

© 1983 ISIJ

論文

球状黒鉛鑄鉄の弾塑性破壊靱性

栗林 一彦*・岸 輝雄*²・パリタッド・パンチュバンヨン*³
伊藤 政律*⁴・梅田 高照*⁵・木村 康夫*⁵

Elastic-plastic Fracture Toughness in Nodular Cast Iron

Kazuhiko KURIBAYASHI, Teruo KISHI, Paritud BHANDHUBANYONG
Masanori ITO, Takateru UMEDA, and Yasuo KIMURA

Synopsis :

In the nodular cast iron and the compacted vermicular cast iron with a ferrite matrix, the elastic-plastic fracture toughness J_{IC} was evaluated by means of acoustic emission, electric potential and R-curve method based on ASTM E 813. $J_{in}(AE)$ and $J_{in}(EP)$, estimated from rapid increasing points in cumulative number of AE events and electric potential difference respectively, correspond with a small amount of crack extension in the mid-thickness of specimen. $J_{in}(R)$, on the other hand, estimated from R-curve method, corresponds with an appropriate amount of crack extension which is nearly equal to $2\delta_c$. In the present analysis, J_{IC} was optimized from $J_{in}(R)$.

Dependence of J_{IC} on graphite nodularity n was represented by

$$J_{IC} = 62 - 14.7(n^{-1/2} - n^{3/2}) \quad (\text{kJ/m}^2)$$

using the critical condition of void coalescence that $\bar{R} = \bar{X}$ where \bar{R} is a mean radius of voids developed around graphite nodules and X is an inter-nodule spacing, respectively.

1. 緒 言

鑄鉄の力学的、物理的性質は黒鉛形状に大きく依存することが知られている。特に球状黒鉛鑄鉄は鋼に匹敵する強度と靱性を有しており、鑄鉄は脆弱であるという従来の観念は大きく塗り替えられてきている。さらに最近では強度、靱性はある程度犠牲になつても熱伝導性がよく、鑄造性にすぐれた材料として普通鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄との中間的性質を有するコンパクト・パミキュラー黒鉛鑄鉄 (CV 鑄鉄) も実用化されるようになってきた。構造用材料としての用途が拡大されるに伴い、それぞれの材料の信頼性向上のための定量的な強度、靱性の評価が必要となり、破壊力学的手法の取り入れられた研究¹⁾、例えば、計装化シャルピー衝撃試験²⁾³⁾や静的曲げ試験⁴⁾における吸収エネルギーより破壊靱性の評価が行われるようになってきた。片状黒鉛鑄鉄に関しては、マトリックス組織と破壊靱性との関係⁵⁾ および黒鉛を内部切り欠きとみなすことによる黒鉛形状と破壊靱性との関係⁶⁾ に

ついて詳細な解析がなされている。しかし、室温において十分な延性を有し、かつ靱性に富むフェライト地の球状黒鉛鑄鉄および CV 鑄鉄については、小型試験片を用いた静的曲げ試験や計装化シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーからの簡便な靱性評価では ASTM E 399⁷⁾ に規定された平面ひずみ破壊靱性 (K_{IC}) 試験条件はもとより、ASTM E 813⁸⁾ および JSME S 001⁹⁾ に規定された弾塑性破壊靱性 (J_{IC}) 試験条件をも十分に満足したものはいい難く、したがって黒鉛形状と破壊靱性との定量的な関係を得るに到っていないのが現状である。本研究は、これらの点を考慮して延性材料の強度、靱性を定量的に評価するパラメータとして広く適用可能な J_{IC} に注目し、単一試験片によるアコースティック・エミッション (AE) 法、電位差法による J_{IC} の評価法を ASTM E 813 に準拠した複数試験片による R 曲線法と比較、検討し、フェライト地の球状黒鉛鑄鉄、CV 鑄鉄について黒鉛形状 (特に球状化率) と J_{IC} との定量的な関係を得ることを目的としている。

昭和 57 年 4 月 30 日受付 (Received Apr. 30, 1982)

- * 東京大学工学部境界領域研究施設 (現: 宇宙科学研究所) 工博 (Institute of Interdisciplinary Research, Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Institute of Space and Astronautical Science)
- *² 東京大学工学部境界領域研究施設 工博 (Institute of Interdisciplinary Research, Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 4-6-1 Komaba Meguro-ku 153)
- *³ 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo)
- *⁴ 東京大学大学院 (現: 藤倉電線(株)) (Graduate School, The University of Tokyo, Now The Fujikura Cable Works, Ltd)
- *⁵ 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical composition, mechanical properties and graphite nodularities of the present specimens.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Sn	Mg	Ti	σ_y (MPa)	σ_b (MPa)	ϵ_b (%)	ϕ (%)	Nodularity (%)
FCD 40	3.60	2.80	0.20	0.02	0.01	0.10	0.06	0.10		0.06		440	320	29.1	23.8	83
FC 30	3.20	1.80	0.70	0.03	0.02	0.30	0.05					158	127	4.5	1.1	0
C 5	3.70	2.80	0.11	0.022	0.006	0.02	0.02	0.01		0.092	0.21	347	250	13.5	9.2	40
I 1	3.52	2.27	0.13	0.041	0.013	<0.01	0.04	0.02	0.004	0.042	0.03	354	251	11.2	7.8	81
I 3	3.30	2.14	0.10	0.038	0.017	<0.01	0.04	0.02	0.004	0.024	0.03	135	119	3.9	1.2	0
I 5	3.33	2.38	0.10	0.042	0.007	<0.01	0.04	0.01	0.005	0.064	0.03	396	250	26.9	20.1	77
J 1	3.48	2.58	0.11	0.038	0.011	<0.01	0.04	0.02	0.006	0.038	0.06	362	254	12.0	9.7	50
J 4	3.29	1.88	0.10	0.041	0.009	<0.01	0.04	0.02	0.005	0.050	0.03	357	224	18.8	12.4	75
J 6	3.35	2.41	0.11	0.040	0.009	<0.01	0.04	0.02	0.005	0.048	0.07	384	264	17.4	13.6	61
J 10	3.34	2.29	0.10	0.038	0.029	<0.01	0.03	0.01	0.005	0.068	0.16	382	271	17.4	13.6	49
K 2	3.09	1.82	0.10	0.040	0.010	<0.01	0.04	<0.01	0.004	0.063	0.02	376	224	23.0	19.3	84
K 5	3.26	1.86	0.10	0.040	0.012	<0.01	0.04	<0.01	0.004	0.070	0.08	360	224	17.1	15.2	63
K 7	3.29	1.82	0.10	0.040	0.015	<0.01	0.04	<0.01	0.005	0.071	0.15	358	225	18.9	15.8	61

where σ_y : yield stress, σ_b : ultimate stress, ϵ_b : elongation and ϕ : reduction of area.

Table 2. Geometrical characteristics of graphite nodules in FCD 40.

	P_p	N_L (mm ⁻¹)	N_A (mm ⁻²)	\bar{D} (μ m)	S_v (mm ⁻¹)
FCD 40	0.077	2.79	43.7	47.4	11.2

2. 実験方法

市販の FCD 40, FC 30 の他に, 新たに溶製された 11 種類の材料が実験に供せられた. マトリックス組織はいずれもフェライトであり, それらの化学組成, 力学的性質および黒鉛の球状化率は Table 1 に示されている. 黒鉛の球状化率は日本鋳物協会のかつての特殊鋳鉄部会で定められた黒鉛鋳物の黒鉛球状化率判定法¹⁰⁾に準じた方法によつて評価された. 用いた材料を炭素当量 (CE) で分類すると過共晶 (CE \approx 4.7%), 共晶 (CE \approx 4.2%), 亜共晶 (CE \approx 3.8%) の三種類である. 市販の FCD 40 は, 球状化率の高い黒鉛鋳鉄の典型例として用いられたものであり, この材料に関しての黒鉛組織特性値は Table 2 に示されている. 表中の P_p は点算法により求められた黒鉛体積率 (=面積率). N_L はテストライン単位長さに乗る黒鉛粒数, N_A は検鏡面単位面積当たりの黒鉛粒数であり, \bar{D} はそれらから求められた円換算平均粒径である. さらに S_v は試料単位体積中に含まれる黒鉛表面積である. 本実験で用いられた材料においては, 黒鉛組織特性値, 特に P_p には上述の CE に比例する傾向が認められるものの, 測定に含まれる誤差 (± 0.03) を考慮すると, CE に対する依存性はほとんど無視され得るものと考えられる. したがつて次章以後においては Table 2 に示された市販の FCD 40 についての値を球状化率が 100% の場合の基本値とみなして, 球状化率の極端に低い材料を除いて, 球状化率の変化の影響は, P_p , \bar{D} に対してではなく, 黒鉛の形状のみの変化として現れるものと仮定した. 実際, J_{1c} をはじめとする本材料の力学的性質の CE に対する依存性は, 顕著に

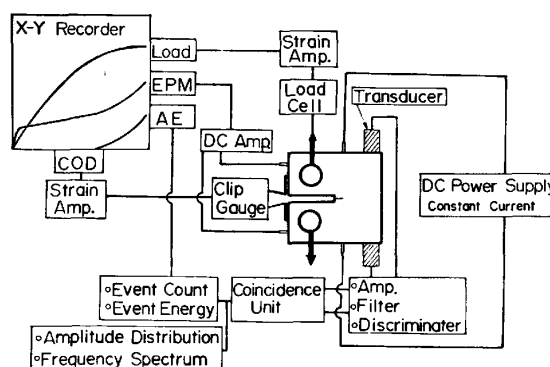


Fig. 1. The block diagram of the present measuring system.

は認められないことが次章以後で明らかにされていく.

試験片形状は B (板厚) が 20 mm のいわゆる 0.8 TCT である. 疲労予き裂は $P_{f,max}$ (予き裂導入最大荷重) = 8 kN で a_0 (予き裂長さ) / W (板幅) ≈ 0.5 まで導入された. Fig. 1 は本研究で用いられた計測システムのブロック図であり, P (荷重), δ (変位) の他に AE と電位差の計測が行われた. AE の計測は図に示されたように試験片の上端と下端にき裂に対して対称的に装着された変換子 (NAIS F 217 M 共振周波数 200 kHz, 最大感度 2.5 kVSm⁻¹) によつて同時 (時間分解能 2 μ s) に計測された信号のみを有効とする同時計数法によつて¹¹⁾. しきい値電圧は変換子出力で 500 μ V であり, AE 信号処理パラメータとしては AE 事象数, および一つの AE 事象中の最大振幅 V_p の自乗によつて定義された AE エネルギーの累積が用いられた. 電位差は直流法により, ARONSON と RITCHIE¹²⁾ の計算結果に基づき, き裂の進展による電位差の変化の小さな Fig. 1 に示された位置関係で計測された. 電流は 20 A であり, 電位差は 1 μ V の精度で測定された. なお AE の計測における雑音対策として, および電位差の測定において, 試験片と外界の間の電気的な絶縁が必要であ

り、本実験ではピンおよび試験片と治具との間には厚さが 0.1 mm のテフロンシートが挿入されている。変位は、リン青銅のスプリングをセラミックスに固定することにより絶縁を保つたクリップゲージによつて測定された。

J 積分は ASTM E 813 に準拠した軸力の補正の入つた次式⁸⁾

$$J = (A/Bb) \cdot f(a_0/W)$$

$$f(a_0/W) = 2(1+\alpha)/(1+\alpha^2) \dots \dots \dots (1)$$

$$\alpha = \{(2a_0/b)^2 + 2(a_0/b) + 2\}^{1/2} - 2a_0/b - 1$$

により求められた。ただし A は荷重・荷重点変位曲線下の面積、 B は板厚、 b はリガメント長さ、 a_0 は初期き裂長さである。荷重点変位 V_g はクリップゲージの取り付け位置における変位 Δ より、単純な幾何学的関係を用いた次式¹³⁾

$$V_g = \frac{\{a_0 + r(W - a_0)\} \Delta}{Z + a_0 + r(W - a_0)} \dots \dots \dots (2)$$

から評価された。ただし Z は荷重点変位位置からクリップゲージの取り付け位置までの距離、 r は試験片のリガメントを塑性関節とみなした場合の回転中心の位置を示す回転因子であり、本実験においては $r = 0.4^{14)}$ 、つまり回転中心はリガメントの 40% の位置として計算された。

3. 実験結果

3.1 電位差法による J_{in} の測定

Fig. 2 は無次元化されたき裂長さ (a/W) と電位差 ($\Delta EP/EP_0$) との関係について ARONSON と RITCHIE¹²⁾ により試験片の外部形状は一定で、き裂長さだけを変化させるような境界条件下で求められた数値解と、一定の荷重振幅下での疲労き裂の進展に対する実測値を示している。ラプラス方程式の近似解¹⁵⁾に対する結果¹⁶⁾と同様に、 a/W の小さな範囲では実験結果は数値解とよく一致しているが、 a/W が 0.6 を越える付近からずれが認

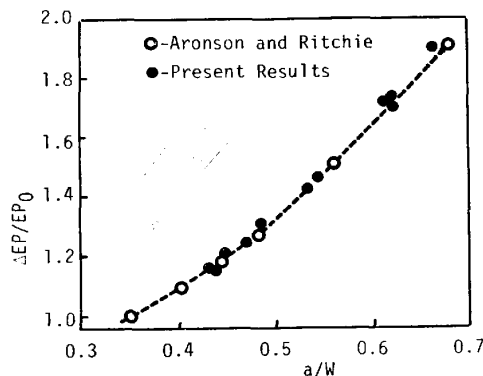


Fig. 2. Relation between $\Delta EP/EP_0$ and a/W .

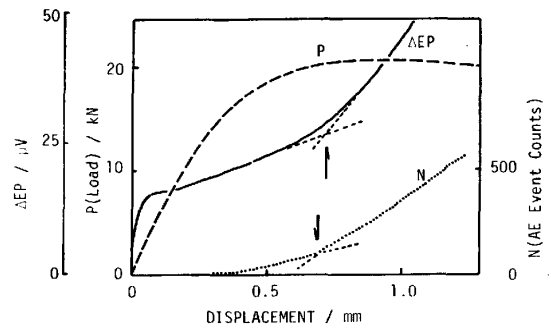


Fig. 3. Load P , electric potential difference ΔEP and cumulative number of AE events N are shown against displacement Δ . The arrows indicate the points of intersection between two asymptotic straight lines.

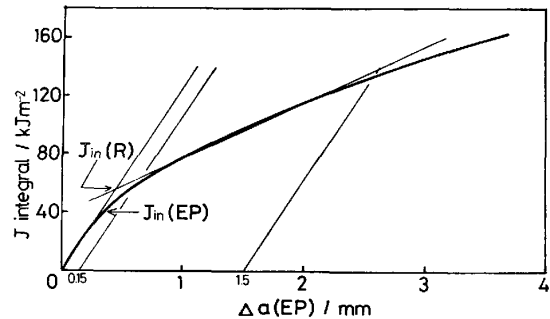


Fig. 4. J integral vs. $\Delta a(EP)$ evaluated from the relation between potential difference and J integral.

められるようになってきている。その後の計算¹⁷⁾¹⁸⁾では、塑性域の拡大に伴う試験片の形状変化の影響の著しいことが確かめられており、上述のずれも ΔK の増大に伴う塑性域の拡大による試験片の形状変化の影響と考えられる。本研究で用いられた試験片においては破面上に現われる巨視的なシャリップも小さく、試験片の形状変化の影響も小さいものと考えられるので、以下に述べる電位差の変化からき裂進展 (Δa) 量を評価する目的に対しては、 a/W を 0.7 までの範囲で Fig. 2 に示された $\Delta EP/EP_0 \sim a/W$ についての実測値を二次曲線で近似することにより得られた較正曲線が用いられている。

Fig. 3 は代表的なフェライト地の球状黒鉛鑄鉄の荷重・変位曲線と、同時に測定された電位差および後述する AE の計数総数を示している。電位差法においては、JSME S 001⁹⁾にしたがつて図中に矢印で示されているように、二直線近似による折れ曲り点をき裂の進展開始に伴う電位差の急増開始点と考えることにより、 J_{in} (き裂の進展開始点に対応する J 積分値) を決定することができる。Fig. 4 は Fig. 2 に示された $\Delta EP/EP_0 \sim a/W$ を用いて電位差の測定値から $\Delta a(EP)$ (電位差法により評価されたき裂進展量) を求め、単一の試験片より作

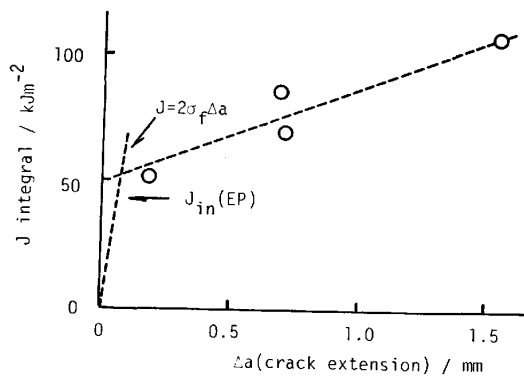


Fig. 5. J integral vs. Δa based on ASTM E813.

製された $J \sim \Delta a$ (EP) である。Fig. 3 において、二直線近似の交点より得られた J_{in} (J_{in} (EP)) は Fig. 4 の $J \sim \Delta a$ (EP) において予き裂の鈍化過程に対応した最初の直線部分からのずれの開始点に相当している。Fig. 5 は上述と同一の材料より作製された複数個の試験片による R 曲線の実測結果である。き裂進展量 Δa は ASTM E 813⁸⁾ に準拠した板厚方向を等分した 10 点の平均値として求められた。鈍化直線は $J = 2\sigma_f \Delta a$ として示されている。ただし σ_f は平均流動応力であり降伏強度 σ_y と引張強度 σ_b の平均値である。実測の曲線では $J_{in} = 52 \text{ kJm}^{-2}$ となり、前述の J_{in} (EP) より 30% 程度の大きな値が得られている。これは、測定誤差というよりは、むしろ ASTM の R 曲線法では $J \sim \Delta a$ 曲線を鈍化直線と R 直線の二本の直線で近似することにより、鈍化過程から主き裂の進展過程に到る湾曲した部分を無視した結果として生ずる差異である。実際問題として、十分にき裂の進展した領域である Δa (EP) = 1.5 mm においては $J = 100 \text{ kJm}^{-2}$ 、実測の R 曲線においては $\Delta a = 1.5 \text{ mm}$ $J = 103 \text{ kJm}^{-2}$ となり、顕著な差が認められなくなっている。したがって $J \sim \Delta a$ (EP) において、Fig. 4 に示されているように、最初の直線部分を鈍化領域と考え、ASTM E 813 と同様に Δa (EP) = 0.15 mm と 1.5 mm のオフセット線にはさまれた領域を直線で近似し、鈍化直線との交点から J_{in} (J_{in} (R)) を評価すると $J_{in} = 55 \text{ kJm}^{-2}$ となり、Fig. 5 の結果に近い値を示していることが理解される。

3.2 AE 法による J_{in} の測定

一方、AE の計測においても、Fig. 3 に示されているように、電位差法の場合と同様に AE 事象総数 N において二直線近似による折れ曲がり点が認められる。この点をき裂の進展開始に伴う AE の急増点とみなして J_{in} (J_{in} (AE)) とすると J_{in} (AE) = 39 kJm^{-2} となる。

延性材料の破壊時においては、非金属介在物の割れ、マトリックスからはく離、およびそのようにして形成

されたボイドの合体が有効な AE の音源となることが知られている¹⁹⁾。また、延性材料の J_{IC} 試験においては、三軸応力状態の塑性域の拡大に伴って計測される介在物の割れ、マトリックスからはく離等の微視割れに伴う I 型の AE と、全断面降伏以後に計測されるボイドの合体による II 型の AE が典型であり、 J_{IC} の決定のためには I 型の AE と II 型の AE の分離定量の必要なが報告されている²⁰⁾。本材料において、ボイドの核となり得る黒鉛は、マトリックスとの結合も弱く、自身の強度も低いことにより、上述の I 型の AE は基本的に小さなものと考えられる。実際、Fig. 3 に示されているように、 N は荷重・変位曲線の直線からずればじめる点付近より発生し、最大荷重点付近より急増している。このことは、測定された AE は微視割れによる I 型ではなく、むしろボイドの合体による II 型であることを意味している。したがって、 N はき裂の進展量を表わすパラメータであり、Fig. 3 に示された二直線近似による折れ曲がり点は、電位差法において示された二直線近似による折れ曲がり点と同等の意味を有しているものと考えられる。

4. 考 察

4.1 J_{IC} の定義について

Table 3 は、前節で述べた方法により評価された J_{in} (AE) J_{in} (EP)、および J_{in} (R) を示している。表より明らかのように J_{in} (AE) $\approx J_{in}$ (EP) $< J_{in}$ (R) となっている。これは、前述のように J_{in} (AE)、 J_{in} (EP) が $J \sim \Delta a$ (EP) の直線領域からのずれの開始点に対応するのに対して、 J_{in} (R) がある程度のき裂の進展に対応した値となっていることに由来する差異であり、近似的には

$$J_{in}(R) \approx 1.34(J_{in}(AE), J_{in}(EP))$$

の関係が成立している。フェライト地の球状黒鉛鑄鉄においては Photo. 1 の縦断面写真に明らかに示されているように、き裂は黒鉛の位置を縫うように進んでおり、黒鉛周囲に形成されたボイドの成長とそれらの合体という典型的な延性破壊の様式によって進展している。した

Table 3. J_{in} (AE), J_{in} (EP) and J_{in} (R).

	J_{in} (AE)	J_{in} (EP)	J_{in} (R)
FCD 40		42.2	58.0
FC 30		3.5	
C 5	27.0		
I 1	43.2	40.2	55.0
I 3			23.2
I 5		43.2	56.0
J 1	27.9	31.9	47.8
J 4	41.2	40.2	50.2
J 6	30.4	31.4	47.0
J 10		31.4	43.5
K 2	32.9	37.3	52.9
K 5	43.2	40.2	52.5
K 7	34.3	36.3	45.6

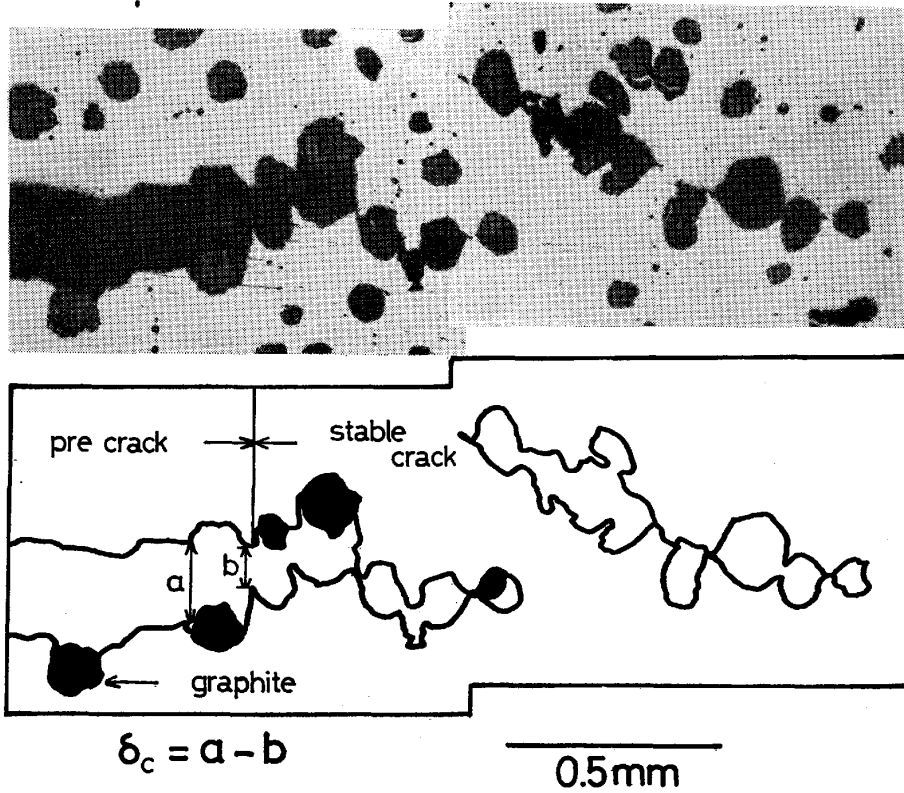


Photo. 1. Section of a specimen with high graphite nodularity near and ahead of a pre-crack showing a growth and a coalescence of voids developed around graphite nodules.

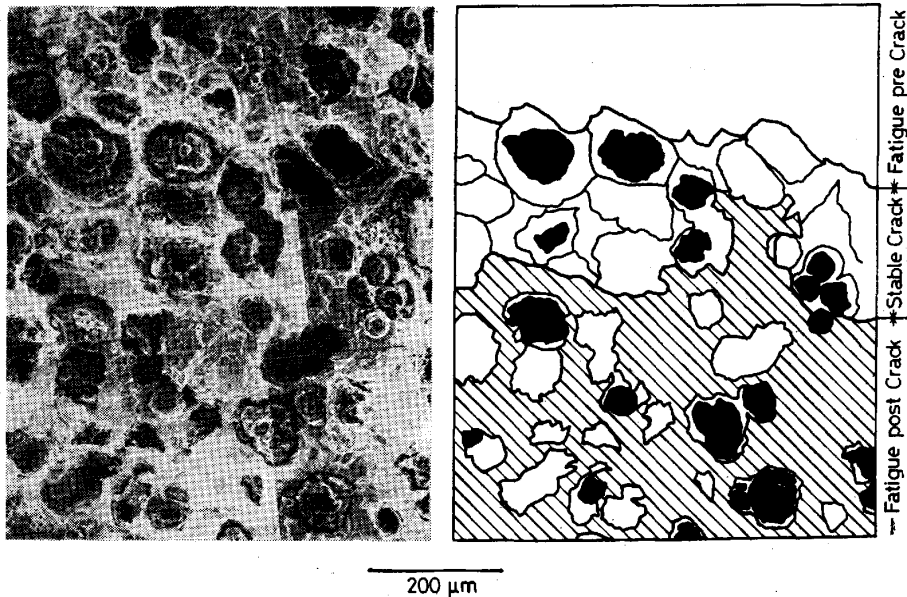


Photo. 2. Fractograph of a specimen with high graphite nodularity loaded up to $J=52.4 \text{ kJ/m}^2$ showing an existence of a processing region subsequent to a region of stable crack growth. Hatched area shows a pattern of a fatigue crack and is corresponded to a fatigue post crack. Blacked area indicates a graphite nodule.

がつて、黒鉛の直径よりも小さな Δa は意味を持たない。つまり、 J_{IC} は、予き裂先端の局所的な領域におけるわずかなき裂の進展に対応した値とするよりは、板厚全面にわたって黒鉛の分布に比して十分な量の Δa に対応した値として評価するのが重要と考えられる。

RICE と JOHNSON²¹⁾ は、き裂が存在する場合のき裂前方のボイドの成長を解析し、無限遠方に一様応力が負荷された場合の球形のボイドの成長についての RICE と TRACY²²⁾ の解にき裂の効果を重量することにより

$$d\bar{R}/R_0 = 0.322d\epsilon \exp(3\sigma_m/\sigma_y) \dots\dots\dots (3)$$

を得た。ただし R_0 はポイド径の初期値 \bar{R} はポイドの平均径であり、き裂の進展方向を x 、き裂面に垂直な方向を y とすると $\bar{R} = 1/2(R_x + R_y)$ である、 $d\varepsilon$ は塑性ひずみの増分、 σ_m はき裂先端応力場の静水圧成分である。一方、平面ひずみ状態における鈍化したき裂の先端には、すべり線場の解²¹⁾および有限要素法の計算²³⁾より、き裂先端開口変位 δ の二倍程度の距離にわたってひずみの集中した領域の存在することが知られている。このすべり線場の解に対して Eq. 3 を積分すると、予き裂先端から 2δ の位置で $\bar{R}/R_0 = 1$ 、 δ の位置で $\bar{R}/R_0 \approx 3$ となる²⁴⁾。ここで、ポイドの合体の条件²⁵⁾は、平均ポイド間距離 \bar{X} に対して

$$\bar{R} = \bar{X}$$

で与えられるとすると、FCD 40 においては $R_0 = \bar{D} = 47.4 \mu$ であり、後述するように黒鉛間距離 $X_0 = 100 \mu$ であるので、上述のひずみの集中した領域のほとんどにおいて、ポイドは合体するための条件を満足していることになる。

Photo. 2 は、FCD 40 において $J_{in}(R)$ に近い $J = 52.4 \text{ kJm}^{-2}$ まで負荷された後、予き裂導入時と同じ $K_{f,max}$ の繰り返し疲労によつて破断された試験片の板厚の中心における予き裂先端近傍の破面写真である。写真より明らかなように、予き裂先端から順に、黒鉛周囲のポイドが予き裂との合体に到るまでに成長したき裂の安定成長領域 (stable crack) と、全体としては予き裂に合体するまでには成長しておらずにポイド間に疲労破面の模様の観察される (プロセス) 領域の存在が認められる。安定成長領域の幅 $4a$ は $200 \sim 300 \mu$ である。疲労予き裂面に比してポイドの成長の著しい領域をプロセス領域とすると、その幅 $4a_p$ は $200 \sim 400 \mu$ である。一方、Photo. 1 に示されるように、本材料においては、き裂開口変位の臨界値 δ_c は 100μ と得られているので、 $J_{in}(R)$ においては $4a$ および $4a_p$ は δ_c に対して $2\delta_c \sim 4\delta_c$ という関係にあることになり、上述のひずみの集中した領域がこのプロセス領域に対応していることが認められる。これらのことより、筆者らは J_{IC} とは、具体的に「予き裂が最も近いポイドと合体する時ではなく予き裂先端に形成されたプロセス領域内で大きく成長したポイドが合体する時」と定義する。したがつて $\sim 2\delta_c$ のプロセス領域内には、き裂の進展方向にすくなくとも二つ以上のポイドが存在しなければならないことになり、前述の $X_0 = 100 \mu$ に対しては $\delta_c = 100 \mu$ は必然的な帰結となる。また、このことより J_{IC} においては $2\delta_c$ 程度のき裂進展量が認められることになり、本実験で得られた $J_{in}(R)$ がこの J_{IC} に対応しているこ

とになる。

4.2 J_{IC} の黒鉛形状依存性

黒鉛間の平均距離は一つの黒鉛の周囲に 12 個の他の黒鉛が均等に配位しているものと仮定すると、黒鉛の体積分率 P_p を用いて

$$X_0 = 0.90 \bar{D} P_p^{-1/3} \dots \dots \dots (4)$$

と表現される。したがつて FCD 40 ($P_p = 0.07$, $\bar{D} = 47.4 \mu$) に適用すると $X_0 = 100 \mu$ となる。一方、Photo. 1 の縦断面写真に見られるように $\delta_c = 100 \mu$ と得られ、 $\delta_c = X_0$ が破壊のクライテリオンとなつている。さらに、 δ と J 積分との間には小規模降伏の近似の範囲において

$$J = m \sigma_f \delta \quad m : 1 \sim 3 \dots \dots \dots (5)$$

の関係が認められており²⁷⁾。 J_{IC} の X_0 に対する依存性が期待されることになる。

Table 3 に示されたように、黒鉛周囲のポイドの成長と合体によつてき裂が進展するようなフェライト地の鋳鉄においては、 J_{IC} は黒鉛形状 (特に球状化率) に大きく依存しており、一般に球状化率が小さくなると J_{IC} も減少する傾向が認められる。本実験で用いられた黒鉛の球状化率は、前述のように日本鋳物協会法に準拠している。この方法は外接円球状化率法に近い値を示すことが認められている²⁸⁾。つまり、検鏡面上での黒鉛の外接円に対する黒鉛の面積率が球状化率となつている。したがつて、球状化率の変化は個々の黒鉛の大きさが一定で形状のみの変化に対応するものとみなし、さらに、黒鉛形状を楕円形と仮定すると、球状化率と黒鉛の外接円の径 \bar{D}_{eir} との間には次の関係が存在することになる

$$\bar{D}_{eir} = \bar{D} n^{-1/2} \dots \dots \dots (6)$$

さらに、楕円の長軸端における先端半径は、長軸長さを $2a$ 、短軸長さを $2b$ とすると b^2/a と与えられる。したがつて楕円状黒鉛の周囲に形成されたポイドは $2a - 2b^2/a$ だけ離れた半径 b^2/a の球状ポイドの合体したものとみなすと、楕円状の黒鉛についてのポイド間の距離 X は Fig. 6 に示されるように、黒鉛の配向により、最大値

$$X_{max} = X_0 \dots \dots \dots (7)$$

から、最小値

$$X_{min} = X_0 - \bar{D}_{eir} + 2b^2/a \\ = X_0 - \bar{D} n^{-1/2} + \bar{D} n^{3/2} \dots \dots \dots (8)$$

の範囲に分布することになる。 X の平均値 \bar{X} は、 X の長さの分布密度 $f(X)dX$ を用いて $\bar{X} = \int X f(X) dX / \int f(X) dX$ と表されるが、簡単に

$$\bar{X} = 1/2(X_{max} + X_{min}) \dots \dots \dots (9)$$

と仮定し、破壊のクライテリオンを $\delta_c = \bar{X}$ とおくと、

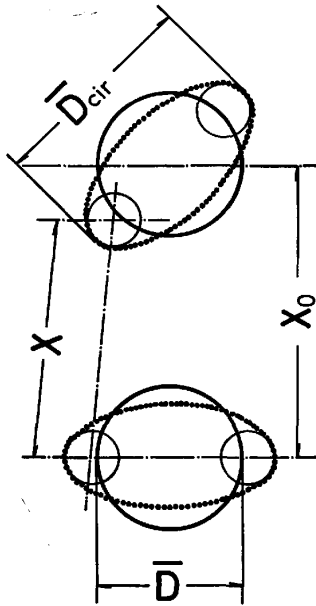


Fig. 6. Geometrical relation between graphite nodules.

J_{IC} は

$$J_{IC} = m\sigma_f \bar{X} = m\sigma_f \{X_0 - 1/2(\bar{D}n^{-1/2} - \bar{D}n^{3/2})\} \dots \dots \dots (10)$$

と与えられることになる。平均流動応力 σ_f は黒鉛の形状に依存しないマトリックスの強度である。本材料においては、Table 1 に示されるように、フェライト地においても σ_y , σ_b には球状化率の極端に低い片状黒鉛鑄鉄を除くと、炭素当量、球状化率の増加関数としての傾向は明瞭には認められない。したがって、 σ_f としては、球状化率の比較的大きな ($n > 0.5$) 材料の平均値 310MPa を用いた。 m もまた、マトリックスによつて定まる定数であり、基本的には黒鉛形状には依存しないものと仮定した。MCMEEKING²⁹⁾ は、鈍化した予き裂先端の δ と J 積分の関係を解析し、加工硬化のない高強度材料では $m = 1.49$ となり、低強度の加工硬化材では m が大きくなることを示した。実際、ASTM の J_{IC} 試験法においても $m = 1$ と半円形に鈍化した予き裂先端を仮定することにより、鈍化直線 $J = 2\sigma_f \Delta a$ が提案されているが、最近のストレッチ領域の幅の測定等の詳細な研究では、低中強度の加工硬化の著しい延性材料においては、鈍化直線は $J = 4\sigma_f \Delta a$ で近似されることが報告されており²⁹⁾³⁰⁾ 上述の m の変化と同様の傾向が認められる。本材料においても、低強度の加工硬化材に相当する $m = 2$ を用いると、Eq. 10 は前述の $X_0 = 100\mu$, $\bar{D} = 47.4\mu$ に対して、最終的に

$$J_{IC} = 62 - 14.7(n^{-1/2} - n^{3/2}) \text{ (kJm}^{-2}\text{)} \dots \dots \dots (11)$$

となり、球状化率 n の減少に伴う J_{IC} の低下が予測さ

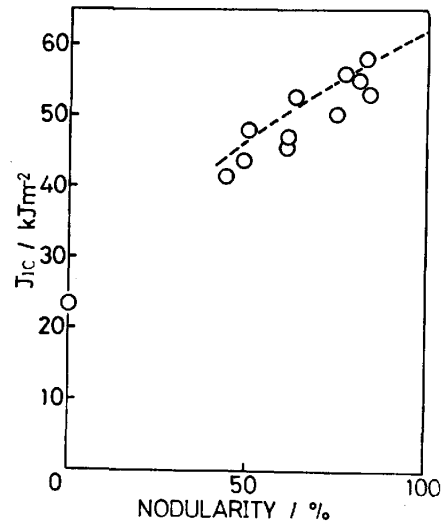


Fig. 7. Relation between J_{IC} and graphite nodularity n .

れることになる。

Fig. 7 は Table 3 に示されたフェライト地の球状黒鉛鑄鉄の $J_{IC}(J_{in}(R))$ と球状化率との関係を示している。図中の破線は Eq. 11 を示している。図より明らかなように $0.4 < n < 1.0$ では、実験結果は Eq. 11 によく一致しており、球状化率の減少に伴い、 J_{IC} の直線的に減少している様子が認められる。球状化率を低下させた極限は片状黒鉛鑄鉄に対応し、前述の球状化率の定義より明らかなように、検鏡面上で黒鉛は面積を有しないことになり、本実験の解析は意味を失うことになる。実際、片状黒鉛鑄鉄においては、黒鉛は三次元的にほとんど連結した状態になっていることが認められている。したがって、球状化率の低い状態は本解析の適用範囲外となり、楕円状の黒鉛形態を有すコンパクトバミキュラー鑄鉄 ($0.3 < n < 0.7$) から球状黒鉛鑄鉄に到る範囲では、Eq. 11 は J_{IC} の n に対する依存性を表したものと考えることができる。

5. 結 言

黒鉛形状が片状から球状に到る多くのフェライト地の鑄鉄において、AE 法、電位差法を用いて、弾塑性破壊靱性 J_{IC} の評価を行った結果、以下のことが判明した。

(1) AE 事象の計数総数、および電位差の折れ曲がり点より求められた $J_{in}(AE)$, $J_{in}(EP)$ と $J \sim \Delta a(EP)$ における鈍化直線と R 直線の交点から求められた $J_{in}(R)$ とには

$$J_{in}(AE) \approx J_{in}(EP) < J_{in}(R)$$

の関係があり、 $J_{in}(AE)$, $J_{in}(EP)$ は板厚の中心付近のわずかなき裂の進展に、 $J_{in}(R)$ は $2\delta_c$ (δ_c : き裂先端開口変位の臨界値) 程度のき裂の進展に対応した値とな

っている。

(2) 本材料においては $J_{in}(R)$ をもつて J_{IC} と定義された。

(3) 黒鉛の球状化率の低下は黒鉛形状を円から楕円に変化させるものと仮定すると、黒鉛周囲に形成されたポイドの合体の条件 $\delta_c = \bar{X}$ (\bar{X} : 平均の黒鉛間距離) を $J = m\sigma_f\delta$ に代入することにより n と J_{IC} の関係は

$$J_{IC} = 64 - 14.7(n^{-1/2} - n^{3/2}) \text{ (kJm}^{-2}\text{)}$$

と得られた。ただし $m=2$, $\sigma_f=310 \text{ MPa}$ とした。上式は本実験の結果とよく一致しており、RICE と JOHNSON の延性破壊のモデルが本材料にもよく適用されることが認められた。

文 献

- 1) 小林俊郎: 日本金属学会報, 18 (1979), p. 512
- 2) 大和田野利郎, 岸武勝彦, 永井恭一, 久保義美: 鋳物, 50 (1978), p. 26
- 3) 西成基, 小林俊郎, 遠山直人: 鋳物, 50 (1978), p. 73
- 4) 田中雄一, 井川克也: 鋳物, 47 (1978), p. 847
- 5) A. G. GLOVER and G. POLLARD: Proc. 2nd Int. Conf. Fracture, Chapman, (1969), p. 350
- 6) E. HORNBOKEN and J. M. MOTZ: Int. Cast. Met. J., 4 (1977), p. 31
- 7) ASTM Standard E399-74
- 8) ASTM Standard E813-81
- 9) 日本機械学会基準 JSME-SA001-80
- 10) 日本鋳物協会特殊鋳鉄部会: 鋳物, 40 (1968), p. 296
- 11) 森康彦, 栗林一彦, 岸輝雄, 白砂洋志夫, 新妻弘明, 高橋秀明, 結城良治, 北川英夫: 非破壊検査, 30 (1981), p. 837
- 12) G. A. ARONSON and R. O. RITCHIE: J. Testing and Evaluation, 7 (1979), p. 208
- 13) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics, (1973), p. 157 [London Butterworths]
- 14) 西成基, 小林俊郎, 河部昭雄, 遠山直人: 鋳物 49 (1977), p. 222
- 15) H. H. JOHNSON: Materials Research and Standards, 5 (1965) 9, p. 442
- 16) K. -H. SCHWALBE and D. HELLMANN: J. Testing and Evaluation, 9 (1981), p. 218
- 17) 布村成具, 肥後矢吉: 鉄と鋼, 67 (1981), A109
- 18) 肥後矢吉: 私信
- 19) K. ONO: Fundamentals of Acoustic Emission, ed. by K. Ono (1979), p. 167 [UCLA]
- 20) 栗林一彦, 岸輝雄: 鉄と鋼, 67 (1981), A109
- 21) J. R. RICE and M. A. JOHNSON: Inelastic Behavior of Solids, ed. by M. F. KANNINEN, W. F. ADLER, A. R. ROSENFELD, and R. I. JAFFEE, (1970), p. 641 [McGraw-Hill, New York]
- 22) J. R. RICE and D. M. TRACY: J. Mech. Phys. Solids, 17 (1969), p. 201
- 23) R. M. McMEEKING: J. Mech. Phys. Solid, 25 (1977), p. 357
- 24) R. M. McMEEKING: J. Eng. Mat. Tech., Trans. ASME, 99 (1977), p. 290
- 25) Y. d' ESCATHA and J. C. DEVAUX: Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP668, (1979), p. 228
- 26) K. B. BROBERG: Fracture Mechanics and Technology vol. II ed. by G. C. SIH and C. L. CHOW, Sijthoff and Nordhoff (1977), p. 837
- 27) J. R. RICE: Fracture II, ed. by H. LIEBOWITZ (1968), p. 191 [Academic Press, New York]
- 28) 池田実, P. B. BANYONG, 梅田高照, 木村康夫: 鋳物, 第100回講演概要集 (1981), p. 8
- 29) W. J. MILLS: J. Testing and Evaluation, 9 (1981), p. 56
- 30) 栗林一彦, 小幡義彦, 小林英男, 岸輝雄, 大路清嗣, 大塚昭夫, 宮田隆司, 北川英夫, 結城良治, 布村成具: 非破壊検査, 30 (1981), p. 875