

## 球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂伝ば特性に及ぼす微視組織の影響†

舟木 克之\* 高橋 利夫\*\* 広瀬 幸雄\*\*\*

## Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth Resistance of Spheroidal Graphite Cast Iron

by

Katsuyuki FUNAKI\*, Toshio TAKAHASHI\*\* and Yukio HIROSE\*\*\*

The fatigue crack growth tests near the stage I region were carried out on three spheroidal graphite cast irons (SGI) with matrix of ferrite, bull's-eye and mainly pearlite, having tensile strength of 380, 500 and 700 MPa, respectively. The crack growth rate  $da/dN$  of the ferrite matrix SGI decreased continuously with a decrease in stress intensity factor range  $\Delta K$ . On the other hand, the bulls-eye and pearlite matrix SGI showed discontinuous ranges on the  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  diagrams. The results were compared with local  $\Delta K$  calculated at the crack tip by fracture mechanics. The  $\Delta K$  at the lower end of the discontinuous range agreed well with the value calculated on the assumption that a single graphite particle is included in the tension-compression region at the crack tip. The  $\Delta K$  at the higher end agreed well with the calculated value for including no graphite particles in this region. In the ferrite matrix SGI, however, the calculated value was smaller than  $\Delta K_{th}$ ; the cyclic stress region is presumed to include plural graphite particles. The fatigue fracture mechanism of SGI is believed to be significantly affected by the interaction of graphite particle spacing, the size of plastic region at the crack tip, and the stress concentration around the graphite particle.

**Key words:** Fatigue crack growth, Microstructure, Fracture mechanics, Fatigue fracture, Spheroidal graphite cast iron, Stress intensity factor range

## 1 緒 言

球状黒鉛鑄鉄は、鋼に近い引張強度と伸びを有するため、鑄鋼品に代わり構造部材に広く利用されている。<sup>1)</sup> また近年では、オーステンパ処理<sup>2)</sup>や複合熱処理<sup>3)</sup>により、焼き入れ鋼を超える引張強度を持つ材質が開発され、球状黒鉛鑄鉄の用途の拡大が期待されている。しかしながら、高強度な鉄鋼材料では非金属介在物等の微視欠陥に敏感となり、疲労強度特性にバラツキを生じ易いため、機械部品などの構造部材では引張強度 1000MPa 以下で使用されることが多い。Fig. 1 に鉄鋼<sup>4)</sup>および球状黒鉛鑄鉄<sup>5)</sup>の引張強度と回転曲げ疲労限度の関係を示す。鋼の場合、引張強度と疲労限度の間に比例関係が成立し、耐久比(疲労限度と引張強度の比)はほぼ一定値をとる。これに対して球状黒鉛鑄鉄では、引張強度が 450MPa 程度までは鋼と同様な関係を示すものの、基地組織のパーライト化により高強度化を図った材質では、引張強度に見合っただけの疲労強度の増加が得られず、飽和値へ収束する。それゆえ耐久比が一定値とならないため疲労強度設計が難しく、機械設計者の間では高強度な鑄鉄の機械部材としての利用が敬遠される傾向にある。

ところで球状黒鉛鑄鉄はその製法の関係上、鑄巣やドロス等の内部欠陥存在の危険性を避けられず、また健全な材質でも、非金属介在物よりも遙かに大きい黒鉛を多量に含んでいる。球状黒鉛鑄鉄の疲労限度改善に関して

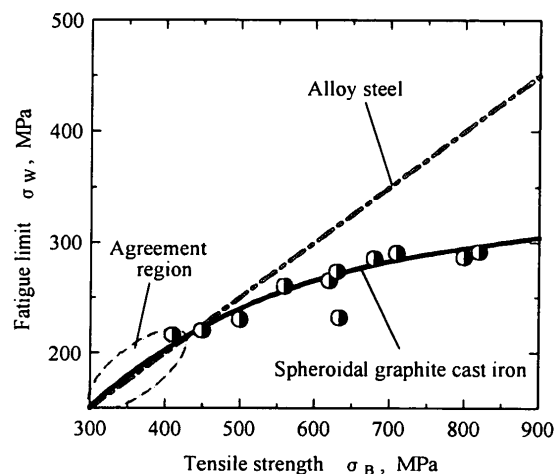


Fig. 1. Relation between fatigue limit and tensile strength of alloy steels and spheroidal graphite cast irons.

は、黒鉛粒径の微細化がき裂発生抑制に対して有効である<sup>6)</sup>と報告されている。しかし、黒鉛粒径の制御を行うためには、金型等を使用して凝固冷却速度を極端に速める必要があり、砂型で作られる実用的な鑄物には適用しづらい。それゆえ球状黒鉛鑄鉄を構造用材料として使用するためには、生じた疲労き裂の伝ば特性に及ぼす黒鉛や基地組織の影響を考慮し、黒鉛微細化以外の手法の

† 原稿受理 平成 12 年 7 月 12 日 Received July 12, 2000

\* 正会員 石川県工業試験場 〒920-0223 金沢市戸水町, Industrial Res. Inst. of Ishikawa, Tomizu-machi, Kanazawa, 920-0223

\*\* 正会員 東北工業技術研究所 〒983-8551 仙台市宮城野区菅竹, Tohoku National Industrial Res. Inst., Miyagino-ku, Sendai, 983-8551

\*\*\* 正会員 金沢大学理学部計算科学科 〒920-1164 金沢市角間町, Dept. of Computer Sci. & Eng., Kanazawa Univ., Kakuma, Kanazawa, 920-1164

提案が重要である。

球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展特性に関する研究は、すでにいくつか報告<sup>7)~9)</sup>されているものの、上述したような球状黒鉛鑄鉄と鋼の耐久比の違いを説明したものは少ない。そこで、本研究では、強度レベルの異なる3種類の球状黒鉛鑄鉄を用いて、一般に微視組織の影響を受けやすいとされる下限界近傍領域の疲労き裂伝ば特性に注目して検討を行った。そして破壊力学的見知から本実験材料のき裂伝ばメカニズムを提案し、500MPa以上の高強度球状黒鉛鑄鉄に見られる耐久比の飽和現象について考察した。

## 2 実験方法

### 2.1 供試材

球状黒鉛鑄鉄の基地組織は一般にフェライトとパーライトからなっており、その割合が機械的性質に大きく影響することが知られている。<sup>10)</sup>そこで本実験では、基地組織がほぼフェライトのSG370、パーライトが混在したSG500、ほぼパーライトのSG700の3種類をYブロック状に鑄造して準備した。それぞれの試料はJIS規格のFCD370、FCD500およびFCD700に相当し、その金属組織をFig. 2に、化学組成をTable Iに示す。また、引張試験には平行部が直径14mmのJIS 4号試験片を用い、室温でクロスヘッドスピード50mm/minの条件で行った。疲労試験ではFig. 3に示す形状の1インチ型CT試験片(板厚B=20mm)を用いた。

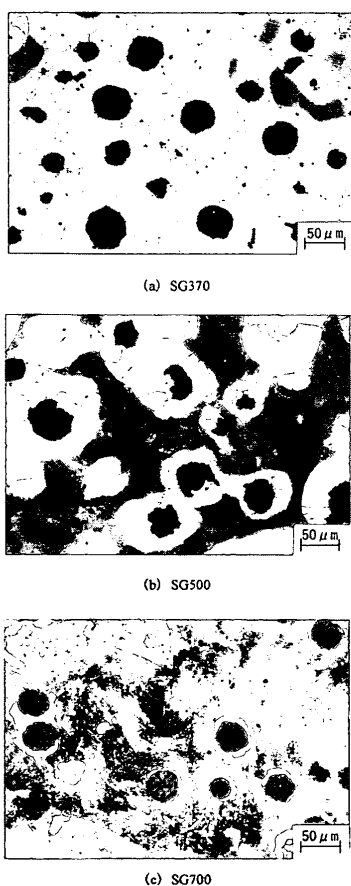


Fig. 2. Optical micrographs of specimens.

Table I. Chemical compositions (mass %).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Mg
SG370	3.71	2.54	0.23	0.018	0.007	0.032
SG500	3.67	2.64	0.28	0.016	0.008	0.028
SG700	3.65	2.48	0.28	0.013	0.007	0.031

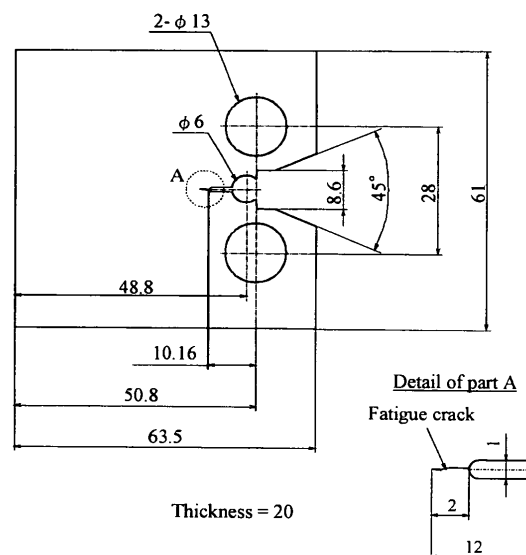


Fig. 3. Shape and dimensions of 1-inch type CT specimen for fatigue crack growth test (unit : mm).

### 2.2 疲労き裂伝ば試験

疲労き裂伝ば試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、ASTM E647<sup>11)</sup>に準じて行った。き裂の長さ $a$ は精度 $\pm 0.001$ mmの読取顕微鏡で測定し、応力拡大係数範囲 $\Delta K$ は次式から算出した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot F(\alpha) \quad (1)$$

ここで、 $\Delta P$ は荷重変動幅、 $B$ は試験片の板厚、 $W$ は試験片の板幅である。また、 $F(\alpha)$ は $\alpha = a/W$ として次式で与えられる補正項である。

$$F(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)(0.886 + 4.64\alpha + 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^2 \sqrt{1 - \alpha}} \quad (2)$$

CT試験片には、長さ $a_0 = 2$ mmの予き裂を導入した。この時の荷重 $P$ は、試験開始時の最大応力拡大係数 $K_{max}$ を超えないよう注意して調節した。試験片の両面で測定した予き裂の平均長さを用いて計算した初期リガメント幅比 $\alpha_0 = a_0/W$ は0.234であった。試験は室温、大気中で行い、荷重は繰返速度 $f = 10$ Hzの正弦波で与えた。この時の応力比 $R = P_{min}/P_{max}$ は0.5の一定に保ちながら $\Delta K$ 漸減試験を行い、漸減こう配条件<sup>12)</sup>は次式を満足させた。

$$\left[ \frac{1}{\Delta K} \left( \frac{d(\Delta K)}{da} \right) \right] = 0.04 \quad (3)$$

また、き裂開閉口現象について確認を行うため、本実験では試験片中央部に取り付けたクリップゲージよりコンプライアンス曲線を求めた。

### 3 実験結果

#### 3.1 供試材の機械的性質と黒鉛組織パラメータ

Table IIには、本実験材料の機械的特性および画像解析装置を用いて測定した基地組織中に含まれる平均の黒鉛粒径  $d$ 、球状化率  $\zeta$ 、体積率  $f_v$  を示す。なお、黒鉛体積率の測定には quantitative stereology に定める areal analysis 法<sup>13)</sup>を用いた。また、表には次式より計算した黒鉛の中心間距離  $\lambda$ <sup>14)</sup>も示した。

$$\lambda = d \left( \frac{\pi}{6f_v} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (4)$$

表から明らかなように、引張強度  $\sigma_B$ 、0.2%耐力  $\sigma_{0.2}$  とも SG370, SG500, SG700 の順で大きくなり、破断伸び  $\epsilon$  は  $\sigma_B$ 、 $\sigma_{0.2}$  とは逆に SG370, SG500, SG700 の順で小さくなっていった。なお、Fig. 2 に示したように球状黒鉛の分布状態に大きな違いは認められなかった。

#### 3.2 下限界近傍における疲労き裂進展特性

Fig. 4 に、SG370, SG500, SG700 の下限界（第 I 段階）近傍の疲労き裂伝ば速度  $da/dN$  と応力拡大係数範囲  $\Delta K$  の関係（ $da/dN$  vs.  $\Delta K$  曲線）を示す。図では省略したが各試験片とも、き裂が応力軸に垂直に成長する第 II 段階では Paris 則<sup>15)</sup>が成立しており、疲労き裂伝ば特性は次式の曲線でおおよそ近似できた。

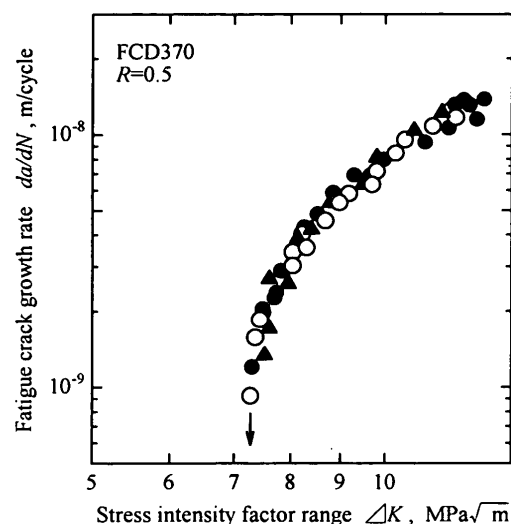
$$da/dN = 1.64 \times 10^{-11} \Delta K^{2.68} \quad (5)$$

なお、後述するように特異なき裂進展挙動が観察されたため、同一荷重条件でそれぞれ 3 本の試験片について試験を行い、変曲点を明確にするためこれらを重ねてプロットした。また、各試験片とも、本実験範囲ではき裂開閉口現象は認められなかった。

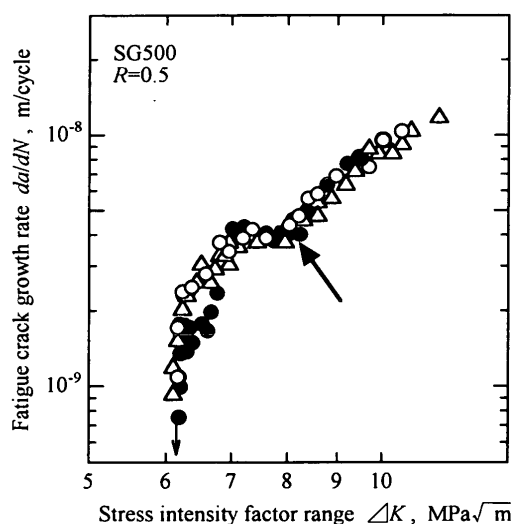
図(a)に示したように、SG370 では  $\Delta K$  の低下に伴って  $da/dN$  も連続的に低下し、その収束値である下限界応力拡大係数範囲  $\Delta K_{th}$  は  $7.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であった。このき裂伝ば特性は鋼の場合と類似して、き裂先端で作用する  $\Delta K$  の大きさに依存していた。これに対して図(b)の SG500 では、図中に矢印で示したように  $\Delta K = 7.0 \sim 8.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  の範囲で不連続なき裂伝ば挙動を示した後、急速に低下して  $\Delta K_{th} = 6.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  で収束した。また、SG700 に関しても SG500 と同様  $\Delta K = 8.0 \sim 9.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  の範囲で不連続なき裂伝ば挙動が観察され、収束値である下限界応力拡大係数範囲  $\Delta K_{th}$  は  $5.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であった。このように、球状黒鉛鋳鉄の  $\Delta K_{th}$  値は SG700, SG500, SG370 の順で大きく、引張強

Table II. Mechanical and spheroidal graphite properties of specimens.

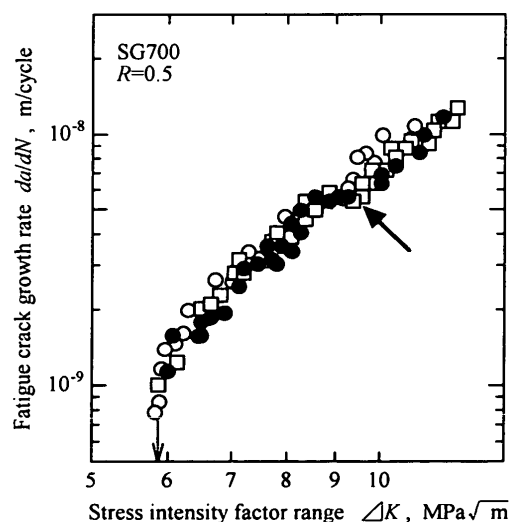
		SG370	SG500	SG700
Tensile strength	$\sigma_B$ , MPa	380	500	700
0.2% proof stress	$\sigma_{0.2}$ , MPa	230	340	430
Elongation	$\epsilon$ , %	22	8	3
Graphite diameter	$d$ , $\mu\text{m}$	42	42	41
Nodularity	$\zeta$ , %	95.6	80.5	80.0
Volume fraction	$f_v$ , %	17.7	16.6	20.4
Graphite spacing	$\lambda$ , $\mu\text{m}$	60	62	57



(a) SG370



(b) SG500



(c) SG700

Fig. 4.  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  diagrams.

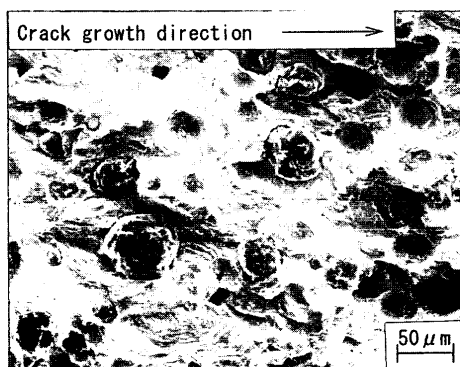
度, 降伏強度に対して負の依存性を示した. また, SG500, SG700の疲労き裂伝ば過程では, SG370のように $\Delta K$ のみに支配される連続的なき裂伝ば挙動ではないことから, 他の因子が関与している可能性が示唆される.

### 3.3 破面のフラクトグラフィとき裂伝ば形態

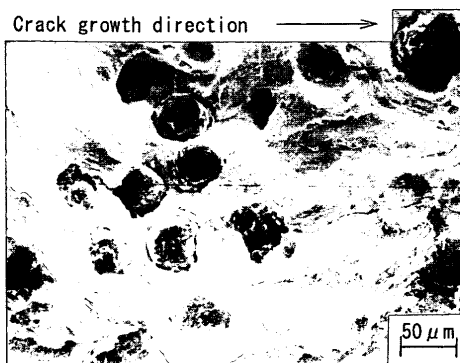
疲労き裂伝ば挙動に違いの見られたSG370とSG700の破面について, SEM観察結果をFig. 5に示す. なお, き裂は写真の右から左に向けて進展した. SG370では多数のすべり模様を伴った粒内破壊型で, 一部へき開破面の混在が見られた. また, SG700ではパーライトファセット内でのへき開が支配的な破面であった. なお, 両者とも破面上の全ての領域において黒鉛粒が破壊されることなく残存しており, 疲労き裂が黒鉛/マトリックス界面を選別的に進展したことがわかる.

SG500とSG700ではき裂伝ば曲線において不連続伝ば挙動を示した $\Delta K$ レベルに対応する箇所の破面を観察しても, 他の場所と顕著に異なる様相は確認されず, この不連続なき裂進展挙動は破壊形式の違いに依存したものではないと考えられる.

試験片の側面より疲労き裂伝ば経路を観察した結果の一例をFig. 6に示す. 疲労き裂は, 一部2次き裂の発生を伴いながら進展しているが, 主として結晶粒内を伝ばした後, 黒鉛/マトリックス界面を選別的に伝ばしている様子がわかる. この伝ば形態は, 破面の様相と定性的に一致し, 本実験材料の疲労き裂伝ば過程における黒鉛



(a) fracture surface of SG370



(b) fracture surface of SG700

Fig. 5. Scanning electron micrographs of fracture surfaces for SG370 and SG700 at  $\Delta K = 9.0 \text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ .



Fig. 6. Optical micrograph of fatigue crack path of SG500 at  $\Delta K = 9.0 \text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ .

の関与は明らかである.

## 4 考 察

### 4.1 疲労き裂伝ばに対する破壊力学的検討

一般に, 金属材料中に含まれる潜在き裂等の応力集中部にき裂と垂直な方向に単調引張応力 $\sigma_{max}$ が加わった場合, その先端では単調塑性域が形成され, その寸法 $R_p$ は式(6)で表される<sup>16)</sup>

$$R_p = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K_{max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (6)$$

ここで,  $K_{max}$ はき裂先端で作用する最大応力拡大係数,  $\sigma_Y$ は材料の降伏強度である. 以下では $\sigma_Y$ は0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ と等しいと仮定する.

一方, 繰返応力が作用する場合には, その値は最大応力 $\sigma_{max}$ と $\sigma_{max} - \Delta\sigma$ の間を変動する. ここで,  $\Delta\sigma$ は応力振幅であり, 本実験では $0.5\sigma_{max}$ である. この場合, 除荷は弾性的に行われるため, き裂先端での応力 $\sigma_Y$ の分布は次式で表される.<sup>17)</sup>

$$\sigma_y = \sigma_{max} - \Delta\sigma = \sigma_{0.2} - \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (7)$$

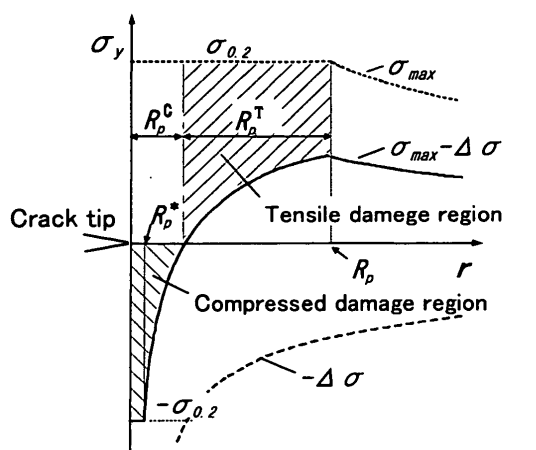
ここで $\Delta K$ は応力拡大係数範囲,  $r$ はき裂先端からの水平方向の距離である.

$r$ が小さいき裂先端の極近傍では, 式(7)の $\sigma_y$ は圧縮降伏応力( $-\sigma_{0.2}$ )を超える値となるため, 式(8)で表される寸法 $R_p^*$ の繰返塑性域<sup>16)</sup>が形成される.

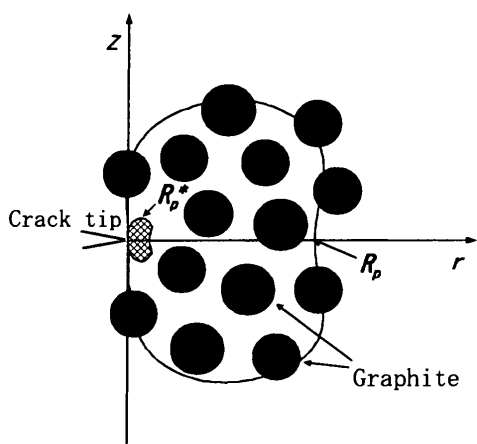
$$R_p^* = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (8)$$

Fig. 7(a)に疲労き裂先端で $R_p$ ,  $R_p^*$ が形成される様子とき裂の延長線 $r$ 上における $\sigma_y$ の分布を模式的に示す. なお図中の $R_p^C$ は $\sigma_y$ が引張から圧縮応力に反転する領域(引張-圧縮応力変動域),  $R_p^T$ は $\sigma_y$ が応力反転せずに引張応力間を変動する領域(引張-引張応力変動域)の寸法を表している. 金属疲労では応力変動幅が大きい領域ほど損傷が蓄積しやすく,  $R_p^T$ 中よりも $R_p^C$ 中での損傷の方が大きくなる. 特に塑性変形を伴う $R_p^*$ 内では疲労損傷が著しく, き裂の優先的な伝ばが起こる.  $R_p^* \leq r \leq R_p$ の範囲での $\sigma_Y$ の変動では, 弾性的な挙動を示すためき裂伝ばは起こらないものと考えられる.

一方, Fig. 7(b)に示すように, 球状黒鉛鑄鉄ではき裂先端近傍に黒鉛が存在し, 負荷応力の大きさに応じて



(a) Stress distribution at crack tip from Eq. (6) to (8)



(b) Plastic region formation on spheroidal graphite cast iron.

Fig. 7. Schematic explanation for stress distribution calculated at the crack tip by fracture mechanics.

$R_p$ 中に黒鉛が1個あるいは複数個含まれる。ここで $z$ はき裂先端からの縦方向の距離である。黒鉛の弾性率はマトリックスのそれよりもはるかに小さいため、界面強度はマトリックスの強度に比べて無視できるものと仮定し、以下では空孔欠陥として取り扱うこととする。また、実際の黒鉛粒径には分布があるが、ここでは黒鉛の平均な粒径を用いて議論する。

4・2 き裂伝ばに対する黒鉛分布形態の影響

$R_p$ 中に黒鉛が数個含まれている状態では個々の黒鉛(空孔)へ応力が分散するため、1つ当たりに集中する応力は小さい。それに対して、応力変動の大きな $R_p^C$ 中に黒鉛をちょうど1個含む場合は、応力集中は最大となるため急速にき裂が伝ばするものと考えられる。 $R_p^C$ の大きさは、式(7)で $\sigma_y = 0$ とすれば、次式により求められる。

$$R_p^C = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{\Delta K}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (9)$$

ここで $R_p^C$ と最接する黒鉛と黒鉛の中心間距離 $\lambda$ が等しいとおくと、 $R_p^C$ 中で平均的に黒鉛を1個分だけ含むことができる $\Delta K$ の下限値( $\Delta K_L$ )が求められる。

$$\Delta K_L = \sigma_{0.2} \sqrt{2\pi\lambda} \quad (10)$$

$\Delta K$ がこの値以上では $R_p^C$ 中に黒鉛を1個以上含むが、この値以下では黒鉛の一部だけしか含まれない。すなわち、 $\Delta K$ が低下すると応力集中を生ずる空孔も少なくなるため、き裂進展が減速する変化が現れるものと考えられる。

また、 $\lambda$ から黒鉛粒径 $d$ を差し引くと、最接する黒鉛と黒鉛とに挟まれた基地の平均的な長さになる。式(7)で $R_p^* = \lambda - d$ とすれば、き裂の優先的伝ばが起こる $R_p^*$ 中に黒鉛を平均的には含まない $\Delta K$ の上限値( $\Delta K_U$ )を求めることができる。

$$\Delta K_U = 2\sigma_{0.2} \sqrt{3\pi(\lambda - d)} \quad (11)$$

$\Delta K$ がこの値以上では、 $R_p^*$ 中に黒鉛の一部あるいは1個以上の黒鉛を含むこととなり、 $R_p^*$ 中に生じる応力は、その前方に広がる $R_p$ 中で疲労損傷を受けた黒鉛周囲へ優先的に作用する。これに対して $\Delta K$ がこの値以下では、き裂先端応力がマトリックスの疲労破壊に有効に作用するため、き裂進展に加速の変化が現れるものと考えられる。Table IIIに各試験片の $\Delta K_L$ 、 $\Delta K_U$ およびFig. 4において不連続なき裂伝ば挙動を示した $\Delta K$ レベルの範囲を示した。SG500、SG700両材料について、不連続挙動の上限値よりも $\Delta K_U$ は若干大きな値を示しているが概ね良く一致しており、球状黒鉛鋳鉄のき裂進展挙動に対しては、 $R_p^C$ や $R_p^*$ の寸法と黒鉛間距離が強く関与していることが示唆された。また、不連続な伝ば挙動を示さなかったSG370では、き裂伝ばが停止した $\Delta K_{th}$ の値(7.1MPa $\sqrt{m}$ )よりも $\Delta K_U$ の値の方が小さかったことがわかる。

4・3 球状黒鉛鋳鉄の疲労き裂伝ばメカニズム

本実験において不連続なき裂伝ば挙動を示したSG500とSG700では、基地強度が高いためき裂先端で形成される塑性域は小さく、黒鉛分布状態の影響を受けやすい。つまり、Fig. 8に示した模式図のように $\Delta K_{th}$ に達する前に $R_p^C$ 中で黒鉛を平均的に1個だけ含む状態になる。この場合、応力集中により黒鉛周囲からき裂が発生・成長し、主き裂との連結によって急速伝ばが起こる。次のき裂成長では $R_p$ 中で疲労損傷が蓄積されており、上述のメカニズムを繰返すことで平均的なき裂進展速度は大きくなる。さらに $\Delta K$ が低下して $R_p$ 中に含まれる黒鉛が1個以下になると、き裂進展速度は急速に減少し、基地の特性を反映して各々の $\Delta K_{th}$ レベルでき裂伝ばは停止する。

一方、基地の軟らかいSG370では形成される塑性域は大きいため、その $\Delta K_{th}$ レベルは $\lambda = R_p^C$ の関係を満たす $\Delta K$ 値よりもはるかに大きく、 $R_p^C$ 中には数個の黒鉛を含

Table III.  $\Delta K_L$  and  $\Delta K_U$  values.

	SG370	SG500	SG700
$\Delta K_L$ , MPa $\sqrt{m}$	4.7	6.7	8.1
$\Delta K_U$ , MPa $\sqrt{m}$	6.0	9.3	10.6
Discontinuous range in Fig.4	Not observed	7.0~8.2	8.0~9.3

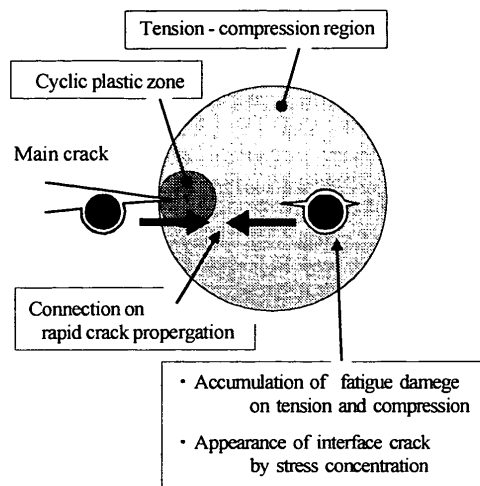


Fig. 8. Schematic explanation for crack propagation mechanism from appearance of interface crack to connection on rapid crack propagation.

んでき裂伝ばは停止する。その結果、作用する応力が複数の黒鉛や界面に分散するため、き裂伝ばに対して黒鉛の影響が現れにくくなったものと考えられる。

#### 4・4 疲労限度に対する黒鉛の影響

$\sigma_B$ の低い球状黒鉛鋳鉄では、疲労き裂先端に形成される塑性降伏域が大きく、黒鉛周囲での切り欠き感受性が低いため、き裂伝ば挙動は基地の特性に依存して鋼材と同等な疲労特性を示す。しかし、 $\sigma_B$ の高い球状黒鉛鋳鉄では形成される塑性降伏域が小さく、黒鉛周囲での切り欠き感受性は高い。この場合、初期段階で連続的にき裂が発生し、やがて主き裂に成長する。さらに、疲労き裂進展過程において、第I領域近傍で $R_p^C$ 中に黒鉛を1個だけ含んだ応力レベルが存在し、 $\sigma_B$ の低い球状黒鉛鋳鉄よりも $\Delta K_{th}$ は小さい。このことが、球状黒鉛鋳鉄では $\sigma_B$ が高くなっても $\sigma_w$ が向上しない理由と密接に関係しているものと考えられる。

また、式(4)からわかるように黒鉛の微細化は、同時に黒鉛の中心間距離を小さくする効果もある。それゆえ球状黒鉛鋳鉄の疲労限度に対しては、黒鉛の切欠効果とともに黒鉛間隔の影響も考慮する必要がある。

#### 5 結 言

本研究では、引張強度の異なる3種類の球状黒鉛鋳鉄について、下限界近傍の疲労き裂伝ば特性を調べ、金属組織学および破壊力学的な見地よりき裂伝ばメカニズムの考察を行った。得られた結果は以下の通りである。

(1) 球状黒鉛鋳鉄の疲労き裂伝ば試験の結果、基地

の強さに応じて異なる挙動が観察された。強度の低いSG370では鋼材と同様、第I, II領域で連続なき裂伝ば挙動を示すものの、高強度なSG500, SG700では第I領域近傍で $\Delta K$ が減少しても $da/dN$ が一定値となる不連続なき裂伝ば挙動が認められた。

(2) この不連続なき裂伝ば挙動を示す上限の応力レベルは、き裂先端に形成される繰り返し塑性域中で黒鉛を含まなくなる $\Delta K$ レベルと一致し、下限の応力レベルは、引張-圧縮変動域中で黒鉛が1個だけ含まれる $\Delta K$ レベルと一致していた。また、連続なき裂伝ば挙動を示したSG370では、変動域中に複数個の黒鉛を含んだまま $\Delta K_{th}$ に収束した。

(3) 引張強度500MPa以上の高強度球状黒鉛鋳鉄に見られる耐久比の飽和現象は、黒鉛粒間隔と塑性降伏域寸法、黒鉛周囲での切り欠き感受性の相互関係により生ずるものと考えられる。

最後に、本実験の遂行にあたり、当時金沢大学大学院生、松岡秀明君、岩城宏志君の助力を得た。ここに記して感謝します。

#### 参 考 文 献

- 1) 例えば、祖父江昌久, 鋳物, **48**, 441 (1976).
- 2) 杉本繁利, 水野慎也, 鋳物, **59**, 164 (1987).
- 3) 舟木克之, 高橋利夫, 廣瀬幸雄, 材料, **49**, 187 (2000).
- 4) 日本機械学会編, “機械工学便覧”, **A4-117** (1987) 丸善.
- 5) 舟木克之, 石川県工業試験場研究発表会要旨集, p.15 (1999).
- 6) 田中雄一, 石井裕士, 鋳物, **63**, 699 (1991).
- 7) 鈴木秀人, 日本機械学会論文集, **A-53**, 1000 (1987).
- 8) 杉山好弘, 浅見克敏, 田畑修司, 鋳物, **66**, 846 (1994).
- 9) 杉山好弘, 浅見克敏, 松岡 忍, 材料, **40**, 675 (1991).
- 10) 井川克也, 喜多新男, 草川隆次, 新山英輔, 球状黒鉛鋳鉄の基礎と応用, 17-18 (1992).
- 11) *Annual Book of ASTM Standards*, Vol.3. 01, E647, 569 (1993).
- 12) ASTM Committee E24, ASTM STP 738, 304 (1981).
- 13) 幸田成康, 金属, **49**, 9 (1979).
- 14) R. H. Van Stone and J. A. Pisoda, *Metall. Trans. A*, **6A**, 668 (1975).
- 15) P. C. Paris and F. Erdogan, *Trans. ASTM*, Ser.D, **85**, 523 (1963).
- 16) J. R. Rice and M.A. Johnson, “*Inelastic Behavior of solids*”, p.641 (1970) McGraw-Hill.
- 17) J. R. Rice, ASTM STP 415, 247 (1967).