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*原 田 昭 治^{*1}, 秋 庭 義 明^{*1}
植 田 隆 浩^{*2}, 矢 野 満^{*3}Effect of Microstructure on the Low-Cycle Fatigue Behavior
of Ductile Cast IronShoji HARADA, Yoshiaki AKINIWA,
Takahiro UEDA and Mitsuru YANO

In order to investigate the effect of matrix on the fatigue behavior of ductile cast iron, both cyclic stress- and strain-amplitude-controlled low-cycle fatigue tests are conducted on ductile cast irons with different microstructures. Three kinds of ductile cast irons, i. e., ferritic, (FDI), pearlitic, (PDI), and bainitic matrix, (ADI), with the same chemical compositions, are prepared by using different heat treatments. Each material shows cyclic hardening behavior at an early stage of fatigue life. The fatigue life satisfies the Manson-Coffin relationship and differs depending on matrix. In particular, the fatigue life trends observed in two test conditions are apparently opposite. However, a definite trend of the fatigue life is obtained when the relationship between the stress amplitude and strain amplitude is correlated by means of the cyclic stress-strain relationship. The microscopic fatigue process is dominated by initiation and propagation of the microcrack. It is recognized that the microcrack initiation originates not only in spheroidal graphite, but also in microshrinkage in PDI and ADI. The relationship between the crack growth rate of a leading crack and cyclic J integral value indicates no unique linear relationship, which suggests the effect of the crack closure behavior of spheroidal graphite.

Key Words: Fatigue, Low-Cycle Fatigue, Cyclic Hardening, Microcrack Initiation and Propagation, Crack Initiation Site, Ductile Cast Iron

1. 緒 言

従前の普通鑄鉄に比べ高強度・高じん性の球状黒鉛鑄鉄 (Ductile iron, 以下 DI 材と称する) は低コストの新素材として注目され, その用途も拡大している。基地組織を熱処理によって任意に調整することにより, 広範な材質的要求に応えることができるという利点を持つが, 反面, 同一材と分類される DI 材間でも大きく異なる強度性質を示すことが経験され, 現場での混乱と強度信頼性低下の要因となっている。問題解決には, 現行の引張強度区分規格に加え, 基地組織を考慮した DI 材の強度評価規準の確立が必要である。著者らは DI 材を (球状黒鉛+基地組織) で構成される一種の複合材料と見なし, DI 材の強度を黒鉛性状や基地組織の定量的解析と関連づけて評価する一連の研究を行っている^{(1)~(5)}。

DI 材の用途拡大に伴い, 低サイクル疲労強度が問題となる例も起こっている。しかし, この種の問題を取扱った研究例は少なく, わずかに安江ら⁽⁶⁾, 小貫

ら⁽⁷⁾ および梅田ら⁽⁸⁾ の報告が見られる程度で, 特に, 上述のような観点から検討した報告例は見あたらない。前報⁽⁴⁾ ではパーライト基地材の低サイクル疲労試験結果について報告した。本研究はフェライト基地材およびオーステンパ処理したベイナイト基地材を加え, 基地組織を3種類に変えた際の疲労強度について調べた。基地組織の低サイクル疲労寿命に及ぼす影響を明らかにするとともに, 表面および破面観察を通じて基地組織の疲労破壊過程に及ぼす影響を比較・検討した。

2. 実験材料および方法

供試材は, 基地組織を熱処理によりフェライト (FCD 370 相当材 (鑄放し); 以下 FDI 材), パーライト (FCD 780 相当材 (鑄放し); 以下 PDI 材), ベイナイト (Austempered Ductile Iron (875°C, 2 h 加熱→375°C, 2 h 塩浴中で加熱保持, 以下 ADI 材)) とした DI 材である。表 1 に各材の化学成分を示す。ADI 材に微量の元素を添加した点を除き, 化学成分はほぼ同じである。厚さ 32 mm, 長さ 250 mm の Y ブロックから底部より 40 mm の位置で試料を切断し, その長手方向に沿って試験片を切り出し, 機械加工を行った。図 1 に疲労試験片のチャック部軸方向直角断面内で観察し

* 原稿受付 平成 3 年 12 月 2 日。

^{*1} 正員, 九州工業大学 (〒804 北九州市戸畑区仙水町 1-1)。^{*2} 正員, 九州工業大学大学院。^{*3} 正員, 大分大学工学部 (〒870-11 大分市旦野原 700)。

た組織写真を示す。同時に画像解析処理装置を用いて黒鉛性状を代表する諸パラメータ（黒鉛面積率 f_g 、黒鉛粒数 n_g 、黒鉛平均粒径 D_m 、球状化率 h_g ）を測定した。その結果を表2に示す。測定値は10視野（×50倍）の平均値で代表し、直径8 μm 以下の黒鉛は測定より除外した。なお、球状化率に関する定義は前報⁽⁶⁾と同様、黒鉛の外接円に対する面積率で、通常の定義⁽⁹⁾より小さな値となっている。強度信頼性確保のため、80%（本定義では60%以上）の球状化率を確保することが規格化されているが、本研究の各材の値はいずれもこれを上回っている。黒鉛粒径の分布状態をワイブル確率紙に表した結果、各材ともに次式で示すような、3母数ワイブル分布に従うことが明らかとなった。

$$F(x) = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{(x - x_0)}{\alpha} \right]^m \right\}$$

表1 化学成分 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Hg	Cu	Cr	Mo
FDI	3.76	2.21	0.19	0.017	0.016	0.038	—	—	—
PDI	3.70	2.08	0.34	0.014	0.006	0.035	0.52	—	—
ADI	3.85	2.14	0.35	0.025	0.010	0.038	0.50	0.04	0.29

図1 金属組織写真(a)(b)FDI材(c)(d)PDI材(e)(f)ADI材

図2 疲労試験片の形状寸法

ここで、 x_0 , α , m はそれぞれ位置母数、尺度母数、形状母数を表し、各材に対して

FDI 材: $x_0=7.74$, $\alpha=13.74$, $m=1.373$

PDI 材: $x_0=8.15$, $\alpha=25.89$, $m=1.286$

ADI 材: $x_0=7.61$, $\alpha=20.87$, $m=1.454$

である。また、データの相対的なばらつきを調べるため、変動係数（標準偏差を平均で除した値）を求めたところ、FDI, PDI, ADI 材でそれぞれ0.482, 0.532, 0.498であった。以上のことから各材の黒鉛性状、粒径の分布はほぼ同一であり、疲労強度に及ぼす基地組織の影響のみが抽出しうるものと考えられる。

各供試材の静的機械的性質を表3に示す。引張強さ、かたさおよびヤング率はADI材>PDI材>FDI材の順になっている。また伸びに関しては、FDI材>ADI材>PDI材の順で、特にADI材がPDI材より高い値を示していることは注目に値する。疲労試験には図2に示すような、最小断面部直径8 mmの砂時計型試験片を用いた。試験要領は前報と同様であるのでその詳細はここでは省略するが、荷重制御およびひずみ制御方式（繰返し速度0.05~0.5 Hz）の疲労試験を引張圧縮完全両振条件下で行った。また、疲労破壊過程について調べるため、レプリカ法による表面観察およびSEM（走査電子顕微鏡）による破面観察を行った。

3. 実験結果

3.1 繰返し硬化特性 各材の荷重制御およびひずみ制御条件下での繰返し塑性ひずみ振幅 $\Delta\epsilon_p$ および応力振幅 σ の変化をそれぞれ図3(a)および(b)に示す。すべて繰返し硬化挙動を示しているが、詳細に見るとその挙動は基地組織により多少異なっている。すなわち、FDI材の場合、両試験条件の場合とも

表2 黒鉛性状

	n_g (/mm ²)	f_g (%)	D_m (μm)	h_g (%)
FDI	226.7	8.5	23.0	61.1
PDI	163.3	14.9	34.3	68.0
ADI	172.1	7.2	27.6	65.3

表3 機械的性質

	σ_s (MPa)	φ (%)	E (MPa)	H _s
FDI	442	21.2	15.7×10 ⁴	146
PDI	863	5.2	16.3×10 ⁴	252
ADI	930	9.8	16.7×10 ⁴	350

繰返しのごく初期に顕著な硬化を示し、破断寿命の20%程度で硬化はほぼ飽和している。PDI材もこれとほぼ同じ傾向を示しているが、繰返し初期の硬化の程度はFDI材より小さい。一方、ADI材の場合、繰返し初期における硬化はほかのDI材と比較して最も小さくなっている。各材の繰返し応力～ひずみ関係を求めるため、 σ , $\Delta\epsilon_p$ を破断寿命の50%で代表した。それらの結果を図4に示す。図中の白抜きおよび黒塗り印は、それぞれ荷重およびひずみ制御試験の結果を示す。各材の結果には若干のばらつきが見られるが、いずれも両制御方式の結果に有意差は認められない。各材の結果を直線回帰することにより次式で表される関係が得られる。

$$\sigma = K' \Delta\epsilon_p^{n'} \dots\dots\dots (1)$$

ここで n' , K' はそれぞれ繰返し硬化指数および材料定数を表し、各材に対して以下ようになる。

$$\text{FDI}; K'=443, n'=0.115$$

$$\text{PDI}; K'=640, n'=0.120$$

$$\text{ADI}; K'=1070, n'=0.161$$

ADI材の繰返し硬化指数 n' はほかの2材に比べ、大きくなっている。

3・2 疲労寿命線図 図5(a)および(b)にそれぞれ荷重制御およびひずみ制御条件下の破断寿命線図 $\sigma-N_f$ および $\Delta\epsilon_p-N_f$ 関係曲線を示す。各図中の直線は実験値を直線回帰して求めた寿命線図である。全体として各材の結果はばらつきが小さい。ひずみ制御の結果〔図5(b)〕は各材とも Manson-Coffin 型の関係を満たしている。図より明らかなごとく、基地組織や

(a) $\Delta\epsilon_p-N_f$ 関係曲線

(b) $\sigma-N_f$ 関係曲線

図3 繰返し特性

試験条件によって疲労寿命およびその傾向は異なる。すなわち、荷重制御条件の場合〔図5(a)〕, 疲労寿命はADI材>PDI材>FDI材で引張強度差に対応する結果となっている。一方、ひずみ制御条件の場合〔図5(b)〕, 寿命の傾向はFDI材≒PDI材>ADI材となっており、制御条件によって寿命傾向が相反している。

3・3 き裂伝ば特性 疲労寿命を支配する微小き裂の発生、成長挙動を定量的に評価するため、弾塑性

図4 繰返し応力～ひずみ曲線

(a) 荷重制御 ($\sigma-N_f$ 関係曲線)

(b) ひずみ制御 ($\Delta\epsilon_p-N_f$ 関係曲線)

図5 破断寿命線図

破壊力学パラメータである J 積分を用いてき裂伝ば速度の検討を行った。後述(4節)のように繰返し応力～ひずみ特性を考慮すると荷重、ひずみ制御条件下の寿命の傾向が実質的にはほぼ同じであることが明らかとなったので、微小き裂伝ば速度の評価は荷重制御条件の場合についてのみ行った。繰返し J 積分幅 ΔJ の算出は、Dowling に従い⁽¹⁰⁾、最大圧縮時においてもき裂は開口していると仮定して行った。ADI 材について3種類の応力レベルでの微小き裂伝ば速度曲線 ($dl/dN \sim \Delta J$ 関係) を図6に示す。3種類の応力レベル下の結果は一致せず、き裂伝ば速度は応力レベル依存性を示している。このような傾向はほかの基地材の場合にも観察された。この理由は明らかではないが、一つの要因として、本研究で無視したき裂開口の影響が関与したことが考えられる。

次に黒鉛を起点として発生した分布き裂が隣接の黒鉛を縫う形で伝ばする際の伝ば速度の変動について調べた。1例として、FDI 材の荷重制御で $\sigma=375$ MPa におけるき裂の伝ば挙動の観察結果を図7に示す。図中、中央の黒鉛Aを起点として発生した分布き裂が隣接の黒鉛B, C, Dに向かって伝ばする際、黒鉛Bに向かって伝ばするき裂の伝ば速度は、最初加速してピークを示した後に減速し、さらに再加速して黒鉛Bに達している。一方、黒鉛Cに向かって伝ばするき裂の伝ば速度は、黒鉛Cに達するまで単調に減少し、黒鉛Cを貫通した後は黒鉛Dに向かって加速進展するとともに、ピークを示した後に減速して黒鉛Dに至っている。この場合、両端の黒鉛B, Dで見かけ上停留している。ADI 材や前報のPDI 材の場合にもほぼ同じような複雑なき裂伝ば挙動が観察された。このように黒鉛起点型の分布き裂が隣接する黒鉛を縫う形で伝ばする際の伝ば速度は、隣接の黒鉛粒の大きさ、相対位

図6 微小き裂伝ば速度曲線 ($dl/dN \sim \Delta J$ 関係)

置によって複雑に変化する。

3・4 破面観察 図8(a), (b), (c)にそれぞれ FDI, PDI, ADI 材の破壊起点近傍の SEM 観察写真を示す。各写真中の矢印は破壊起点である。FDI 材の場合、図8(a)に示すように破壊起点はすべて黒鉛であった。破面上に見られる黒鉛は一部損壊したものも見られたが、大部分は球状のまま破面上に残っているか、または破断することなく完全に脱落しているかであった。3・3節でき裂伝ば速度が応力依存性を示す理由の一つとして、き裂閉開口の影響が考えられると述べた。FDI 材の場合、同図の破面形状が凹凸であることから、微小き裂が黒鉛を縫うようにジグザグに進展することで形成された破面間に接触が生じ、これがき裂閉開口を誘起したことが考えられる。一方、図8(b), (c)に示すように PDI 材および ADI 材の場合、引け巣が破壊起点となる例が観察された。このように基地によって破壊起点の形態が異なるのは、以下のように考えられる。すなわち、FDI 材で黒鉛のみが破壊起点となっているのは、FDI 材がほかの DI 材と比べて硬さも低く、相対的には高延性のため、組織鈍感性を示したものと解釈される。一方、PDI および ADI 材では、引け巣も破壊の起点となっているのは、両材ともに高強度で、かたさの値も大きいことから、組織に敏感であったことが考えられる。

なお、3・3節で PDI 材と ADI 材にもき裂伝ば速度の応力依存性が認められることを述べたが、その理由として以下のように考えられる。図8(b), (c)を先の FDI 材の破面写真〔図8(a)〕と比べてみると、破面形状が凹凸に乏しくぜい性的な様相を呈していることから、FDI 材のように破面粗さ誘起き裂閉開口によるものとは考えられず、巨視疲労き裂伝ばにおいて報告されている黒鉛誘起型のき裂閉開口⁽¹³⁾のように、黒鉛

図7 球状黒鉛を縫う形で微小き裂が伝ばする際の伝ば速度の変動

(a) FDI 材

(b) PDI 材

(c) ADI 材

図8 DI 材の疲労破壊起点の SEM 写真

が開閉口挙動に影響を及ぼしたものと推測される。

4. 考 察

図5(a)(b)において各材の疲労寿命の傾向は、荷重制御条件ではADI材>PDI材>FDI材、ひずみ制御条件ではADI材<PDI材≒FDI材となり、制御条件によって寿命傾向が見かけ上相反していた。そこで、両制御条件の結果を直接比較するため、図4に示した繰返し応力～ひずみ関係を用いて $\sigma \rightarrow \Delta\epsilon_p$ または $\Delta\epsilon_p \rightarrow \sigma$ に等価換算する。 $\sigma \rightarrow \Delta\epsilon_p$ に換算してひずみ制御の結果と比較したものを図9に示す。両制御条件下の各基地材ごとの寿命はほぼ一致している。また、このことより定常にいたるまでの σ または $\Delta\epsilon_p$ が制御法によって異なることで寿命に影響を及ぼすことはないと思われる。

図9に認められるFDI材とADI材、PDI材間の寿命差は基本的には各材の破断延性 ϵ_f の相違を反映したものと考えられる。そこで各基地材における引張強度レベル、破断延性の違いを考慮した寿命則を次式で表されるMansonの共通こう配法⁽¹¹⁾を基にして検討することにする。

$$\Delta\epsilon_f = \epsilon_f^{0.6} \cdot N_f^{-0.6} + 3.5 \frac{\sigma_B}{E} N_f^{-0.12}$$

ただしDI材の絞りは一般に小さく、その正確な測定が困難なため、 ϵ_f は塑性変形時には体積が一定の変形であると仮定して伸び ϕ より算出した。図10は上式を用いて各基地材の寿命を評価した線図である。図中の各曲線は上式に従って求めた各材の予測寿命を表し、また図中の各点は実験点を表す。共通こう配法による寿命評価に関し、阿部ら⁽¹²⁾はマルエージング鋼のような高強度材では実験値が予測値を大きく下回ることを報告している。本研究ではFDI材およびADI

材の結果に多少そのような傾向が認められるが、PDI材では実験値と予測値はほぼ一致している。すなわち、供試材の σ_B や E のばらつきは小さいのに対し、 ϵ_f は通常の炭素鋼に比べ値は小さくかつばらつきが大きい。この ϵ_f のばらつきが寿命予測の精度に関係したものと考えられる。

DI材の疲労強度評価には、上述のようなバルクな挙動を支配する力学因子の解明とともに、球状黒鉛が疲労過程で果たす役割を明らかにする必要がある。黒鉛の役割は前節の破面観察でも述べたように基地組織との相対関係および繰返しひずみレベルによって変化する。黒鉛と基地の境界がはく離するかまたは境界にすき間が形成されるかは、その後の疲労過程に影響を及ぼすので、黒鉛のはく離と繰返しひずみレベルの関係について、前報⁽¹⁾のフェライト-パーライト混合基地材の引張試験結果を参照して考察する。引張試験時の破壊までの各段階における黒鉛の変形状態の連続観察結果によると、黒鉛の破壊過程は付与する引張ひずみのレベルに対応して3種類に大別された。すなわち、引張ひずみの増加とともに先ず黒鉛と基地との境界がはく離し、次の段階では周囲の変形により黒鉛自体が割れ、最後に黒鉛と基地とのすき間が大きくなって大きな円形またはだ円形の空孔が形成された。はく離開始時のひずみレベルは約3%であった。引張試験と本報の疲労試験の結果を直接比較できないが、片振り振幅で最大ひずみ1%程度であったことから、本研究ではいずれの疲労条件の場合も黒鉛のはく離を引き起こすひずみレベルに達していなかったものと考えられる。しかし、実際には図8(a)～(c)に示した破面写真の例から明らかなように、FDI材でははく離が認められ、PDI材とADI材でははく離は観察されない。上述の引張試験の場合と合わせて総合的に考えると、引

図9 繰返し応力～ひずみ曲線より換算した破断寿命線図 ($\Delta\epsilon_p$ - N_f 関係曲線)

図10 共通こう配法による破断寿命線図 ($\Delta\epsilon_t$ - N_f 関係曲線)

張試験に比べて低いひずみレベルでもはく離が生じた理由として、以下のように解釈される。すなわち、疲労き裂先端のひずみはバルクな全ひずみに比べて応力集中によって高ひずみとなり、その際、延性の大きなFDI材の場合のみに、黒鉛がはく離するほどの変形がフェライト基地に生じたものと考えられる。

3・3節で述べたように、黒鉛や介在物を起点として主き裂が形成されると、それらが黒鉛を縫う形で伝ばした。このような観察例についてはほかの研究報告にも見られる⁽¹³⁾。微小き裂伝ばの際、図6に示した微小き裂伝ば速度曲線 ($dl/dN \sim \Delta J$ 曲線) で応力レベル依存性が見られ、その要因の1つとして、黒鉛がき裂開口に関与することが考えられると述べた。巨視き裂の伝ばに対して黒鉛が伝ば閉口挙動に関与することを指摘した報告例⁽¹⁴⁾も見られるが、本研究におけるような疲労条件下に関するものは見あたらない。近年、微小表面疲労き裂の開閉口挙動を高精度で測定可能な手法も開発されており⁽¹⁵⁾、現在この観点からき裂開閉口挙動に及ぼす黒鉛の影響について検討を進めている。

5. 結 言

化学成分がほぼ同一と判断される、基地組織をフェライト、パーライト、ベイナイトと系統的に変えた球状黒鉛鑄鉄の引張圧縮低サイクル疲労試験を荷重制御およびひずみ制御で実施した。得られた結果を要約すると、以下のように結論される。

(1) 供試材はいずれも繰返しのごく初期に強い繰返し硬化を示し、寿命の20%程度で硬化は飽和した。また、繰返し硬化が完全に安定する寿命の半分の時点での σ と $\Delta \varepsilon_p$ の間にはべき乗則が成立した。

(2) 疲労寿命に及ぼす基地組織の影響は制御条件によって見かけ上相反した。すなわち、荷重制御条件では疲労寿命の傾向は ADI 材 > PDI 材 > FDI 材とな

った。一方、ひずみ制御では各材とも Manson-Coffin 型の関係を満たし、寿命傾向は ADI 材 < PDI 材 $\approx$ FDI 材となった。

(3) (2)と関連し、繰返し応力ひずみ関係を用いて $\sigma \rightarrow \Delta \varepsilon_p$ の変換を行ったところ、両制御条件下の各基地材ごとの寿命はほぼ一致した。さらに、共通こう配法による疲労寿命評価では、FDI 材および ADI 材の実験値が予測値を下回った。これは ε_f のばらつきが寿命予測の精度に関係したものと考えられる。

(4) 各材の主き裂の $dl/dN \sim \Delta J$ 関係は応力依存性を示した。この要因として、本研究で無視したき裂開閉口の影響が現れたものと考えられる。

(5) 疲労過程は主として黒鉛を起点とするき裂の発生、伝ばによって支配されたが、一部微小な引け巣が起点となる例も観察された。また、各材の繰返し変形量は黒鉛の損壊を生じるほど大きくはなかった。

文 献

- (1) 原田・ほか3名, 機論, 54-501, A (1988), 925.
- (2) 原田・ほか3名, 機論, 54-501, A (1988), 934.
- (3) 原田・ほか3名, 機論, 55-511, A (1989), 392.
- (4) 原田・ほか3名, 材料, 39-443 (1990), 1133.
- (5) 原田・ほか3名, 機講論, No. 900-50 (1990), 47.
- (6) 安江・ほか3名, 名古屋工業試験所報告, 31-8・9 (1982), 230.
- (7) 小貫・ほか2名, 機講論, No. 860-3 (1985), 183.
- (8) 梅田・ほか2名, 鋳物協会第113回全国講演大会予稿集, (1988), 85.
- (9) 谷村, 鋳物, 40-3 (1968), 296.
- (10) Dowling, N. E., ASTM Spec Tech. Publ., 637, (1977), 97.
- (11) Manson, S. S., Exp. Mech., 5-7 (1965), 193.
- (12) 阿部・ほか1名, 機論, 55-511, A (1989), 443.
- (13) 西谷・ほか1名, 機論, 51-465, A (1985), 1442.
- (14) 小林・ほか4名, 機論, 51-467, A (1985), 1660.
- (15) Y. Akiniwa, ほか2名, Fatigue. Fract. Engng Mater. Struct. 14-2/3 (1991), 317.