超急速短時間加熱焼入れしたフェライト地の球状黒鉛鑄鉄の疲労強度*

三 阪 佳 孝¹ 川 寄 一 博¹ 小 茂 鳥 潤² 清 水 真 佐 男²

¹高周波熱錬株式会社

²慶應義塾大学理工学部

J. Japan Inst. Metals, Vol. 69, No. 12 (2005), pp. 1057–1063
© 2005 The Japan Institute of Metals

Fatigue Strength of Ferritic Ductile Cast Iron Hardened by Super Rapid Induction Heating and Quenching

Yoshitaka Misaka¹, Kazuhiro Kawasaki¹, Jun Komotori² and Masao Shimizu²

¹NETUREN Co., Ltd., Hiratsuka 254-0013

²Department of Mechanical Engineering, Keio University, Yokohama 223-8522

To clarify the effects of Super Rapid Induction Heating and Quenching (SRIHQ) on fatigue properties of Ferritic Ductile Cast Iron (FDI), rotational bending fatigue tests were carried out on specimens treated with four types of heating cycle. Results showed that; (i) the SRIHQ process generated a thin dark gray area around the graphite. This dark area was composed of a martensite structure (*ringed martensite*). (ii) The *ringed martensite* generated a compressive residual stress field at the surface hardened layer. Two types of compressive residual stress generative mechanisms were observed. One was a microscopic residual stress generative process due to the formation of *ringed martensite* and the other was a macroscopic residual stress generative process due to the expansion of the surface hardened layer. (iii) The fatigue strength of SRIHQ treated FDI specimen was higher than that of the untreated one. This was because the compressive residual stress field generated by the *ringed martensite* suppressed initiation and propagation of fatigue cracks.

(Received September 15, 2005; Accepted October 7, 2005)

Keywords: rotational bending fatigue, fracture mechanism, super-rapid induction heating and quenching, ferritic ductile cast iron

1. 緒 言

球状黒鉛鑄鉄はニアネットシェイプ化が容易であるという特徴に加えて優れた切削加工性を示し、成形加工工数の削減が図れるため、機械構造部材として幅広く使用されている。しかし、溶製材である鉄鋼材料に比べて、高強度材として使用されることは少ない。この原因は鑄鉄内の黒鉛や巣などが、欠陥、切欠として作用するためで、一般には、高い疲労強度が要求される部材への適用は困難とされている。そのために、鑄物組成、鑄造方法、熱処理方法などについて疲労強度の改善・安定策が検討されている^{1,2)}。

近年、大型の高周波誘導加熱発振器の高出力を 1/10000 秒の超短時間で高精度制御する技術が実用化され、これを用いることにより、0.5 s 以内の超急速短時間加熱焼入れ (SRIHQ: Super Rapid Induction Heating and Quenching) が可能となり、硬化層深さを極めて高精度にコントロールすることにより、高硬さ、高圧縮残留応力、低変形を有する歯車が創生できることが示されており³⁻⁶⁾、この SRIHQ を種々の部材へ適用拡大するためには、その高強度化機構を明ら

かにすることが重要な課題となっている。

著者らは、溶製材である S45C 鋼に、異なる硬化層深さで SRIHQ を施し、回転曲げ疲労特性を評価した結果、SRIHQ を施した硬化層には極めて高い圧縮残留応力が存在し、これにより、疲労強度特性の向上が図れることを明らかにしている⁴⁾。特に、ノッチ底のような応力集中箇所を有した試験片においては、極めて高い疲労強度が創生され、SRIHQ が歯車のようないわば切欠きを有した部材の疲労強度改善に有効であることを明らかにしている⁴⁾。

そこで、本研究では SRIHQ プロセスによるフェライト地の球状黒鉛鑄鉄 FDI (Ferritic Ductile Cast Iron) の疲労強度向上と信頼性向上の可能性を明らかにすることを目的に実験を行った。

2. 実 験 方 法

供試材には 400 MPa の引張強度を有する FDI (FCD400) を用いた。Table 1 に化学成分、機械的性質を示す。なお、鑄造欠陥のバラツキをできるだけ少なくするために、鑄込まれた鑄型の下部から、各ブロックより一本ずつ試験片を採取した。そして Fig. 1 に示す試験片形状に加工した。

次に、Fig. 2 に示す熱処理サイクルで加熱温度を 1248 K

* Mater. Trans. 45(2004) 2930-2935 に掲載

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of the alloy used							
(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
FCD400	3.73	2.24	0.46	0.02	0.007	0.44	0.02
	T.S(MPa)		Y.S(MPa)		El.(%)		
FCD400	422		268		23.7		

T.S: Tensile strength Y.S: Yield strength El.: Elongation

Fig. 1 Specimen configuration.

で一定として加熱時間を 0.13~7.3 s とした SRIHQ を施した. 加熱時間の違いにより, それぞれ A(0.13), B(0.37), C(1.15), D(7.3) シリーズとした. 各試験片について, 試験片 R 部の軸方向 (L) 断面の深さ方向にマイクロビッカース硬さ (荷重 2.94 N) 分布を測定した. また, 微小部 X 線応力測定

Fig. 2 Heating cycle for Super-Rapid Induction Heating and Quenching.

Fig. 3 Optical microstructures.

装置を用いて試験片 R 部の軸方向の残留応力を測定した。疲労試験は、試験片の最小径部をエメリー紙とバフ研磨により鏡面仕上げした後、小野式回転曲げ疲れ試験機 (50 Hz) を用いて行った。本研究では、 10^7 回の繰返し負荷で破断に至らなかった最大応力を疲労強度とした。破断後の試験片については破面のマクロ観察ならびに走査型電子顕微鏡 (SEM) によるミクロ観察を行い、破壊起点部を特定した。

3. 実験結果および考察

3.1 SRIHQ した FDI の金属組織

Fig. 3 に未処理材および A~D シリーズの R 部表面近傍の組織写真を示す。未処理材はフェライト+球状黒鉛であるのに対して、SRIHQ 材は黒鉛の周りに灰色層が観察された。この灰色層は、Fig. 4 に示すように、加熱時間が長くなるに伴い、厚くなっていることがわかった。

そこで、この灰色層組成を精査し、生成メカニズムを明らかにするために、黒鉛周りの炭素分布を電子線マイクロアナライザー (EPMA) を用いて測定 (ビーム径 $1\ \mu\text{m}$) した。その結果、Fig. 5 に示すように炭素量は黒鉛の表面近くで最も多く、黒鉛から離れると少なくなった。また、炭素の拡散部分は灰色層の厚さとほぼ一致していた。次に、灰色層が非常に薄いので、測定荷重 $9.8\ \text{mN}$ でマイクロビッカース硬さを測定した結果、灰色層は $850\sim 890\ \text{HV}$ と高硬さであった。

以上の結果から、この灰色層は SRIHQ での加熱により黒鉛中の炭素が分解し、フェライト中に固溶・拡散し、そして、急速冷却により、拡散部分が変態してマルテンサイトが形成されていると考えられる。このマルテンサイト層は、3 次元的には卵の殻状ではあるが、以下では、このマルテンサイト層を「環状マルテンサイト層」と称す。

Fig. 6(b)~(e) に試験片最小径部における深さ方向の硬さ分布を示す。破線は未処理材の硬さである (Fig. 6(a))。SRIHQ を施した FDI においては、溶製鋼のように明確な硬化領域は表われないが、硬化層においては未処理材に比べ、 $100\sim 200\ \text{HV}$ の硬さ増加が見られた。また、加熱時間が長

くなると、硬化層はより深くなった。この硬化層の硬さ増加は環状マルテンサイト層の生成によるものと考えられる。

Fig. 7 に試験片 R 部表面の軸方向の残留応力測定結果を示す。既報⁴⁾では溶製鋼を用いた試験片に SRIHQ を施すことにより、 $-1000\ \text{MPa}$ を超える高い圧縮残留応力が生起していた。しかし、今回の FDI においては、溶製鋼ほどの高い圧縮残留応力は生起しなかった。

一般に高周波焼入れのような表面硬化の場合、急熱急冷によりマルテンサイト変態し、膨張した表面が内部の非加熱部分に引き込まれて弾性変形するために、表面には圧縮残留応力が生成すると考えられる⁷⁾。しかしながら、SRIHQ を施

Fig. 4 Relation between heating time and thickness of dark gray area.

Fig. 5 Carbon distribution (Series B (0.37)).

Fig. 6 Microhardness distributions.

した FDI においては、2 種類の残留応力生成機構が存在すると思われる。ひとつは前述したマクロ的な生成機構ともうひとつは環状マルテンサイト層によるミクロ的な生成機構である。Fig. 8 の上図は表面部が硬化、膨張することにより表面部に圧縮残留応力場が生成するマクロ的機構で、下図は環状マルテンサイト層が生成することにより、黒鉛周りに圧縮残留応力場が生成するミクロ的機構を示す。

A シリーズで圧縮残留応力が低かったのは、環状マルテンサイト層厚さが B, C シリーズに比べて小さいため、ミクロ的な圧縮残留応力の効果が少なかったためと考えられる。一方、D シリーズで低かったのは、内部まで硬化されていることにより、マクロ的な圧縮残留応力の効果が少なかったためと考えられる。

3.2 FDI の疲労強度におよぼす SRIHQ の影響

Fig. 9 に未処理材および A~D シリーズの疲労試験結果を示す。SRIHQ を施すことにより、疲労強度は、未処理材に比べて大きく向上していることがわかった。A~C シリーズを比較すると、A シリーズに比べ、加熱時間が長い B, C シリーズの疲労強度が向上することがわかった。これは、加熱時間が長くなるにつれ、前述したように、環状マルテンサイト層が厚く形成され、また、圧縮残留応力も高くなることにより、疲労き裂の発生および進展に対する抵抗がより大きくなったためと考えられる。なお、B, C シリーズがほぼ同等の疲労強度を示したのは、Fig. 4, 7 に示すように両材の環状マルテンサイト層厚さ、圧縮残留応力がほぼ同等の値であったためと考えられる。一方、D シリーズの疲労強度が B,

Fig. 7 Relation between heating time and residual stress.

Fig. 9 Result of rotational bending fatigue tests.

Fig. 8 Schematic illustration of the macroscopic and microscopic residual stress generative process.

Cシリーズに比べ若干低かったのは、硬化部の圧縮残留応力が低かったためと考えられる。

次に、SRIHQにより形成された環状マルテンサイト層の疲労破壊機構への影響を明らかにするために、疲労試験中の疲労き裂の発生、進展挙動をビデオマイクロスコープにより観察した。

その代表例として、Fig. 10に未処理材および最も疲労強

Fig. 10 Typical feature of crack propagation behavior.

度が高かった B シリーズの観察結果を示す。未処理材では、き裂の起点部はほとんどが黒鉛組織周辺で、発生したき裂は黒鉛とフェライト地の境界を貫通するように進展しているのに対し、B シリーズの場合、疲労き裂の発生は黒鉛およびフェライト組織からであるが、黒鉛周辺から発生したき裂は未処理材に比べて少なく、Fig. 11 に示すようにき裂は環状マルテンサイト層を迂回するように進展していることがわかった。これは、フェライト基地組織から発生した主き裂の進展が、環状マルテンサイト層の高硬さおよびその生成による圧縮残留応力場によって、黒鉛への侵入を抑制されたため

Fig. 11 Typical feature of crack propagation behavior (Series B (0.37)).

Fig. 12 SEM fractographs of the fracture surface.

と考えられる。

次に、SEM を用いて破面のミクロ観察を行った。Fig. 12 に未処理材と B シリーズの SEM 観察を行った。その結果、破面中に見られる黒鉛の面積率が異なることがわかった。そこで、黒鉛破面率(破面中に観察される黒鉛の面積率)を測定したところ、Fig. 13 に示すように未処理材に比べ、SRIHQ 材の方が少ないことがわかった。このことは、未処理材にお

Fig. 13 Graphite percent in fracture surface.

Fig. 14 Relation between crack propagation rate and ΔK .

いてはき裂が黒鉛を通過して破壊している率が高いことを示唆しており、今まで述べてきた現象を裏付けている。

以上の結果、SRIHQ を施すことにより、環状マルテンサイト層の生成およびそれに伴う圧縮残留応力場生起の効果により、き裂の発生および進展が抑制されたものと考えられる。

また、疲労き裂の発生および進展機構を定量的に評価するために疲労限の 1.1 倍の荷重で試験を行い、表面き裂の進展状況を、応力拡大係数幅を求めることにより評価した。Fig. 14 にき裂進展速度と ΔK の関係を示す。未処理材のき裂進展速度は、SRIHQ 材より高く、傾きも、未処理材では、SRIHQ 材より大きかった。

以上のことより、SRIHQ は FDI のき裂進展を抑制する効果があると考えられる。

4. 結 言

フェライト地の球状黒鉛鉄(FDI)の疲労強度特性におよぼす超急速短時間加熱焼入れ(SRIHQ)の効果を明らかにするために、4 種類の熱処理サイクルを施した試験片の回転曲げ疲労強度を評価した。その結果、以下のことが明らかになった。

(1) SRIHQ を施すことにより、黒鉛周りには灰色の薄いマルテンサイト層が生成する(環状マルテンサイト層)。

(2) 環状マルテンサイト層により表面硬化層には圧縮残留応力場が生起し、この圧縮残留応力の生成機構には 2 つのタイプがあり、1 つは環状マルテンサイト層生成に伴うミクロ的残留応力と、もうひとつは表面部の焼入硬化による膨張に伴うマクロ的残留応力である。

(3) FDI に SRIHQ を施すことにより、未処理材に比べ疲労強度は向上する。これは環状マルテンサイト層が生成することにより発生する圧縮残留応力場が、き裂の発生、進展を抑制するためと考えられる。

本実験を行うにあたり、試料の提供およびご助言をいただ

いた日立金属㈱ 石澤俊崇様に感謝いたします。

文 献

- 1) Bartosiewicz L, Krause, Kovacs B and Putatunda S K: Trans. Am. Foundrymen Soc. **100**(1992) 135-142.
- 2) Heuler P, Hueck M and Walter H: Konstr Giess **17**(1992) 15-27.
- 3) J. Storm and M. Chaplin: Heat Treat. **19**(1987) 30.
- 4) Y. Misaka, Y. Kiyosawa, K. Kawasaki and T. Yamazaki: SAE Technical Paper Series **97971**(1997) 121-130.
- 5) Y. Misaka, Y. Kiyosawa, K. Kawasaki and T. Yamazaki: *The 2nd Asian conference on Heat Treatment of Material* (2001) pp. 50-55.
- 6) J. Komotori, M. Shimizu, Y. Misaka and K. Kawasaki: International Journal of Fatigue **23**(2001) S255-S230.
- 7) George E. Totten and Maurice A. H. Howes: *Steel Heat Treatment*, (Marcel Dekker, Inc.) (1997) pp. 835-836.