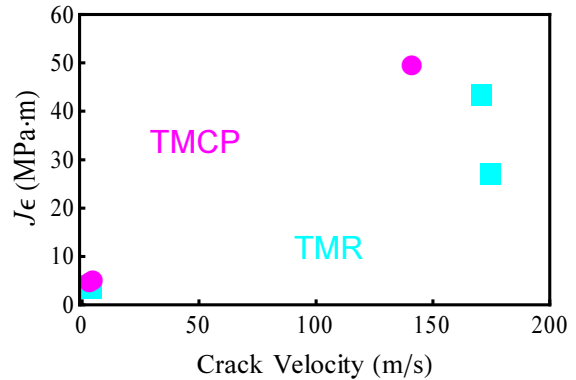


Fig. 3 Crack velocity dependence of J_e .

り動的条件の方が大きいことが分かった。Fig.2 では, き裂速度についての相関は認められないものの, プロットの位置関係は Fig.2 と似ていることから $J_{plateau}$ と CTOA は対応しているといえる。J 積分は強度の寄与と変形の寄与を受け一方, CTOA は変形を示すパラメータであるので, Fig.1 に現れて Fig.2 に現れないき裂速度に対する上昇傾向は, 歪速度上昇による強度上昇の寄与であるといえる。続いて, Fig.3 より高き裂速度でき裂伝播抵抗は大幅に大きくなることが分かった。また, 高き裂速度でも TMCP の方が TMR よりき裂伝播抵抗が大きい。アルミニウム管の J_e のき裂速度依存性からも, 同様にバーストテストの方が静的試験より J_e が大きい結果となった。上昇比率は鋼管に比べアルミニウム管は小さいが, これはアルミニウムが FCC 金属ゆえ, 降伏応力の歪速度依存性がほとんどないためである。

3.2 数値計算

3.1 項のように高き裂速度域のき裂伝播抵抗をバーストテストにより求めるのは, 莫大なコストと手間を要する。そこで, 数値計算により高き裂速度域のき裂伝播抵抗を低き裂速度域のき裂伝播抵抗より推定し, き裂伝播抵抗のき裂速度依存性を求める。

3.2.1 簡易モデル解析手法

き裂先端を原点とおく極座標を考え, Achenbach ら[3]の線形硬化材料の応力分布の式に HRR 解[4]を参照して, 平面応力状態の高速延性伝播き裂のき裂先端近傍の相当応力場を以下に定める。

$$\sigma_e(r, \theta) = \sigma_y \left(\frac{EJ}{\sigma_y I_n r} \right)^{-s} \quad (9)$$

s は $\alpha = E_t / E$, $\beta = V / \sqrt{E/\rho}$ の関数であり, 相当応力の特異性の強さを表すパラメータである。 α が小さいほど, また β が大きいほど特異性は小さい。 I_n は HRR 解の積分定数で, 本研究の供試材では平面応力状態でおよそ 3 である。ポアソン比 $\nu=0.3$ とすると, 式(9)は式(10)の範囲でのみ解を有する。

$$\beta < 0.57\sqrt{\alpha} \quad (10)$$

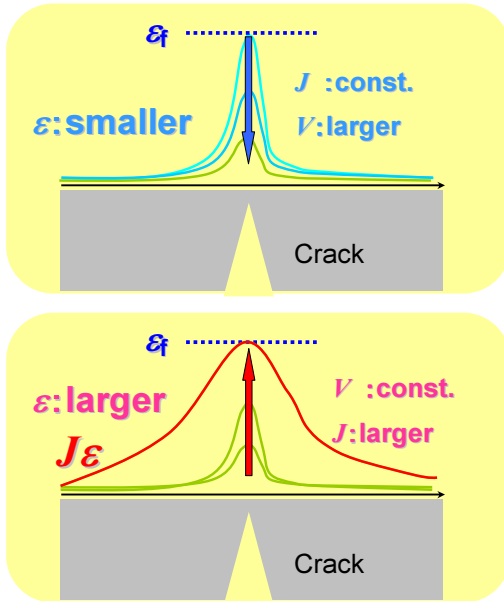


Fig. 4 Method for analyzing fracture resistance.

町田ら[5]はこの上限速度を考慮して s を式(11)のように近似した.

$$s(\alpha, \beta) = s_{\beta=0} \left(\frac{\alpha - (\beta/0.57)^2}{1 - (\beta/0.57)^2} \right) \quad (11)$$

延性破壊のき裂速度域ではこの近似による Achenbach の解析との誤差は大変少ない. このようにして求められた相当応力場に対し, 応力歪線図を用いて, 対応する相当塑性歪場が求められる. 今この歪場について, き裂先端から特性距離離れた位置でき裂と垂直方向の歪分布を考え, 解析手法を Fig.4 に示す. 一般に, き裂速度が大きくなるほど, 塑性波が追いつかなくなるため, 塑性歪分布は小さくなる. また, 準静的・動的にかかわらず, き裂が伝播するにはき裂面の歪は一定以上の値 (破壊歪: ϵ_f) となる必要がある. 相当塑性歪場は式(9)より負荷 J の関数であるため, 動的条件の ϵ_f が静的条件の ϵ_f と同じになるように動的破壊の負荷 J を大きく修正すると, より広がった塑性歪分布が得られる. ここから求めた J_e をそのき裂速度でのき裂伝播抵抗とする.

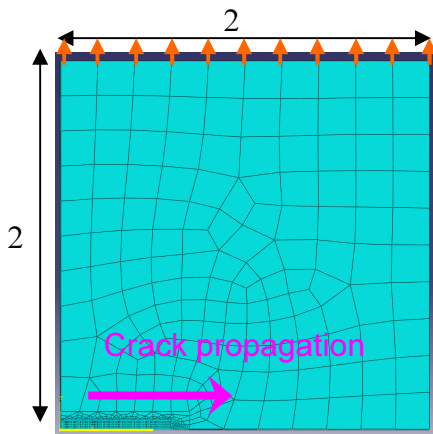


Fig. 5 Dimension and mesh partition of FE model.

3.2.2 有限要素法による解析手法

無限平板中のき裂を対称性から 1/4 モデルにモデル化し, き裂を動的に伝播させる平面応力二次元弾塑性有限要素法解析を行った. き裂伝播解析手法は安藤[6]の節点力解放法を用いた. モデルは一辺 2000 mm の正方形で, 要素は平面応力四辺形 2 次要素を用い, 材料定数はヤング率 206 GPa, 降伏応力 600 MPa, ポアソン比 0.3, 密度 7874 kg/m³ とし, 硬化特性は 3.2.1 と揃えた. 負荷応力は 500 MPa であり, き裂速度は 5 m/s・100 m/s・200 m/s の 3 通りの解析を行った. 解析により得られた相当塑性歪場より, き裂と垂直方向の歪分布を出力し, そこからき裂伝播抵抗 J_e を求めた. 歪分布を出力する位置は, Fig.4 の後半の手法を考慮するし, 各き裂速度の解析結果において ϵ_f が等しくなるき裂位置 (即ち負荷 J) とした.

3.2.3 結果と考察

$E_t=2120$ MPa として, 3.2.2 項の FEM に基づく塑性波の影響を考慮したき裂伝播抵抗のき裂速度依存性は Fig.6 のようになる. 静的な J_e が大きいほど, 動的な J_e は小さいき裂速度域から上昇することが分かる. 一方, 比較のため静的な J_e が同じになるよう負荷 J を設定して求めた, 3.2.1 項の簡易モデルによる塑性波の影響を考慮したき裂伝播抵抗のき裂速度依存性は Fig.7 のようにな

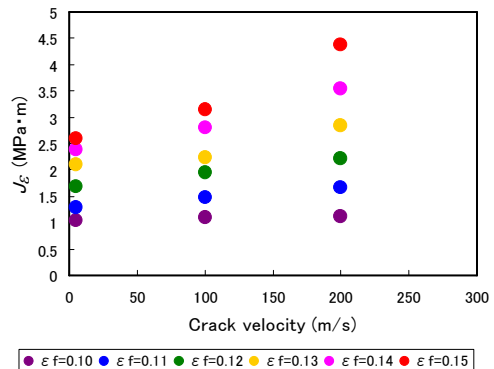


Fig. 6 Crack velocity dependence of J_e for FEM.

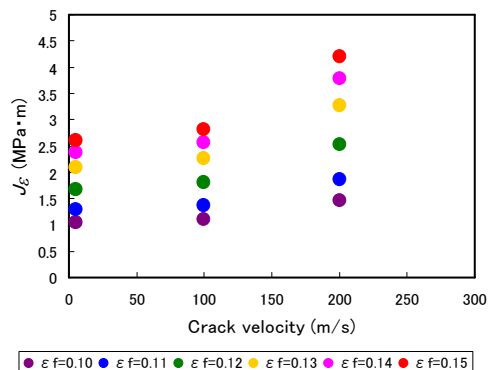


Fig. 7 Crack velocity dependence of J_e for simple model analysis.

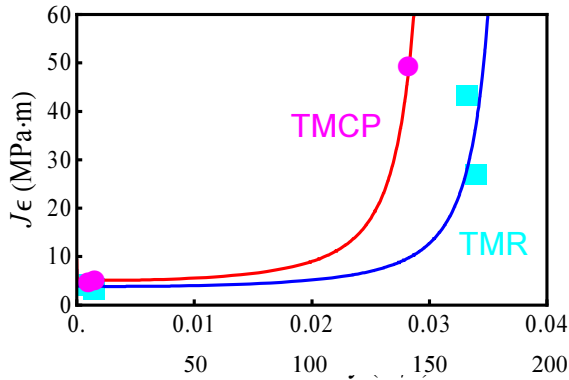


Fig. 8 Crack velocity dependence of J_{ϵ} so as to fit the data of the burst test in Norway.

る。両者の推移はよく似ており、簡易モデルにより得られるき裂伝播抵抗のき裂速度依存性を示す曲線の妥当性が FEM 解析により確認された。続いて、Fig.3 のノルウェーのバーストテストの結果と適合する E_t について考察する。このような E_t を計算すると、TMCP では $E_t=823$ MPa, TMR では $E_t=1150$ MPa となり、このとき Fig.8 のようになる。これらの E_t はいずれも、簡略的に歪硬化率を見積もった $E_{t1}=(\sigma_u-\sigma_Y)/\epsilon_u$ と、破断時の真応力 σ_{ft} と真歪 ϵ_{ft} から求めた $E_{t2}=(\sigma_{ft}-\sigma_Y)/\epsilon_{ft}$ の間となる。以上から、塑性波の影響を考慮した数値計算を通して、実験データを説明することができた。

Table 1 Tensile test result.

6S	TEMP.(°C)	YS (MPa)	YR (%)
No.1	10	566	86
No.5	-50	599	85
No.9	-100	707	88

6D	TEMP.(°C)	YS (MPa)	YR (%)
No.2	10	462	81
No.6	-50	515	82
No.10	-100	563	82

8I	TEMP.(°C)	YS (MPa)	YR (%)
No.3	15	878	98
No.7	-50	922	97
No.11	-100	971	98

8T	TEMP.(°C)	YS (MPa)	YR (%)
No.4	15	829	97
No.8	-50	863	96
No.12	-100	949	98

4. 高速延性き裂伝播抵抗のマイクロ組織による影響

4.1 実験

4.1.1 実験概要

供試材は 600MPa 級ベイナイト鋼(以下 6S)と 600MPa 級フェライト・マルテンサイト二相鋼(同 6D), 800MPa 級マルテンサイト鋼 2 鋼種(8I・8T) の計 4 鋼種の高張力鋼である。600 MPa 級鋼の化学成分は 0.10C-0.10Si-1.2Mn-0.03Al-<0.0003B

-<0.001O(mass%)であり、800 MPa 級鋼の化学成分は 0.05C-0.10Si-1.6Mn-0.03Al-<0.0011B

-0.0011O(mass%)である。供試材の機械的特性を調べるために常温引張試験、R パラメータを求めるための低温引張試験、靱性を調べるためのシャルピー衝撃試験、き裂速度を変化させた条件でのき裂伝播抵抗を求めるための静的 3 点曲げ試験と動的 3 点曲げ試験(落重試験)を行った。

4.1.2 実験結果

引張試験から機械的特性が、低温引張試験から降伏応力の歪速度依存性が、シャルピー衝撃試験から靱性が明らかになったほか、3 点曲げ試験で求められた各々の J-R 曲線から $J_{plateau}$ と CTOA が得られた。Table 1 に常温・低温引張試験の結果の一部を、Fig.9 と Fig.10 に 3 点曲げ試験の $J_{plateau}$ と CTOA のき裂速度依存性を示す。

4.2 組織観察

4.2.1 組織観察概要

3 点曲げ試験片のディンプル破面と破面下組織を SEM で観察し、マイクロ組織や破壊速度の異

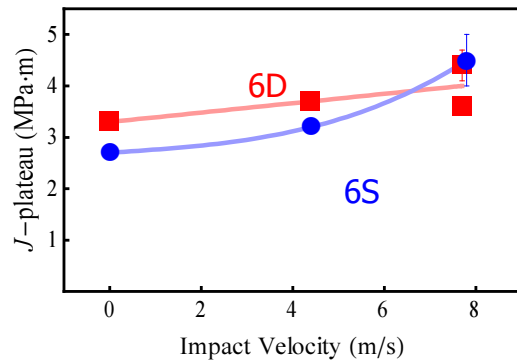


Fig. 9 Crack velocity dependence of $J_{plateau}$ for 600 MPa class steels .

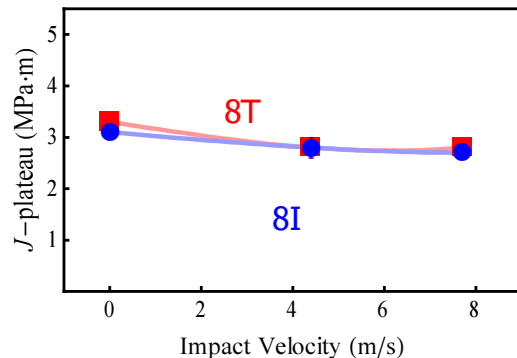


Fig. 10 Crack velocity dependence of $J_{plateau}$ for 800 MPa class steels .

なるサンプル間で比較することで、延性破壊現象の挙動をミクروسケールで調査した。観察位置・観察方向を Fig.11 に示す。また、破面下組織の一定の面積内で観察されるマイクロボイドの数を計測し、その密度をサンプル別・破面からの距離別に比較した。

4.2.2 組織観察結果

Fig.12 に 600 MPa 級鋼, Fig.13 に 800 MPa 級鋼の破面の 3DSEM 写真を鋼種・破壊速度別に示す。6S・6D と破面のディンプルは準静的条件より動的条件の方が規模や深さが大きい一方、8I・8T はやや小さくなる。また、800 MPa 級鋼のディンプルの内部に非金属介在物が観察される頻度が高かった。

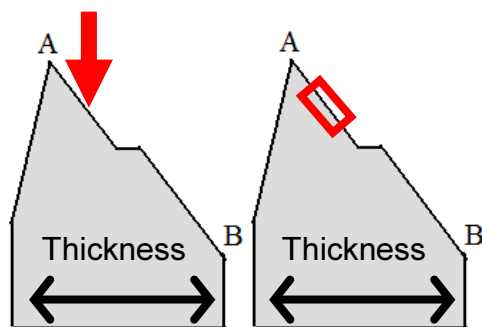
マイクロボイドの密度は、破壊速度差はあまり見られないものの組織差は見られ、800MPa 級鋼より 600MPa 級鋼の方が大きく、6S より 6D の方が大きい。このマイクロボイドの密度は、その塑性変形による加工量に対応すると考えられるため、6S に比べてマイクロボイド密度が大きく破面からの距離に対して減少が鈍い 6D は、広範囲に塑性変形を受けていると考えられる。

4.3 考察

実験と組織観察の結果をふまえて、ミクروسケールの延性破壊現象のメカニズムとマクروسケールの延性破壊抵抗の関係について考察する。

まず、静的 3 点曲げ試験の結果より、6D は 6S よりき裂伝播抵抗は大きいことが示された。引張試験では、6D は 6S より降伏比が小さい結果となった。降伏比が小さいことは、加工硬化が大きいことに対応する。また、2.2 項で述べたように、き裂伝播抵抗値の J 積分は、全体の塑性変形の吸収エネルギーであるといえる。そのため、加工硬化が大きい材料は小さい材料に比べ、歪エネルギー密度が大きくなり、限界破壊歪が同じであるならば塑性変形が広範囲に広がることになるため、き裂伝播抵抗が大きくなる。6D のマイクロボイド密度が 6S を上回り広範囲にわたるという結果は、継続的に十分な塑性変形を受けて加工硬化しマイクロボイドが発生するという経緯から、この加工硬化特性によく対応しているといえる。

次に、動的 3 点曲げ試験の結果を併せ、き裂伝



(a) Fracture surface (b) Under fracture surface
Fig. 11 Position and direction of SEM-observation.

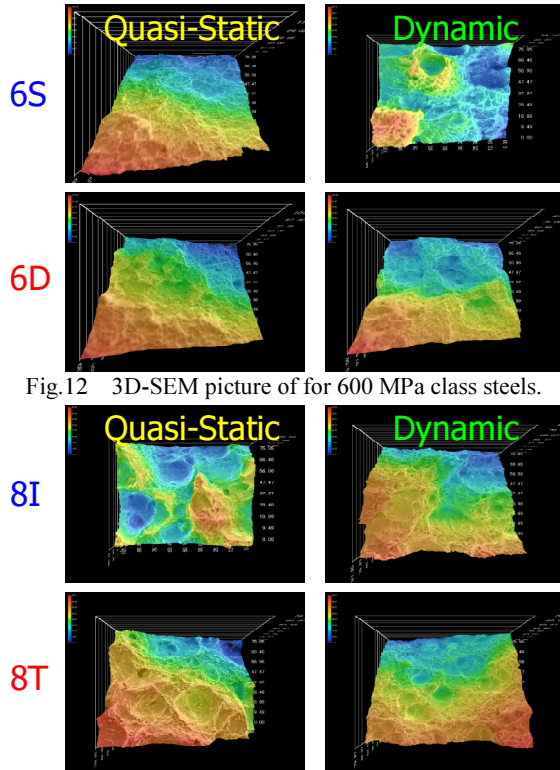


Fig.12 3D-SEM picture of for 600 MPa class steels.

播抵抗の破壊速度依存性をまとめると、動的条件の方が共にき裂伝播抵抗が上昇しつつも、静的条件で存在した 6D の 6S に対する優位差が減少することが示された。Table 1 が示すように、高速な破壊条件では降伏応力が上昇し加工硬化が減少する。変形の寄与を示す CTOA の推移は J プラト一値の推移と同様であるため、強度の上昇に伴いき裂伝播抵抗は共に上昇するが、加工硬化の減少がき裂伝播抵抗に寄与して 6D の 6S に対するき裂伝播抵抗の優位差が減少する。このように、限界破壊歪がほぼ同じ場合には延性破壊抵抗の変形速度依存性は加工硬化特性によって定性的に説明できる。

破面組織の面では、ディンプルの規模や深さにき裂伝播抵抗との対応が見られた。これは、規模や深さの大きなディンプル破面の形成には大きな吸収エネルギーを必要とするためである。800MPa 級鋼の破面や破面下組織の SEM 観察において、ディンプルやマイクロボイドの中に非金属介在物が観察されたが、一般に介在物とその周辺の母組織が十分な塑性変形を受けると、介在物と母組織の間の界面が剥離することで、マイクロボイドの起点となることが多い。このような非金属介在物の主なものとして酸化物が上げられるが、4.1.1 項に示すように、600 MPa 級鋼に比べ 800MPa 級鋼の方が酸素の成分量が多い。また、800MPa 級鋼より 600 MPa 級鋼に多く見られた破面下のマイクロボイドと周辺組織の関係を SEM で調査した際、マイクロボイドは組織間の界面に多く存在することが分かった。これらをまとめる

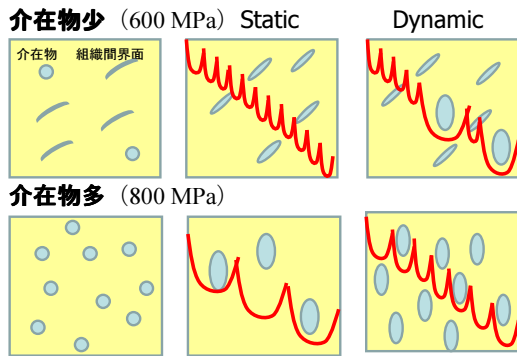


Fig. 14 Relationship between microstructure and ductile fracture surface.

と、Fig.14 のようなミクروسケールの延性破壊現象のメカニズムが考えられる。

酸素成分の少ない 600MPa 級鋼は、介在物が少ないので延性破壊の起点は組織間の界面に発生するマイクロボイドである。静的な条件では、組織間の界面に発生するマイクロボイドは非常に多いので、一つ一つのマイクロボイドは大きく成長する前に合体し、それゆえディンプルの規模は小さく、底も浅くなる。また動的な条件では、高い歪速度ゆえ高い負荷応力から剥離が起りやすくなり、少ないながらも含まれる非金属介在物を起点としてマイクロボイドが発生する。起点が少ないためマイクロボイドは大きく成長し、ディンプルの規模・深さは大きくなる。

一方、酸素成分の少ない 800MPa 級鋼は、介在物が多いので静的な条件でも介在物と母相の界面を起点としてマイクロボイドが発生する。起点が少なく大きく成長可能なことや、介在物を核とすることからディンプルは 600MPa 級鋼に比べ大きくなる。また動的な条件では、介在物の界面の起点が多くなるためにマイクロボイドは成長しにくくなり、静的条件より規模は小さくなる。

マイクロボイドを大きく成長させるにはより大きな塑性変形を要することから、ディンプルが大きく深い破面を作り出す破壊における延性破壊抵抗は大きくなる。このようにして、供試材のき裂伝播抵抗の変形速度依存性は、ミクロ組織の面からも定性的に説明できる。

5. き裂伝播抵抗推定の工業的応用

実際の工業の現場でき裂伝播抵抗を推定するには、第 2 章で挙げた手法は煩雑で実用し難い。そこで、比較的簡便に得られるシャルピー上部棚エネルギーと DWTT(Drop Weight Tear Test: 落重試験)吸収エネルギーとき裂伝播抵抗との相関を調べた。供試材は、本研究で用いた UO 鋼管・高張力鋼の他、卒業研究[2]で用いた X65 電縫鋼管である。DWTT は各試験片の寸法が異なるため、リガメント面積で除して比較した。板厚効果の影響を考え板厚を区別して Fig.15・Fig.16 に示す。共に吸収エネルギーとき裂伝播抵抗の間に一定の相関が認められるが、元板厚の因子が消えるシ

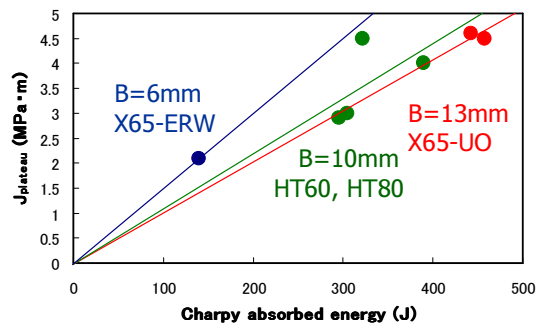


Fig.15 Correlation between $J_{plateau}$ and Charpy absorbed energy.

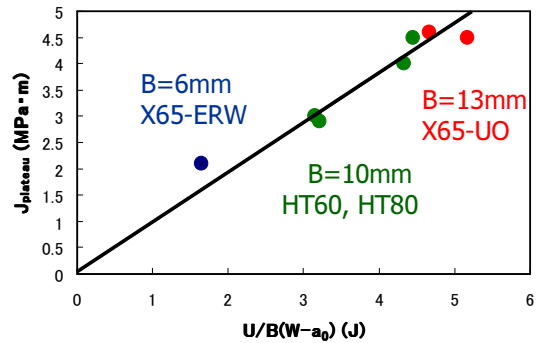


Fig.16 Correlation between $J_{plateau}$ and DWTT absorbed energy per ligament area.

ャルピー試験より元板厚のまま試験を行う DWTT の方が、相関が強い。即ち、DWTT の方が精度良くき裂伝播抵抗を推定できる。

6. 結言

1. 各種のき裂伝播抵抗の算定法を開発し、各々のき裂伝播抵抗値がほぼ一致することを確認した。
2. 供試材の UO 鋼管とアルミニウム管について、大幅に異なるき裂速度域においてき裂伝播抵抗の J 積分と CTOA のき裂速度依存性を示した。
3. 数値解析により、実験室試験の抵抗値と歪硬化率から、より高速域のき裂伝播抵抗のき裂速度依存性を示す曲線を推定した。
4. ミクロ組織の異なる供試材についてき裂伝播抵抗のき裂速度依存性を算定し、破面や破面下組織の SEM 観察を行い、き裂伝播抵抗とミクロ組織の関係について調査・考察した。き裂伝播抵抗のき裂速度依存性は、加工硬化特性と非金属介在物が大きく寄与している。
5. き裂伝播抵抗を工業の現場において推定するには、DWTT の吸収エネルギーが有用である。

参考文献

- [1] S.J.Garwood, ASTM STP 677 (1979), pp511-532
- [2] 今井康仁: 卒業論文(2008), 東京大学
- [3] J.D.Achenbach, et.al., J. Mech. Phys. Solids 29 No.3, (1981), pp211-225
- [4] J. W. Hutchinson, ibid, Vol.16 (1968), pp.13-31
- [5] 町田進, 他: 日本造船学会論文集 第 177 号 (1995), pp243-258
- [6] 安藤翼: 修士論文(2009), 東京大学