

炭素鋼及び球状黒鉛鑄鉄の遷移領域の破壊靱性

中野 恵司*・安中 嵩*²

Fracture Toughness in the Transition Region of a Carbon Steel and a Ferritic Nodular Cast Iron

Keishi NAKANO and Takashi YASUNAKA

Synopsis : In order to characterize the fracture toughness in the ductile-brittle transition region for thick-walled cylinders of ASME SA350 Gr.LF5 carbon steel and JIS FCD300LT ferritic nodular cast iron, elastic-plastic fracture toughness tests were carried out. The specimens were fatigue precracked compact tension (CT) specimens of 25mm in thickness. The tensile testing machines used were Instron type, electrohydraulic type and drop-weight type ones.

In the static fracture toughness test on a FCD300LT cast iron, CT specimens were often fractured at somewhat higher loads after the initiation of pop-in cracks. Although the scatter of pop-in fracture toughness was small, the values of critical J-integral at the unstable brittle fracture scattered largely.

In the transition region of SA350 steel, the initiation of pop-in crack was not observed, and fracture toughness scattered largely.

At the propagation of the unstable crack near the transition temperature, the Weibull distribution provides good fits for the critical CTOD and the critical J-integral. This distribution can be mainly interpreted by the scatter of the distance between the precrack tip and the origin of unstable brittle fracture.

Key words : fracture toughness ; ductile-brittle transition region ; Weibull distribution ; carbon steel ; ferritic nodular cast iron.

1. 緒言

高レベルの放射性物質の輸送容器には低温でしかも高速変形したときの健全性が求められる。オーステナイトステンレス鋼と異なりフェライト系の炭素鋼や球状黒鉛鑄鉄には低温脆性がある。これらの材料を輸送容器用材料として使用するには、この脆性に対する検討が必要である。延性-脆性遷移領域（以後単に遷移領域という）においてはよく知られているように、一般に靱性は大きくばらつく。遷移領域の破壊靱性挙動を明らかにすることは輸送容器用材料を評価する上で重要と思われる。

遷移領域の靱性についてはシャルピー衝撃試験による多くの研究がなされてきた。破壊靱性についてもシャルピー衝撃値と同様に遷移領域では大きくばらつく。この特徴は温度の上昇とともにばらつきは大きくなることと、試験片が大きくなるとばらつきは小さくなり、かつ靱性値は低い値を示すことである^{1)~3)}。このため測定値の平均値をとると遷移温度は試験片の大きさによって異なることになる。

靱性のばらつきの原因は材質的には介在物など不均一な欠陥によるものであるとするのが一般的であるが、結晶粒や炭化物など材料を構成している組織のばらつきのため不安定脆性破壊の引き金となるマイクロき裂の大きさにばらつきを生じることによるとしても説明できることが報告され

ている⁴⁾。

試験片の大きさの影響については塑性拘束の大きさの差が原因であるとする他に、Landesら⁵⁾は予き裂先端の場所により靱性が異なると仮定して、大きな試験片は小さな試験片より低い靱性点を含む可能性があるとして、統計処理により大きな試験片の破壊靱性の推定法を提案している。また最終不安定脆性破壊にいたるべき開破壊発生位置と予き裂先端からの距離は破壊靱性値と関係があり、この距離が長いと靱性値は高くなる⁵⁾⁶⁾。遷移領域の破壊靱性のばらつきの統計的処理については、靱性のワイブル分布への適合性^{1)~3)6)~8)}やその他数種の処理法⁹⁾⁷⁾が検討されている。

破壊靱性試験片の不安定脆性破壊については、予き裂先端のある局部領域で高い応力を生じべき開破壊が発生することと、べき開破壊が発生することによって試験機を含む測定系の解放弾性エネルギーが脆性破壊の伝播に必要な表面エネルギーより大きいことの2条件が満足されるとき不安定破壊が起こると考えられる。通常材料では2条件が同時に満足されることが多いが、球状黒鉛鑄鉄の場合多量の黒鉛のため、べき開破壊が容易に発生してしかもただちに伝播停止しやすいたことが考えられ、破壊の挙動が異なる可能性がある。

本研究ではSA350炭素鋼及びJIS FCD300LT低温用球状黒鉛鑄鉄を用い遷移領域の破壊靱性を測定し、そのばらつ

平成6年9月21日受付 平成6年12月2日受理 (Received on Sep. 21, 1994; Accepted on Dec. 2, 1994)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

* 2 金属材料技術研究所 (現: 日科情報(株)) (National Research Institute for Metals, now Nikka Jyohou Co., Ltd.)

きについて検討した。

2. 供試材及び実験方法

供試材としてASME SA350 Gr.LF5 (以後単にSA350鋼という)炭素鋼及びJIS FCD300LT球状黒鉛鑄鉄を用いた。すなわち前者では1163Kで11h, 保持後空冷, 878Kで11h, 保持後空冷の熱処理を行った外径1890mm, 肉厚368mmのSA350鋼製円筒鍛造品の端部から採取した50mm×200mm×300mmの多くのブロックを用いた。後者では鑄放しの外径1350mm, 肉厚500mmのFCD300LT鑄鉄製円筒鍛造品の外表面から内表面方向に肉厚の15%の位置から採取した150mm×125mm×60mmの多くのブロックを用いた。化学成分をTable 1に, 室温における機械的性質をTable 2に示す。FCD300LT鑄鉄の平均黒鉛粒子径(3次元)は48 μ m, 平均黒鉛粒子数は91/mm²であった。SA350鋼及びFCD300LT鑄鉄の結晶粒度番号はそれぞれ7.5及び5.6であった。

破壊靱性として弾塑性破壊靱性を測定した。ただし弾塑

Table 1. Chemical composition (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni
SA350LF5	0.11	0.28	1.25	0.008	0.005	1.48
FCD300LT	3.56	2.04	0.15	0.03	0.001	—

Table 2. Mechanical properties at room temperature.

Material	yield strength (Mpa)	tensile strength (Mpa)	elongation (%)	reduction of area (%)
SA350LF5	293	437	36.5	80
FCD300LT	246	364	20	—

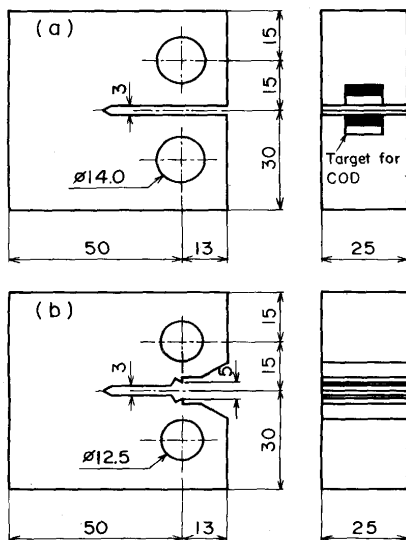


Fig. 1. Configurations of the compact tension specimens for a drop-weight type tensile machine (a), electrohydraulic type and Instron tensile machines (b).

性破壊靱性は脆性き裂伝播の場合については規定されていないが, 脆性き裂伝播開始時のJ積分を日本機械学会基準⁹⁾の弾塑性破壊靱性試験方法に準拠して測定した。試験片はFig. 1に示すL-T方向の疲労予き裂を導入した25mm厚のコンパクトテンション (CT) 試験片である。荷重線変位はクリップゲージまたは非接触電子光学式変位計で測定した。なお延性き裂発生領域においてはき裂の伝播開始を超音波によって検出する超音波単一試験法¹⁰⁾によって測定した。試験機は98kNインストロン引張試験機, 490kN電気油圧サーボ式試験機及び147kJ落重式衝撃引張試験機¹¹⁾を用いた。

低温での試験は冷却槽中に霧状の液体窒素を噴射し, 所定の温度に自動制御した。ただし試験片は遮蔽板によって直接には液体窒素と触れ合わないにした。破壊靱性試験における各種出力はトランジェントコンバータ及び電子計算機により記録, 解析した。なお必要とする引張データは直径4mm, 平行部20mmの試験片を用い98kNインストロン引張試験機で測定した。

3. 実験結果

鋼のシャルピー衝撃試験による延性-脆性遷移は延性破面と脆性破面の割合の変化を伴い, 50%脆性破面率などで表されることが一般的である。しかし本研究におけるSA350鋼の破壊靱性遷移はこれとは異なった様相を示した。CT試験片破面にボイドの発生とその連結による延性き裂が認められる領域では J_{Ic} または J_{Id} 値は有効とならなかった。有効値が得られる領域では破面はすべて擬へき開またはへき開破面を示し脆性破壊した。SA350鋼の遷移領域の破壊靱性をFig. 2に示す。遷移領域での破壊靱性のばらつきは大きく, 応力拡大係数増加速度 \dot{K} の増加とともに遷移温度は高温側へ移行した。

FCD300LT鑄鉄の場合, 上部棚破壊靱性は温度の低下とともに増加するが⁵⁾, 同時にCT試験片破面の黒鉛粒子間に依存するへき開破面の割合 (脆性破面率) も増加する。そし

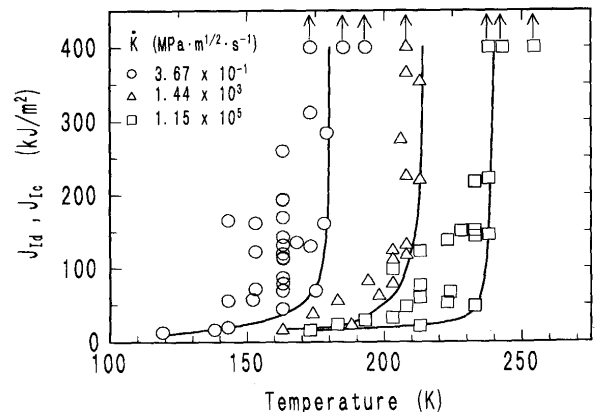


Fig. 2. Effects of temperature and stress intensity rate on fracture toughness of SA350 steel.

て約50%以上の脆性破面率になり初めて破壊靱性は低下し始める。当然破壊靱性遷移温度は破面遷移温度と一致しない¹²⁾。破壊靱性遷移温度近くでは殆ど脆性破壊破面の様相を示した。

FCD300LT鋳鉄の遷移領域における静的破壊靱性測定 ($\dot{K}=0.42\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$) のときは試験片にまずポップインき裂を生じ、その後不安定破壊することが多い。この現象は他の試験機を用いたより大きな \dot{K} の破壊靱性測定の場合には認められなかった。なおポップインき裂とその後の不安定脆性き裂は破面上では差はなかった。Fig. 3にポップインき裂の発生した荷重-荷重線変位の例を示す。破壊靱性を予き裂先端から最初にき裂が伝播したときに対応するもの (ポップインき裂が発生した場合はこのときのJ積分値) と定義するならば、Fig. 4に示すように遷移領域の破壊靱性のばらつきは小さくなる。これに対しき裂伝播の種類別に分けた臨界J積分値 J_c をFig. 5に示す。ポップインき裂発生後の不安定破壊時に対応する J_c のばらつきは大きい。なおポップインき裂が発生したものはコンプライアンスの計算式

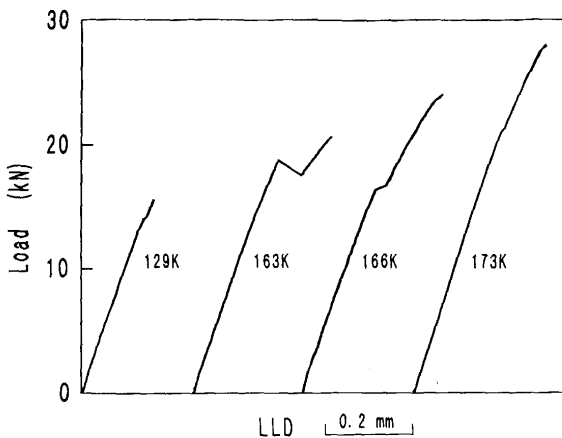


Fig. 3. Load versus load-line displacement in CT specimens of FCD300LT cast iron at the stress intensity rate of $0.42\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$ showing the initiation of pop-in cracks.

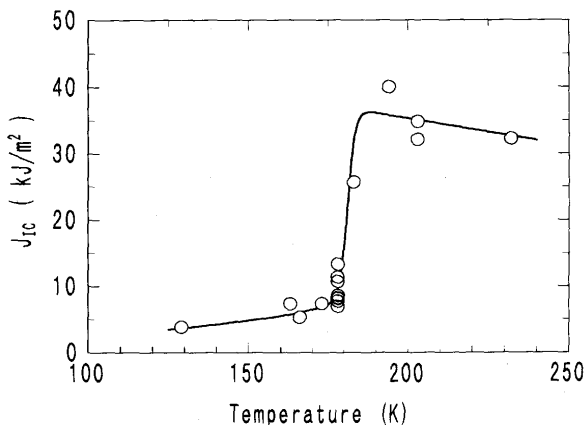


Fig. 4. Effect of temperature on fracture toughness J_{1c} of FCD300LT cast iron at the stress intensity rate of $0.42\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$.

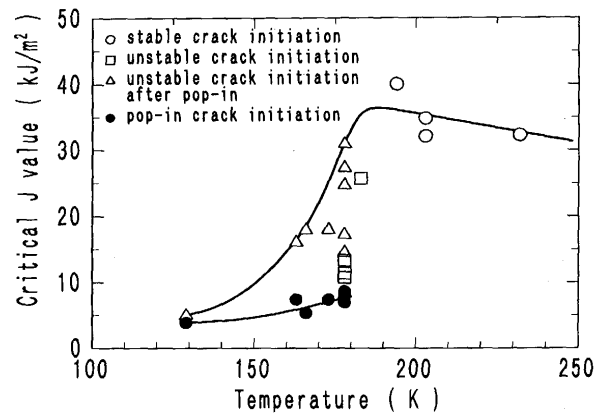


Fig. 5. Critical J value J_c in the transition region at the stress intensity rate of $0.42\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$ for FCD300LT cast iron.

からこのき裂長さを推定してJ積分値を補正した。

FCD300LT鋳鉄は多数の黒鉛粒子を含み、き裂の発生は容易であり、ポップインき裂が発生したと思われる。しかしこの発生にともない荷重が低下し、ただちに不安定破壊には至らなかったものと考えられる¹³⁾。そして不安定破壊条件を満足させるためにはさらに高い荷重が必要であったことを示している。これらのことは遷移領域の破壊靱性のばらつきは試験機の剛性などを含めた試験システム中の不安定き裂伝播条件に大きく依存することを示唆している。

SA350鋼については遷移領域の破壊靱性は最終不安定脆性破壊の引き金となる脆性き裂発生位置の差にも依存することから、ここではFig. 2に示すように各温度での J_{1c} または J_{1d} の下限線を考え、その $200\text{kJ}/\text{mm}^2$ に対応する温度を便宜的にSA350鋼の破壊靱性遷移温度 T_c と定義した。SA350鋼の T_c と \dot{K} の関係をFig. 6に示す。なお図にはFCD300LT鋳鉄の結果¹²⁾も重ねて示してある。鋳鉄の場合の T_c は上部棚領域における値と下部棚領域における値の平均値に対応する温度である。FCD300LT鋳鉄の上部棚破壊靱性は小さいが、本件研究で用いた材料ではSA350鋼の遷移温度と同等であった。

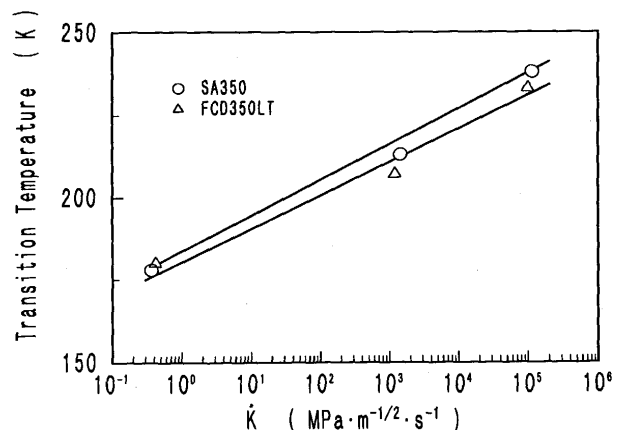


Fig. 6. Relationship between J_{1c} transition temperature and stress intensity rate.

4. 考察

遷移領域の破壊靱性の分布はワイブル分布によって整理できるとする報告が多い^{1)~3)7)}。遷移温度に近い温度、SA350鋼の場合163K、FCD300LT鋳鉄の場合178Kにおける臨界き裂先端開口変位CTOD_c及びJ_{IC}または不安定脆性き裂伝播開始時の臨界J積分値J_cをワイブル確率紙にプロットした。CTODはBS規格¹⁴⁾に準拠し次式によって計算した。

$$CTOD = K^2(1-\nu^2)/2\sigma_y E + 0.46(W-a)V_p/(0.46W+0.54a)$$

ここにKは応力拡大係数、 σ_y は降伏強度、Eはヤング率、 ν はポアソン比、WはCT試験片幅、aは予き裂長さ、V_pは荷重線変位の塑性部分である。ヤング率はCT試験片のコンプライアンスCより次式¹⁵⁾によって求めた。

$$E = (1/CB) \{ (w+a)/(W-a) \}^2 \{ 2.1630 + 12.219(a/W) - 20.065(a/W)^2 - 0.9925(a/W)^3 + 20.609(a/W)^4 - 9.9314(a/W)^5 \}$$

ここにBは試験片厚さである。SA350鋼の場合はE=221.8-0.058T(GPa)、FCD300LT鋳鉄の場合はE=196.5-0.066T(GPa)で表された。

SA350鋼の163K、 $\dot{K} = 0.367 \text{ MPam}^{1/2}\text{s}^{-1}$ の場合のワイブル確率紙プロットをFig. 7に示す。CTOD_c及びJ_{IC}ともワイブル分布で整理できると思われる。図中のCTOD_c及びJ_{IC}の勾配の値すなわち形状係数はそれぞれ2.3及び2.4であった。

FCD300LT鋳鉄の178K、 $\dot{K} = 0.42 \text{ MPam}^{1/2}\text{s}^{-1}$ の場合の同様のCTOD_c及びJ_c値のワイブル確率紙プロットをそれぞれFig. 8, 9に示す。ただしこれらはポップインき裂発生時とその後の不安定き裂伝播時の場合に分けて示してある。CTOD_cの形状係数は前者の場合は4.7と大きい、後者の場合は2.6であった。

不安定脆性破壊の場合、予き裂先端に破壊の起点が観察

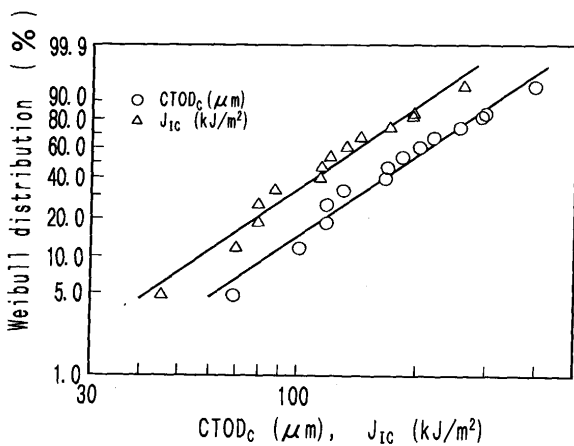


Fig. 7. Weibull probability plots of CTOD_c and J_{IC} at 163K and the stress intensity rate of 0.367 MPam^{1/2}s⁻¹ for SA350 steel.

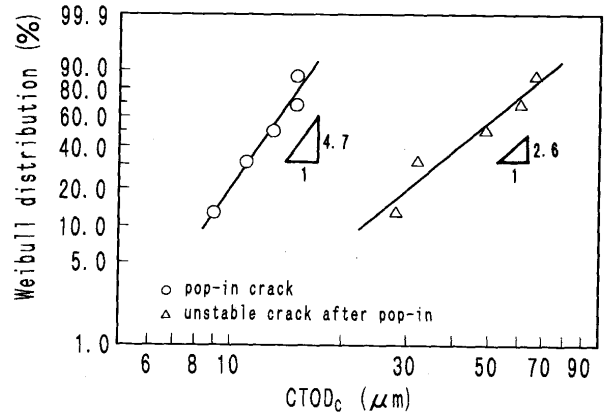


Fig. 8. Weibull probability plots of CTOD_c at 178K and the stress intensity rate of 0.42 MPam^{1/2}s⁻¹ for FCD300LT cast iron.

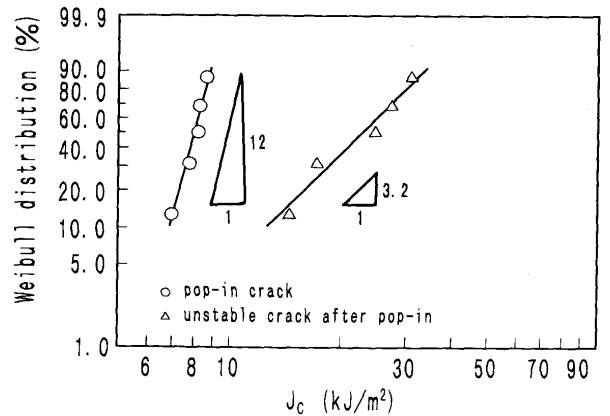


Fig. 9. Weibull probability plots of J_c at 178K and the stress intensity rate of 0.42 MPam^{1/2}s⁻¹ for FCD300LT cast iron.

されている⁶⁾。ここでは予き裂先端と破壊の起点との距離に差があるとして検討する。予き裂先端にマイクロき裂が発生する。このときき裂の伝播条件は満足されていて、ただちに不安定破壊が起こるとする。この起点になる箇所は材料中に無作為に分散していると仮定する。Fig.10に示すように、試験片厚さをBとし、予き裂先端を原点とする極座標を考える。原点から予き裂前方に角度θ以内で、距離xとx+dxの間

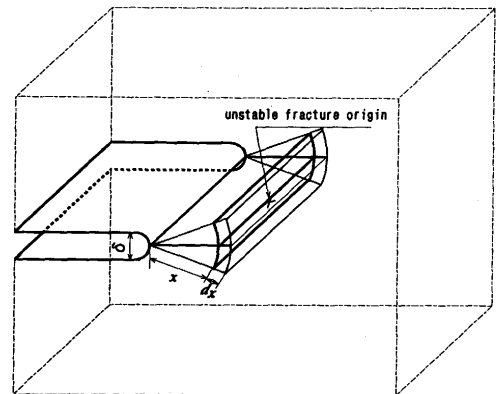


Fig. 10. Polar coordinates at the front of a pre-crack.

で不安定破壊の起点が見いだされる確率は、確率密度関数を $f(x)$ とすると次式で表される。

$$f(x) dx = \{1 - \int_0^x f(x) dx\} x \theta NB dx$$

ここに N は単位体積当たりの起点数である。これを解くと

$$f(x) = x \theta NB \exp(-\theta NB x^2/2)$$

となる。これは形状係数 2 のワイブル分布であることを示している。分布関数 $F(x)$ は

$$F(x) = \int_0^x f(x) dx = 1 - \exp(-\theta NB x^2/2)$$

である。ワイブル確率紙へのプロットは

$$\ln\{1/(1-F(x))\} = 2 \ln x + \ln(\theta NB/2)$$

となる。

CTOD を δ とすると Rice ら¹⁶⁾ によれば予き裂先端の歪みの大きい領域では歪み ε は x/δ の関数で ε が一定のとき

$$x = \alpha \delta \dots \dots \dots (1)$$

で表され、 α は定数になる。不安定破壊の起点におけるマイクロき裂は ε がある臨界値に達したときに発生すると仮定すると起点の位置によって δ がばらつくことになり、 x と δ とは比例関係にあるので、CTOD のワイブル分布の形状係数も 2 となる。さらに J 積分は次式によって表される。

$$J = \delta \sigma_y / \lambda \dots \dots \dots (2)$$

ここに λ は定数である。式(1)、(2)より

$$x = \alpha \lambda J / \sigma_y$$

したがって J_c のワイブル分布の形状係数も 2 に近い値となるであろう。Fig. 7, 8, 9 に示される遷移温度近くの不安定脆性破壊の場合 2 に近い値が得られた。いくつかの報告¹⁾²⁾も遷移温度近くの J_{Ic} の形状係数として 2 に近い値を報告している。

一方、遷移温度より温度が低下するに従って形状係数は大きくなることが報告されている¹⁾²⁾。また破壊靱性をワイブル分布に適用すると、 $F(x)$ が小さい場合と大きい場合では形状係数が異なり 2 つの分布に分けることができると見られることも多い²⁾⁸⁾。これらのことは遷移領域の破壊靱性の分布は 2 種類、すなわちき裂の発生と伝播に分けることが合理的であることを示唆しているように思われる。ポップインき裂発生の際の CTOD_c の形状係数は 4.7 で大きい (Fig. 8)。き裂の発生と伝播の 2 つの分布が混在しているために見かけ上の形状係数は変化すると考えて矛盾はない。遷移領域における破壊靱性のばらつきがこのようなメカニズムによるものとして解釈でき、遷移領域の破壊靱性には統計

的処理が必要と思われる。

5. 結論

SA350 炭素鋼及び FCD300LT 球状黒鉛鋳鉄について 25 mm 厚さの CT 試験片を用い弾塑性破壊靱性を測定、主として破壊靱性の遷移領域のばらつきについて検討した。その結果次の結論を得た。

(1) FCD300LT 鋳鉄の遷移領域の静的破壊靱性測定の場合、ポップインき裂を発生したのち不安定脆性破壊することが多い。ポップイン破壊靱性のばらつきは小さいが、不安定脆性破壊時の破壊靱性のばらつきは大きい。

(2) SA350 鋼の遷移領域においてポップインき裂の発生は見られず、破壊靱性は大きくばらつく。

(3) 遷移温度付近の不安定脆性破壊時の臨界 CTOD 及び臨界 J 積分値の分布はワイブル分布に従う。

(4) 不安定脆性破壊時の破壊靱性のばらつきは主として予き裂先端から不安定破壊の引き金となる脆性破壊発生点までの距離のばらつきによるものとして解釈できる。

供試材の入手にご協力いただいた(株)神戸製鋼所、日立造船(株)、(株)クボタに感謝いたします。

文 献

- 1) J.D.Landes and D.H.Shaffer: Fracture Mechanics, 12th Conf., ASTM STP700, (1980), p.368 [ASTM]
- 2) T.Iwadate, Y.Tanaka, S.Ono and J.Watanabe: Elastic-Plastic Fracture, 2nd Sympo. vol. II, ASTM STP803, (1983), p.II-531 [ASTM]
- 3) J.D.Landes and D.E.McCabe: Fracture Mechanics, 15th Sympo., ASTM STP833, (1984), p.378 [ASTM]
- 4) 松田昭一, 関口昭一, 影山英明: 鉄と鋼, 64 (1978), p.1209
- 5) A.R.Rosenfield and D.K.Shetty: Eng. Fract. Mechanics, 17 (1983), p.461
- 6) M.T.Miglin, C.S.Wade and W.A.Van Der Sluys: Fracture Mechanics, 21st Sympo., ASTM STP1074, (1990), p.238 [ASTM]
- 7) M.T.Miglin, C.S.Wade, J.A.Joyce and W.A.Van Der Sluys: Elastic-Plastic Fract. Test Methods, ASTM STP1114, ASTM, (1991), p.273
- 8) 材料強度の統計的性質 (材料強度確率モデル研究会編), (1992), p.22 [養賢堂]
- 9) JSME S001-1981, 弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験方法, (1981), [日本機械学会]
- 10) 安中 嵩, 岩尾暢彦, 古屋宣明, 山脇 寿, 松本庄次郎, 木村勝美: 鉄と鋼, 71 (1985), p.1398
- 11) T.Yasunaka, K.Nakano and T.Saito: ISIJ International, 31 (1991), p.298
- 12) 中野恵司, 安中 嵩: 鉄と鋼, 80 (1994), p.330
- 13) D.Broek: Elementary Engineering Fracture Mechanics, (1982), [Martinus Nijhoff Pub.]
- 14) British Standard 7448 Part 1, (1991), Fracture Mechanics Toughness Tests
- 15) ASTM Standard E813-87, Standard Test for J_{Ic}
- 16) J.R.Rice and M.A.Johnson: Inelastic Behavior of solids, ed. by M.F.Kanninen, W.F.Adler, A.R.Rosenfield and R.I.Jaffee, (1970), p.641 [McGraw-Hill Inc.]