

厚肉球状黒鉛鑄鉄の動的破壊靱性とその評価

中野 恵司*・安中 嵩*

Dynamic Fracture Toughness and Evaluation of a Thick-walled Ferritic Spheroidal Graphite Iron

Keishi NAKANO and Takashi YASUNAKA

Synopsis : The objective of this study is to characterize the behavior of dynamic fracture toughness of a thick-walled ferritic spheroidal graphite iron and to evaluate this material for unstable fracture.

Unlike static elastic-plastic fracture toughness J_{IC} , the distribution of graphite nodule has a very slight effect on the upper shelf dynamic elastic-plastic fracture toughness J_{Id} . Upper shelf fracture toughness increases with increase in stress intensity rate \dot{K} . This increase in fracture toughness is mainly attributed to increase in strength at high rate of \dot{K} .

Ductile-brittle transition temperature is linearly related to the logarithm of \dot{K} . In the upper shelf region, converted plane strain fracture toughness divided by yield strength can be adopted as a material constant that is independent of \dot{K} and temperature. On the basis of the J_{IC} -temperature curve and the results of impact bending tests on small size specimens, it can be made to estimate the behavior of J_{Id} as for temperature and the predetermined \dot{K} .

In the upper shelf region of the material investigated, the maximum allowable surface flaw depth exceeds the minimum detectable flaw size by a nondestructive inspection. Ferritic spheroidal graphite iron can be used as a material for casks in the upper shelf region at least.

Key words : cast iron ; dynamic fracture toughness ; low temperature embrittlement ; cask ; fracture ; structural integrity.

1. 緒言

低温用厚肉球状黒鉛鑄鉄は高レベルの放射性物質の中間貯蔵兼用の輸送容器（以後キャスクという）用材料として注目され、これを用いた容器の開発が計られてきた^{1)~4)}。そして最近JIS FCD 300 LTとして規格化された。フェライト基の球状黒鉛鑄鉄には低温脆性があり、加えて多量の黒鉛を含むために上部棚領域においても比較的靱性が低い。また輸送容器は落下などの衝撃に耐えられることが要求される⁵⁾、衝撃時の負荷速度が増加するに従って延性-脆性遷移温度は上昇する^{6)~8)}。低温用厚肉球状黒鉛鑄鉄の不安定破壊に対する評価には、温度及び負荷速度による破壊靱性への影響を把握したのち、破壊力学に基づく評価が必要である。

厚肉球状黒鉛鑄鉄の場合、破壊靱性は温度及び負荷速度の他にマイクロ組織の差により変化する。マイクロ組織は鑄造時の冷却速度の違いにより差を生じる⁹⁾。マイクロ組織にはパーライト、黒鉛形状もあるが、球状化率の高い鑄鉄の場合で黒鉛粒子分布に限って言えば、静的弾塑性破壊靱性 J_{IC} は黒鉛粒径の大きい部分が小さいとする報告²⁾、大きいとする報告¹⁰⁾がある。著者らも黒鉛粒子間距離が長くなるとともに J_{IC} は増加すること、そして J_{IC} から推定した平面ひずみ破壊靱性を降伏強さで割ったパラメータは上部棚領域では一

定で、この材料の材料定数とみなすことができることを報告した¹¹⁾。動的破壊靱性に及ぼす黒鉛粒子分布の影響に関する2, 3の報告もあるが⁶⁾¹²⁾、静的破壊靱性に関することが動的破壊靱性の場合にも成立するかどうか検討の必要がある。

さらに動的破壊靱性の測定においては高価な設備を必要とし、またき裂の伝播開始点の測定は静的試験の場合よりも難しいことなどから、できれば静的試験結果と小型試験片による衝撃試験結果から動的破壊靱性挙動を推定できることが望ましいであろう。

本研究は厚肉球状黒鉛鑄鉄について温度及び負荷速度の変化に伴う弾塑性破壊靱性挙動を調べ、動的破壊靱性の黒鉛粒子間距離依存性及び上記パラメータが材料定数と見なせるかどうかを明らかにした。また小型曲げ試験片による破壊靱性挙動の推定の可能性を検討した。そして本材料の上部棚領域における不安定破壊に対する評価を行った。

2. 供試材および実験方法

供試材は鑄放しの厚肉球状黒鉛鑄鉄で作られた外径1350 mm、肉厚500mmの大型円筒の外表面から内表面方向に肉厚の15, 30, 45%の位置から切り出した150mm×125mm×60 mmの多くのブロックである。この供試材を以後それぞれ材

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Mg
A	3.56	2.02	0.18	0.019	0.002	0.04
B	3.56	2.00	0.18	0.019	0.002	0.04
C	3.56	2.04	0.19	0.002	0.002	0.04

料A, B, C, と呼ぶ。冷却速度の差のため厚さ方向の位置により黒鉛分布は異なる。これら材料の化学成分をTable 1に示す。本材料はJIS FCD 300 LTに相当するものである。肉厚方向による化学成分の差はほとんど認められなかった。材料A, B, Cの平均黒鉛粒子間距離(三次元)はそれぞれ0.105, 0.122, 0.142mm, また結晶粒度番号はそれぞれ5.6, 5.1, 4.7であった¹¹⁾。

静的および動的な弾塑性破壊靱性 J_{IC} , J_{Id} の測定はFig. 1に示す疲労予き裂を導入した厚さ25mmのコンパクトテンション(CT)試験片を用い、日本機械学会基準¹³⁾に準拠して行った。一部は複数試験片法によったが、主として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片法によって測定した。用いた超音波法は試験片上下面の予き裂先端に相当する位置に取り付けた超音波探触子によって超音波透過および反射パルス高さの変化を測定し、これから試験片厚さ中央部の直径数mmの範囲におけるき裂の発生点を検出することによる破壊靱性測定法である¹⁴⁾。 J_{IC} の測定はインストロン試験機, J_{Id} 測定には50t電気油圧サーボ式試験機及び落重式衝撃引張試験機を用いた¹⁵⁾。荷重, 荷重線変位または開口変位, 超音波パルス高さ, 引張速度を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。

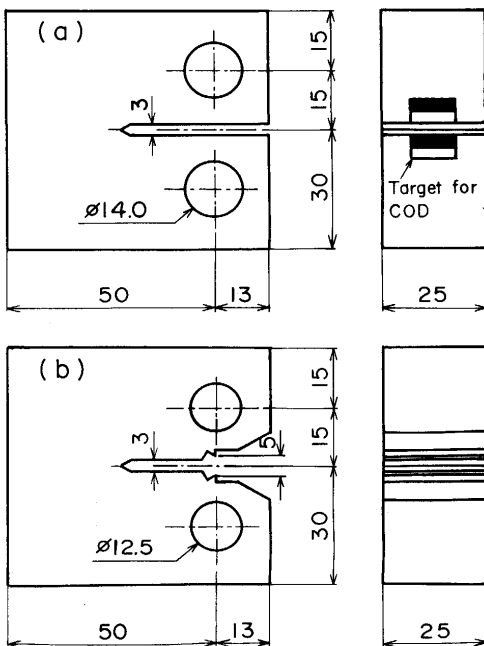


Fig. 1. Configurations of the compact tension specimens for a drop-weight type tensile machine (a), electrohydraulic type and Instron tensile machines (b).

落重式試験機では開口変位として試験片につけたターゲットの変位を非接触電子光学式変位計で測定した。他の試験機ではクリップゲージによって荷重線変位を測定した。

低温の弾塑性破壊靱性試験は冷却槽中に液体窒素を噴霧し, 所定の温度に自動制御して試験温度を変えて行った。ただし試験片は遮蔽板によって液体窒素とは直接的には触れ合わないようにした。

小型曲げ衝撃試験はJIS 4号試験片を用いたV切欠きシャルピー衝撃試験とV切欠きの代わりに先端半径60 μ mの機械切欠きを深さ2 mmまで導入した試験片を用いて衝撃曲げ試験を行った。前者の試験には49Jのシャルピー衝撃試験機を用いた。後者の試験には応力拡大係数増加速度 \dot{K} を測定するために98Jのシャルピー衝撃試験機を用い, ハンマー回転軸に取り付けたポテンシオメーターの出力を測定, 試験片の変形速度を求めた。低温の試験は冷却したアルコール中で試験片を所定の温度に保持したのち行った。

延性-脆性遷移領域の脆性破面率を点算法によって測定した。走査型電子顕微鏡による破面写真を用い, 各データにつき総格子点数は600点とした。測定範囲は疲労き裂または機械切欠き先端から2 mm以内で試験片厚さ中央部の幅7 mmの範囲である。

なお, 平行部直径4 mm, ゲージ長さ20 mmの試験片を用い, 室温以下で段階的に温度を変化させて静的引張試験を行い得られた有効降伏強さを J_{IC} の有効性の評価に使用した。

3. 実験結果および考察

3.1 衝撃曲げ試験

Fig. 2に標準V切欠きシャルピー衝撃試験の結果を示す。黒鉛分布の差は衝撃試験においては明瞭には認められず, エネルギー遷移温度は253Kであった。結晶粒度の差が小さいためと思われる。切欠き先端半径60 μ mの機械切欠きを導入した試験片を用いた衝撃曲げ試験の結果をFig. 3に示す。比較のためFig. 2のV切欠きシャルピー衝撃試験の結果を破線によってあわせて示してある。機械切欠き試験片のエネルギー遷移温度は265KでV切欠きシャルピー衝撃試験の

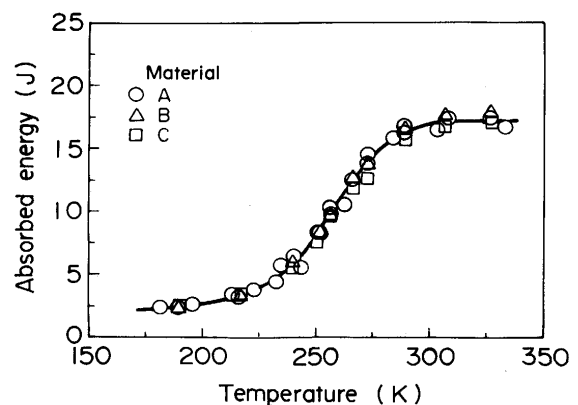


Fig. 2. Charpy V-notch impact energy curve.

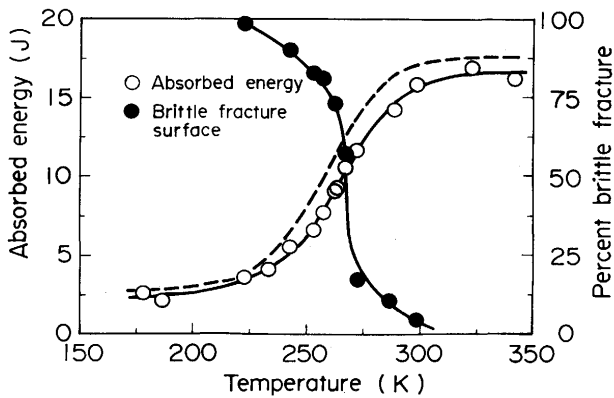


Fig. 3. Impact energy and percentage of brittle fracture appearance curve of machine-notched bend specimens. The broken line shows Charpy V-notch impact energy curve.

場合より高くなった。破面遷移温度は268Kでエネルギー遷移温度によく一致した。

3・2 弾塑性破壊靱性

応力拡大係数増加速度 $\dot{K} = 6.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$ のときの複数試験片法によって得られたJ-R曲線をFig. 4に示す。静的弾塑性破壊靱性 J_{IC} は黒鉛粒子間距離または黒鉛粒子の大きさによって影響を受けることが報告されているが⁽¹¹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾、動的弾塑性破壊靱性に及ぼす黒鉛粒子間距離の影響は小さかった。より大きな \dot{K} の場合 J_{IC} の測定誤差が大きくなるので、実験的には材料A, B, Cの差は認められなかった。以後 J_{IC} に関しては材料A, B, Cは区別しないことにする。

J_{IC} , J_{IC} に及ぼす温度と \dot{K} の影響をFig. 5に示す。図中の○で示したデータは J_{IC} の有効性を満足していた。より引張速度の大きい△, □で示したデータについては試験条件に対応する有効降伏強度 σ_f はより大きいはずであるが、便宜的に静的な σ_f を使用した場合でも有効性の条件を満足しており J_{IC} とすることができると思われる。まず温度の低下とともに破壊靱性が増加する上部棚領域があるが、この領域での

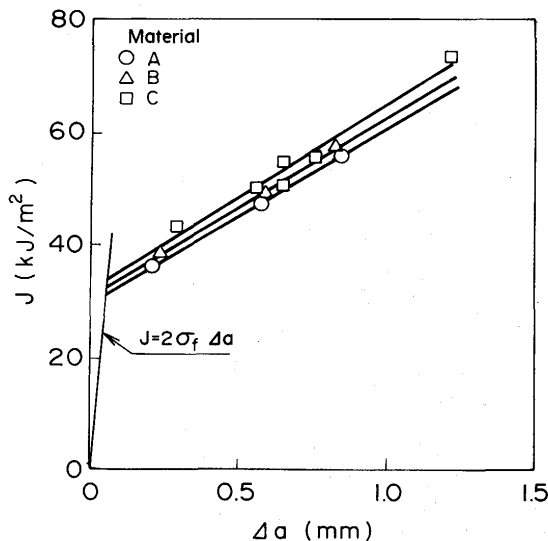


Fig. 4. J-R curve at room temperature and initial stress intensity rate \dot{K} of $6.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$

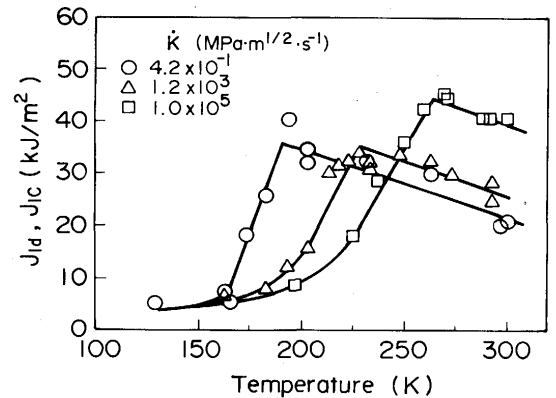


Fig. 5. Variation in fracture toughness with temperature as a function of stress intensity rate.

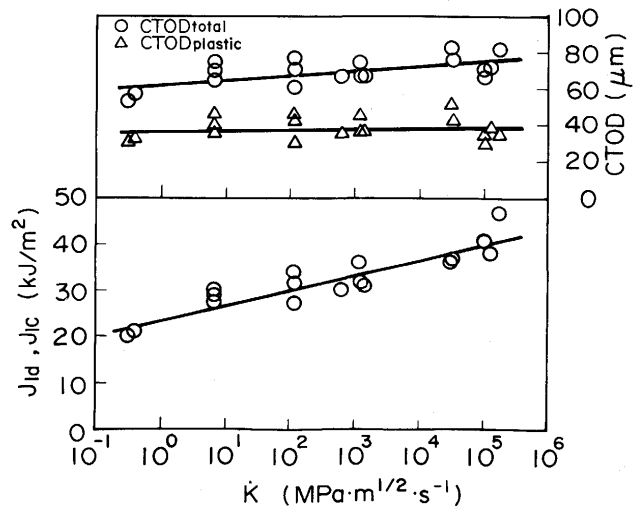


Fig. 6. Effect of stress intensity rate on fracture toughness and CTOD at room temperature in the upper shelf region.

破壊の様相は主として延性破壊であった。 \dot{K} の増加とともに上部棚領域の破壊靱性値は高くなった。さらに温度が低下し、ある温度以下になるとへき開破面が増大し破壊靱性は低下した。延性-脆性遷移温度は \dot{K} が增大すると高温側に移行した。Fig. 6に室温における破壊靱性及び臨界き裂先端開口変位の \dot{K} 依存性を示す。この \dot{K} 範囲ではいずれも上部棚領域の破壊である。破壊靱性は負荷速度の増加とともに増加し、本実験の範囲では \dot{K} の対数と直線関係がある。き裂先端開口変位CTODはBS規格⁽¹⁶⁾に準拠し次式によって計算した。

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

ここに K は応力拡大係数、 σ_f は降伏強さ、 ν はポアソン比、 E はヤング率、 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。右辺の第二項はCTODの塑性部分でこれを $CTOD_{plastic}$ とし、全CTODの $CTOD_{total}$ と区別して表した。CTODの \dot{K} 依存性は小さく、とくに $CTOD_{plastic}$ に対する \dot{K} の影響は小さい。したがって前述の破壊靱性の \dot{K} 依存性の主原因は負荷速度の増加にともなう強度の増加

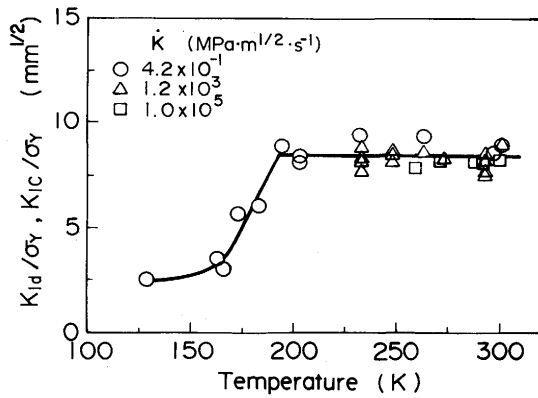


Fig. 7. Effect of temperature and stress intensity rate on $K_{Id}(J)/\sigma_y$ or $K_{Ic}(J)/\sigma_y$.

に起因するものと思われる。

J_{Id} 及び J_{Ic} から平面ひずみ破壊靱性値を推定した値 $K_{Id}(J)$, $K_{Ic}(J)$ を降伏強さ σ_y で除した値と温度の関係をFig. 7に示す。ただし K 値は次式によって換算した。

$$K = \{E \cdot J / (1 - \nu^2)\}^{1/2}$$

J_{Id} の場合の σ_y はASTM規格E813のCT試験片の限界荷重の計算式を用い、材料の降伏比は一定と仮定して算出した。上部棚領域では $K_{Ic}(J)/\sigma_y$ は一定値を示すが¹¹⁾, $K_{Id}(J)/\sigma_y$ も温度や \dot{K} に依存せず、かつ $K_{Ic}(J)/\sigma_y$ と同じ値を示した。上部棚領域において $K_{Id}(J)/\sigma_y$ または $K_{Ic}(J)/\sigma_y$ は本材料の材料定数とみなすことができる。

3.3 破面及び延性-脆性遷移温度

本材料の破面は黒鉛粒子があるため炭素鋼と異なった特徴がある。室温においても黒鉛を核として発生する延性破面の間に結晶粒単位程度の大きさの分散した少量のへき開破面がみられた。そして温度の低下につれて分散したへき開破面の密度は増加した。さらに破面上でのへき開破面の分布は予き裂ないし切欠きからの距離によって異なっていた。そこで破壊のパラメータとしての脆性破面率は予き裂または切欠き先端近傍の領域のものを用いた。

延性-脆性遷移領域のCT試験片及び機械切欠き衝撃曲げ試験片の脆性破面率をFig. 8に示す。 \dot{K} が増加すると遷移温度は高温側へ移行した。50%脆性破面遷移温度 T_s は \dot{K}

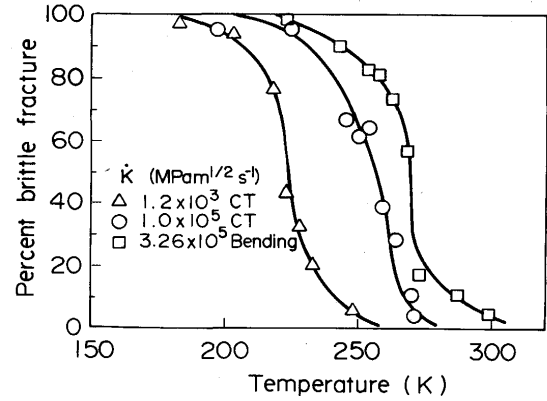


Fig. 8. Variation in percentage of brittle fracture appearance with temperature.

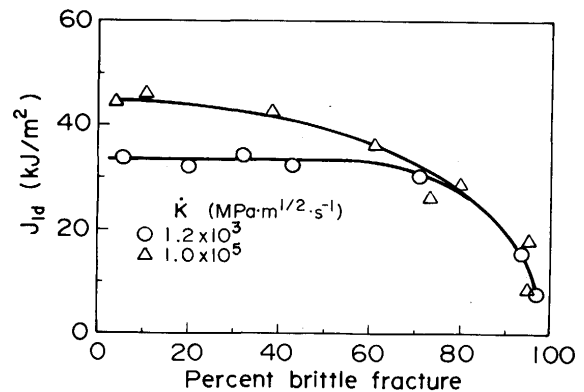


Fig. 9. Relationship between J_{Id} and percentage of brittle fracture appearance.

が 1.2×10^3 および $10^5 \text{MPa}\cdot \text{m}^{1/2}\cdot \text{s}^{-1}$ の場合はそれぞれ222K, 254Kとなった。

Fig. 9は J_{Id} と脆性破面率の関係を示している。 J_{Id} はへき開破面が混在し始めると急激に靱性値の低下を招くのではなく脆性破面率が約50%に達するまでは靱性値の低下は少ないがそれ以上になると急激に靱性値は低下した。すなわち本実験の測定条件では50%脆性破面率は J_{Id} で評価した場合の上部棚領域から脆化領域への境界点とみなすことができると思われる。Fig. 10(a), (b)にそれぞれ予き裂先端近傍の39%及び95%の脆性破面を示す。

Fig. 5に示す J_{Ic} または J_{Id} について上部棚領域における最大値と脆性領域における最小値の平均値に対応する遷移温

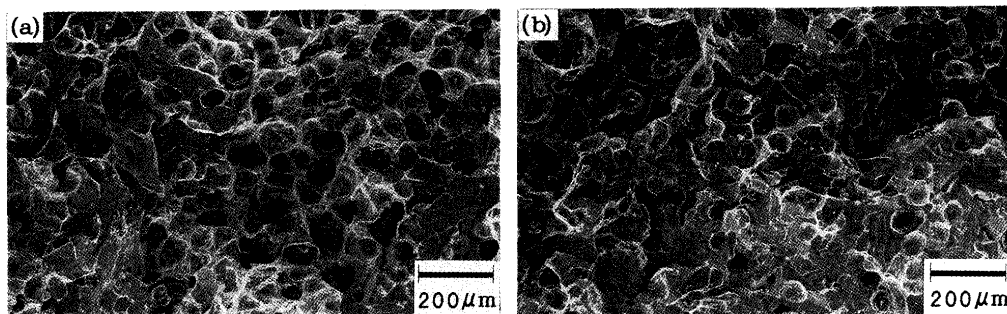


Fig. 10. Fracture surfaces of CT specimens tested at 259K (a) and 197K (b) at a stress intensity rate of $10^5 \text{MPa}\cdot \text{m}^{1/2}\cdot \text{s}^{-1}$

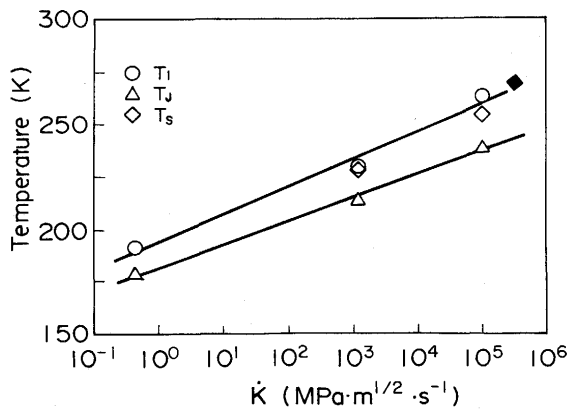


Fig.11. Effect of stress intensity rate on ductile-brittle transition temperature.
 T_1 : the lowest temperature of upper shelf region
 T_j : the transition temperature of fracture toughness
 T_s : the 50% brittle fracture transition temperature

度 T_j 及び破壊靱性が低下し始める脆化開始温度 T_1 を求めた。Fig. 11にこれらの温度と \dot{K} との関係を示す。 T_j 及び T_1 は \dot{K} の対数と直線関係がある。図中の◇印はFig. 8から求めた破壊靱性試験における50%脆性破面遷移温度 T_s であり、◆印は機械切欠き衝撃曲げ試験の場合の \dot{K} に対応する T_s である。このときの \dot{K} は静的曲げ試験における \dot{K} に衝撃曲げと静的曲げの試験片変形速度比を乗じて推定値とした。機械切欠き衝撃曲げ試験による T_s は破壊靱性試験による T_1 、 T_s と \dot{K} の直線の延長上にある。球状黒鉛鑄鉄の場合、Caironiらによると J_{IC} 値を得るに必要な切欠き先端半径は67~149 μm である⁶⁾。本実験に用いた材料の黒鉛粒子間距離は約105~142 μm で機械切欠き先端半径60 μm の約2倍であることを考え合わせると、本実験で用いた機械切欠き曲げ試験片の切欠きは破壊靱性の推定評価に使用可能な鋭い切欠きとして妥当なものであったと思われる。

3・4 小型衝撃試験片による破壊靱性挙動の推定

動的破壊靱性の推定には種々の困難がある。静的な破壊靱性挙動と小型曲げ衝撃試験結果から所定の \dot{K} における破壊靱性挙動を推定できれば便利であろう。前述のように、脆化開始温度、CT試験片及び機械切欠き曲げ衝撃試験片の

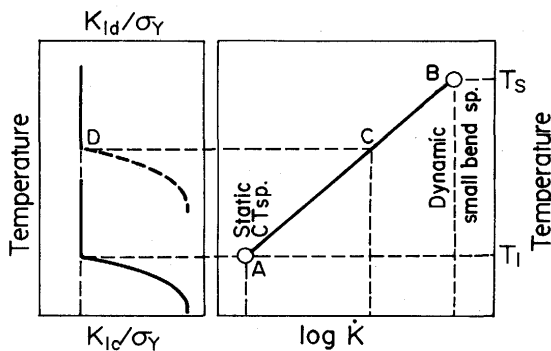


Fig.12. Estimation of dynamic fracture toughness behavior by static fracture toughness test and impact tests with small machine-notched bend specimens.

50%脆性破面率に対応する温度は $\log \dot{K}$ と直線関係にあった (Fig. 11)。Fig. 12に鋭い機械切欠きを有する小型曲げ試験片による所定の \dot{K} における破壊靱性挙動の推定法を示した。A点の静的試験による $(\log \dot{K}, T_1)$ 点とB点の小型曲げ衝撃試験による $(\log \dot{K}, T_s)$ 点を結ぶ。所定の \dot{K} に対応する直線AB上のC点から温度と材料定数である K_{Id}/σ_Y の関係図のD点 $(T_1, K_{Id}/\sigma_Y)$ が求められる。これにより動的な K_{Id} 挙動が推定される。

3・5 球状黒鉛鑄鉄の不安定破壊の評価

本材料の上部棚領域における不安定破壊についての評価を行い、最大許容欠陥の大きさを推定する。ここでは線形破壊力学を用い、不安定き裂発生基準による評価を行う。まず、欠陥としてFig. 13に示すような肉厚 t の厚板の表面にき裂深さ b 、き裂長さ $2a$ の半楕円形(長径 $2a$ 、短径 $2b$)のき裂が板の長さ方向に垂直に入っていると仮定する。そして板には長さ方向の引張りおよび曲げ応力が加えられているとする。つぎに検討を行う b/a 、 b/t の条件では図中の点Aにおいて応力拡大係数は最大になる¹⁷⁾。

半楕円形の表面き裂の応力拡大係数の計算については多くの報告があるがここでは、Isidaらによる解析結果を用いる¹⁸⁾。点Aにおける応力拡大係数は次式で表される。

$$K = (\pi b)^{1/2} (\sigma_M F_M + \sigma_B F_B) \dots\dots\dots (1)$$

ここに F_M 及び F_B はいずれも b/a 及び b/t の関数で近似式として多項式で与えられている。表面き裂側の板表面の応力 σ は

$$\sigma = \sigma_M + \sigma_B$$

であり、 $\sigma_B/\sigma_M = \alpha$ とすると式(1)より

$$K = \sigma_M (\pi b)^{1/2} (F_M + \alpha F_B)$$

これより降伏応力を σ_Y とすると、板表面の応力 σ と臨界表面き裂深さ b_c の関係は $K = K_{Id}$ として次式で表される。

$$\sigma/\sigma_Y = (K_{Id}/\sigma_Y) (1 + \alpha) / \{ (\pi b_c)^{1/2} (F_M + \alpha F_B) \}$$

ここで $b/a = 1/4$ 、 $t = 400\text{mm}$ とした場合について以下で検

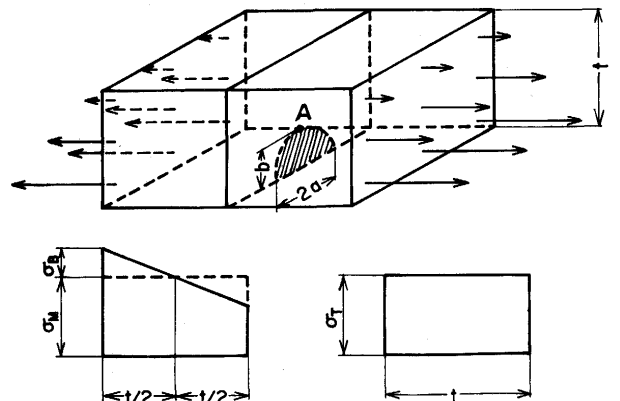


Fig.13. Tension and bending of finite-thickness plates with a semi-elliptical surface crack.

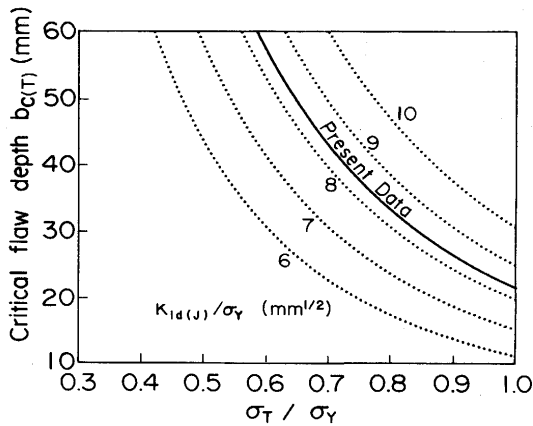


Fig.14. Relationship between critical surface flow depth and σ_T/σ_Y in the upper shelf region as a function of $K_{Id}(J)/\sigma_Y$ under uniform tension σ_T .

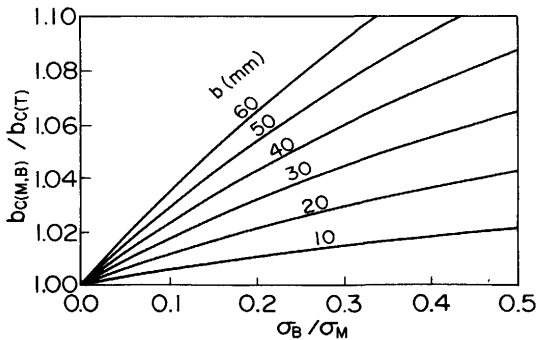


Fig.15. Correction value of critical surface flow depth under tension and bending.

討する。

本材料の上部棚領域では前述のように K_{Id}/σ_Y は一定とみなされる。

σ が一定のとき均一引張り ($\alpha=0$) の場合が最も b_c は小さくなる。均一引張り応力 σ_T と臨界き裂深さ $b_{c(T)}$ の関係を Fig. 14 に示す。図中の実線は本材料における関係を示す。 σ を一定にしたとき曲げ応力 σ_B が加わるにつれて臨界き裂深さ $b_{c(M,B)}$ は深くなる。 σ_B/σ_M と $b_{c(M,B)}/b_{c(T)}$ の関係を Fig. 15 に示す。緩衝体付の実規模キャスクの 9 m 落下試験結果によると σ/σ_Y は 0.3~0.4 程度であり、本材料では上部棚領域内であれば、不安定破壊に対する臨界き裂深さは非破壊検査により検出可能な大きさ以上であるといえよう。したがって、少なくとも上部棚領域では本材料はキャスク用材料として使用できる可能性があると思われる。

4. 結論

厚肉球状黒鉛鑄鉄について 25mm 厚のコンパクトテンション試験片を用い室温以下の温度で弾塑性破壊靱性試験、引張試験、小型曲げ衝撃試験を行った。本実験の範囲内では次の結論が得られた。

- (1) J_{Id} に及ぼす黒鉛粒子分布の影響は小さい
- (2) 上部棚領域における J_{Id} は応力拡大係数増加速度 \dot{K} とともに増加する。この増加は予き裂先端域のひずみ速度の増加にもとづく、強度増加に主として起因する。
- (3) 上部棚領域においては $K_{Ic}(J)/\sigma_Y$ 及び $K_{Id}(J)/\sigma_Y$ は \dot{K} 及び温度に依存しない材料定数とみなすことができる。
- (4) 延性-脆性遷移温度は \dot{K} の対数と直線関係にある。
- (5) 静的試験によって得られる J_{Ic} -温度曲線を基礎に鋭い機械切欠きを入れた小型曲げ衝撃試験結果から、所定の \dot{K} における J_{Id} の温度による変化を推定することができる。
- (6) 本材料においては温度が上部棚領域にあれば最大許容表面欠陥深さは非破壊検査で検出可能な最小欠陥の大きさ以上になり、少なくとも上部棚領域においてはキャスク用材料として使用可能と思われる。

本研究の供試材の入手にご協力いただいた(株)クボタに感謝いたします。

文 献

- 1) K.B.Sorenson and R.Salzbrenner: The Mechanism of Fracture, ed. by V.S.Goel, (1985), p.415 [ASM]
- 2) 中村史朗, 坂本信弘, 井上勝哉, 大城桂作, 松田公扶: 鑄物, **59** (1987), p.664
- 3) 矢中棣二, 齊藤弘道, 桜井大八郎, 荒田弘人: 鑄物, **60** (1988), p.20
- 4) 新井 拓, 恩地健雄, 三枝利有, 矢川元基: 第 6 回破壊力学シンポジウム講演論文集, (1991), p.99
- 5) IAEA Safety Standards, Safety Series No.6, Regulations for the Safe Transport of Radioactive Material, (1985)
- 6) W.L.Bradley and M.N.Srinivasan: Int. Mat. Reviews, **35** (1990)3, p.129
- 7) 小林俊郎, 山本浩喜, 松尾国彦: 鑄物, **60** (1988), p.110
- 8) 小松真一郎, 塩田俊雄, 中村幸吉: 鑄物, **60** (1988), p.442
- 9) 岩淵義孝, 成田英記, 一宮義昭: 鑄物, **59** (1987), p.153
- 10) 岩淵義孝, 成田英記, 津村 治: 鑄物, **60** (1988), p.215
- 11) 中野恵司, 安中 嵩: 鉄と鋼, **78** (1992), p.926
- 12) 岩淵義孝, 成田英記, 村田政司, 清水節夫, 津村 治: 鑄物, **60** (1988), p.168
- 13) JSME S 001-1981, 弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験方法, (1981), [日本機械学会]
- 14) 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
- 15) T.Yasunaka, K.Nakano and T.Saito: ISIJ International, **31** (1991), p.298
- 16) British Standard 7448 Part 1, (1991), Fracture Mechanics Toughness Tests
- 17) 破壊力学 (矢川元基編), (1988), p.34 [培風館]
- 18) M.Isida, H.Noguchi and T.Yoshida: Int. J. Fracture, **26** (1984), p.157