

球状黒鉛鑄鉄の切欠き付 CT 試験片の破壊じん性[†]

矢島 善次郎* 広瀬 幸雄**
田中 啓介*** 小河 弘*

Fracture Toughness of Blunt-Notched CT
Specimens of Ductile Cast Iron

by

Zenjiro YAJIMA

(Faculty of Engineering, Kanazawa Institute of Technology, Kanazawa)

Yukio HIROSE

(Faculty of Education, Kanazawa University, Kanazawa)

Keisuke TANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

and Hiromu OGAWA

(Faculty of Engineering, Kanazawa Institute of Technology, Kanazawa)

The fracture toughness tests of ductile cast iron (JIS FCD 60) were conducted at room temperature by using compact tension specimens with blunt-notches. The method to determine the point of crack extension was established and the effect of notch-tip radius on the fracture toughness K_{Ic} was investigated. The main results obtained are summarized as follows:

(1) The DC electrical potential method can be applied to detect the point of crack extension in blunt-notched CT specimens of ductile cast iron, which is almost identical to that determined by the R -curve method. Acoustic emissions became severe before the crack extension point was detected by the electrical potential method.

(2) The relation between K_{Ic} and notch-tip radius ρ can be divided into three regions: region I where ρ is smaller than the radius of spheroidal graphite ρ_g ($30\mu\text{m}$), region II where ρ is above ρ_g and below 2 mm, and region III where ρ is larger than 2 mm. K_{Ic} was constant in regions I and III, while it increased linearly with $\sqrt{\rho}$ in region II. The plastic strain ϵ_f on the fracture surface estimated by X-rays showed a similar trend in its variation with ρ . In region II, ϵ_f became larger with increasing $K_{Ic}/\sqrt{\rho\sigma_Y}$.
(Received Sep. 4, 1982)

キー・ワード: X線フラクトグラフィ, 球状黒鉛鑄鉄, 破壊じん性, 鈍化切欠き, 破面ひずみ

1 緒 言

通常^{1,2)}の破壊じん性試験は疲労予き裂をもつ標準試験片を用いて行われる。しかし実際の破壊においては疲労予き裂ばかりでなく有限の先端半径をもつ切欠きを起点とする場合も予想される。筆者らは先に低合金高張力鋼 (JIS SNCM 439) の鈍化切欠き付コンパクトタイプ (CT) 試験片を用いて、単調荷重下での破壊じん性試験を行い、切欠き先端半径 ρ がじん性値に及ぼす影響を検討した³⁾。その結果、き裂発生の応力拡大係

数 K_{Ic} 値は ρ が小さいとき疲労予き裂材と変わらず、 ρ が大きくなると $\sqrt{\rho}$ に比例して大きくなり、特に中間の遷移領域での K_{Ic} 値が仮想切欠き半径の概念を用いて整理できることが明らかとなった。さらに ρ と K_{Ic} との関係によって、材料の焼もどしぜい性特性を明確に抽出することができた。

さて鑄鉄は機械構造用部材として広く利用されており、材料中の黒鉛による切欠き効果のため外部的な部材形状による切欠きの効果は一般に大きくないとされている。しかしながら、前報に報告したように疲労予き裂材の破壊じん性試験では破壊力学的手法による解析が可能であり、切欠き先端半径が破壊じん性値に及ぼす効果に対する系統的研究が望まれている。

[†] 原稿受理 昭和57年9月4日

* 正 会 員 金沢工業大学 金沢南局区内野々市町

** 正 会 員 金沢大学教育学部 金沢市丸の内

*** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

本研究では球状黒鉛鑄鉄 (JIS FCD 60) を試験材料として用い、高張力鋼の場合と同様切欠き半径を種々変えた CT 試験片の破壊じん性試験を行った。き裂発生に対する K_I 値に及ぼす ρ の効果の機構を検討するため、走査型電子顕微鏡観察を行うとともに、破面近傍の X 線回折線半価幅測定を行った。後者の手法は X 線フラクトグラフィと称され、破面近傍の塑性ひずみおよび塑性域深さの測定が可能である。

2 実験方法

2.1 材料および試験片

実験に使用した材料は前報と同様の JIS FCD 60 の平板鑄込み材 (50×300×250 mm) で鑄放しである。化学成分は重量パーセントで 3.70 C, 2.40 Si, 0.40 Mn, 0.04 P, 0.018 S である。降伏応力 (0.2%耐力) は $\sigma_Y=392$ MPa, 引張強さは $\sigma_B=579$ MPa で破断伸び ε_t は 16.7% である。黒鉛は球状で球状化率 85%, 基地組織はフェライトで微量量のパーライトが存在する。フェライト結晶粒径 d は約 90 μm , 試料表面の黒鉛の平均直径は約 60 μm である。

破壊じん性試験に使用した CT 試験片はき裂進展方向が平板鑄込み材の長手直角方向となるよう採取した。CT 試験片の面内外形状は Fig. 1 に示す板厚 B が 20 mm, 板幅 W が 50.8 mm の 1 インチ型である。切欠き先端に $\rho=0.12, 0.25, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ mm の鈍化切欠きをやすりおよび放電加工によって加工層が最小となる条件で注意深く入れた。 $\rho=0$ の疲労予き裂導入材に対しては ASTM E 399 規格に従い $K_{\max}=9.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (応力比 $R=0$) の条件で疲労き裂を入れた。最終の初期切欠き長さを板幅 W の半分とした。機械的性質の測定のために幅 10 mm, 板厚 6 mm の平板引張試験片を使用した。試験前にはすべての試験片を電解研磨した。

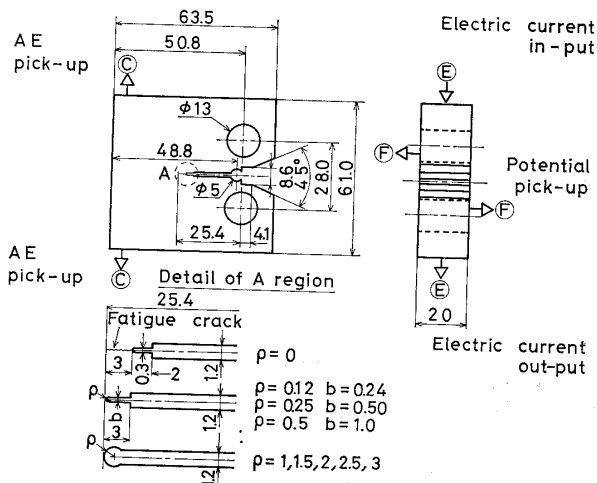


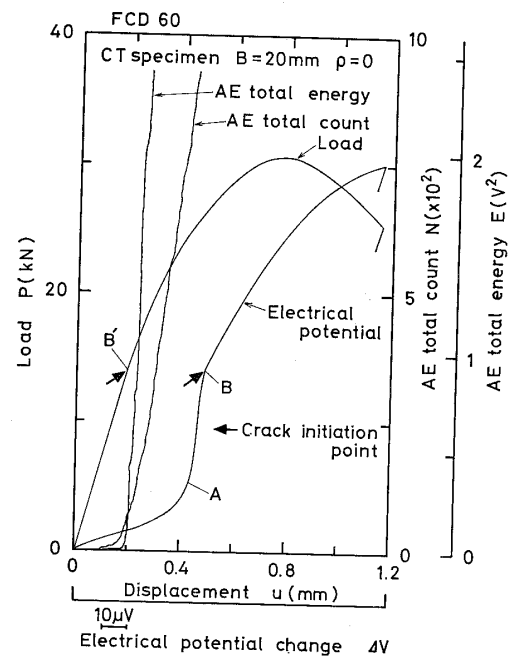
Fig. 1. Dimensions of test specimen (in mm) and positions of electrical potential pick-up, and acoustic emission sensor.

2.2 破壊じん性試験

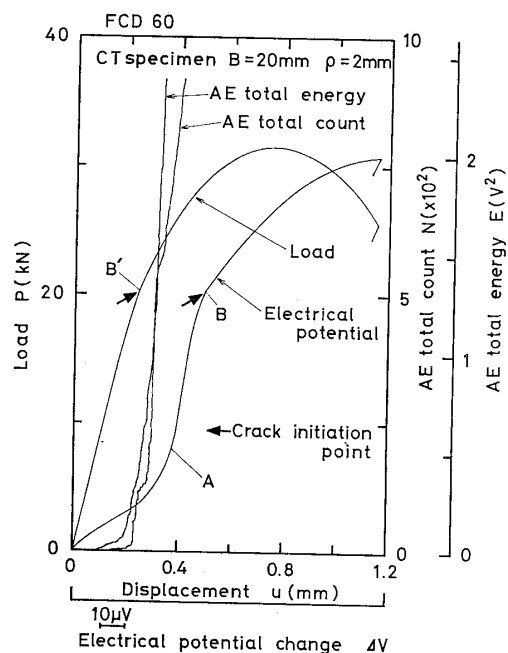
破壊じん性試験は ASTM 規格 E 399 に従いインストロン型引張試験機を用いてクロスヘッド速度 1 mm/min の試験条件で、荷重 P と荷重点変位 u および電位差出力 4V を自動記録した。き裂発生点の検出は直流電位差 (EPM) 法により行い、Fig. 1 中の \odot 点より直流 30 A の一定電流を流し、き裂発生に伴う \odot 点間の電位差変化を測定した。

2.3 破面観察

走査型電子顕微鏡による破面観察は、疲労予き裂もしくは鈍化切欠き先端近傍の破面板厚中央部で、特にストレッチゾーンの有無および破面形態に注意して行



(a) $\rho=0$



(b) $\rho=2\text{mm}$

Fig. 2. Record of fracture toughness test.

った。またX線回折法で破面近傍の半価幅を測定した。X線による破面観察は前報で報告したX線回折条件と同一で、CrK α 特性X線により(211)面を回折面としてX線応力測定装置によりX線入射角 $\phi_0=0^\circ$ で回折プロフィールを測定した。半価幅測定は疲労予き裂もしくは鈍化切欠き先端に接して破面板厚中央で $1 \times 10 \text{ mm}^2$ のX線照射域内で、試験片破面および逐次電解研磨除去した面について行い深さ方向への分布を求めた。半価幅として $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ 2重線のピーク値の半分の位置での回折角度幅を採用した。

3 実験結果

3.1 破壊じん性試験

Fig. 2 (a)(b)に $\rho=0$ (疲労予き裂材) および 2 mm の場合の、荷重 P と荷重点変位 u および電位差 ΔV との関係ならびに u とアコースティック・エミッション(AE) 法によるカウント総数 N およびエネルギー総量 E との関係を示す。 P - ΔV 線図においては図中A, Bで示す明りょうな変曲点を示す。ここでこのA, B点について R カーブ法²⁾、ストレッチゾーン(SZW)法⁹⁾およびAE法⁸⁾を基礎としてEPM法⁴⁾の適用を検討した。その結果B点がき裂進展開始に対応するものであるこ

とが明らかとなった。なおA点は予き裂面の開口によるものである。AE法に関してAEエネルギーの急増点は P - ΔV 線図のB点に対応する変位 B' より急増する。

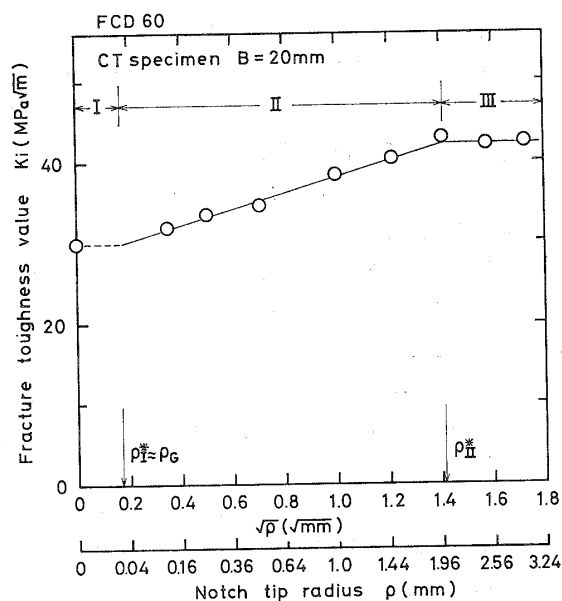


Fig. 3. Relation between fracture toughness and square root of notch-tip radius.

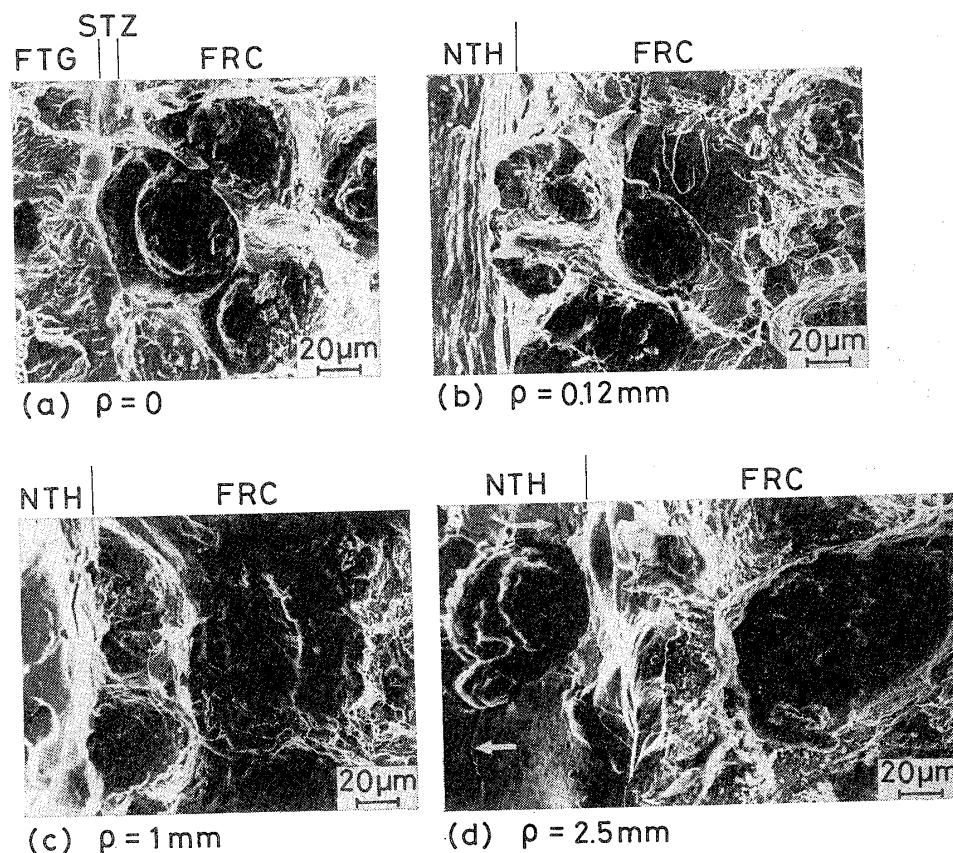


Fig. 4. Scanning electron micrographs of fracture surfaces. (Crack growth direction is from left to right).

FTG : Fatigue crack
NTH : Notch bottom
STZ : Stretched zone
FRC : Fracture toughness

したがって前報同様⁴⁾ P - $4V$ 線図で明確に傾きの変化する点をもってき裂発生点とし、き裂発生点の応力拡大係数 K_i をもって破壊じん性値とする。

Fig. 3 は鈍化切欠き付 CT 試験片によって得られた破壊じん性値 K_i と切欠き先端半径の平方根 $\sqrt{\rho}$ との関係を示す。図に示すように K_i と $\sqrt{\rho}$ との関係はⅠ, Ⅱ, Ⅲ領域に分けられる。第Ⅰ領域と第Ⅱ領域の遷移切欠き半径 ρ_{I^*} は黒鉛の半径 $\rho_G=30\mu\text{m}$ にほぼ等しい。また第Ⅱ領域と第Ⅲ領域の遷移値 ρ_{II^*} は 2 mm である。

3・2 走査型電子顕微鏡による破面観察

疲労予き裂および切欠き底近傍の破面写真を Fig. 4 に示す。ここで FTG は疲労破面, STZ はストレッチゾーン, NTH は切欠き底および FRC は破壊じん性破面である。切欠き半径 $\rho=0$ の疲労予き裂材の(a)の場合ストレッチゾーンが認められるが, $\rho=0.12$ mm 以上の鈍化切欠き材では認められない。また ρ の大きな(d)の $\rho=2.5$ mm では切欠き底に露出した黒鉛の近くに図中矢印で示すき裂が認められる。破壊破面は黒鉛粒のまわりで大きくくびれており、基地中にはディンプルが認められる。

3・3 X線回折法による破面観察

Fig. 5 に X線回折法により破面観察した結果を示す。深さ $y=0$ における破面上の半価幅比 B/B_0 (B =測定値, B_0 =初期値 $2.6 \times 10^{-2}\text{rad}$) は切欠き半径 ρ が大きくなるにしたがって小さくなり $\rho=2.5, 3$ mm ではほぼ等しくなっている。また B/B_0 の破面深さ方向の分布は $\rho=0, 0.25, 1$ mm のものでは右下がりの曲線で示されある深さ以上で一定となる。ここで B/B_0 がほぼ 1 となる深さをもって塑性域深さ ω_y とする。 ω_y は ρ が大きくなると大となる傾向にある。 $\rho=2.5, 3$ mm のものでは深さ y に対する B/B_0 の低下の程度は少なく $y=1.4$ mm 以上においても一定値に収束しない。

Fig. 6 に塑性域深さ ω_y と破壊じん性値 K_i を降伏応力 σ_Y で割った商 K_i/σ_Y で整理した結果を示す。

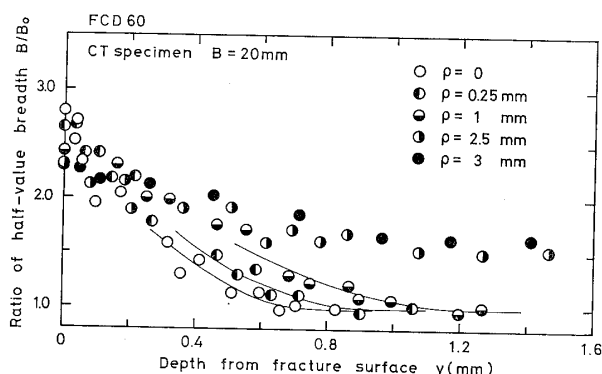


Fig. 5. Half-value breadth distribution near fracture surface.

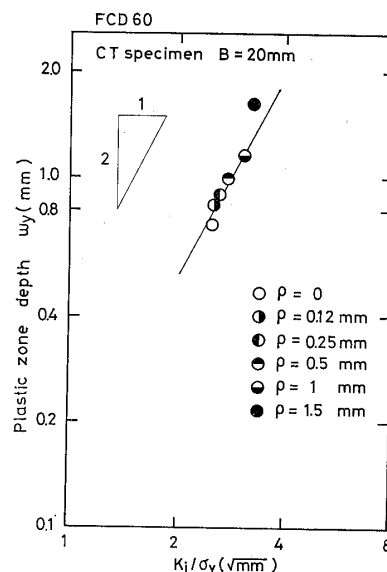


Fig. 6. Relation between plastic zone depth and stress intensity factor divided by yield stress.

両者は切欠き半径 ρ の違いに関係なく傾きが 2 の直線で表される。ここで ρ の大きさが 1.5 mm 以上ではこの直線からはずれる。 ω_y は次式の形で表すことができる。

$$\omega_y = \alpha (K_i/\sigma_Y)^2 \quad (1)$$

ここで $\alpha=0.13$ である。筆者らが前報で行った低合金鋼 (JIS SNCM 439 焼入焼もどし材) の場合 $\alpha=0.12 \sim 0.14$ であり、また Levy¹⁰⁾ らの有限要素法解析では $\alpha=0.15$ が得られており、本材料の $\alpha=0.13$ はほぼこれらと一致した。

4 考 察

4・1 破壊じん性に及ぼす切欠き先端半径の影響

切欠き先端半径 ρ がき裂発生時の K_i 値に及ぼす影響は Fig. 3 に示したように黒鉛直径以下の第Ⅰ領域、中間の第Ⅱ領域および ρ が約 2 mm 以上の第Ⅲ領域に分かれる。ここで第Ⅱ領域では K_i は $\sqrt{\rho}$ に対して線型的に増大し比例関係があったが直線の延長は原点に一致していない。一方先に報告した低合金鋼における K_i と $\sqrt{\rho}$ の関係は第Ⅰ領域、第Ⅱ領域に分けられ、第Ⅱ領域では原点を通る直線で近似され K_i は $\sqrt{\rho}$ に比例していた。³⁾ また第Ⅲ領域は認められていない。

第Ⅰ領域は低合金鋼の場合、き裂先端での破壊過程には有限の領域が必要であることに起因するものとして説明した。³⁾ このことは本材料の鋳鉄においても同様であり、 $\rho=0$ ではストレッチゾーンの形成を通して予き裂よりき裂が進展して行くものと考えられる。また一方第Ⅲ領域では Fig. 4 (d) の $\rho=2.5$ mm の場合の電顕写真からもわかるように、切欠き底に露出する黒鉛よりいくつかのき裂が発生しており、 ρ が異なることによる最大応力ないしひずみの変化は重要でないも

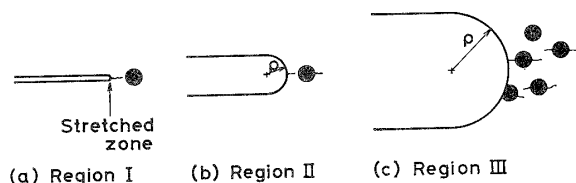


Fig. 7. Model for crack extension from notch.

のと考えられる。Fig.7 にはこれら第Ⅰ, Ⅱ, Ⅲ領域でのき裂進展の様相を模式的に示した。AE の実験結果 Fig.2 (a)(b)において, AE エネルギーが $\rho=0$ では立ち上がりが急であるのにくらべ, $\rho=2\text{ mm}$ では階段状に上昇している。このことは Fig.7 のモデルをもとにして, つぎのように説明できる。AE 発生源の大部分が黒鉛の割れないしは界面はく離によるものとする, $\rho=2\text{ mm}$ の階段状の上昇は切欠き底近傍に散在するいくつかの黒鉛割れに対応し, これを前段階として巨視き裂進展となるが, $\rho=0$ ではこのような前段階を伴っていないため, 急な立ち上がりとなると考えられる。

4・2 破面ひずみ

深い切欠き先端の弾性最大応力 σ_{\max} は, $\rho=0$ とみなして求まる応力拡大係数を K とすると

$$\sigma_{\max} = 2K/\sqrt{\pi\rho} \quad (2)$$

で与えられる¹¹⁾。一方塑性変形が生じた場合材料を完全弾塑性体とすると, 切欠き底の最大ひずみ ε_{\max} は次式で与えられる¹²⁾。

$$\varepsilon_{\max} = (3/4)(1/E)(K^2/\rho\sigma_Y) \quad (3)$$

ここで E はヤング率で, σ_Y が降伏応力である。つまり上の σ_{\max} , ε_{\max} とともに $K/\sqrt{\rho}$ の関数となる。したがって切欠き底でのき裂発生が最大の応力あるいはひずみが一定値になるとき生ずるとすると, K_i は $\sqrt{\rho}$ に比例することとなる。Fig.3 の第Ⅱ領域の関係においては, 破壊時の σ_{\max} , ε_{\max} はともに減少することとなる。ここで弾性の式(2)を使用し, $K=K_i$ として求めた最大応力 σ_{\max} の ρ に対する減少を Fig.8 に示す。 ρ が大きくなると減少し, 引張試験における σ_B 値に近づいて行く。この応力は弾性的に計算した

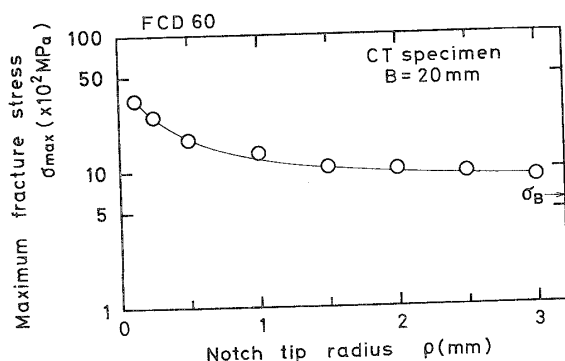


Fig. 8. Relation between maximum fracture stress and notch-tip radius.

ものであり, 後述のように破壊はむしろひずみを基準に考えるべきであろう。

本材料に関して前報で述べたようにX線回折線半幅比 B/B_0 は塑性ひずみ ε_p と次の関係にある。

$$B/B_0 = 0.77 \log \varepsilon_p + 2.10 \quad (4)$$

ここでこの関係を使用すると, 破面の半幅測定値より塑性ひずみが評価できる。破面上の半幅より評価した破面ひずみ ε_f は材料が破壊過程に受けたひずみに対応するものと考えられる。このようにして評価した ε_f の ρ に対する変化を Fig.9 に示す。図にみられるように $K_i/\sqrt{\rho}$ の関係に対応して第Ⅰ, Ⅱ, Ⅲ領域に分けられ第Ⅱ領域では ε_f は $\sqrt{\rho}$ とともに減少する。また第Ⅲ領域では前項に述べたように, K_i が一定値になることに对应して ε_f も一定値となっている。

さてここで ε_f がき裂発生時の切欠き底での最大ひずみに対応するとすると, ε_{\max} は式(3)より $K/\sqrt{\rho\sigma_Y}$

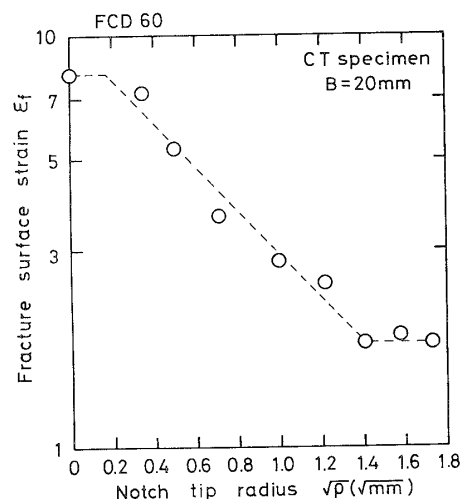
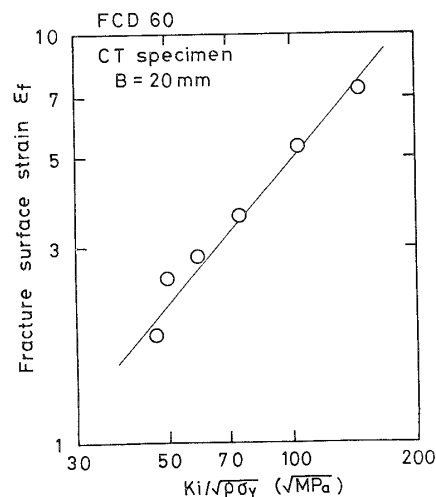


Fig. 9. Relation between fracture surface strain and square root of notch-tip radius.

Fig. 10. Relation between fracture surface strain and $K_i/\sqrt{\rho\sigma_Y}$.

の関数であるため ε_f もこれに規定されることが予想される. Fig. 10 に第Ⅱ領域に関して ε_f と $K_i/\sqrt{\rho\sigma_Y}$ との関係を示すが, ε_f は $K_i/\sqrt{\rho\sigma_Y}$ とともに単調に増大する. ρ が大きくなるとともに ε_f が減少する理由は, Fig. 7 のモデルにおいて ρ が大きくなるに従って切欠き底近傍で黒鉛が破壊する確率が大きくなるためと考えられる.

5 結 言

本研究で得られた主な結論をまとめるとつぎのようになる.

(1) 球状黒鉛鋳鉄の破壊じん性試験において電位差法を用いてき裂発生点の検出が可能であり, この値は R カーブ法で求めた値とほぼ一致した. また AE 法ではこれら以前において AE エネルギーの増大がみられた. さらに疲労予き裂材では SZW 法の適用が可能であるが, $\rho=0.12$ mm 以上の切欠きではストレッチゾーンは認められない.

(2) 破壊じん性値 K_i と切欠き半径 ρ の関係は, ρ が黒鉛の半径 ρ_G より小さい第Ⅰ領域, ρ が 2 mm 以下の第Ⅱ領域およびそれ以上の第Ⅲ領域に分けられる. 第Ⅰ領域, 第Ⅲ領域では K_i はほぼ一定であり, また中間の第Ⅱ領域では K_i は $\sqrt{\rho}$ に対して線型的に増大した.

(3) X線回折線半価幅より評価した破面ひずみ ε_f と ρ の関係も, 上に対応して三つの領域に分けられ, 第Ⅰ, 第Ⅲ領域ではほぼ一定であり, 第Ⅱ領域では $K_i/\sqrt{\rho\sigma_Y}$ とともに単調に増大した.

(4) 以上の結果をもとに K_i に及ぼす ρ の効果を切欠き底での黒鉛の破壊様式をもとに説明した.

(昭和56年7月13日 第18回X線材料強度に関するシンポジウムにて一部講演)

参 考 文 献

- 1) ASTM Standard, Part 10, E399-81 (1981).
- 2) ASTM Standard, Part 10, E813-81 (1981).
- 3) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 小河 弘, 材料, **32**, 783 (1983).
- 4) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 小河 弘, 材料, **32**, 1345 (1983).
- 5) 平 修二, 田中啓介, 鉄と鋼, **65**, 450 (1979).
- 6) 日本材料学会X線材料強度部門委員会, “X線フラクトグラフィ”, 材料, **31**, 244 (1982).
- 7) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 日本材料強度学会誌, **16**, 59 (1981).
- 8) 岸 輝雄, 材料, **29**, 765 (1980).
- 9) H. Kobayashi, K. Hirano, H. Nakamura and H. Nakazawa, Proc. 4th Int. Conf. Fracture, Waterloo, **3**, p. 583 (1977).
- 10) N. Levy, P.V. Marcal, W.J. Ostergren and J.R. Rice, Int. J. Frac. Mech., **7**, 143 (1971).
- 11) M. Creager and P.C. Paris, Int. J. Frac., **3**, 247 (1963).
- 12) J.R. Rice, Fracture, H. Liebowitz, ed., Vol. II, 191 (1968) Academic Press
- 13) 田中啓介, 藤山一成, 中川幸長, 中村 研, 川辺泰嗣, 材料, **29**, 710 (1980).