

© 1992 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

厚肉球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性に及ぼす 黒鉛粒子間距離と温度の影響

中 野 恵 司*・安 中 嵩*²

Effect of Graphite Nodule Spacing and Temperature on Fracture Toughness in a Thick Walled Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron

Keishi NAKANO and Takashi YASUNAKA

Synopsis:

Elastic-plastic fracture toughness J_{IC} has been determined by the R-curve method and an ultrasonic single specimen method over the range below room temperature. Samples with high nodularity and with three kinds of graphite nodule spacings were taken from a thick walled cylindrical casting. Fracture toughness specimens used were compact tension (CT) specimens with 25 mm in thickness.

Ductile-brittle transition occurred at a low temperature region. In the ductile fracture region, J_{IC} increased with increasing graphite nodule spacing and with decreasing temperature. Estimated plain strain fracture toughness divided by yield stress was constant over the ductile fracture region. This parameter, therefore, can be used as a material constant representing the resistance to ductile fracture in the material used.

For the behavior of J_{IC} in regard to graphite nodule spacing and temperature, a model of the onset of crack propagation is proposed using void growth and coalescence with the precrack tip.

Key words: spheroidal graphite cast iron; fracture toughness; graphite nodule spacing; ultrasonic method; model for ductile fracture.

1. 緒 言

球状黒鉛鑄鉄は優れた鑄造性をもち、延性のある鑄鉄として発展し、近年では厚肉鑄造品の製造が可能になってきた¹⁾。そして最近では経済性の観点から、高レベルの放射性物質の中間貯蔵兼用の輸送容器として、球状黒鉛鑄鉄製容器が注目され、その開発がはかられている^{2)~4)}。

球状黒鉛鑄鉄は Si 量が高く、多量の黒鉛を含むために靱性の低下は否めず、その評価が重要になる。またこの材料には低温脆性もみられる。そこで破壊靱性や衝撃特性についての多くの研究が進められてきた⁵⁾⁶⁾。例えばこれまで破壊靱性に及ぼす Si 量⁷⁾⁸⁾、パーライト量⁷⁾⁹⁾¹⁰⁾、黒鉛の球状化率¹¹⁾¹²⁾などの影響が報告されている。延性破壊領域における黒鉛量または黒鉛分布の影響については、黒鉛粒子間距離¹³⁾または黒鉛粒径¹⁴⁾が増加するとともに増加するとの報告もあるが、鑄造体が異なれば他の要因と重なりあい、その影響は明瞭でない

ことも多い⁷⁾。

厚肉の球状黒鉛鑄鉄鑄造品の場合、鑄造時の冷却速度の差により場所によってマイクロ組織に差を生じる。肉厚内部は凝固時の冷却速度が遅いため、黒鉛粒子の増加、パーライト率の増加、黒鉛形状の変化などを伴い、結果的に強度や伸びの機械的性質は劣ることが多い^{2)~4)}。しかし厚肉球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性については肉厚方向の位置による明瞭な差は認められない¹⁵⁾、最終凝固部が低い²⁾、さらに黒鉛粒径の増加とともに増加する¹⁶⁾などの報告があり明確ではない。球状黒鉛鑄鉄厚肉容器の場合、破壊靱性に及ぼす黒鉛粒子分布の影響を明らかにすることは、試験片採取の方法や場所にも関連し、品質保証上重要である。

本研究は厚肉球状黒鉛鑄鉄について、弾塑性破壊靱性に及ぼす黒鉛分布すなわち黒鉛粒子間距離の影響及び温度の影響を明らかにすることを目的とした。

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 10 月 21 日受付 (Received Oct. 21, 1991)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*² 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

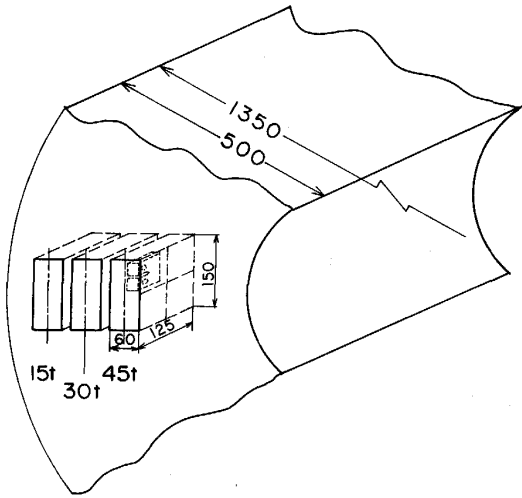


Fig. 1. Sampling positions of the specimens in the thick walled cylindrical cast iron.

Table 1. Chemical composition (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Mg
15t	3.56	2.02	0.18	0.019	0.002	0.04
30t	3.56	2.00	0.18	0.019	0.002	0.04
45t	3.56	2.04	0.19	0.002	0.002	0.04

2. 供 試 材

供試材は鑄放しの外径 1350 mm, 肉厚 500 mm の球状黒鉛厚肉円筒鑄物から Fig. 1 に示すように外表面からの肉厚の 15, 30, 45% の位置から切り出した 150 mm × 125 mm × 60 mm の多くのブロックである。以後肉厚に対する採取位置の表示としてそれぞれ 15 t, 30 t, 45 t を用いる。

これらの各位置における化学成分を Table 1 に示すが、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。

3. 実 験 方 法

マイクロ組織観察, イメージアナライザー (LUZEX 500) による切断面上の黒鉛分布の測定を行った。黒鉛粒子の直径はその面積に相当する円の直径として換算し測定された。球状化率の計算は日本鑄物協会特殊鑄鉄部会による球状黒鉛鑄鉄球状化率判定法によった。

機械的性質の測定は直径 4 mm, 平行部 20 mm の試験片を用い, 室温から液体窒素温度まで段階的に温度を変化させて行った。弾塑性破壊靱性 J_{IC} の測定は Fig. 2 に示すような 25 mm 厚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 JSME S001 に準拠した複数試験片法及びき裂の伝播開始を超音波によって検

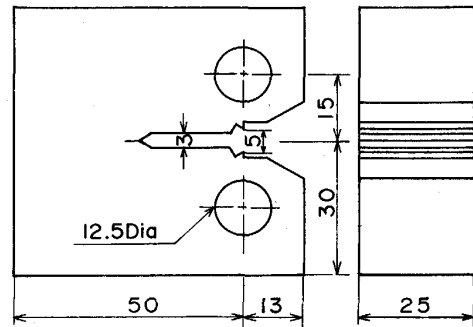


Fig. 2. Configuration of CT specimen, dimensions in mm.

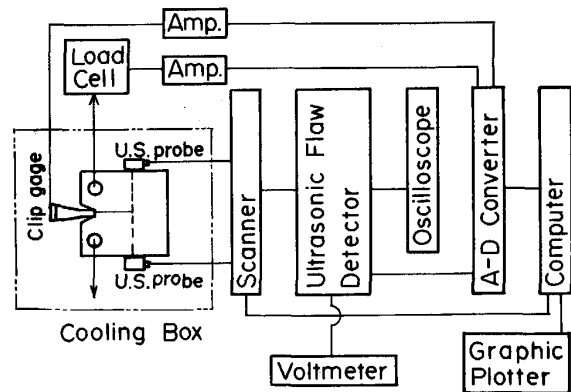


Fig. 3. Block diagram of the measuring system of J_{IC} by an ultrasonic method.

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 Fig. 3 のブロック図内に示すように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¹⁷⁾。

低温試験では冷却槽内に霧状の液体窒素を噴出させ試験片を冷却させたが, その噴出を自動制御し試験温度が一定になるようにした。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。引張試験及び弾塑性破壊靱性試験とも試験機はインストロン万能試験機を用いクロスヘッド速度 8.33×10^{-3} mm/s で試験を行った。

シャルピー衝撃試験は標準の V ノッチ試験片を用い容量 49 J の小型試験機を使用し, 試験温度を変えて行った。

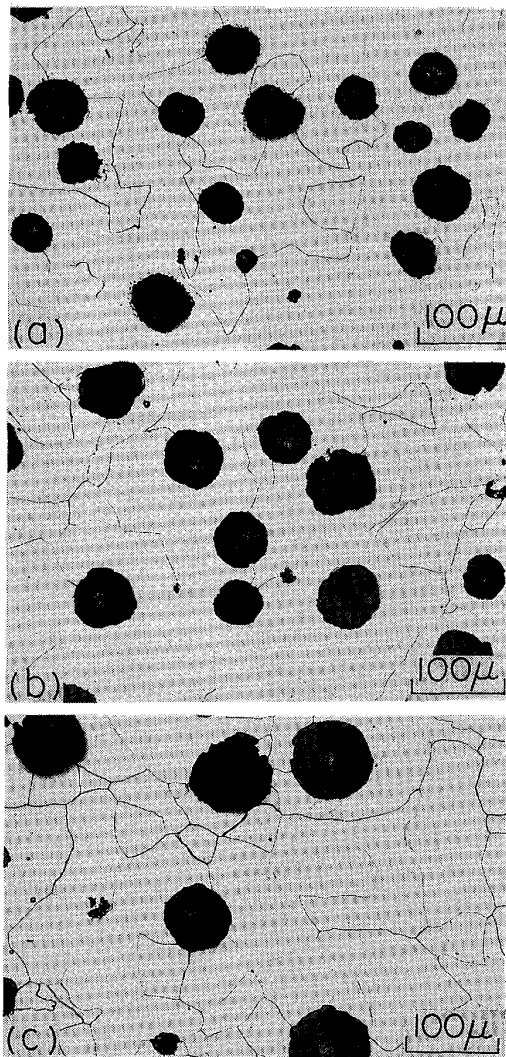
4. 実 験 結 果

4.1 ミクロ組織

マイクロ組織の鑄造体の厚さ位置による変化を Photo. 1

Table 2. Metallographic details.

Sampling position of specimen	15 t	30 t	45 t
Graphite nodule number/mm ² N_A	90.6	67.2	49.5
Mean graphite diameter on a test plane D_A (mm)	0.0391	0.0443	0.0513
Mean graphite diameter in volume D_V (mm)	0.0479	0.0542	0.0628
Internodule spacing parameter $N_A^{-1/2}$ (mm)	0.105	0.122	0.142
Degree of spheroidization (%)	98	97	98
Grain size number	5.6	5.1	4.7



(a) 15 t (b) 30 t (c) 45 t

Photo. 1. Optical microstructure.

に示す。また測定した切断面上での黒鉛直径(円相当直径)の分布を Fig. 4 に示す。黒鉛の球状化率は高く、パーライトはほとんど見られなかった。15 t, 30 t, 45 t の順に黒鉛粒子は大きくなると共に数は少なくなっていた。また結晶粒径は 45 t のほうが若干大きくなるようであるが、その差は小さかった。マイクロ組織の特性をまとめて Table 2 に掲げる。対象となる現象が粒子間距離に依存する場合、現象と粒子の相互作用をどのように考えるかによって粒子間距離の定義は異なる¹⁸⁾。ここ

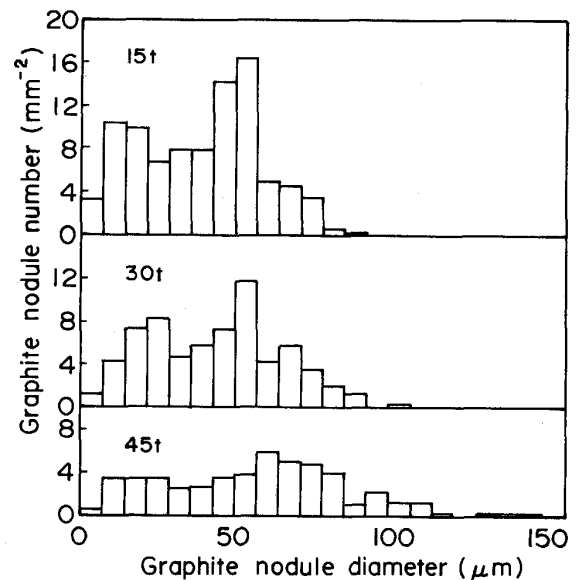


Fig. 4. Distribution of graphite nodule diameter on a test plane.

では単位面積当たりの黒鉛粒子数 N_A を用いてパラメーター $N_A^{-1/2}$ で示した。これについては後述する。

4.2 機械的性質

室温での引張性質は 0.2% オフセット降伏強さ 237 MPa, 引張強さ 362 MPa, 伸び 20% 程度であった。

機械的性質に及ぼす温度の影響を Fig. 5 に示す。強度は温度の低下にともなって増加したが、伸びは -120°C までは室温の値と同程度であったが、それ以下の温度で急激に延性は低下した。静的引張試験における延性-脆性遷移温度は -140°C であった。また、肉厚位置の影響は強度には見られなかった。

Fig. 6 に 15 t のシャルピー衝撃試験結果を示す。上部棚衝撃吸収エネルギーは 17 J で 0°C 以下の温度になるとエネルギーの低下が見られた。ひずみ速度の大きいシャルピー衝撃試験ではエネルギー遷移温度は -20°C であった。

4.3 弾塑性破壊靱性

複数試験片法によって得られた J-R 曲線を Fig. 7 に示す。この場合、通常みられるようなストレッチゾーンは観察されず鈍化直線は測定できなかったが $J = 2\sigma_f \Delta a$ で与えられる鈍化直線と R 曲線の交点で J_{IC} を求めた。

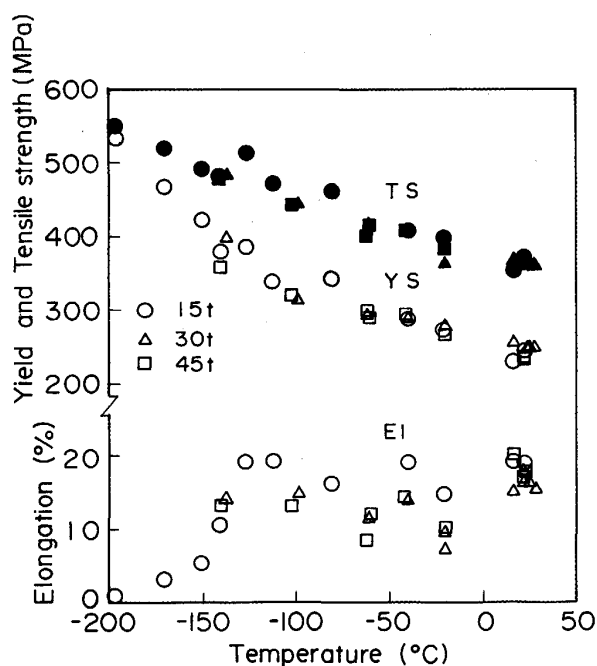


Fig. 5. Effect of temperature on tensile properties.

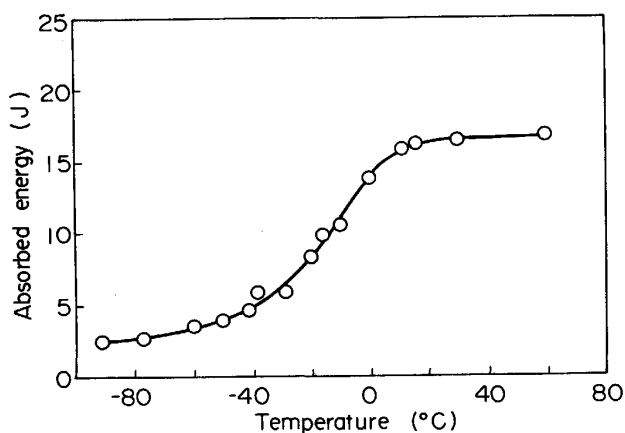


Fig. 6. Charpy transition-temperature curve.

ここに σ_f は降伏強さと引張強さの平均値, Δa はき裂長さ増分である. J_{IC} は外表面に近い 15t でもっとも低く, 内部の 45t で高くなり, 肉厚位置による差がみられた.

J_{IC} に影響を及ぼす因子として, 化学成分, 強度, 結晶粒径, 黒鉛粒子の分布などが考えられるが, 本実験では化学成分, 強度や結晶粒径については肉厚位置による大きな差は認められなかった. J_{IC} の肉厚位置による差は黒鉛粒子間距離の影響が大きいと考えられる. 延性破壊領域の J_{IC} と粒子間距離のパラメーター $N_A^{-1/2}$ の関係を Fig. 8 に示す. 室温 (RT) 及び -40°C とも粒子間距離 $N_A^{-1/2}$ が増加するにつれて J_{IC} は増加した.

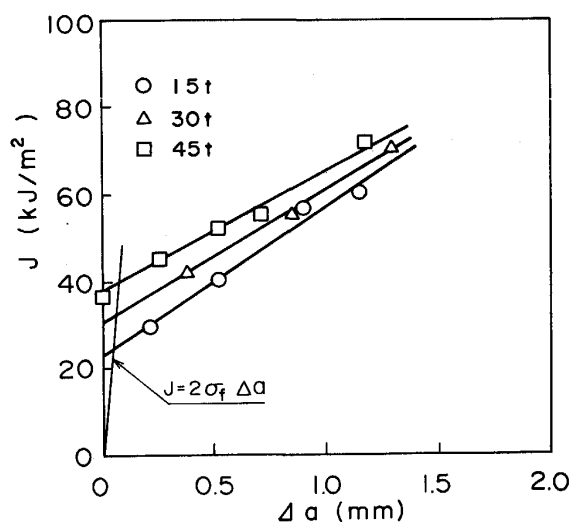


Fig. 7. Effect of sampling position on J-R curve at room temperature.

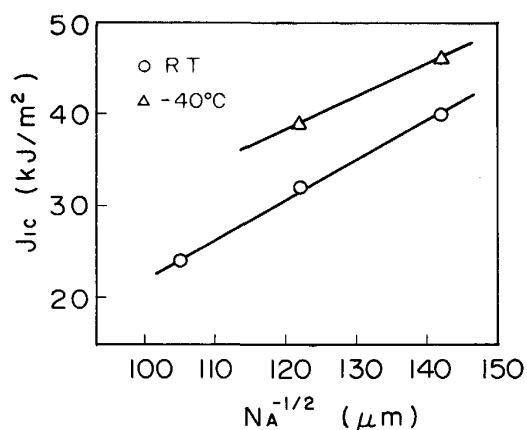


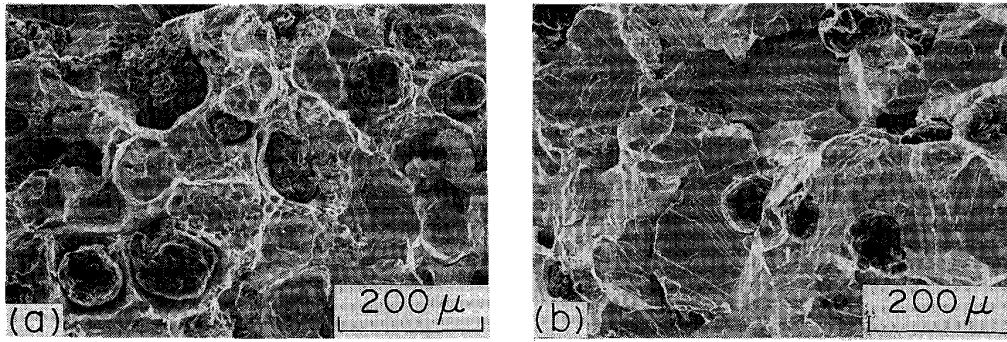
Fig. 8. Relationship between J_{IC} and $N_A^{-1/2}$ at room temperature and -40°C .

本材料においても超音波パルスの高さの変化からき裂伝播開始点を検出することができた. その代表的な例を Fig. 9 に示す.

J_{IC} に及ぼす温度の影響を Fig. 10 に示す. 図中の I 付き黒印は複数試験片法によって得られた値であり, 単一試験片法の結果と併せて図示した. すべての点は J_{IC} の有効条件を満足させる. さらに -100°C 以下の黒印は K_{IC} の有効条件をも満足させる.

J_{IC} は室温からおよそ -70°C までは温度の低下にもなって増加した. このときの破壊の様相は延性破壊であった. また, 図からも明らかなように複数試験片法と単一試験片法による結果は良く一致し, 本材料でも超音波単一試験片法は有効であることが示された.

さらに温度が低下すると温度の低下とともにへき開破面が増大し J_{IC} は低下した. この脆性破壊領域では肉厚の位置による差は見られなくなった. この延性破壊領域



(a) Tested at -40°C (b) Tested at -110°C
 Photo. 2. Fracture surface of CT specimen.

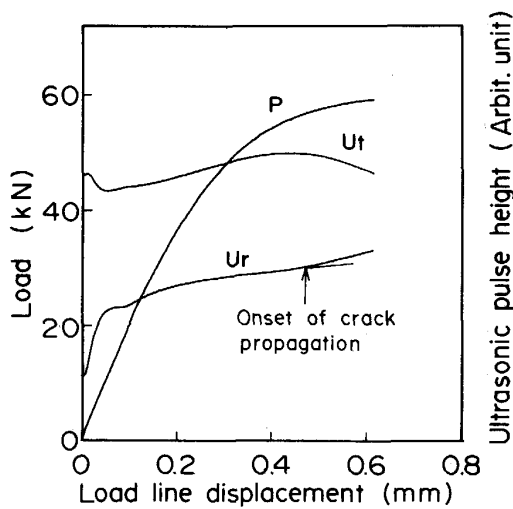


Fig. 9. Typical variation in load (P), ultrasonic reflection pulse height (U_r) and ultrasonic through transmission pulse height (U_t) with load line displacement showing the onset of crack propagation by the arrow.

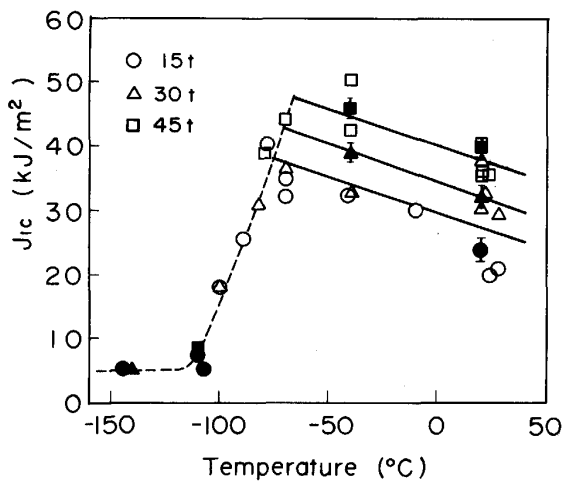


Fig. 10. Effect of temperature and sampling position on J_{IC} .

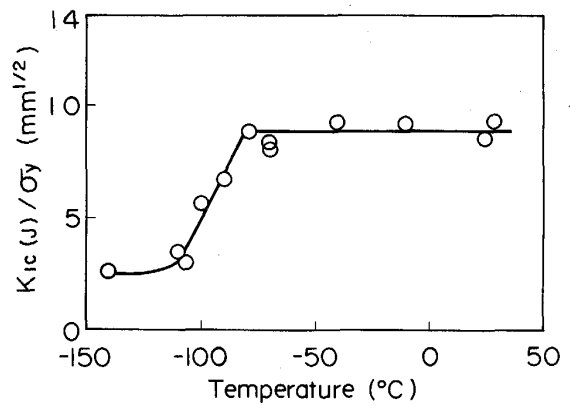


Fig. 11. Relationship between $K_{IC}(J)/\sigma_y$ and temperature.

と脆性破壊領域の破面の様相を Photo. 2 に示す。延性破壊領域の破壊は黒鉛粒子を核として成長したボイドの連結による破壊である。弾塑性破壊靱性の延性領域における最大値、脆性領域における最小値との平均に対応する温度を延性-脆性遷移温度と定義する。15 t, 30 t, 45 t による遷移温度の平均値は -90°C であった。これは静的引張試験の場合より高く、シャルピー衝撃試験の場合より低かった。

J_{IC} から平面ひずみ破壊靱性値を推定した値 $K_{IC}(J)$ を降伏強さ σ_y で除した値と温度の関係を示す Fig. 11 に示す。このとき $K_{IC}(J)$ への換算式は $K_{IC}(J) = [J_{IC}E / (1 - \nu)^2]^{1/2}$ を用いた。E はヤング率、 ν はポアソン比であり、 ν は 0.3 とした。ここでは、15 t 部材のみを示しているが、他の部材でも同様である。延性領域では $K_{IC}(J)/\sigma_y$ は一定値を示した。このことは延性破壊領域では温度に依存しないき裂先端の臨界塑性域が存在することを示唆している。本材料では $K_{IC}(J)/\sigma_y$ は延性破壊領域の破壊特性を表す材料定数として使用可能であると考えられる。

5. 検 討

延性破壊領域における CT 試験片の予き裂先端からのき裂伝播開始についてそのモデル図を Fig. 12 に示す。

試験片に荷重をかけたとき予き裂先端には大きな歪みをうけた塑性領域が生ずる。破面観察より球状黒鉛鋳鉄の延性破壊は黒鉛を核として発生するボイドの連結によって起きている。したがって破壊靱性試験片の予き裂先端と黒鉛を核として成長したボイド間の距離が重要な要因となると思われる。予き裂先端から距離 X_0 のところにある最近接の黒鉛を核としてボイドが発生、成長する。そして予き裂先端と最近接ボイド間の距離がボイ

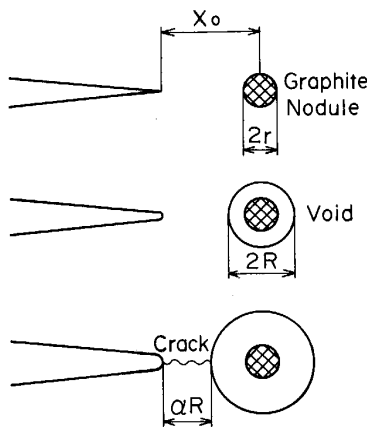


Fig. 12. Model for ductile fracture by the growth and coalescence of a void near the precrack tip.

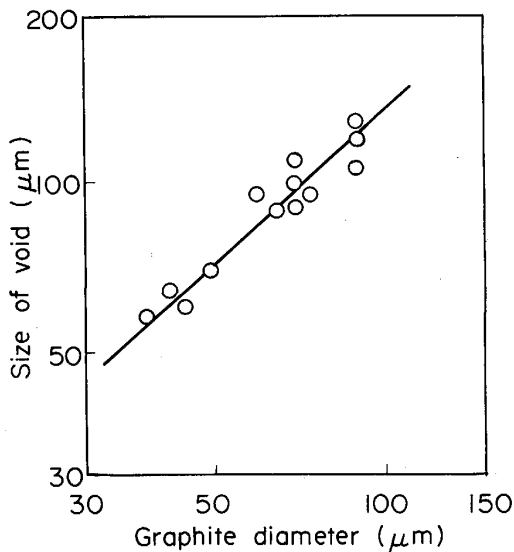


Fig. 13. Relationship between graphite nodule diameter and size of void grown from graphite nodule as a nucleus at room temperature, true strain of 0.14.

ド径に比例するある距離になったとき、予き裂先端とボイド間の塑性変形が選択的に促進され、予き裂先端との間にミクロ的な延性不安定破壊が起こると仮定する。球状黒鉛鋳鉄は半径 r の黒鉛粒子を含み、各試料内では r は一定であるとする。

RICE らは球形ボイドの成長について真歪みを ϵ とするとボイドの平均半径 R は次式で表されるとした¹⁹⁾。

$$dR/R = 0.322d\epsilon \exp(3\sigma/\sigma_y) \dots\dots\dots(1)$$

ここに σ は平均応力、 σ_y は降伏応力である。予き裂先端の最近接黒鉛粒子近傍の塑性変形域においては σ は一定であるとする、(1)式は定数 a を用いて

$$dR/R = ad\epsilon$$

と表すことができる。ボイドは黒鉛粒子を核として発生、成長することを考慮して

$$R = r \exp(a\epsilon) \dots\dots\dots(2)$$

引張試験において 0.14 の歪みを与えたときの黒鉛粒子とボイドの大きさの関係を Fig. 13 に示す。実験的には $a = 2.32$ であった。

前述のように予き裂先端とボイド表面との距離が αR になったとき安定き裂の進展が始まるとすると、き裂進展開始条件は

$$X_0 - R = \alpha R \dots\dots\dots(3)$$

となる。ここに α は定数である。

黒鉛の体積率を f とすると、単位体積当たりの黒鉛の数 N_V は次式で表される。

$$N_V = 3f/4\pi r^3 \dots\dots\dots(4)$$

なお本材料においては炭素量から計算して $f = 0.113$ である。また 2次元平面上の単位面積当たりの黒鉛の粒子数 N_A は

$$N_A = 2rN_V \dots\dots\dots(5)$$

で表される²⁰⁾。2次元平面上で考えて、予き裂先端から最近接の黒鉛までの平均距離 X_0 は

$$X_0 = \beta N_A^{-1/2} \dots\dots\dots(6)$$

とすることができると思われる。ここに β は 1 に近い定数である (Appendix 参照)。

(4), (5), (6), 式より

$$X_0 = (2\pi/3f)^{1/2} \beta r \dots\dots\dots(7)$$

となる。

(2), (3), (7)式より

$$\epsilon = (1/a) \ln \{ (2\pi/3f)^{1/2} \beta / (1 + \alpha) \}$$

すなわちき裂の進展は黒鉛粒子位置における歪みがある一定の臨界歪みに達したとき起こることになる。

予き裂先端からの距離 X 、予き裂先端開口変位 (CTOD) を δ とすると、RICE らは予き裂先端の歪み ϵ

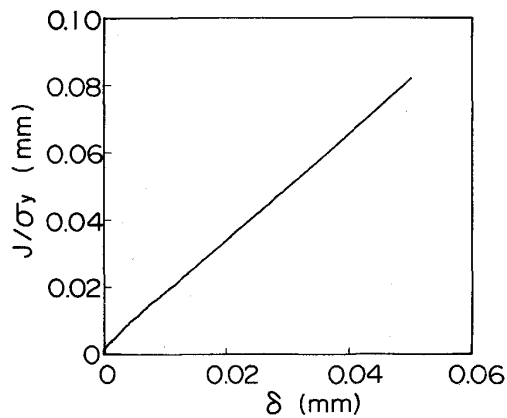


Fig. 14. Relationship between J/σ_y value and crack tip opening displacement.

は X/δ の関数であることを示した¹⁹⁾。すなわち距離 X の位置における歪みが ϵ に達したとき CTOD は

$$X/\delta = \gamma \dots\dots\dots (8)$$

で表される。ここに γ は ϵ が一定であれば定数である。

一方 CTOD は J 積分値を用いて次式によって表される。

$$\delta = \lambda J/\sigma_y \dots\dots\dots (9)$$

ここに σ_y は降伏強さ、 λ は定数である。一般には

$\lambda = 1 \sim 1/3$ とされている。(8), (9)式より

$$J = (1/\lambda\gamma)\sigma_y X$$

ここで $X = X_0$ として J_{IC} は求められる。

$$J_{IC} = (\beta/\lambda\gamma)\sigma_y N_A^{-1/2} \dots\dots\dots (10)$$

$$= k\sigma_y N_A^{-1/2} \dots\dots\dots (11)$$

k は定数である。温度が低下するにつれて降伏強さは増加する。従って(11)式は温度の影響をも示していることになる。

本実験で用いた球状黒鉛鑄鉄の室温における CTOD と J/σ_y の関係を Fig. 14 に示す。ただし CTOD の計算はイギリス規格 BS5762(1979)に準拠した。両者の関係は近似的に $\lambda = 0.62$ とすることができる。(10)式は $\beta/\gamma = 0.7$ のとき ($k = 1.1$) 実験値とよく一致した。すなわち本実験の場合 k は 1 に近い値となった。実験から求めた降伏強さを用いて(11)式から計算した結果を Fig. 10 の延性破壊領域中に実線で示してある。温度の影響は降伏強さの増加に起因する影響として説明できるものと思われる。

6. 結 論

厚肉球状黒鉛鑄鉄について室温以下の温度で弾塑性破壊靱性試験を行った。温度が低下するに従って破壊は延性破壊領域からへき開破壊の脆性破壊領域へと移行する

が、延性破壊領域においては以下の結論が得られた。

(1) 黒鉛粒子間距離が長くなるに従って J_{IC} は増加する。

(2) 温度の低下とともに J_{IC} は増加するが、 $K_{IC}(J)/\sigma_y$ は一定であり、本材料では材料定数とみなすことができる。

(3) J_{IC} に及ぼす黒鉛粒子分布と温度の影響は予き裂先端と黒鉛を核として塑性変形によって成長したポイドが連結することによって起こるとするモデルによって説明できる。

研究の供試材の入手にご協力いただいた(株)クボタ、またイメージアナライザーの利用に当たりご尽力下さった本研究所の大野勝美博士に感謝いたします。

Appendix

予き裂先端からの最近接の黒鉛粒子中心までの距離を推定する。

Fig. 15 の図中に示すように予き裂先端を原点とする極座標を考える。原点から予き裂先端方向に角度 θ の範囲内で距離 x と $(x + dx)$ の間で黒鉛粒子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。

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

ここに N_A は単位面積当たりの黒鉛粒子数である。この式を解くと

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

最近接距離の期待値 ξ_A は次式のようにになる。

$$\xi_A = \int_0^\infty x f(x) dx = \int_0^\infty \theta N_A x^2 \exp(-\theta N_A x^2 / 2) dx$$

$\xi_A/N_A^{-1/2}$ と θ の関係を Fig. 15 に示す。 ξ_A は θ に依存するが、 $\theta = \pi/2$ のとき $\xi_A/N_A^{-1/2} = 1$ となり予き裂

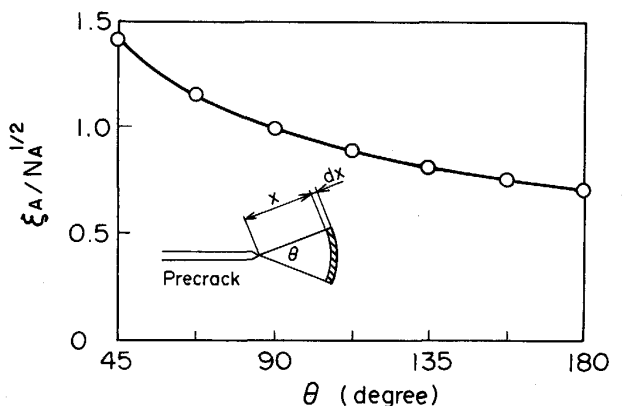


Fig. 15. Relationship between angle near the precrack tip and distance from precrack tip to the nearest neighbor graphite nodule founded within its angle.

からの最近接黒鉛粒子間距離は $N_A^{-1/2}$ に近い値としてよいと思われる。

文 献

- 1) H. MAYER: AFS Int. Cast Met. J., **1** (1976), p. 21
- 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) 矢中棟二, 齊藤弘道, 桜井大八郎, 荒田弘人: 鑄物, **60** (1988), p. 20
- 4) 岩淵義孝, 成田英記, 村田政司, 清水節夫, 津村 治: 鑄物, **60** (1988), p. 167
- 5) 小林俊郎: 鑄鍛造, **30** (1977)7, p. 5
- 6) 小林俊郎: 日本金属学会会報, **18** (1979), p. 512
- 7) W. L. BRADLEY and H. E. MEAD, Jr.: ASME MPC, **11** (1979), p. 69
- 8) 小松真一郎, 塩田俊雄, 中村幸吉: 鑄物, **60** (1988), p. 442
- 9) F. HENKE: Giesserei Prax. (1976) 9/10, p. 13
- 10) 小松真一郎, 塩田俊雄, 中村幸吉: 鑄物, **60** (1988), p. 643
- 11) 小松真一郎, 塩田俊雄, 中村幸吉: 鑄物, **59** (1987), p. 159
- 12) 栗林一彦, 岸 輝雄, パリタッド・バンチュバンヨン, 伊藤政律, 梅田高照, 木村康夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 663
- 13) S. R. HOLDSWORTH and G. JOLLEY: Int. Symp. Metall. Cast Iron (1975), p. 809
- 14) 前園敏郎, 高橋良治, 末永 允: 鑄物, **60** (1988), p. 578
- 15) 岩淵義孝, 成田英記, 一宮義昭: 鑄物, **59** (1987), p. 153
- 16) 岩淵義孝, 成田英記, 津村 治: 鑄物, **60** (1988), p. 215
- 17) 安中 嵩, 岩尾暢彦, 吉屋宣明, 山脇 寿, 松本庄次郎, 木村勝美: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1398
- 18) U. F. KOCKS: Acta Metall., **14** (1966), p. 1629
- 19) 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.]
- 20) E. E. UNDERWOOD: Quantitative Microscopy, ed. by R. T. DEHOFF and F. N. RHINES (1968), p. 77 [McGraw-Hill Inc.]