三種類の球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労における破壊起点*

西村 太志^{*1}, 森野 数博^{*1}, 西谷 弘信^{*2}Study of Fracture Origin on Low Cycle Fatigue
of Three Kinds of Spheroidal Graphite Cast Iron

Futoshi NISHIMURA, Kazuhiro MORINO and Hironobu NISITANI

In this study, plastic-strain-controlled low cycle fatigue tests were carried out using cylindrical specimens of three kinds of spheroidal graphite cast iron (ferritic; FDI, pearlitic; PDI, and aus-tempered; ADI). In order to specify the kind of defect in fracture origin, a fracture section was observed by using SEM. As a result, the fracture starts at microshrinkages that exist on the neighboring surface in these materials. The length of microshrinkages projected on the surface ranges from 100 to 800 μm . Also, there is no precise relationship between the fatigue life and the observed shape of microshrinkages. In the specimen with a small blind hole having 0.4 mm diameter (the depth of it equals the diameter), the fracture starts at the hole. However, in the specimen with a small blind hole of 0.2 mm diameter, it starts at microshrinkages.

Key Words: Fatigue, Low Cycle Fatigue, Spheroidal Graphite Cast Iron, Fracture Origin, Microshrinkage, Blind Hole, SEM

1. 緒 言

著者らはこれまでに、微小き裂伝ば則が成立する材料では、低サイクル疲労寿命が初期き裂長さ、限界き裂長さ(これらはともにき裂が定常的に伝ばするときのき裂伝ば曲線を外挿して求めた値)および相対き裂伝ば速度の三つの因子⁽¹⁾に支配されることを明らかにし、球状黒鉛鑄鉄の疲労寿命がその基地材料に比べて1けたほど短くなる現象や疲労寿命に及ぼす黒鉛粒径の影響などが三つの因子の概念で合理的に説明できることを示した⁽¹⁾⁽²⁾。球状黒鉛鑄鉄など比較的大きな欠陥をもつ材料では、三つの支配因子のうち初期き裂長さが低サイクル疲労寿命に特に大きく関係してくる。そこで本研究では、破断の起点に注目しながら初期き裂長さについて検討を行った。

球状黒鉛鑄鉄は一般に欠陥とみなされる多数の黒鉛と、製造時に生じる引け巣やドロスなどの鑄造欠陥を含んでおり、疲労破壊はこれらの欠陥を起点として生

じる。そのため、球状黒鉛鑄鉄では通常の方法より欠陥の寸法が大きく、初期き裂長さに対する欠陥の寄与が大きい。これまでに行われた球状黒鉛鑄鉄の研究では破壊の起点に関する見解は必ずしも一致していなかったが⁽¹⁾、最近、高サイクル疲労では基地組織に関係なくほとんどの場合が引け巣(異常黒鉛を含む)であるといわれている。一方、低サイクル疲労に関しても破壊の起点を観察した例はいくつかみられ^{(3)~(7)}、破壊の起点は引け巣であるといわれはじめている。したがって当然のことながら、低サイクル疲労寿命に対し引け巣が大きく関係してくる。しかるに、低サイクル疲労においては引け巣の定量的評価はもちろん、その性状についてもほとんど明らかにされていない。

これらのことを考慮して本研究では、基地硬さの影響も視野に入れた破壊の起点に関する検討を行うため、基地組織の異なる三種類の球状黒鉛鑄鉄を用いて低サイクル疲労試験を行った。そして、低サイクル疲労の破壊起点となる欠陥の種類や性状ならびにその存在位置を詳細に観察するとともに、小穴材の実験⁽⁸⁾も併せて行うことにより、破壊の起点寸法について若干の考察を行った。

* 原稿受付 1998 年 8 月 13 日。

^{*1} 正員、徳山工業高等専門学校(☎ 745-8585 徳山市久米高城 3538)。^{*2} 正員、九州産業大学工学部(☎ 813-8503 福岡市東区松香台 3-2-1)。

E-mail: nisimura@tokuyama.ac.jp

2. 使用材料, 試験片および実験方法

素材はフェライト系(以下 FDI と略す), パーライト系(以下 PDI と略す)およびオースフェライト系(以下 ADI と略す)の球状黒鉛鑄鉄である。FDI および PDI は鑄放し状態のものであり, ADI は 1163 K の γ 域で 4 h 保持してオーステナイト化処理を行い, その後 633 K で 2 h の恒温変態処理を行っている。それぞれの化学成分および機械的性質を表 1, 表 2 に示す。また, 画像処理により求めた黒鉛性状パラメータを表 3 に示す。黒鉛性状測定上のしきい値は 12 μm とした。黒鉛の球状化率は 75~81% といずれの材料ともかなり良好であった。

正確な低サイクル疲労挙動を得るため, 試験片形状は円柱形とし, 中央部の平行長さ直径の比は 1.5⁽⁹⁾ のものを用いた。試験片は図 1 に示す形状に機械加工した後, 中央部表面をエメリーパーおよびダイヤモンドペーストで研磨して鏡面状に仕上げた。実験方法は前報^{(1)(2)(8)~(10)}と同様であるので詳細は省略するが, ひずみ計測には軸方向伸び計を用い, 塑性ひずみ幅が一定となるように制御した両振りの引張圧縮で疲労試験を行った。繰返し速度は 0.03~0.1 Hz である。また, 荷重が最高値の 9 割に低下したときを破壊繰返し数と定義した。破面観察には SEM を用いた。

Table 1 Chemical composition [wt. %]

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
FDI	3.83	2.25	0.34	0.023	0.014	0.034	0.05
PDI	3.68	2.07	0.355	0.021	0.007	0.038	0.599
ADI	3.64	2.04	0.33	0.026	0.009	0.034	0.59

Table 2 Mechanical properties [MPa, %]

	$\sigma_{0.2}$	σ_B	ψ	E	H_B
FDI	309	434	19.1	166x10 ³	144
PDI	463	813	6.6	166x10 ³	259
ADI	835	1085	9.2	171x10 ³	336

ψ : Reduction of area

Table 3 Characteristics of spheroidal graphite

	D_m (μm)	n_g (1/mm ²)	f_g (%)	h_g (%)
FDI	24.6	180	8.81	75.4
PDI	28.9	131	8.38	81.2
ADI	22.6	168	7.18	75.0

D_m : Average graphite diameter n_g : Nodule count

f_g : Area fraction of graphite h_g : Nodularity

3. 実験結果および考察

図 2 に三種類の球状黒鉛鑄鉄の疲労寿命曲線を示す。塑性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_p$ が 0.1% から 4% と広範囲にわたり実験を行った結果, いずれの材料においても多少のばらつきはみられるものの, 平均的にみれば塑性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_p$ と破断寿命 N_f の間には Manson-Coffin 形の関係が成り立つとみて差支えなく, 最小二乗法で求めた寿命則はそれぞれ次式で表される。

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^{0.61} = 0.207 \quad (\text{FDI}) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^{0.59} = 0.157 \quad (\text{PDI}) \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^{0.56} = 0.109 \quad (\text{ADI}) \quad \dots\dots\dots (3)$$

なお, 図中には破断延性値 ϵ_f の 2 倍の値を 1/4 サイクルの値として () 内に併記したが, 破断延性値の大小関係は FDI > ADI > PDI となっているのに対し, 疲労寿命は FDI > PDI > ADI となっており, 疲労寿命と破断延性値の大小関係は一致していない。

一般に, 式 (4) に示す微小き裂伝ば則が成立し, 疲労寿命の大半をき裂の伝ば寿命が占める材料においては, き裂長さ l の対数と繰返し数 N の関係は, 図 3 に示すように, 繰返しの初期から破断直前までほぼ直線となる。

$$\frac{dl}{dN} = C \sigma_a^n \cdot l \quad \dots\dots\dots (4)$$

このとき, この直線を $N=0$ に外挿したときのき裂長

Fig. 1 Shape and dimension of specimen

Fig. 2 Low cycle fatigue curves in FDI, PDI and ADI

さを l_0^* , $N=N_f$ に外挿したときのき裂長さを l_f^* と定義すれば, 疲労寿命は次式により推定できる。

$$N_f \cong \ln \frac{l_f^*}{l_0^*} / C \sigma_a^n \quad \dots\dots\dots (5)$$

また, 式(5)は式(4)を考慮すると次のようにも表される。

$$N_f \cong \ln \frac{l_f^*}{l_0^*} \frac{1}{\left(\frac{dl/dN}{l} \right)} \quad \dots\dots\dots (6)$$

疲労寿命を推定する場合, 応力振幅 σ_a を用いた式(5)が疲労設計を行う上で有用であるのに対し, 相対き裂伝ば速度 $(dl/dN)/l$ を用いた式(6)は疲労寿命を規定する支配因子を直感的に把握する上で有用である。式(6)より, 特別な場合を除き, 疲労寿命は次の三つの因子によって規定される⁽¹⁾ ことがわかる。

- ・初期き裂長さ: l_0^*
- ・限界き裂長さ: l_f^*
- ・相対き裂伝ば速度: $(dl/dN)/l$

これら三つの因子は, 実質的には材料と塑性ひずみ幅(応力振幅)によって一義的に決まる値であり, 疲労寿命に及ぼす各種の影響をこれらの因子を通じて合理的に説明できる。これら三つの因子のうち, 球状黒鉛鋳鉄では存在する欠陥の寸法が比較的大きく, それが破壊の起点となりうることから, 欠陥寸法が小さい材料に比べると初期き裂長さ l_0^* が長くなる。低サイクル域においては, 破壊の起点となる欠陥が引け巣やドロスであるか黒鉛であるかは, 素材や研究者により見解が分かっている⁽¹⁾。著者らは前報⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁰⁾において, そこで用いた球状黒鉛鋳鉄では, 基地組織や黒鉛粒径に関係なく, 破壊の起点が引け巣やドロスであることを明らかにした。しかしながら, そのことは一般性をも

つものではなく, 引け巣やドロスと黒鉛の大きさの相対関係により, 起点となる欠陥は異なる可能性があることも指摘した⁽¹⁾。

そこで, 各材料について破壊の起点を明らかにするため, 表面と破面の観察を行った。表面観察では, 試験片表面から採取した繰返し数比 $N/N_f=0.9$ におけるレプリカから破壊に至る主き裂を定め, その位置を順次さかのぼることにより破壊の起点を特定した。図4に破壊起点のSEM写真の一例を示す。ここには塑性ひずみ幅が0.5%の場合を示しているが, これまでと同じく, いずれの材料でもき裂は表面あるいは表面近傍の引け巣から発生しており, 本研究で用いた球状黒鉛鋳鉄では, 黒鉛を起点としている例は観察されなかった。

図5に破壊の起点となった引け巣の形状を寿命曲線

Fig. 3 Schematic illustration of crack growth curves

Fig. 4 Observation of fracture origin ($\Delta\epsilon_P=0.005$)

Fig. 5-1 Shape of microshrinkages on fracture section observed neighborhood of fracture origin

Fig. 5-2 Shape of microshrinkages on fracture section observed neighborhood of fracture origin

と対応させて示す。ここではSEMにより撮影した写真からトレースした引け巣形状をスキャナでパーソナルコンピュータに読み込み、塑性ひずみ幅ごとにまとめて示している。それぞれ枠で囲った部分が主き裂の発生に関係した引け巣が存在していた領域であり、その領域内で観察された引け巣はすべて黒く塗りつぶした。いずれの場合も表面への投影長さと深さが100～800 μm程度の大きさをもつ引け巣が表面あるいは表面近傍に存在している。また、繰返しひずみ幅による引け巣の形状や大きさに差はほとんどみられず、基地組織の違いによる引け巣形状の差もほとんど認められなかった(FDIでは300～400 μm, PDIでは250～400 μm, ADIでは100～400 μmの大きさのものが多)。ここでは寿命の短いものから順に左から並べており、寿命曲線の実験点と対応させてあるが、本研究の結果では一概に引け巣の大きいものが短寿命とはなっていない。また、疲労寿命には多少のばらつきがみられるが、式(1)～(3)からはずれているデータの引け巣を除いても、表面への投影長さおよび深さはさまざまであり、二次元的には引け巣の大きさに統一的な法則があるとは見受けられない。

そこで、穴径および深さが等しい小穴をあけることにより引け巣の形状を近似し、球状黒鉛鑄鉄の疲労寿

Fig. 6 Variation of fatigue life with a small blind hole

命に及ぼす引け巣形状の力学的厳さについて検討した。図6に1個の小穴をあけた場合の疲労寿命の変化を小穴径との関係でまとめたものを示す。ここで、黒印は小穴が破壊の起点になったものを示しており、白印はそこから壊れなかったものを示している。FDIおよびPDIでは小穴径が0.2 mmより小さい場合はそこが破壊の起点になっておらず、0.4 mmより大きくなると確実にそこから壊れている。また、ADIでは0.2 mmの小穴材において小穴が破壊の起点となったものとそこから壊れなかったものの両者が観察された。

図5に0.2 mm小穴材の破壊起点近傍の観察結果を併記した。この場合も破壊の起点は、表面近傍に存在する300 μ m程度の投影長さをもつ引け巣であることが確認された。このことから、300 μ m程度より大きな引け巣が疲労破壊に影響しており、力学的厳さとしては0.4 mmの小穴よりは厳しくないが0.2 mmの小穴より厳しいことは確実である。これは、破壊の起点にみられた引け巣の大きさとよい対応を示している。

以上の結果から、本研究で用いた球状黒鉛鑄鉄では、基地組織に関係なくき裂は引け巣を起点として発生することが明らかとなり、引け巣の力学的厳しさをある程度評価することができた。しかしながら、破壊の起点となる引け巣の形状は複雑で存在位置もさまざまであることから、破壊起点となる引け巣と初期き裂長さの関係を定量的に評価するためには、三次元的な検討も含め、さらなる検討が必要であるといえよう。

4. 結 言

基地組織の異なる三種類の球状黒鉛鑄鉄(FDI, PDI, ADI)を用いて引張圧縮低サイクル疲労試験を行い、低サイクル疲労における破壊の起点について基地硬さの影響も視野に入れた検討を行った結果、次の結論を得た。

(1) いずれの材料においても、破壊の起点は表面あるいは表面近傍に存在する引け巣である。

(2) 破壊の起点となる引け巣の形状は複雑であり、二次元的には統一的な法則があるようには見受けられない。

(3) 基地組織が異なっても引け巣の大きさや分布

状態がさほど異ならないことから、いずれの材料においても、穴径および深さの等しい小穴材では、穴径が0.4 mm以上だと小穴が破壊の起点となるが、0.2 mm以下では引け巣が起点となる。

最後に、素材をご提供いただいた日立金属(株)九州工場に感謝する。

文 献

- (1) 森野数博・西谷弘信・西村太志, 低サイクル疲労寿命の支配因子の検討, 機論, 63-608, A(1997), 657-664.
- (2) 森野数博・西村太志・西谷弘信・尾崎和広, 球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労寿命に及ぼす黒鉛粒径の影響, 機論, 64-625, A(1998), 2320-2325.
- (3) 原田昭治・矢野満・遠藤達雄・川口昇, 球状黒鉛鑄鉄の強度評価に関する基礎的研究(第1報, 静的引張性質と基地組織の関係), 機論, 54-501, A(1988), 925-932.
- (4) 原田昭治・秋庭義明・植田隆浩・矢野満, 球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労強度および機構に及ぼす基地組織の影響, 機論, 58-552, A(1992), 1306-1312.
- (5) 安達卓・小茂島潤・清水真佐男・川岸一博, 球状黒鉛鑄鉄の極低サイクル疲労損傷とその評価, 機論, 59-558, A(1993), 291-296.
- (6) 原田昭治・秋庭義明・植田隆浩・矢野満, フェライト型球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労に及ぼす黒鉛粒数の影響, 機論, 60-572, A(1994), 952-959.
- (7) 黒島義人・小野田智彦・植田隆浩・原田昭治・矢野満, フェライト型球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労に及ぼす採取位置の影響, 機論, 61-584, A(1995), 705-710.
- (8) Morino, K., Nisitani, H., Nishimura, F. and Beppu, T., Comparison of Low Cycle Fatigue Behaviors in SGI and Its Matrix Materials, *Strength of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals'93*, JSME-MMD, (1993), 73-78.
- (9) 森野数博・西谷弘信・西村太志・別府忠, 引張圧縮低サイクル疲労試験片形状の問題点とその対策, 機論, 60-571, A(1994), 682-689.
- (10) 森野数博・西谷弘信・西村太志, 球状黒鉛鑄鉄の低サイクル疲労における微小き裂伝ば則の検討, 機論, 61-589, A(1995), 2003-2008.