延性き裂進展に伴うき裂先端領域における局部破壊条件* (試験片形状の影響)

大 塚 昭 夫** 西 村 誠 二** 宮 田 隆 司**

Local Criterion of Ductile Crack Growth

by

Akio OTSUKA, Seiji NISHIMURA and Takashi MIYATA

(Faculty of Engineering, Nagoya University, Nagoya)

The effects of specimen geometry on the initiation and growth of ductile fracture from fatigue precrack have been investigated. Tests were made on the center-notched specimens with 5 mm side ligament (specimen-CN5) and the side-notched specimens with the ratios of the ligament to notch depth, 5 mm/22.5 mm, 10 mm/20 mm, and 20 mm/15 mm (specimen-SN5, -SN10, and -SN20, respectively). Of these specimens, the stress triaxiality was largest in Specimen SN5 and smallest in CN5. 3 point bend specimens and CT specimens were also used as the standard specimens.

Specimen-CN5 has shown the largest δ_i and Specimen-SN5 the smallest δ_i and J_i , whereas δ_i' and J_i' of other specimens have shown about the same values, where δ_i and J_i are COD and J at ductile crack initiation, respectively. Though the effect of specimen geometry on the ductile crack "initiation" was obvious in the above results, the effect on ductile crack "growth" was not clear in the present tests. The result that COD at the crack tip decreased from δ_i to δ_p as the crack grew from the precrack tip was explained by considering the effect of plastic strain-stress triaxiality history at each point of fracture until ductile fracture occurred at that point.

(Received Oct. 17, 1981)

キー・ワード：延性き裂進展，試験片形状効果，予ひずみ効果，ストレッチ・ゾーン，き裂開口角

1 緒 言

大規模な塑性降伏を伴う延性き裂の発生，進展に対して， J 積分によるじん性評価が盛んに行われている。しかし鈍化直線の材料依存性，破壊パラメータとして J が有効であるための試験片条件など説明すべき問題も多い。円周切欠付丸棒を用いた実験によれば，延性き裂の発生条件は塑性ひずみ量^{1)~3)}と与えられ，そのひずみ量は応力三軸度に依存する。破壊じん性試験片における予き裂先端からの延性き裂の発生および進展も，基本的には同様と考えられるが，延性き裂の進展においてはさらに破壊に至るまでの塑性ひずみ増大に伴う応力三軸度⁴⁾の変化が重要な因子として影響を及ぼすことが考えられる。本研究では，このような観点から破壊じん性試験片における延性破壊発生条件と破壊発生に至るまでのき裂端の変形状態，き裂発生および進展を規定するパラメータなどとの関係，およびそれらに及ぼす試験片形状の影響について検討した。

2 供試材，試験片および実験方法

供試材は板厚 32 mm の SM50A 圧延鋼板 (Table I) で，試験片は Fig. 1 に示すようにリガメント長さ 5 mm，幅 50 mm の中央き裂引張試験片 (CN5)，リガメント長さを 5, 10, 20 mm と変化させた幅 50 mm の両側き裂試験片 (SN5, SN10, SN20) と標準的な三点曲げ試験片 (BEND)，および CT 試験片 (CT) を用いた。これらの試験片では完全塑性状態で形成されるすべり線場の形態が異なり，したがってき裂端近傍の応力，ひずみ状態も異なって変形および破壊挙動にも影響を与えることが考えられる。

試験片板厚は CT 試験片が 25 mm で他はすべて 30 mm である。疲労予き裂導入時の最大応力拡大係数は 21~25 MPa・m^{1/2} である。実験はすべて +60℃ で行い，試験片を各変形段階で除荷し，板厚中央縦断面を切断して予き裂端の変形状態および延性き裂の進展状況を調べた。また，除荷後試験片をへき開破壊させ，予き裂端のストレッチ・ゾーン深さ (SZD) および幅 (SZW) を走査電顕により測定した。荷重点変位

* 原稿受理 昭和56年10月17日

** 正 会 員 名古屋大学工学部 名古屋千種区不老町

Table I. Mechanical properties and chemical composition (%) of steel tested.

Steel	Chemical compositions (%)					Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Temp. (°C)	σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	R. A. (%)
SM50A	0.17	0.31	1.29	0.016	0.013	R. T. +60	294	532	70
							285	507	75

* Shows fibrous crack initiation at the point.

Fig. 3. Distribution of 2 (SZD) and SZW along the crack front.

Fig. 1. Specimens, dimensions are in mm.

は試験片に取付けた治具を介して差動トランス型変位計あるいはクリップゲージを用いて測定した。J値は荷重をP, 荷重点変位をΔ, 荷重~荷重点変位曲線下の面積をUとして次式より算定した。

$$\text{両側き裂試験片: } J = K^2(1-\nu^2)/E + 2(U - P\Delta/2)/Bb$$

$$\text{中央き裂試験片: } J = K^2(1-\nu^2)/E + (U - P\Delta/2)/Bb$$

$$\text{三点曲げ試験片: } J = 2U/Bb$$

$$\text{CT試験片: } J = f(a/W) \cdot U/Bb$$

ここで, Bは試験片板厚, bはリガメント長さ, aはき裂長さ, Wは試験片幅, νはポアソン比, Eは縦弾性係数である。

3 実験結果と考察

3.1 予き裂端の変形状態

(a) CT, (b) BEND, (c) Center notched (CN 5), (d) Side notched (SN 5), (e) Side notched (SN 10) and (f) Side notched (SN 20) specimens.

Fig. 4. Photographs to show the blunting of pre-crack tip at the fibrous crack initiation, section at the center of thickness.

Fig. 2 にストレッチ・ゾーン幅 (SZW) と深さ (SZD) の観察例を示す。Fig. 3 は各試験片の SZW と 2 (SZD) の板厚方向分布を示したものである。ここで, 2 (SZD) は破面の相対する位置における SZD の和である。2 (SZD), SZW いずれの場合も板厚中心部で中高の山形分布を示している。また, 板表面近くな

(a) Stretched zone depth.
(b) Stretched zone width.

Fig. 2. Measurement of stretched zone by SEM, and examples of scanning electron micrographs of stretched zone.

るにしたがって SZW に対する 2 (SZD) の割合が大きくなる傾向がみられる。即ち各試験片とも板厚中心部に比較して板表面近くの方が丸みを帯びた鈍化をしている。

Fig. 4 は各試験片の板厚中心部における延性き裂発生時の予き裂端の断面写真で, 試験片により鈍化形態

Fig. 5. Relation between stretched zone depth and width.

にかなり差がみられることがわかる。Fig. 5 は各試験片の板厚中心部約 1/3 の領域での SZW と 2 (SZD) の平均値をとり、両者の関係をみたもので、BEND, SN 20 試験片と他の試験片とは明らかに差がみられる。鈍化角 θ を Fig. 5 中に示すように定義し、延性き裂発生後の SZW と SZD との比から θ を求めた結果を Table II に示す。第 1 近似的に $\theta = 45^\circ$ と仮定して、SZW から CTOD を推定することがあるが、今回の実験結果によれば変形に対する拘束（または応力三軸度）が最も小さいと思われる CN5 試験片の場合を除いて何れの場合も θ は 45° より小さいようである。

3・2 J_i および δ_i について

Fig. 6 は三点曲げ試験片の J 値と SZW およびき裂進展量, Δa との関係を示したものである。SZW, Δa と板厚中心部約 1/3 の領域の平均値である。引張試験片では左右のき裂端の平均値をとった。 J_i は各試験片ともストレッチ・ゾーン法, R 曲線法を併用し、鈍化直線, 限界 SZW (SZW_i), R 直線とが無理なく同一点で交わるようにして決定した。Table II にこれらの結果を示す。Fig. 7 は各試験片の J 値と SZW の関

Fig. 6. Relation between J values and SZW, and J values and the length of crack extension (Three point bend specimen).

Fig. 7. Relation between J values and SZW.

係をまとめて示したものである。試験片形状によって延性き裂発生後の SZW (SZW_i) は異なり、三点曲げ試験片で最も大きく、リガメント 5 mm の両側き裂試験片 (SN5) で最も小さい値をとっている。

J_i 値は Table II に示すように SN5 試験片を除いて他の試験片ではほぼ一定の値 (167~186 kJ/m²) をとっている。2 (SZD) 即ち COD の限界値 δ_i は Table II に示すごとく SZW_i と異なり、中央き裂試験片でやや大きく、SN5 両側き裂試験片で最も小さく、他の試験片ではほぼ一定の値をとっている。COD がき裂端近傍の塑性ひずみ量に比例した量であると考え、応力三軸度が大きいほど延性破壊発生時の塑性ひずみ量は小さくなるという事実から推察して、中央き裂試験片では応力三軸度はかなり小さく、深い切欠きを有し、リガメントの小さい両側き裂試験片 (SN5) では応力三軸度が相当大きいものと考えられる。各試験片のき裂端近傍の応力三軸度の値は明らかではないが、相対的に応力三軸度が小さいと思われる試験片から順に並べて整理すると Fig. 8 のようになる。

Fig. 8. δ_i and J_i values for the various specimens.

以上のように J_i , δ_i における試験片形状の影響は、応力三軸度の大小による延性破壊発生時の限界塑性ひずみ量の差によるものと考えられるが、SN5 試験片

Table II. Summary of the test results.

Specimen	Ligament, b (mm)	J_i (kJ/m ²)	δ_i (mm)	SZW_i (mm)	α	β	θ (°)	dJ/da (kJ/m ³)	δ_p (mm)
Three point bend (BEND)	25	186	0.272	0.195	1.73	2.41	35	3.14×10^5	0.035
Center notched tension (CN 5)	5	172	0.309	0.160	1.40	2.71	44	7.84×10^5	0.056
Side notched tension (SN 5)	5	132	0.218	0.124	1.53	2.69	41	2.94×10^5	0.050
Side notched tension (SN10)	10	172	0.268	0.148	1.62	2.93	42	7.35×10^5	0.081
Side notched tension (SN20)	20	177	0.268	0.174	1.66	2.56	38	6.08×10^5	0.058
CT	25	167	0.250	0.144	1.68	2.92	39	3.14×10^5	0.090

の場合は、リガメントが5 mm と極めて小さいという幾何学的条件の影響（リガメントがさらに小さくなればそれに対応して δ_i も小さくなることが予想される）も考えられる。なお、別の解釈として J , COD がき裂端近傍の応力、ひずみ状態を一義的に表すという破壊パラメータとしての意味を失ったためという解釈もできるが⁷⁾（リガメント 5 mm 試験片では $\delta > 25 J_i / \sigma_{flow}$ を満足していない。）、同一のリガメント長さを有する CN5 試験片と SN5 試験片とで異なる破壊挙動を示していることからみて破壊条件（塑性ひずみ量）そのものも異なるものと考えるのが妥当のように思われる。

3・3 鈍化直線および R 曲線について

J_i と SZW_i の比が鈍化直線の傾きを表すが、これを $J_i = \beta \sigma_{flow} \cdot SZW_i$, ここで $\sigma_{flow} = (\sigma_{ys} + \sigma_u) / 2$, の形において整理してみた。Table II に β の値を示すが、試験片により若干異なり、ASTM E24 委員会提案 ($\beta = 2$) に最も近い値をとっているのは三点曲げ試験片である。また J_i と δ_i の関係を $J_i = \alpha \sigma_{flow} \cdot \delta_i$ で表し、各試験片の α を求めてみると Table II に示す値が得られる。この場合は三点曲げ試験片が最も大きな値をとっている（即ち鈍化角 θ が小さい）が、いずれの試験片も McMeeking の大変形有限要素法による解析結果とほぼ一致している。

Table II 中に J - Δa の関係から求めた R 直線 ($\Delta a \leq 1.0$ mm の範囲を直線で近似) の傾き dJ/da を示す。 dJ/da が試験片形状に大きく依存することを示しているが、試験片の拘束の大小やリガメントの大小といったものと必ずしも対応しておらず有意な傾向はみられない。

3・4 延性き裂の進展について

Fig. 9 は CT 試験片について板厚中央縦断面から各位置でのき裂開口量, COD を測定した結果である。ここで δ_p は延性き裂先端の COD で、疲労き裂端からの距離を Δl として $\Delta l \sim COD$ 曲線をき裂先端まで延長したときの COD の値として求めたものである。 δ_p の値は疲労予き裂からの延性き裂発生時の COD , δ_i (~ 0.25 mm) よりもかなり小さく、 δ_i の $1/2 \sim 1/3$

Fig. 9. Crack opening displacement in CT specimens. δ_p indicates the COD at fibrous crack tip.

程度の値 (0.07 mm ~ 0.11 mm) となっている。また、き裂進展量 Δa が大きくなるに従い、 δ_p は若干減少する傾向がみられる。CT 試験片以外の他の試験片では Δa が大きいときの δ_p の値は不明であるが、 Δa が 0.4 ~ 1.0 mm 程度のときの板厚中央部の δ_p の平均値を求めると Table II のようになる。

δ_i あるいは J_i は試験片の応力三軸度に対応した値をとっているようであるが、 δ_p にはそのような傾向はみられず、前述した R 曲線の傾き dJ/da と併せて考えると、き裂進展挙動においては試験片形状の影響は有意な形で現れていない。いずれにせよ δ_p の測定精度の問題もあり、き裂進展挙動に及ぼす試験片形状の影響についてはさらに検討を進める必要がある。

つぎに、Fig. 10 に示すように、Fig. 9 のき裂開口状況を表す曲線のき裂端領域における接線がき裂進展面となす角、き裂開口角 COA は、き裂発生初期の大きな値から 2 ~ 3 mm 程度進展する間に急速に減少し、ほぼ一定値に近づく傾向がみられる。このように、き裂の進展に伴って δ_p および COA が減少すること、即ち、き裂進展抵抗が低下する現象は、延性破壊発生ひずみに及ぼす予ひずみの効果として理解できるもの

Fig. 10. Variation of crack opening angle with the distance from fatigue pre-crack tip (CT specimen).

(a) at the region near by pre-crack tip, $\Delta l = 0.25$ mm, (b) $\Delta l = 0.65$ mm, (c) $\Delta l = 3.14$ mm and (d) $\Delta l = 6.14$ mm.

Fig. 11. Electron micrographs of fibrous fracture surface (CT specimen).

と考えられる。筆者らの実験結果によれば、Fig. 11に示すように、たとえば応力三軸度 $\sigma_m/\bar{\sigma} \approx 1.0$ (ここで $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: 主応力, $\bar{\sigma}$ = 相当応力) 程度の軟鋼切欠丸棒試験片の延性き裂発生ひずみが約 0.6 であるのに対し、平滑材 ($\sigma_m/\bar{\sigma} \approx 0.3$) で予ひずみを与えた後、前者と同じく $\sigma_m/\bar{\sigma} = 1.0$ 程度の切欠を付して延性破壊を発生させたときのひずみは、予ひずみが 0.1~0.4 の範囲では、予ひずみを加えた全塑性ひずみで表しても一般に低下し、予ひずみが 0.1 程度のとき約 0.3 に低下する。予き裂付じん性試験片の場合について考えると、予き裂端領域にき裂が発生する場合は $\sigma_m/\bar{\sigma}$ の大きい状態における延性き裂発生に対応し、一方、かなり延性き裂が進展した領域における延性き裂の進展は $\sigma_m/\bar{\sigma}$ の小さい状態で予ひずみを与えた後、高三軸応力状態で破壊させる場合に対応していると考えられる。したがって予き裂端に延性き裂が発生する場合には比較的大きな塑性ひずみを伴って発生するのに対し、延性き裂の進展に伴って延性き裂発生時の塑性ひずみが減少し、これが δ_e から δ_p への低下および COA のき裂進展に伴う低下として現れるものと考えられる。このように予ひずみにより延性破壊発生時のひずみが低下する場合は、それに対応した変化が破面にもみられ、特にディンプル寸法の分布が変化する。初めから高三軸応力状態で破壊した場合は、比較的少数の大きなディンプルが破面にみられるのに対し、低三軸応力状態で予ひずみをかけた後、高三軸応力状態で破壊させた場合は比較的小さなディンプルが多くみられるという結果が得られている。き裂進展に伴う破面状況の変化を、CT 試験片の場合について Fig. 12 に示す。図から予き裂端領域では大きなディンプルが多く、ある程度き裂が進展した後では小さなディンプルが多くなっていることが認められ、上述のような考え方と一致した傾向を示している。

Fig. 12. Schematic illustration of the effect of pre-strain under low stress triaxiality on the strain at ductile fracture initiation under high stress triaxiality.

4 結 言

予き裂を有する破壊じん性試験片のき裂端の変形状態、延性破壊の発生、進展に及ぼす試験片形状の影響および延性き裂進展と局部破壊条件との関係などにつ

いて検討した結果、次のような結論を得た。

(1) 予き裂端の変形は、一般に板厚中心部に比べ試験片表面近くで丸みを帯びた鈍化をしている。また鈍化角 θ は $30^\circ \sim 45^\circ$ の範囲にあるが、試験片形状によって異なる。

(2) 延性き裂発生時の COD, δ_i , は応力三軸度の最も高いと思われるリガメント長さ 5 mm の両側き裂試験片で小さく、応力三軸度の低い中央き裂試験片で大きな値を取り、他の試験片ではほぼ一定の値をとっている。これは延性破壊発生条件が塑性ひずみ量によって与えられ、その限界塑性ひずみが応力三軸度に依存するという切欠丸棒における実験結果と一致するものである。 J_i についてもほぼ同様のことがいえる。なお、リガメントが極めて小さい場合には δ_i , J_i が低下するものと思われ、上記の結果もその効果を含んでいる可能性もあり、更に検討を要する。

(3) 延性き裂の進展抵抗は進展に伴って急激に減少し、その後ほぼ一定値をとる。これは予き裂端近傍では最初から高い 3 軸応力下でひずみをうけるのに対し、き裂端からある程度以上入った領域では応力 3 軸度の低い状態で塑性ひずみをうけたのち、き裂が近づくに従って応力三軸度が上昇し破壊が発生するという履歴のためと思われる。すなわち、一種の予ひずみ効果により、破壊に至るまでの塑性ひずみが減少するためと考えられ、破面形態にもその傾向が現れている。

(4) 延性き裂の進展挙動には、今回の実験の範囲では、試験片形状による有意の差はみられなかった。

(昭和56年10月1日 第1回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) Hancock, J.W., and A.C. Mackenzie, J. Mech. Phys. Solids, **24**, 147 (1976).
- 2) Mackenzie, A.C., J.W. Hancock, and D.K. Brown, Eng. Frac. Mech., **9**, 167 (1977).
- 3) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 木村雅保, 馬淵宗人, 材料, **29**, 717 (1980).
- 4) 大塚昭夫, 西村誠二, 日本材料学会第30期学術講演会前刷, 247 (1981).
- 5) Rice, J.R., P.C. Paris, and J.G. Merkle, ASTM STP536, 231 (1973).
- 6) Merkle, J.G., and H.T. Corten, Trans. ASME, Ser. J, 286 (1974).
- 7) McMeeking, R.M., and D.M. Parks, ASTM STP 668, 175 (1979).
- 8) Clarke, G.A., W.R. Andrews, J.A. Begley, J.K. Donald, G.T. Embley, J.D. Landes, D.E. McCabe, and J.H. Underwood, J. Testing and Evaluation, **7**, 49 (1979).
- 9) McMeeking, R.M., J. Mech. Phys. Solids, **25**, 357 (1977).