球状黒鉛鋳鉄の疲労き裂進展抵抗に対する 基地組織改善の効果[†]

杉山 好弘* 浅見 克敏* 黒岩 秀樹**

Effect of Improvement in Matrix-structure on Fatigue Crack Propagation Resistance of Spheroidal Graphite Cast Iron

by

Yoshihiro SUGIYAMA*, Katsutoshi ASAMI* and Hideki KUROIWA**

The fatigue crack propagation characteristics at the stage 2 in spheroidal graphite cast irons, whose matrix-structures were changed by heat treatments in order to improve the static strength, have been compared with those of the as-cast materials. Fatigue tests were carried out at stress ratio, $R = 0.1$, and the results were investigated from the viewpoints of the crack closure and the fractography.

In the case that the matrix-structure was changed into the single-phase of bainite by austempering, the static strength increased, while the fatigue crack propagation resistance decreased in low ΔK region. On the other hand, in the case that the matrix-structure was changed into the dual-phase of ferrite and martensite by quenching from the $(\alpha + \gamma)$ phase region, both the static strength and the fatigue crack propagation resistance increased. The difference in fatigue crack propagation resistance between the two heat-treated materials was explained from the crack closure behavior.

Key words : Spheroidal graphite cast iron, Austempering, Dual-phase strengthening, Fatigue crack propagation, Fractography, Crack closure

1 緒 言

球状黒鉛鋳鉄は鋼に匹敵する静的強度を有し、かつ加工性や価格の面で鋼よりも優れていることなどから、強度部材への利用が増大しつつある。一方、この種の材料は一般に鑄造欠陥を持つため、強度部材として使用するにはその第2段階疲労き裂進展特性を理解しておく必要がある。しかし、球状黒鉛鋳鉄の第2段階疲労き裂進展特性に関する研究は少ない。そこで著者らは、破壊力学的ならびにフラクトグラフィ的手法を用いて、その点の検討を行っている。

本報では、熱処理により基地組織を改善することで静的強度を向上させた場合の疲労き裂進展抵抗について、鑄放し材と比較検討した。なお、基地組織改善にはオーステンパー処理によるベイナイトの単相化、ならびに $(\alpha + \gamma)$ 域からの焼入れとその後の焼戻し処理によるフェライトと焼戻しマルテンサイトによる二相強化を試みた。

2 供試材および実験方法

2.1 供試材

実験に使用した球状黒鉛鋳鉄は、その化学成分を Table I に示す 2 種類である。これらを Fig. 1 に示す

形状の試験ブロックに鑄造したが、後述の Table II, III に示すようにそれぞれ JISG5502 の FCD50 と FCD60 に相当している。疲労試験片は ASTM 規格の 1CT 試験片（板厚 12.5 mm）で、Fig. 1 に示すようにブロックの中間部から採取した。また、同型の別

Table I. Chemical composition of materials used.
(wt %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu
FCD 50	3.64	2.54	0.48	0.025	0.013	—
FCD 60	3.77	2.55	0.66	0.024	0.014	0.24

Fig. 1. Sampling position for fatigue test specimen.

[†] 原稿受理 昭和63年7月20日 Received July 20, 1988

* 正会員 武蔵工業大学 東京都世田谷区玉堤, Musashi Institute of Technology, Tamazutsumi, Setagaya-ku, Tokyo

** 学生会員 武蔵工業大学大学院 東京都世田谷区玉堤, Graduate Student, Musashi Institute of Technology, Tamazutsumi, Setagaya-ku, Tokyo

Fig. 2. Sampling position for tensile test specimen.

(a) FCD50

(b) FCD60

Fig. 3. Microstructures of as-cast materials.

のブロックより疲労き裂進展部分とほぼ同じ位置 (Fig. 2 参照) から長手方向に JIS 14A 号引張試験片 (直径 8 mm, 標点距離 50 mm) を作製した。

試験片採取位置での代表的な金属組織写真を Fig. 3 に示す。両材の金属組織は黒鉛の周囲がフェライト, その外周がパーライトで囲まれた典型的なブルスアイ組織であるが, FCD60 の方が FCD50 に比較してパーライト量は多くなっている。これは Table I に示したように FCD60 では Mn が多く, かつ Cu が含有されているためである。なお, 両材の黒鉛球状化率は 80~85 % 程度である。

2・2 疲労試験

疲労試験には MTS 社製電気油圧式サーボ疲労試験機 (容量 ± 98 KN) を用い, 荷重制御により室温大気中にて試験した。応力比 R は 0.1 で, 繰返し速度は 20 Hz である。き裂長さの測定はストロボスコープと移動式読取り顕微鏡 (精度 0.01 mm) で行い, き裂長さが 0.5 mm 進展するのに要した繰返し数より進

展速度を求めた。なお, 下限閾値 ΔK_{th} を求める際の ΔK 漸減試験では, ΔK 減少率 $C \leq -0.08 \text{ mm}^{-1}$ となるように配慮した。

き裂開口挙動は背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法 (ゲージ長さ 1 mm) に基づき測定した。その際, 繰返し速度は X-Y レコーダの追従性を考え 0.2 Hz に落とし, コンプライアンス変化を精度よく測定するために引算回路を使用した。このき裂開口挙動から, 開口比 U を次式により求めた。

$$U = (K_{\max} - K_{\text{op}}) / (K_{\max} - K_{\min}) \\ = \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K$$

ここで, $K_{\max}$ と $K_{\min}$ は最大および最小の応力拡大係数, K_{op} はき裂開口時の応力拡大係数である。

2・3 破面および断面観察

疲労試験後, 走査型電子顕微鏡で試験片板厚中央付近の $0.15 \times 0.15 \text{ mm}$ の破面を, 観察倍率 $\times 1000$ で写真撮影した。この写真より破面様相の百分率を求めた。その計測方法は, 写真上に交点がある碁盤目状のシートをのせ, 各交点での様相を識別することにより行った。なお, 交点に黒鉛粒が位置する場合は黒鉛粒を空孔とみなし, 百分率からは除外した。

ΔK_{th} 近傍における試験片板厚中央付近の断面を光学顕微鏡で観察した。観察に際し, 破面上をニッケルメッキすることで, 研磨によるエッジのダレを少なくするように配慮した。

3 実験結果および考察

3・1 バイナイト単相の場合

FCD50 を用い, Fig. 4 に示す条件のオーステンパー処理によって基体組織をバイナイト単相にした場合について述べる。Fig. 5 にその金属組織写真を示す。

Fig. 4. Conditions of austempering (bainite treatment).

Fig. 5. Microstructure of austempered material.

Table II. Tensile properties of as-cast material (FCD 50) and austempered material.

Material	Condition	σ_{b2} (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)	ϕ (%)
FCD 50	As cast	337	522	9.8	11.8
	Bainite	899	1104	2.5	2.7

Fig. 6. da/dN - ΔK curves.

本処理により基組織は一部残留オーステナイトを含むものの、ほぼベイナイトの単相とみなせる。以後、この材料をベイナイト材と呼ぶ。Table II にベイナイト材と鑄放し材の静的引張特性を示す。ベイナイト材の静的強度は従来の報告と同様、鑄放し材に比べると著しく向上する。一方、延性（じん性）はある程度劣化しているのがわかる。

Fig. 6 にベイナイト材と鑄放し材のき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。 ΔK が約 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の中から高 ΔK 域ではベイナイト材の進展速度のほうが遅く、ベイナイト単相化の効果が若干認められる。しかし、 ΔK が 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の低 ΔK 域では逆にベイナイト材の進展速度は鑄放し材よりも速くなり、かつ ΔK_{th} も低く、疲労き裂進展抵抗はベイナイト単相化によって明らかに低下するのがわかる。

一般に第 2 段階の疲労き裂進展にはき裂開口現象が存在し、進展挙動に大きな影響を与えることが知られている。したがって、両材の疲労き裂進展速度に差が見られた主要因は、熱処理により基組織や機械的性質が変化したため、き裂開口の程度に差が生じたことによるものと推察される。そこで、開口比 U と ΔK の関係をみたのが Fig. 7 である。両材ともある ΔK 値以下になると、 U 値は ΔK の低下とともに急速に

Fig. 7. U - ΔK curves.

小さくなり、顕著なき裂開口が認められる。しかし、その時の ΔK 値は鑄放し材のほうが大きく、低 ΔK 域ではベイナイト材のほうがき裂開口は生じにくいのがわかる。なお、高 ΔK 域で鑄放し材の U 値が 1 になったのは、前報で明らかにしたように、へき開破壊が混入してくるためと考えられ、それが高 ΔK 域における両材の進展速度の差に反映したものと理解される。

両材の進展速度 da/dN を有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff}(=U \cdot \Delta K)$ で整理し直してみたのが Fig. 8 である。Fig. 8 から明らかなように、低 ΔK 域でみられた進展速度の違いはほとんどみられなくなる。すなわち、き裂開口の程度が低 ΔK 域における両材の進展速度に差をもたらしたと言える。

き裂開口が顕著に認められた低 ΔK 域では、破面フレッチングによる付着物（主として酸化物）が観察された。Fig. 9 に破面に占める付着物の百分率と ΔK の関係を示す。付着物が観察され始める ΔK 値は鑄放し材のほうが大きく、また両材とも ΔK の低下とともにその百分率は増すなど傾向的には Fig. 7 の U - ΔK 曲線との対応がみられる。しかし、ベイナイト材では ΔK が 14 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近から付着物が観察され、

Fig. 8. da/dN - ΔK_{eff} curves.

Fig. 9. Relationship between area percentage of fretting deposits and ΔK .

U 値が急激に低下し始める ΔK 値とほぼ一致しているものの、鑄放し材では付着物が観察され始める ΔK 値よりも高いところから U 値の低下がみられるなど必ずしも一致しない点もある。この点については次節で議論する。

Fig. 10 に両材の ΔK_{th} 近傍の断面写真を示す。基地組織がフェライトとパーライトの二相からなる鑄放し材に比べ、単相であるベイナイト材のほうがき裂は直線的に進展し、破面粗さは小さいことがわかる。

以上のことより、静的強度が大きいために破面フレッチングに対する抵抗が高く、かつ基地組織が単相のために破面粗さが小さいベイナイト材はき裂閉口が生じにくく、その結果として低 ΔK 域における疲労き裂の進展抵抗は鑄放し材よりも低下したものと理解される。したがって、基地組織をベイナイトの単相にすることで静的強度を向上させるのは、疲労き裂進展抵抗の面からみると必ずしも有効でないと結論される。

3・2 二相強化した場合

基地組織をベイナイト単相にした場合、静的強度は

向上するものの、低 ΔK 域における疲労き裂進展抵抗は低下した。その原因は、基地組織を静的強度が高い単相にすると、破面粗さ誘起き裂閉口とそれを引き金とした酸化物誘起き裂閉口が生じにくいためである。そこで、 $(\alpha+\gamma)$ 域から焼入れすることで鑄放し材のパーライト部分のみをマルテンサイトにし、基地組織をより強度差のある二相強化処理した場合について検討する。

ここでは FCD60 を用いた。予備実験の結果、本報では Fig. 11 に示すように $(\alpha+\gamma)$ 域の 800°C から焼入れをし、その後 600°C で焼戻しをする処理を採用した。Fig. 12 にその金属組織写真を、Table III に熱処理前後の基地組織各相の硬さを示す。フェライト部分の組織と硬さはあまり変わっていない。しかし、パーライト部分は焼戻しマルテンサイトとなり、その硬さは約 1.4 倍向上し、より強度差のある二相組織になっている。以後、この材料を 600°C 材と呼ぶ。Table IV に静的引張特性を鑄放し材の結果と併せて示す。静的強度、延性ともに鑄放し材より向上しており、 $(\alpha+\gamma)$ 域からの焼入れとその後の焼戻し処理によって静的引張特性に優れた二相強化組織が得られるのがわかる。

Fig. 13 に 600°C 材と鑄放し材の $da/dN-\Delta K$ 曲線を示す。全 K 域において進展速度は 600°C 材のほうが遅く、疲労き裂進展抵抗の向上に二相強化処理は有効と言える。

Fig. 14 に両材の $U-\Delta K$ 曲線を示す。 600°C 材でより顕著なき裂閉口が認められ、かつ ΔK_{th} の手前で U 値が一定となる領域があるなど、二相強化した 600°C

(a) As-cast material (FCD50).

(b) Austempered material.

Fig. 10. Cross sectional micro-structures at low ΔK region.

Fig. 11. Conditions of quenching from ($\alpha + \gamma$) phase region and tempering after quenching (dual-phase strengthening treatment).

Fig. 12. Microstructure of dual-phase strengthened material.

Table III. Hardness of each phase in microstructure.

Material	Condition	Vickers hardness (HV)		
		Ferrite	Pearlite	Martensite
FCD 60	As cast	200	282	—
	600°C	218	—	402

Table IV. Tensile properties of as-cast material (FCD 60) and dual-phase strengthened material.

Material	Condition	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)	φ (%)
FCD 60	As cast	396	637	3.5	2.2
	600°C	537	757	6.1	8.5

材は興味深い結果となっている。

両材の進展速度を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理し直したのが Fig. 15 である。進展速度の違いは全 ΔK 域にわたってほとんど見られなくなり、二相強化による疲労き裂進展抵抗の向上はき裂閉口が増大したことによるものと理解される。

Fig. 16 に 600°C 材の低 ΔK 域における破面の観察例を示す。Fig. 16 から明らかなように、顕著なき裂閉口が起きている低 ΔK 域では、やはり破面フレッチングによる付着物（主として酸化物）が認められる。前報と同様の方法により強制破壊した破面について ΔK_m を含む広い範囲を観察し、その破面様相を模式化したのが Fig. 17 である。両材とも黒鉛の周辺は主として粒界破壊、それ以外のところは第 2 a 段階の特徴である微視組織を反映した粒内破壊となっている。そして、破面フレッチングによる付着物が島状に生成しており、600°C 材では黒鉛の周囲でその傾向が著し

Fig. 13. da/dN - ΔK curves.

Fig. 14. U - ΔK curves.

い。付着物が島状に生成するのは、両材とも基体組織が二相のためにフレッチング抵抗の弱い相（フェライト部分）ほど付着物が生成し易いためと考えられる。

Fig. 18 に破面に占める付着物の百分率と ΔK の関係を示す。鑄放し材に比べ、600°C ではかなり高い

Fig. 15. da/dN - ΔK_{eff} curves.

Fig. 16. Fractograph at low ΔK region in dual-phase strengthened material.

(a) As-cast material (FCD60).

(b) Dual-phase strengthened material.

Fig. 17. Schematic illustrations of fracture surface near ΔK_{th} .

ΔK 値から付着物の生成がみられる。そして、 ΔK_{th} の手前で一度その生成が停滞するなど Fig. 14 の U - ΔK 曲線の挙動と傾向的には対応している。しかし、600°C 材では ΔK が約 25 MPa $\sqrt{m}$ 、鑄放し材では約 15 MPa $\sqrt{m}$ 付近から付着物が観察され始めるのに対

Fig. 18. Relationship between area percentage of fretting deposits and ΔK .

Fig. 19. Fractograph at middle ΔK region in dual-phase strengthened material. Arrow indicates trace of fracture surface fretting.

し、前節の FCD50 の鑄放し材と同様に、 U 値はそれよりも高い ΔK 値から似下し始めている。そこで、600°C 材についてその付近の破面を観察してみたのが Fig. 19 である。図中の矢印で示すように、上下破面の接触した痕跡が局所的にみられ、本節や前節の鑄放し材でも同様であった。一方、 U 値の低下と付着物の生成がほぼ対応している前節のペイナイト材では、このような現象は観察されなかった。したがって、これは基地組織が二相であるための現象と考えられ、600°C 材と鑄放し材の結果からみて、二相間の強度差が大きいものほどより高い ΔK 値から破面接触によるき裂閉口（破面粗さ誘起き裂閉口）が生じるものと推察される。

以上のことより、鑄放し材に比べて 600°C 材の疲労き裂進展抵抗が高くなったのは、より高い ΔK 値から破面接触によるき裂閉口が生じ、かつ破面フレッチングによる付着物の生成が容易なフェライトが混在するためと判断される。そして、現在のところその要因は明らかでないが、 ΔK_{th} の手前で破面フレッチン

グによる付着物の生成が停滞しなければ、その進展抵抗はさらに向上するものと期待される。また、本報で採用した($\alpha+\gamma$)域からの焼入れとその後の焼戻し処理などによって球状黒鉛鑄鉄の基地組織を二相強化してやると、静的特性および疲労き裂進展特性の両者を同時に改善しうる可能性があり、今後更に詳細な検討が望まれる。

なお、破面フレッチングによる付着物が観察される領域において、同じ ΔK 値でも材料間に U 値の違い(き裂閉口の多少)が生じる。この原因としては、破面に占める付着物の割合以外に付着物の厚さが当然影響すると考えられる。本報では顕著な U 値の低下(き裂閉口の増大)と疲労き裂進展抵抗の大小との関連を議論したため、この点の検討を行っていない。この点も、より疲労き裂進展抵抗の高い材料開発を旨とする上では重要な課題であり、今後の問題として残されている。

4 結 言

熱処理により球状黒鉛鑄鉄の基地組織をベイナイトの单相、あるいはフェライトとパーライトの二相よりも強度差のあるフェライトと焼戻しマルテンサイトの二相に強化することで、その静的強度と第2段階疲労き裂進展抵抗を改善する方法について検討した。その結果、以下の結論を得た。

(1) 基地組織をベイナイトの单相にすることで静的強度を向上させると、中から高 ΔK 域では鑄放し材に比べて疲労き裂の進展速度は若干遅くなり、その進展抵抗の改善にある程度の効果がみられる。しかし、低 ΔK 域では逆に進展速度は速くなり、かつ ΔK_{th} も低く、疲労き裂進展抵抗は著しく低下する。

(2) ベイナイト单相にした場合に低 ΔK 域で疲労き裂進展抵抗が低下する理由は、基地組織が单相であるために破面粗さ誘起き裂閉口が生じにくくなり、かつ静的強度すなわち破面フレッチングに対する抵抗が

大きくなるために酸化物誘起き裂閉口が生じにくくなるためである。

(3) ($\alpha+\gamma$)域から焼入れをし、その後焼戻しをすることで基地組織を鑄放し材よりも強度差のあるフェライトと焼戻しマルテンサイトにすると、静的強度と延性をともに向上させることが可能である。そして、その疲労き裂進展速度は、ほぼ全 ΔK 域で鑄放し材よりも遅くなり、疲労き裂進展抵抗も向上させることができる。

(4) 基地組織を強度差のある二相強化組織にすると疲労き裂進展抵抗が向上する理由は、より高い ΔK 値から破面接触によるき裂閉口(破面粗さ誘起き裂閉口)が生じ、かつ破面フレッチングによる付着物の生成(酸化物誘起き裂閉口)が容易なフェライトが混在するためである。

(昭和63年6月16日 第6回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 井川克也, 日本機械学会誌, **87**, 703 (1984).
- 2) 田中正清, 日本材料強度学会誌, **15**, 11 (1980).
- 3) 加藤容三, 広瀬素尚, 鈴木信二, 日本機械学会論文集, A-51, 1161 (1985).
- 4) 小川武史, 小林英男, 小出孝道, 中澤 一, 米谷栄二, 日本機械学会論文集, A-51, 1660 (1985).
- 5) 伊藤禎勇, 杉山好弘, 浅見克敏, 山田 聡, 材料, **36**, 403 (1987).
- 6) 杉山好弘, 伊藤禎勇, 浅見克敏, 山田 聡, 材料, **37**, 776 (1988).
- 7) 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, **25**, 899 (1976).
- 8) 例えば, 渋谷慎一郎, 鬼沢秀和, 加藤政治郎, 吉田千里, 須藤正俊, 鑄物, **58**, 855 (1986).
- 9) W. Elber, ASTM STP 486, 230 (1971).
- 10) 小林英男, 日本機械学会論文集, A-49, 771 (1983).