超急速加熱処理を施した球状黒鉛鑄鉄の表面組織複雑化による 高疲労信頼性発現*

片 平 和 俊^{*1}, 鈴 木 秀 人^{*2}, 魯 勤 武^{*3}
川 寄 一 博^{*4}, 三 阪 佳 孝^{*5}

Appearance of High Level Fatigue Reliability by Complex Surface Microstructure in Super-Rapid Induction Quenched Spheroidal Graphite Cast Iron

Kazutoshi KATAHIRA, Hideto SUZUKI, Qinwu LU,
Kazuhiro KAWASAKI and Yoshitaka MISAKA

In order to estimate fatigue reliability of super-rapid induction quenched spheroidal graphite cast iron, FCD500, FCD700, the influence of complex surface microstructure on the fatigue strength was examined through fractography. The main results obtained are as follows: (1) Fatigue strength of quenched FCD500 was superior to that of quenched FCD700 in the long-life region ($N > 5.0 \times 10^5$), in spite of tensile strength of FCD500 was lower than that of FCD700. (2) Fatigue property of super-rapid induction quenched spheroidal graphite cast iron could be estimated using a concept of "S-N globe". (3) Initial stress intensity factor at crack initiation under the surface of quenched FCD500 was comparable to that of quenched FCD700, therefore the improvement in fatigue strength of FCD500 depended on the crack propagation behavior through the complex surface microstructure, not the crack initiation behavior. (4) The prevention of crack propagation through the complex surface microstructure gave an appearance of high level fatigue reliability of FCD500.

Key Words: Crack Propagation, Fracture Criterion, Fatigue, Fractography, Surface Modification
Super-rapid Induction Quenching, FCD, S-N Globe, Complexity

1. 緒 言

表面改質処理による機器の高機能化は社会的ニーズの高い重要な技術課題となっている。著者らは一連の研究報告^{(1)~(8)}において、製品の高機能化デザインを意図としたハイブリッド表面改質材^{(1)~(13)}の疲労信頼性の改善と保証に関する実証的研究を行っている。特に前報では、表面改質部品の疲労信頼性を診断・保証する手法として「P-S-N 球儀」⁽⁷⁾と称する新しい概念を提案し、その妥当性について実証的検討を試みている。

一方、球状黒鉛鑄鉄(FCD)が総合力に富んだ構造材料としてその用途が拡大され、それに伴ってさらなる高機能化を意図した研究も近年盛んに行われている^{(14)~(28)}。従来のFCDに関する研究アプローチの概略を図1に示す。黒鉛形状や弾性効果、あるいは組織制御や内在欠陥について詳細に検討した報告例はこれまで数多くあるが、表面改質処理による知能化材料設

計に関する研究は依然として多くない。

そこで本研究では、これまでのハイブリッド表面改質処理の範疇に属するものではあるが、FCD 鑄鉄の表面改質処理による高機能化を意図して FCD 500, FCD 700 に超急速加熱処理^{(11)~(13)}を施し、その疲労信頼性に対し疲労き裂発生・成長機構の解明まで掘り下げて実証的検討を行った。

2. 供試材および実験方法

供試材は、パーライト面積率が30%のFCD 500 相当材および80%のFCD 700 相当材である。表1に両材の化学成分を、表2に機械的性質を示す。これらの

Fig. 1 Intelligent material design of graphite cast iron

* 原稿受付 1997年8月22日。

^{*1} 准員、茨城大学大学院 (☎ 316-8511 日立市中成沢町4-12-1)。

^{*2} 正員、茨城大学工学部。

^{*3} 茨城大学大学院 [現: (株)日立製作所]。

^{*4} 正員、高周波熱錬(株) (☎ 254-0013 平塚市田村5893)。

^{*5} 高周波熱錬(株)。

供試材を図2に示す形状に機械加工した後に、超急速加熱処理を行った。

超急速加熱処理の熱処理サイクルを図3に実線で示す。図中には参考のため通常の高周波焼入れにおける熱処理サイクルを点線で示した。超急速加熱処理はわずか0.18秒で950℃に達しており、通常の高周波焼入れに比べて非常に短時間で焼入れが終了する。

超急速加熱処理の影響を調べるため、特に表面近傍のメゾ構造組織の観察を行った。図4に両材の表面焼入れ層内の顕微鏡組織写真を示す。両材ともに表面近傍の組織は球状黒鉛、それを取り囲むフェライト組織、パーライト組織が変態したマルテンサイト組織の三つから形成されている。ここでフェライト面積率はFCD 500が56%、FCD 700が12%と特徴的に異なっている。またさらに詳しく観察すると黒鉛の周りに10~15 μm 程度の薄い相が認められる(図中矢印)。黒

鉛粒を取り囲むこの相は、環状マルテンサイト相⁽⁹⁾と呼ばれ、表面の急速加熱により黒鉛粒からフェライト組織へ炭素原子が均一に拡散して黒鉛を囲む領域が高炭素のオーステナイトとなり、その後の焼入れによって形成されたものである。著者らは前報⁽⁸⁾において、環状マルテンサイト相は疲労き裂進展の抵抗として作用するため疲労強度が向上することを明らかにしている。以上のように超急速加熱処理により形成される表面近傍のメゾ構造組織は、黒鉛粒、環状マルテンサイト相、フェライトおよびマルテンサイト組織からなる極めて複雑性を有するものとなる。

超急速加熱処理を施した試験片の平行部中央断面の硬度分布測定結果を図5に示す。両材ともに硬化層厚さは750 μm 、最高硬さは800 Hv程度である。ただし、FCD 500においてはフェライトおよびマルテンサイトの二相組織のため測定値に大きなバラツキが見られた。また、表面の圧縮残留応力はFCD 500が-94 MPa、FCD 700が-91 MPaとほぼ同程度であった。

以上の超急速加熱処理を施した平滑丸棒試験片に対し、常温・大気中において小野式回転曲げ疲労試験機(繰返し周波数50 Hz)を用いて疲労試験を行った。なお、破断後の破面観察は走査形電子顕微鏡(SEM)を用いた。

Table 1 Chemical composition [wt. %]

	C	Si	Mn	P	Cr	Mg	Cu	Ni
FCD500	3.76	2.27	0.30	0.016	0.02	0.044	0.30	0.02
FCD700	3.75	2.26	0.34	0.017	0.02	0.039	0.50	0.02

Table 2 Mechanical properties

	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	El. (%)
FCD500	360	520	9
FCD700	450	720	4

$\sigma_{0.2}$: Yield strength El. : Elongation
 σ_B : Tensile strength

Fig. 2 Specimen geometry

Fig. 3 Super-rapid induction quenching

Fig. 4 Microstructure of hardening layer

Fig. 5 Hardness distribution

3. 実験結果

図6はFCD 500, FCD 700の表面改質材および未処理材の 10^7 回打切り疲労試験結果をS-N線図に整理したものである。図6より、FCD 500, FCD 700ともに超急速加熱処理を施すことにより疲労強度は向上している。特に注目すべきは、FCD 500表面改質材はFCD 700同材に比べ引張強度が劣っているにもかかわらず、繰返し数 5.0×10^5 回を越える長寿命域において疲労強度は優れている。ここで、図中fはフィッシュアイ形の内部破壊を呈した実験点を示している。FCD 700表面改質材ではすべて内部破壊形であるのに対し、FCD 500同材では短寿命側では表面破壊形であるが、長寿命側に行くに従い内部破壊形へ遷移している。

さらに、S-N線図を疲労強度比(疲労強度/引張強度)で再整理したS/UTS-N線図を図7に示す。図7より、FCD 500表面改質材の疲労強度比はFCD 700同材のそれに比べ1.5倍以上にも及んでいることが確

Fig. 6 Results of fatigue tests

Fig. 7 S/UTS diagram

認できる。

4. 考察

4.1 「S-N球儀」によるマクロ的評価 著者らは、図8に示す「S-N球儀」⁽⁷⁾を用いて表面改質材と未処理材のS-N線図をマクロ的観点から評価することを試みている。すなわち、表面改質材と未処理材の寿命線図は 10^4 回以前の短寿命域と 10^7 回を越える長寿命域においてそれぞれ一点に収束する傾向が認められる。そのため、一般に定義されているような 10^7 回の繰返しに耐えた応力によって疲労限度を決定することができない。

この知見に基づき、 10^7 回の応力繰返しに耐えた各試験片に対して、疲労試験を継続して行った結果が図9である。図9より、表面改質を施したFCD 500, FCD 700ともに 10^7 回を越える長寿命域において確実に破断に至っており、未処理材の疲労限度付近に収束する傾向が伺える。ここで、FCD 500のS.P.の位置はFCD 700のそれよりも長寿命側に存在していることから、超急速加熱処理はFCD 500の疲労寿命を積極的に伸延すると理解できる。ただし、これらの明確

Fig. 8 S-N Globe

Fig. 9 Results of fatigue tests ($N \geq 1.0 \times 10^7$)

な収束点を同定するためには、さらに 10^9 回レベルの極高サイクル疲労試験が必要であると考えられる。

次節では特に、表面改質を施した FCD 500 の長寿命域における疲労強度向上の要因を明らかにするため、疲労き裂発生・進展機構の解明まで掘り下げて詳細な検討を加えた。

4・2 疲労き裂発生挙動の検討 4・2 節では、超急速加熱処理を施した FCD 鑄鉄の破壊機構を理解するため、内部破壊を呈したすべての試験片に対して詳細な破面解析を実施した。図 10 は破壊起点部の試験片表面からの深さ測定結果である。図 10 より、FCD 700 における破壊起点部深さは硬化の影響が消失する 750 μm 程度でほぼ一定であるが、FCD 500 のそれには大きなばらつきが認められた。この原因としては、図 5 の硬度測定結果で示したとおり、FCD 500 の表面改質層は FCD 700 のそれに比べ均質に硬化されていないためと考えられる。

図 11(a), (b) は $S-N$ 線図上において疲労寿命差が顕著に現れている繰返し応力レベル $\sigma_a=350\text{ MPa}$ における両材の巨視的破面である。両材ともに硬化の影響が消失する試験片内部からき裂が発生し、フィッ

シュアイ形で破断に至っていることがわかる(図中矢印)。しかしながら、これら両材のマクロスコピックな観察からは特徴的な差異は認められず、FCD 500 の疲労強度を向上させる支配因子は同定されなかった。

そこで、両材の破壊起点部をより詳細に観察した結果を図 12(a), (b) に示す。両材ともに、破面上には引け巣は全く観察されず、破壊起点は球状黒鉛であることがわかる。また、破壊起点となったこれらの球状黒鉛は、特に粗大化したものではなく、FCD 500, FCD 700 ともに平均黒鉛寸法である 55 μm 程度であった。

以上の破面解析から得られた事実を基に、FCD 500 および FCD 700 の寿命差に及ぼすき裂発生機構の相違を明確化するため、破壊起点部に対して「メゾ破壊力学」^{(4)~(8)} の適用を試みた。すなわち、図 12 の破面解析から、繰返し応力レベル $\sigma_a=350\text{ MPa}$ におけるき裂発生因子はすべて黒鉛であることより、式(1)を用いて初期応力拡大係数を算出し、比較検討を試みた。なお、式中の a は欠陥寸法、 F は応力集中補正係数⁽²³⁾であり、負荷応力 S は曲げによる応力こう配を考慮した値を用いた。

$$K_{\max} = FS\sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 10 Crack initiation site depth below surface

Fig. 12 Morphology of crack initiation site ($\sigma_a=350\text{ MPa}$)

Fig. 11 Macroscopic fractured surface ($\sigma_a=350\text{ MPa}$)

Fig. 13 $K_{\max}-N_f$ diagram

算出結果を図 13 に示すが、初期応力拡大係数 $K_{\max}$ の値は両材ともにほぼ一定の $2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度であった。

これらの知見より、FCD 500 および FCD 700 のき裂発生はほぼ同様の機構であると解釈できる。したがって、FCD 500 の長寿命域における疲労強度の向上は、き裂発生の影響よりもむしろ、き裂進展挙動に関連しているものと推測される。すなわち、硬化の影響が消失する内部から発生したき裂が硬化層内を試験片表面に向かって進展する破壊機構の差異が疲労寿命を支配しているものと考えられる。これらの本性を明らかにするために、4・3 節では、特に FCD 500 の表面硬化層内の組織因子の複雑性が、疲労き裂成長機構へ及ぼす影響を調べた。

4・3 疲労き裂成長機構に及ぼす表面組織複雑性の影響

4・3 節では、表面改質処理を施した FCD 500、

FCD 700 の表面硬化層内における疲労き裂成長機構を明らかにするため、硬化層に焦点を絞り破面解析を実施した。図 14(a) に示す FCD 500 の場合、球状黒鉛の隆起、およびその周りを取り囲む組織の凹凸は非常に激しい。したがって、疲労き裂は黒鉛を取り囲む環状マルテンサイト相を回避しつつ、フェライト組織内を優先的に成長したことがわかる。また、不明りょうな局所的ストライエーション模様がおもに黒鉛の周辺に現れ疲労破面を形成している。一方、図 14(b) に示す FCD 700 の場合、FCD 500 と比較して凹凸は非常に細かい。このことから、疲労き裂はマルテンサイト組織中を脆性的に進展し、一方向破壊に至ったと考えられる。その際、空孔とみなすことができるやわらかい黒鉛の存在は、欠陥敏感性の高い硬質のマルテンサイト組織の脆性破壊を助長する形となる。

以上の知見より、FCD 500 および FCD 700 の表面組織内における疲労挙動は図 15 に示すように模式的に表すことができる。すなわち、複雑性の高い FCD 500 の表面組織内においては、複合組織中のフェライトは十分な塑性変形が可能であるため、き裂先端

(a) FCD 500

(b) FCD 700

Fig. 14 Morphology of the fracture surface in hardening layer

Fig. 15 Schematic illustration of fracture mechanism

を鈍化させる。また、フェライト組織内を優先的に成長した疲労き裂はマルテンサイト組織との粒界にまで達した場合、この組織の存在により成長が抑制される。このため、き裂の蛇行が生じ、破面粗さ誘起き裂閉口をもたらす。加えてフェライト組織内を成長する際、前報で示したように、環状マルテンサイト相による進展抑制効果がさらに重畳される。このような表面組織の複雑性がもたらす機能性発現効果によってFCD 500の長寿命域における疲労強度は向上する。一方、FCD 500に比べ表面組織の複雑性が低いFCD 700においては、硬質のマルテンサイト組織の一方方向破壊を球状黒鉛の存在が助長するため疲労強度は低下する。

5. 結 言

FCD 鋳鉄の表面改質処理による高機能化を意図してFCD 500, FCD 700に超急速加熱処理を施し、その疲労信頼性に対し疲労き裂発生・成長機構の解明まで掘り下げて実証的検討を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) 超急速加熱処理を施したFCD 500はFCD 700に比べ引張強度が劣っているにもかかわらず、長寿命域における疲労強度は優れている。FCD 500の疲労強度比(疲労強度/引張強度)はFCD 700の1.5倍以上にも及んでいる。

(2) 超急速加熱処理を施したFCD 500, FCD 700の疲労特性は“S-N球儀”を用いて評価できる。すなわち、FCD 500, FCD 700ともに 10^7 回を越える長寿命域において破断に至っており、未処理材の疲労限度付近に収束している。

(3) 疲労き裂発生部における初期応力拡大係数は両材ともに同程度であった。したがって、FCD 500の疲労強度の向上は、き裂発生に係わるものではなく、き裂進展挙動に関連している。

(4) FCD 500の高疲労信頼性の発現は、複雑化された表面組織のき裂進展抑制効果によりもたらされる。すなわち、複合組織中のフェライトがき裂先端を鈍化させるとともに、マルテンサイト組織がき裂成長を抑制する。加えて、環状マルテンサイト相による進展抑制効果がさらに重畳される。

終わりに、本研究の一部は(財)日本科学協会笹川科学研究助成により行われたことを記し、感謝の意を表す。また、本研究を遂行するにあたり、茨城大学サテ

ライトベンチャービジネスラボラトリーからいただいた多大なご援助に対し厚くお礼申し上げる。また、日本機械学会材料力学部門所属「ハイブリッド表面改質による機能発現と信頼性評価に関する研究会」(主査鈴木秀人 茨城大学教授)にて有益な議論いただいたことに深く感謝する。

文 献

- (1) 鈴木秀人, 機論, 58-555, A (1992), 2028-2033.
- (2) 鈴木秀人, 機論, 61-585, A (1995), 906-912.
- (3) 鈴木秀人・植木忠司・福本昌広, 機論, 57-537, A (1991), 1062-1066.
- (4) 鈴木秀人・曲田淳・ゴン偉民・伊藤吉保, 機論, 61-591, A (1995), 2349-2354.
- (5) 鈴木秀人・伊藤金彌・西野創一郎・山田壮一・森谷光孝, 機論, 62-595, A (1996), 627-631.
- (6) 鈴木秀人・西野創一郎・伊藤金彌・山田壮一・森谷光孝, 機論, 63-610, A (1997), 1147-1152.
- (7) 片平和俊・鈴木秀人, 機論, 63-612, A (1997), 1607-1611.
- (8) 鈴木秀人・片平和俊・山田壮一, 機論, 63-615, A (1997), 2263-2268.
- (9) 岡林邦夫・ほか3名, 鋳物, 53 (1980), 494-499.
- (10) 塩澤和章, 機械の研究, 47-9 (1995), 913-922.
- (11) 堀川武・中村宏・河村昌彦・川崎一博・三阪佳孝, 材料, 45-4 (1996), 437-442.
- (12) 小茂鳥潤・井上史・神田倫明・金性度・清水真佐男・三阪佳孝・川崎一博, 機論, No. 96-1 (1996-4), 502-503.
- (13) Misaka, Y., Kawasaki, K., Kiyosaka, Y. and Yamazaki, T., W. O. Silverthorne II: "Gear Contour Hardening by Micropulse Induction Heating System", SAE Technical Paper, Ser. 970971 (1997), SAE.
- (14) 土居滋, 機論, 60-570, A (1994), 331-336.
- (15) 越智保雄, 機論, 57-539, A (1991), 1448-1494.
- (16) 田中哲志・寺西高広, 機論, 60-578, A (1994), 2169-2173.
- (17) 加藤容三・高藤新三郎, 機論, 63-610, A (1997), 1153-1158.
- (18) Blackmore, P. A. and Morton, K., Int. J. Fatigue, (1982), 149-155.
- (19) Krasowsky, A. J., Kramarenko, I. V. and Kalaida, V. V., Fatigue, Fract. Eng. Mater. Struct., 10-3 (1987), 223-237.
- (20) 小川武史・社本和久・戸梶恵郎, 機論, 58-554, A (1992), 1772-1778.
- (21) 土居滋・原田昭治・光永公一・矢野満・安田久, 機論, 58-550, A (1992), 971-975.
- (22) 杉山好弘・浅見克敏・松岡忍, 機論, 58-556, A (1992), 2287-2292.
- (23) 村上敬宜, 微小欠陥と介在物の影響, (1993), 41, 養賢堂.
- (24) 例えば, 市川昌宏・鈴木秀人編, 機械構造物の安全性, (1988), 124-131, 丸善.
- (25) 西谷弘信・南和宏・中江洋, 機論, 58-554, A (1992), 1779-1784.
- (26) Naito, T., Ueda, H. and Kikuchi, M., Met. Trans., A, 15 (1984), 1431-1436.
- (27) Lankford, J. and Kusenberger, F. K., Met. Trans., 4 (1973), 553-559.
- (28) Spies, H. J., Steel Res., 64-8/9 (1993), 441-448.