

## 球状黒鉛鑄鉄の動的破壊靱性に及ぼす基地組織の影響\*

山田 伸 弥\*<sup>1</sup>, 小林 俊 郎\*<sup>2</sup>Effect of Matrix Structure on Dynamic Fracture Toughness  
of Ductile Cast Iron

Shinya YAMADA and Toshiro KOBAYASHI

In this study, instrumented Charpy impact tests are carried out with ordinary thickness ductile cast irons containing various amounts of pearlite in order to examine the effect of matrix structure on the dynamic fracture toughness and crack growth behavior. CTOD is smaller and crack growth occurs more easily with increasing pearlite content in the matrix. The relationships between  $J(\Delta C)$  and  $J(R)$  vary with pearlite content. For ferritic and ferritic-pearlitic materials,  $J(\Delta C)$  is nearly equal to  $J(R)$  and these points are located near the  $\Delta a=0.1$  mm point. For fully pearlitic material, however,  $J(\Delta C)$  locates near the  $\Delta a=0.4$  mm point and overestimates the fracture toughness, while  $J(R)$  underestimates it from the view point of applied load. It is considered therefore that  $J(\text{mid})$  is a reasonable measure for the fracture toughness of ductile cast irons, irrespective of the pearlite content in the matrix.

**Key Words:** Ductile Fracture,  $J$ -Integral, Crack Opening Displacement, Crack Initiation, Dynamic Fracture Toughness, Ductile Cast Iron, Instrumented Impact Test

## 1. 結 言

球状黒鉛鑄鉄は優れた延性、強度を有することから、強度部材として広く使用され、その生産量も年々増加している<sup>(1)</sup>。本材料は、鑄造工程、熱処理および化学組成などにより、基地組織を高強度のものから高延性のものまで幅広く変化させられることが大きな特徴の一つであり、工業材料に求められる広範囲の要求を満たすことができる。したがって、一般に使用されている球状黒鉛鑄鉄は基地組織が、フェライト、パーライトあるいはそれらの混合のものが多く、パーライト率と材料特性との関係についても、従来より多くの報告がなされている<sup>(2)</sup>。

ところで、材料をより有効に、またより安全に使用するためには、破壊靱性の評価が不可欠である。特に、過酷な負荷条件あるいは突発的な負荷を想定しての動的破壊靱性の評価は、今後さらに重要性を増すものと思われる。しかしながら、破壊靱性を求める際に不可欠な裂発生点は、例えば鋼においてはき裂鈍化過程の打切り点と考えられるが、球状黒鉛鑄鉄ではその定

義が明確になっておらず、正当な破壊靱性の評価方法が確立していないのが現状である。このため前報<sup>(3)</sup>では、核燃料の運搬・貯蔵容器であるキャスクに関し、フェライト基地の場合の破壊靱性の評価法について調べた結果を報告した。しかし、球状黒鉛鑄鉄は基地組織により材料特性が大きく変化するため、パーライト率の異なる種々の材料について、前報でフェライト基地材に対して定義した評価基準が同様に適用できるか否かについても問題が残されている。

そこで本研究では、基地組織のパーライト率を変化させた3種類の球状黒鉛鑄鉄を用いて、計装化シャルピー衝撃試験を行い、動的破壊靱性および破壊過程に対する基地組織の影響について検討した。

## 2. 実 験 方 法

**2.1 供試材および試験片** 供試材は、添加元素および熱処理方法の相違などにより基地組織のパーライト率を変化させた3種類の球状黒鉛鑄鉄を使用した。本材料は、いずれも底幅32mmのYブロック鑄型に鑄込んで溶製したものである。各供試材の化学組成を表1に、マイクロ組織を図1にそれぞれ示す。A材はほぼ全フェライト基地、B材はフェライト+パーライト基地、C材はほぼ全パーライト基地となってい

\* 原稿受付 平成4年5月7日。

\*<sup>1</sup> 学生員, 豊橋技術科学大学大学院(〒411 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1)。\*<sup>2</sup> 正員, 豊橋技術科学大学。

る。ただし、B材は鑄放し材で見られるような、黒鉛周辺にフェライトが集中したブルス・アイ組織ではなく、フェライトとパーライトが微細に分散した組織となっている。

供試材のマイクロ組織パラメータを表2に、室温における機械的性質を表3に示す。各供試材の熱処理は、A材：1123 K×2 hr→993 K×1 hr→F. C., B材：1083 K×2 hr→A. C., C材：1123 K×2 hr→A. C.である。これらの供試材は、添加元素、熱処理方法などにより、例えばパーライト組織自体の性質も多少異なっていることも考えられるが、その影響はパーライト率の相違による影響に比較して少ないものと考え、主としてパーライト率が異なる材料とみなして取扱うことにした。なお、試験片は10×10×55 mmの標準シャルピー試験片であり、ASTM E 813<sup>(4)</sup>に準拠して

$a_0/W=0.6$  ( $a_0$ :初期き裂長さ,  $W$ :試験片幅)となるように予き裂を導入した。

**2.2 試験方法** 本研究では動的破壊靱性試験に、小林らにより開発された容量490 Jのコンピュータ援用計装化シャルピー衝撃試験機(CAIシステム)<sup>(5)(6)</sup>を使用した。また、各負荷段階における破壊の進行状況を観察するためにストップ・ブロック法<sup>(7)</sup>を用いて試験を行った。負荷速度は2 m/sである。き裂発生点の検出方法は、コンプライアンス変化率法<sup>(8)</sup>を適用した(以下、 $\Delta C$ 法と略す)。 $\Delta C$ 法は、単一試験片の荷重-変位曲線から得られるコンプライアンスの変化率が急変する点をき裂発生点とみなす簡便的手法である。なお、弾塑性破壊靱性 $J$ 値の算出についてはRice<sup>(9)</sup>の簡便式を用いた。

ところで、一般に球状黒鉛鑄鉄においては、パーライト率の増加にともない遷移温度が高温側に移行し、特にパーライト率の高い材料では、室温での静的負荷条件下においても、擬へき開破面を生じることが報告されている<sup>(2)</sup>。また、延性-脆性遷移挙動を示す材料においては、負荷速度の増加により遷移温度が上昇することが知られており、球状黒鉛鑄鉄においても同様の結果が報告されている<sup>(10)</sup>。そこで本実験では、これらの点を考慮して、すべての供試材が上部棚域において破壊を生じるように試験温度を423 Kに設定した。

表1 供試材の化学組成(質量%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Cr	Mo
A	3.90	2.28	0.35	0.019	0.017	0.039	0.08	0.04	0.03
B	3.54	2.32	0.31	0.030	0.013	0.042	0.41	0.04	—
C	3.69	2.15	0.32	0.012	0.008	0.032	0.63	0.04	0.02

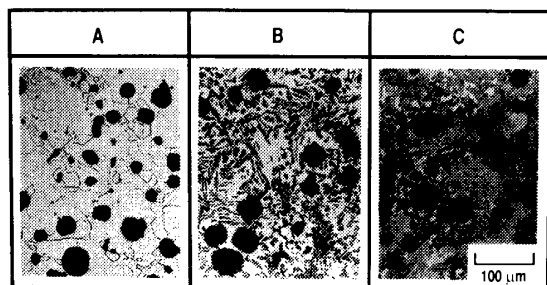


図1 供試材のマイクロ組織写真

表2 供試材のマイクロ組織パラメータ

Material	Pearlite Area $A_p$ (%)	Mean graphite diameter $D_g$ ( $\mu\text{m}$ )	Mean free path of graphite $d_g$ ( $\mu\text{m}$ )	Volume fraction of graphite $f_g$ (%)	Graphite nodularity $G_n$ (%)
A	0	19.6	60.5	13.0	82.3
B	37.1	28.4	92.3	9.9	87.7
C	91.4	15.5	53.8	9.7	83.3

表3 供試材の機械的性質(室温)

Material	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	E.I. (%)	Young's modulus (GPa)
A	272	407	25.2	164
B	416	634	10.7	165
C	514	880	8.2	166

### 3. 実験結果および考察

**3.1 計装化シャルピー衝撃試験結果** 図2に、今回の実験で得られた各供試材の代表的な荷重-変位曲線を示す。図中の $\Delta C$ 点は、 $\Delta C$ 法により得られた検出点の位置を表しており、いずれの供試材においても降伏点と最大荷重点の間に位置している。また、パーライト率の増加にともない、荷重値は増加し、最大荷重点は小変位量側に移動している。

図3は、き裂進展量 $\Delta a$ と変位量との関係を示したものであり、延性の乏しい高パーライト率材ほど変位量の増加に対するき裂の進展が大きいことがわかる。図2と比較した場合、C材では最大荷重値の約70%の負荷状態に対応する変位量において、ごくわずかではあるがき裂が発生していることが注目される。

図4は、試験後の各供試材の予き裂先端部のSEM写真である。一般に球状黒鉛鑄鉄の延性-脆性遷移挙動においては、上部棚域から徐々に温度を下げた場合、へき開破面は予き裂先端前方に発生することが知られているが、各供試材とも予き裂先端部においてへき開破面および擬へき開破面は認められなかった。また、基地組織がフェライトであるA材についてのみ、局

所的なストレッチ・ゾーン (Local Stretched Zone: L. S. Z.) の混在が認められた。このことは、パーライトが混在する組織 (B 材, C 材) では、フェライト部分あるいはパーライト中のフェライト層において塑性変形が生じるものの、それらが細かく分断されるために、A 材のような局所的なストレッチ・ゾーンとして確認されないものと考えられる。また、パーライト率が増すにつれて破面 (基地部分) が平坦になっていくことがわかる。

**3.2 破壊過程と J 値との関係** 各供試材の J- $\Delta a$  曲線を図 5 に示す。き裂進展量  $\Delta a$  は ASTM E 813<sup>(4)</sup> に準拠し、9 点の平均値を採用した。前述したように、各供試材において予き裂先端での明確な鈍化過程は認められず、図中の鈍化直線 ( $J=2\sigma_{flow} \Delta a$ ) は便宜的に記したものである。なお、材料間の相違を明らかにするため、 $J \geq 100(\text{kJ/m}^2)$  のデータ点を除外し、き裂発生点付近を拡大してあるが、R 直線はそれらを含めたうえで決定したものである。

まず全体的な傾向として、パーライト率の低い材料ほど J 値が高いことがわかる。図中の  $P_{max}$  点と  $\Delta C$  点は、それぞれ最大荷重点と  $\Delta C$  法により得た検出点に対応する点であり、括弧内の記号は供試材の種別を表している。なお、 $\Delta C$  点での J 値はいずれも以下に示す ASTM 規格による Valid 基準<sup>(4)</sup> を満足している。

$$B, b > 25 \frac{J}{\sigma_{flow}} \dots\dots\dots (1)$$

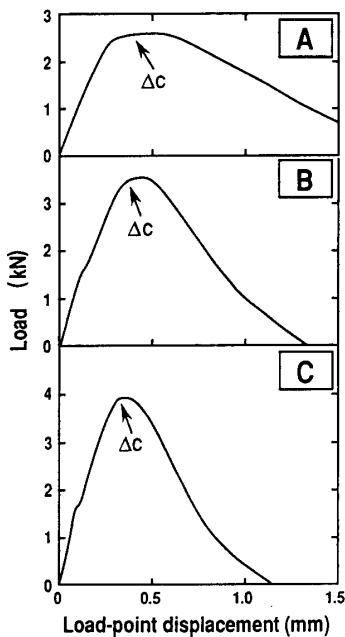


図 2 動的破壊靱性試験における荷重-変位曲線

$$\sigma_{flow} = \frac{\sigma_Y + \sigma_B}{2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $B$ : 試験片板厚、 $b$ : リガメント長さ、 $\sigma_{flow}$ : 動的流動応力、 $\sigma_Y$ : 動的降伏応力、 $\sigma_B$ : 動的引張強さである。 $\sigma_Y$  および  $\sigma_B$  については以下に示す Server<sup>(11)</sup> の推定式を用いて破壊靱性試験結果から算出した。

$$\sigma = 2.85 \frac{PW}{B(W-a_0)^2} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $P$ : 動的曲げ荷重、 $B$ : 試験片板厚である。

A 材については、 $J(\Delta C)$  は従来の  $J_{IC}$  試験法<sup>(4)</sup> においてき裂発生点とされている鈍化直線と R 直線との

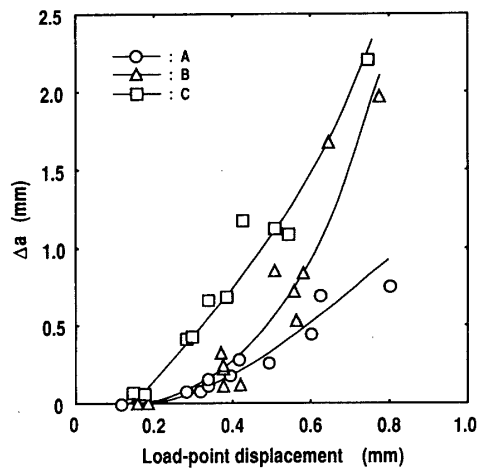


図 3 き裂進展量  $\Delta a$  と変位量との関係

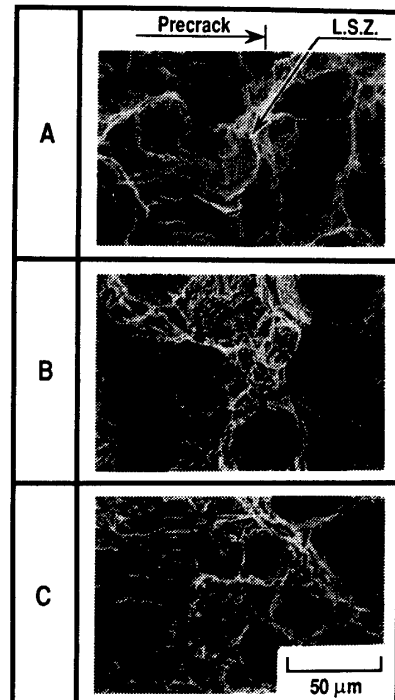


図 4 予き裂先端部の SEM 破面写真

交点における  $J$  値:  $J(R)$  よりも約 10% 低く, B 材は逆に  $J(R)$  よりも約 9% 高い値を示した. しかし, A 材, B 材ともに  $J(\Delta C)$  でのき裂進展量は 0.1 mm 程度であり, 規格<sup>(12)~(14)</sup> や提案<sup>(15)(16)</sup> の多くがき裂発生点を  $\Delta a = 0.1 \sim 0.2$  mm としていることを考えると, 両点はき裂発生点として妥当であると思われる. しかし C 材については,  $J(\Delta C)$  は約 0.4 mm のき裂進展量に相当することから, 破壊靱性を過大評価していると考えられる. 一方,  $J(R)$  については相当する荷重値が最大荷重値の約 65% であることから, 破壊靱性を過小評価する恐れがある. このように, 破面形態が類似している B 材と C 材とでき裂進展挙動に差が生じる原因としては, B 材では微細に分布したフェライト部分が低負荷状態においてパーライトから発生したマイクロ・クラックを鈍化, 停止させるのに対し, ほぼ全パーライト基地である C 材では, マイクロ・クラックが比較的容易に連結, 伝ばするためと推測される.

図 6 に,  $J(\Delta C)$  と  $J(R)$  との比率:  $J(\Delta C)/J(R)$  とパーライト率との関係を示す. 全フェライト基地の材料では  $J(\Delta C)$  は  $J(R)$  を下回っているが, パーライト率約 20% 以上では逆に  $J(\Delta C)$  は  $J(R)$  を上回り, パーライト率が高い材料ほど両者の差が大きくなっていくことがわかる.

以上のことから, 基地組織が異なる場合, 単に強度や延性の異なる材料と考え, いずれか一つの評価基準でもって破壊靱性を比較することは不合理に思われる. 以下に, 如何なる基準をもって球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性値を定めたらよいかを考察する.

まず, 基地中のパーライトが球状黒鉛鑄鉄の破壊メカニズムに与える影響について考えてみる. Voigt<sup>(17)</sup> は, SEM を用いて詳細なその場観察を行っており, それによればフェライトとパーライトが混在する基地

組織では, まず塑性ひずみがフェライトとパーライトの境界に集中し, マイクロ・クラックが発生する. そして, ひずみの増加により延性の低いパーライト部にマイクロ・クラックが生じる. マイクロ・クラックは周囲に存在するフェライトにより鈍化するが, 最終的にフェライトが破壊して主き裂が進展する.

また, Bhandhubanyong ら<sup>(18)</sup> は, パーライト基地球状黒鉛鑄鉄において直流電位差法および AE 法を用いた破壊靱性試験を行い, パーライト材では強度の高い低靱性のパーライト基地, もしくは黒鉛との界面にマイクロ・クラックが発生し, 脆性的な破壊を生じると考察している. いずれにしても, 全フェライト基地球状黒鉛鑄鉄のように黒鉛-基地界面から発生したポイドが十分に成長した後, 連結し主き裂が進展するという破壊メカニズムとは異なり<sup>(3)</sup>, 基地組織におけるパーライト率の増加が破壊メカニズムを大きく変化させるであろうことが容易に推測される.

さらに, 本実験における C 材のような挙動に類似する例として, ねずみ鑄鉄における破壊靱性評価が報告されている<sup>(19)</sup>. 一般に, ねずみ鑄鉄では小さなひずみ量で黒鉛-基地界面のはく離やマイクロ・クラックの発生が起こるため, 明確な弾性線が認められない. このようなメカニズムは, き裂進展開始時にも同様であり, 鋼などと言われている明確な鈍化過程を生じず, 低  $J$  値領域において, き裂が共晶セルと同等の大きさまで進展したのち, 安定した破壊抵抗を呈する.

弾性線の湾曲については, 今回の実験で得られた荷重-変位曲線からもうかがえるが, 実際には振動波が重畳していることから詳細については明言しにくい. また, ストップ・ブロック法を用いてはいるものの, C 材のような低延性材料においては最大荷重点までの小変位量域を細分し, それらの各点で試験を中断するこ

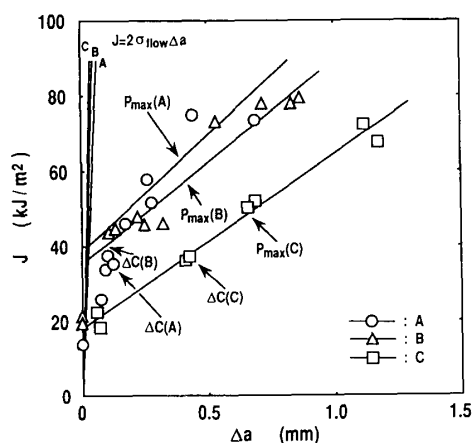


図 5  $J-\Delta a$  曲線

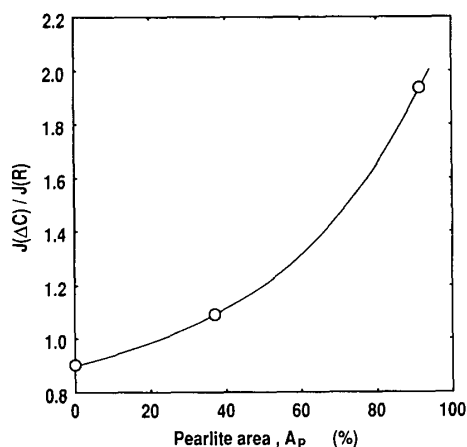


図 6  $J(\Delta C)/J(R)$  とパーライト率との関係

とは容易ではない。そこで、特に問題となる C 材についてのみ、静的三点曲げ試験および破面観察を実施した。条件をなるべく等しくするため、試験温度を 423 K とし、計装化シャルピー衝撃試験と同様の試験片を用いた。その結果、最大荷重値の約 50% の荷重状態において予き裂先端近傍のパーライト中にマイクロ・クラックが発生し、それにともない弾性線が緩やかに湾曲を開始することがわかった。また、最大荷重値の約 80% の荷重状態においてき裂の発生が認められた。今回のような動的荷重条件下では静的荷重条件下よりも、き裂の発生、進展が促進されると考えられるが<sup>(9)</sup>、破壊メカニズムとしては同様であると思われる。

以上の結果から、き裂発生点における荷重値が最大荷重値に近いフェライト材に対し、破壊メカニズムの異なる高パーライト率材ではき裂発生から最大荷重に至るまでに、荷重支持能力の点においていくぶんの余裕があるといえる。このことは、き裂の分岐やフェライトの加工硬化の差に関連しているものと思われる。

筆者らは前報<sup>(9)</sup>において、球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性値として式(4)に示す  $J(R)$  と  $J(\Delta C)$  との相和平均値である  $J(\text{mid})$  を提案している。そこで、今回の実験結果に対する  $J(\text{mid})$  の適用について考察してみる。

$$J(\text{mid}) = \frac{J(R) + J(\Delta C)}{2} \dots\dots\dots(4)$$

表 4 に、各供試材についての  $J(R)$ ,  $J(\Delta C)$  および  $J(\text{mid})$  の算出結果を示す。前述のように、パーライト率によって破壊メカニズムが変化し、特に高パーライト率材である C 材については、 $J(R)$  は R 曲線の変化を考慮してはいるものの破壊靱性を過小評価する恐れがある。一方、 $J(\Delta C)$  はその定義から、き裂の発生・進展が材料の荷重支持能力に変化を及ぼし始める位置での  $J$  値を与えている。したがって、両者の相和平均値である  $J(\text{mid})$  を破壊靱性値として用いることは工学的な観点からも妥当であり、同値が上部棚域における球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性を基地組織に関わらず表すことができると思われる。

**3.3 CTOD による破壊靱性の考察** CTOD (き裂先端開口変位) は、き裂先端部の塑性変形の程度を表す量であり、き裂先端部の変形状態を代表するパラメータとされている。また、基地組織により強度レベルが異なる材料の靱性を比較するうえで有効な尺度と考えられる。CTOD は、一般に式(5)により  $J$  値と関係づけられる<sup>(20)</sup>。

$$J = m \cdot \sigma_{\text{flow}} \cdot \text{CTOD} \dots\dots\dots(5)$$

ここで、 $m$ : 塑性変形や加工硬化などの影響を受けるパラメータ、 $\sigma_{\text{flow}}$ : 流動応力である。

図 7 は、 $J$  値を  $\sigma_{\text{flow}}$  で除した値とき裂進展量  $\Delta a$  との関係を示したものである。図 5 に示した  $J-\Delta a$  曲線と比較して、材料間の順位は同じであるが A 材と B 材の差が大きくなっていることがわかる。また、 $J/\sigma_{\text{flow}}$  は式(5)に表されるように CTOD と密接な関係があるため、パーライト率の低い材料ほど限界の CTOD が大きいと考えられる。このことは、図 3 に示したき裂進展挙動の差異を裏付けるものである。

ところで、前報<sup>(9)</sup>では試験片スリット端の変位量を用いての CTOD 算出の有効性を確認し、適用を行った。そこで本実験結果についても同様の手法を用いて計算、解析を試みた。

表 5 に、各供試材における CTOD の算出結果を示す。表中の  $\Delta C, R, \text{mid}$  は、それぞれ  $J(\Delta C), J(R), J(\text{mid})$  に対応する点での CTOD であることを表している。以下、それぞれの点について考察する。

まず、 $\Delta C$  法による検出点での CTOD は、A 材 > B 材 > C 材の順に大きな値を示しているが、前述のように C 材については、 $\Delta C$  法による検出点は約 0.4 mm のき裂進展量に相当しており、A 材、B 材と同時に比較するには問題がある。また、図 7 に示した  $J/\sigma_{\text{flow}}-\Delta a$  曲線における材料間の位置関係からみても、正当な CTOD の評価とは考えにくい。次に、鈍化直線と R 直線との交点における CTOD は、A 材 > B 材 > C 材の

表 4 各定義による  $J$  値の算出結果

Material	$J(R)$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$J(\Delta C)$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$J(\text{mid})$ (kJ/m <sup>2</sup> )
A	40.8	36.8	38.8
B	37.1	40.5	38.8
C	18.8	36.4	27.6

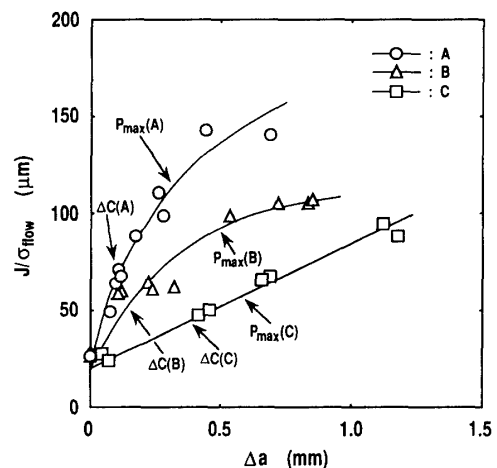


図 7  $J/\sigma_{\text{flow}}$  とき裂進展量  $\Delta a$  との関係

表 5 CTOD の算出結果

Material	Point	CTOD <sub>E</sub> (μm)	CTOD <sub>P</sub> (μm)	CTOD (μm)	m
		Elastic component	Plastic component	Total	
A	ΔC	9.8	43.3	53.1	1.32
	R	10.1	45.0	55.1	1.41
	mid	10.0	44.4	54.4	1.36
B	ΔC	13.5	20.7	34.2	1.60
	R	13.1	19.3	32.4	1.55
	mid	13.3	20.2	33.5	1.57
C	ΔC	14.3	26.6	40.9	1.16
	R	3.9	3.3	7.2	3.41
	mid	9.0	9.8	18.8	1.92

順に大きな値を示している。しかし、A材、B材ではΔC点と大きな差はないものの、C材についてはその差が大きく、ΔC点の約18%の値を示しており、また同点での値は図7における材料間の位置関係からみて、 $J$ 値の場合と同様にC材の破壊靱性を過小評価していると考えられる。さらに、 $J(\text{mid})$ に対応する点でのCTODは、各材料の順位はR点の場合と同様であるが、各材料ともにΔC点とR点との中間的な値となっており、また図7における材料間の位置関係とよく一致した値を与えているといえる。

一方、 $m$ 値についてはすべり線場<sup>(21)(22)</sup>や有限要素法<sup>(20)(22)</sup>の解析結果から $m=1\sim3$ の値をとり、平面応力状態から平面ひずみ状態へ移行するにつれて大きな値となることが知られている。したがって $m$ 値は1~3の範囲で、靱性に富むA材において最も小さく、A材<B材<C材の順位になることが推測され、この点においてもmid点でのCTOD評価の妥当性が認められる。

以上に述べたような $J$ 値およびCTODの観点から、 $J(\text{mid})$ が基地組織の種類に関わらず、上部棚域における球状黒鉛鋳鉄の破壊靱性を評価、比較する値として有効であると考えられる。

#### 4. 結 言

パーライト率を変化させた3種類の球状黒鉛鋳鉄について、計装化シャルピー衝撃試験を行い、球状黒鉛鋳鉄の動的破壊靱性および破壊過程に及ぼす基地組織の影響について検討した結果、次のような結論を得た。

(1) パーライト率の高い材料ほど変位量の増加に対するき裂の進展が大きい。

(2) コンプライアンス変化率法による検出点での $J$ 値： $J(\Delta C)$ とR曲線法による $J$ 値： $J(R)$ との関係は基地組織のパーライト率によって変化し、特に高パーライト率材では $J(\Delta C)$ は破壊靱性を過大評価し、 $J(R)$ は逆に過小評価する傾向がある。

(3)  $J(\Delta C)$ と $J(R)$ との相和平均値である $J(\text{mid})$ の妥当性を破壊挙動およびCTOD(き裂先端開口変位)の観点から考察し、 $J(\text{mid})$ が基地組織の種類に関わらず、上部棚域における球状黒鉛鋳鉄の破壊靱性値として有効であることを示した。

最後に、本研究を行うにあたり試料を御提供下さった日立金属株式会社ならびに実験に協力していただいた本学部学生・山本政司氏(現・大和ハウス工業(株))に対し、深く感謝申し上げる。

#### 文 献

- (1) 素形材, 4 (1991), 18.
- (2) 例えば, 小松・塩田・中村, 鋳物, 60-10 (1986), 643.
- (3) 山田・小林, 機論, 58-555, A (1992), 2088.
- (4) Standard Test for  $J_{IC}$ , A MEASURE OF FRACTURE TOUGHNESS, ASTM, E 813-81 (1981), 826.
- (5) Kobayashi T. and Niinomi M., *Nucl. Eng. and Design*, 111 (1989), 27.
- (6) 小林, 機械設計, 1 (1988), 91.
- (7) Kobayashi T., *Int. J. Frac.*, 23 (1983), 105.
- (8) 小林・山本・新家, 鉄と鋼, 16 (1985), 100.
- (9) Rice, J. R., Paris, P. C. and Merkle, J. G., *ASTM STP* 536, (1973), 231.
- (10) 小林・山本・松尾, 鋳物, 60-2 (1988), 110.
- (11) Server, W. L., *ASTM STP* 668, (1979), 493.
- (12) 日本機械学会基準, 弾塑性破壊靱性  $J_{IC}$  試験法, *JSME*, S 001, (1981), 53.
- (13) Standard Test Method for PRAIN-TRAIN FRACTURE TOUGHNESS OF METALLIC MATERIALS, *ASTM*, E 399-83 (1983), 489.
- (14) Standard Test for  $J_{IC}$ , A MEASURE OF FRACTURE TOUGHNESS, *ASTM*, E 813-87 (1987), 974.
- (15) Saltzbrenner R. J., ほか3名, *ASTM STP* 868 (1985), 358.
- (16) Gibson, G. P. and Druce S. G., *ASTM STP* 856 (1985), 166.
- (17) Voigt, R. C., 第57回国際鋳物会議各国提出論文, 5 (1990).
- (18) パンチュバンヨン・ほか5名, 鋳物, 57-7 (1985), 21.
- (19) 野口・寺田・長岡, 鋳物, 56-9 (1984), 553.
- (20) McMeeking R. M., *J. Mech. and Phys. Solids*, 25 (1977), 357.
- (21) Rice, J. R., *J. Appl. Mech.*, 35 (1968), 379.
- (22) 白鳥・三好・松下, 数値破壊力学, (1980), 132, 実数出版.