オーステンパ球状黒鉛鋳鉄の長寿命疲労特性におよぼす ショットピーニング処理の影響*

政 木 清 孝^{*1}, 越 智 保 雄^{*1}
細 谷 拓 三 郎^{*2}, 松 村 隆^{*1}

Effect of Shot Peening Treatment on High Cycle Fatigue Property in Long Life Regime of Austempered Ductile Cast Iron

Kiyotaka MASAKI^{*3}, Yasuo OCHI,
Takusabuo HOSOYA and Takashi MATSUMURA

^{*3} Department of Mechanical Engineering and Intelligent Systems, University of Electro-Communications,
1-5-1 Chofugaoka, Chofu-shi, Tokyo, 182-8585 Japan

Rotating bending fatigue tests were carried out on austempered ductile cast iron (ADI) with shot peening (SP) treatment, and influences of the SP treatment on fatigue properties and fracture morphologies were investigated in the long life regime. As a result, improvement of fatigue strength for shot peened ADI specimen was identified before the region of the 10^7 cycles. Moreover the $S-N$ diagram of shot peened ADI and fatigue limit of non-shot peened ADI cross at over 10^8 cycles. Then fatigue strength at 10^8 cycles of non-shot peened ADI was about 360 MPa and that of shot peened ADI was about 280 MPa. To investigate the reason for fatigue strength reduction of shot peened ADI, residual stress distribution and hardness distribution were measured and fracture origin was observed by SEM. As a result, the reason why the fatigue strength of shot peened ADI decreases more than non-shot peened ADI was that the tensile residual stress had acted inside the specimen. The fatigue limits of shot peened ADI were estimated by casting defects size and actual stress distribution in the specimen.

Key Words: Fatigue, Surface Treatment, Residual Stress, Long Life Region, Ductile Cast Iron

1. 緒 言

自動車の軽量化は鋳造部品の多用が有効な手段のひとつであるため、鋳造アルミニウム合金や球状黒鉛鋳鉄の自動車部材への適用が盛んにおこなわれている。なかでもオーステンパ球状黒鉛鋳鉄 (Austempered Ductile Cast Iron (ADI)) は、鋳造アルミニウム合金に比べて比強度が高いことから、ADI を使用することで 50% 以上のコスト低減につながると期待されており^①、特に減衰特性が優れるために主に歯車部材としての適用が進められている。また最近では、曲げ強度のさらなる向上を目的としてショットピーニングを適用し、歯車の面圧強度や摩耗特性向上に関する研究がなされている^{②③}。また一方で、機械構造用部品などでは負荷の繰返しによる疲労損傷が問題となるため、越智らも過去に ADI の 10^7 回までの高サイクル疲労

特性に関する研究を行ってきた^{④⑤}。ADI の 10^7 回を超える高サイクル疲労挙動に関しては、高強度鋼の高サイクル疲労特性で見られるのと同様に $S-N$ 特性の二段折れ曲がりを示すことが土居ら^{⑥⑩}や中村ら^{⑪⑫}によって報告され、表面の鋳造欠陥から内部の鋳造欠陥または黒鉛へ疲労き裂発生起点が遷移することが原因であると報告されている。このような疲労特性を持つ ADI に表面硬化処理を施すと、高サイクル疲労破

Fig.1 Schematic illustration of $S-N$ curve in high cycle fatigue process^⑩.

* 原稿受付 2005 年 3 月 3 日.

^{*1} 正員, 電気通信大学知能機械工学科 (〒182-8585 調布市調布ヶ丘 1-5-1).

^{*2} 電気通信大学大学院機械制御工学専攻 [現: (株) 日本原子力発電].

E-mail: masaki@mce.uec.ac.jp

壊形態が内部起点型となることは Ji ら⁽¹³⁾、加藤ら⁽¹⁴⁾、鈴木ら⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾によって報告されているが、ショットピーニング処理した ADI 材の 10^8 回疲労強度が未処理材の 10^8 回疲労強度と同等となる（長寿命域でショットピーニング処理の効果が消滅する）との報告もある⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。この問題に関して土居らは、図 1 に示すように表面層の硬さに依存して ADI の S-N 曲線形状が変化するモデルを提案している⁽¹⁰⁾。土居らのモデルでは 10^8 回疲労強度を疲労限度とすることを推奨しているが、内部起点型破壊であるショットピーニング処理材と表面起点型破壊である未処理材が、 10^8 回以降の繰返し数においてどのような疲労特性（S-N 特性）を示すかは明らかにされていない。そこで本研究ではショットピーニング処理した ADI を用いて回転曲げ高サイクル疲労試験を行い、 10^8 回を越える領域での疲労特性について調査し、内部起点型破壊発生メカニズムと疲労限度の存在に関して検討を行った。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材 供試材はオーステンパ処理した ADI (FCAD1000 相当) である。化学成分を表 1 に示す。舟型形状に鋳込み後、 875°C 2hr 保持後 375°C に急冷、2hr 保持後急冷のオーステンパ処理を施した。オーステンパ処理後の組織写真を図 2 に、黒鉛性状を表 2 にそれぞれ示す。試験片は舟型の底部より採取し、図 3 に示す形状に機械加工により作成した。試験片中央部をエメリ研磨の後バフ仕上げしたものを AC (as cast) 材とし、ショットピーニング処理したものを SP

Fig.2 Microstructure of material.

Table 1 Chemical composition, [wt %]

C	Si	Mn	P	S	Mg
3.72	2.22	0.49	0.018	0.0061	0.04

Table 2 Characteristic of microstructure.

$D_m(\mu\text{m})$	$n_g(1/\text{mm}^2)$	$f_g(\%)$	$h_g(\%)$	$f_b(\%)$
39.8	122	11.6	76.4	88.4

D_m : mean diameter of graphite grain,

n_g : nodule count in a unit f_g : volume fraction of graphite

h_g : nodularity

f_b : volume fraction of bainite

材とした。ショットピーニング処理はエア式の処理装置を使用し、平均粒径 0.6mm、硬さ HRC60 の硬球ショットを使用して、投射圧力 0.245MPa にてアークハイト値が 0.4mmA となるように実施した。AC 材および SP 材の機械的特性を表 3 に示す。

2.2 実験方法 疲労試験は小野式の回転曲げ疲労試験機を用い、回転数 2750rpm、応力比 -1、室温大気中にて実施した。通常の疲労試験では繰返し数 $10^7 \sim 10^8$ 回を打ち切り繰返し数と設定するが、本研究では 10^8 回以降の長寿命域における疲労強度特性を調査するため、打ち切り繰返し数を設定しなかった。疲労破断後は走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて破面観察を行い、破壊起点の特定を行った。

3. 実験結果

3.1 ピーニング効果の調査

3.1.1 硬さ分布 硬さ分布の測定はマイクロビッカース硬さ試験機を使用し、黒鉛を避けて基体組織を対象に行った。試験片中央部 $\phi 7\text{mm}$ 部における表面近傍の硬さ分布を図 4 に示す。AC 材の表面近傍については機械加工による若干の硬さの向上が認められるが、ショットピーニング処理によってさらに硬さが

Table 3 Mechanical properties of specimens.

	$\sigma_{0.2}(\text{MPa})$	$\sigma_B(\text{MPa})$	$\delta(\%)$	$\phi(\%)$
ADI-AC	694	962	9.87	12.4
ADI-SP	723	929	5.38	2.93

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress

δ : Elongation

σ_B : Tensile strength

ϕ : Reduction of area

Fig.3 Shape of fatigue test specimen. (mm)

Fig.4 Vickers hardness distributions of specimens.

向上している。SP 材の試験片表面層の硬さは AC 材に対して約 200HV 向上し、また SP 材と AC 材の硬さが等しくなる硬化層厚さは約 400 μm であった。

3.1.2 半価幅および残留応力分布 X 線回折装置を使用して、試験片中央部 $\phi 7\text{mm}$ 部における半価幅の分布および残留応力の分布を調査した。測定には X 線源として Cr-K α 線を利用し、 αFe 211 面(156.4°)を対象として 40kV, 50mA, 100sec の照射条件にて実施した。なお残留応力測定は半価幅法を使用し、応力定数として -318.14 MPa° を使用した。試験片表面を電解研磨により数 μm 研磨後に X 線回折測定を実施し、測定された残留応力の値がゼロになるまで測定を繰返すことで試験片内の各分布を調査した。まず、得られた半価幅分布を図 5 に示す。半価幅値は一般に組織のひずみ量、硬さ値とよい相関があるとされているが、SP 材では S 型分布を示し、見かけ上硬さ分布と対応しないようである。なお、半価幅値はオーステンパ処理による影響のためか全体的に高めであった。続いて得られた残留応力分布を図 6 に示す。なお、電解研磨による試験片内部の引張残留応力の解放分は、研磨後の試験片内に一様に作用していたと仮定して補正を行った。SP 材の残留応力分布は、猿木らが高周波焼き入れを行った DI 材 (FCD70) で報告したのと同様な試験片内部に水平部が現れる分布を示し⁽¹⁷⁾、表面近傍で最大約 500MPa の圧縮残留応力、試験片内部 100~

200 μm で約 350MPa 一定、約 400 μm の深さで圧縮から約 100MPa の引張残留応力へ遷移する分布となった。もし引張残留応力分布が試験片内部で一定値となる分布形態でなく、中心部より表面側に高いピークを持つような場合は、試験片内部の力の釣り合いから引張残留応力のピーク値が 100MPa よりも高くなると予想される。

ADI 材の X 線回折特性が図 5 および図 6 のような特性を示した理由の一つには、残留オーステナイトの存在が挙げられる。一般に ADI は 30~40% の残留オーステナイトを有していると言われている⁽¹⁸⁾。本研究の供試材について、化学成分と熱処理条件から残留オーステナイトの体積分率を L.C. CHANG の提案式⁽¹⁹⁾から算出したところ、約 16% であった。残留オーステナイトはショットピーニング処理や機械加工によって加工誘起マルテンサイトに変態するため⁽⁴⁾⁽⁶⁾⁽²⁰⁾⁽²¹⁾、SP 材の試験片表面近傍では加工誘起マルテンサイトが生成していると考えられる。その変態時には体積膨張が生じるため、周囲の組織にはひずみが生じ、ショットピーニング処理によるひずみと重畳して高い圧縮残留応力が生じる⁽²⁰⁾。しかし、ADI には低強度の黒鉛が存在し、また残留オーステナイトがマルテンサイト変態せずに残留しているような状態では残留応力を緩和するため⁽²⁰⁾、試験片内部で残留応力分布が一定となったのであろう。

一方、SP 材の αFe 211 面に関する X 線半価幅分布が S 型分布を示した理由は、推測の域を出ないが残留オーステナイトの存在によるひずみの緩和（このことから推測される）と処理にともなう基地組織であるベイナイト、そして加工誘起マルテンサイトのひずみの増加が重畳した結果だと思われる。

3.2 疲労試験結果 疲労試験により得られた両材の S-N 曲線を図 7 に示す。図には過去に越智らが

Fig.5 Half Value Breadth distributions of specimens.

Fig.6 Residual stress distributions of specimens.

Fig.7 S-N curves of all specimens.

行った別ロット ADI(同一メーカ提供, 同一熱処理条件)の疲労試験結果(10^7 回打ち切り)を参考として示した⁽⁷⁾⁽⁸⁾. AC 材の S-N 曲線には 10^6 回付近で明瞭な水平部(約 360MPa)が存在し, 実験点のバラツキが大であるが $10^8 \sim 10^9$ 回で再び折れ曲がるような傾向が認められる. これに対して SP 材の S-N 曲線には 10^9 回以前で明瞭な水平域は存在せず, AC 材よりも明らかに長寿命側に位置するものの, 土居らが提案しているように 10^8 回付近で AC 材の S-N 曲線と交差して, 10^{10} 回あたりで約 280MPa の水平部が現れるような傾向である. ADI にショットピーニング処理を施しても SP 処理の効果が長寿命域で消滅する⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾のではなく, むしろ疲労強度を低下させてしまうようである. また両材のマクロ破面様相には明確な違いが認められた. 図 8 にそれぞれ 10^8 回以上で破断したマクロ破面を示す. AC 材のマクロ破面は通常の表面起点型破壊の典型的な様相を呈しているが, SP 材のマクロ破面は楕円形状をした明瞭なフィッシュアイが観察され, 中心部に鑄造欠陥の存在する内部起点型破壊であった.

(a) ADI-AC ($\sigma_a = 350$ MPa, $N_f = 6.39 \times 10^8$ cycles)

(b) ADI-SP ($\sigma_a = 280$ MPa, $N_f = 4.23 \times 10^9$ cycles)

Fig.8 Macro-image of fracture surfaces.

(a) Low magnification (b) High magnification

Fig.9 Crack initiation site of ADI-AC.

($\sigma_a = 380$ MPa, $N_f = 9.25 \times 10^6$ cycles)

3.3 SEM による破面観察 続いて, SEM による破面観察を行った. AC 材の破壊起点は全て表面起点型であり, 起点の種類としては鑄造欠陥, 球状黒鉛密集部, 粗大(異常)黒鉛が混在していた. 鑄造欠陥を起点とした場合の SEM 観察例を図 9 に示す. 一方の SP 材の破壊起点は全て内部起点型破壊であり, 起点のほとんどが内部の鑄造欠陥であったが, 一部に黒鉛が起点となる場合も存在していた. 図 10 に鑄造欠陥を基点とする場合の SEM 観察例を示す. また SP 材の高応力振幅の場合においては, 図 11 に示すように破面上に複数のフィッシュアイが観察される場合もあった. SP 材の起点深さを調査した結果を図 12 に示す. 起点となった鑄造欠陥の中心深さはおおよそ $500\mu\text{m}$ であり, 硬化層の厚さよりも若干深い位置である.

4. 考 察

4.1 疲労過程中的材料特性変化と疲労特性 金

Fig.10 Crack initiation site of ADI-SP.

($\sigma_a = 380$ MPa, $N_f = 2.34 \times 10^7$ cycles)

Fig.11 Twin fish eye of ADI-SP

($\sigma_a = 500$ MPa, $N_f = 1.47 \times 10^6$ cycles)

Fig.12 Depth of crack initiation site on ADI-SP.

金属材料が繰返し負荷を受けると、その材料の特性に応じて繰返し加工軟化または繰返し加工硬化を起こす。ADI は組織中に残留オーステナイトを有しているため、AC 材においては繰返しにともなって加工誘起マルテンサイトが生成し、組織の繰返し加工硬化を起こすと考えられる⁹⁾。AC 材の S-N 曲線において一度水平部が現れた後、表面起点型破壊形態で 10^8 回以降に再び折れ曲がるのは、この繰返し特性に起因するものと思われる。AC 材の S-N 曲線の水平部より高応力側では試験片表面に隣接する最大級の鑄造欠陥からき裂が発生し、疲労寿命は CT 試験により得られたパリス則によって整理される¹⁰⁾。一方で水平部より低応力側では黒鉛や小さな鑄造欠陥を起点としてき裂が発生し、疲労寿命がパリス則に従わない組織敏感性なき裂進展特性となるとされている¹⁰⁾。ADI では長い期間をかけて徐々に試験片表面近傍で残留オーステナイトの加工誘起変態と組織の繰返し加工硬化が生じるため、その結果、長寿命域にて組織の欠陥感受性が高くなって表面起点型の疲労破断を起こすものと思われる。

一方の SP 材においては、ショットピーニング処理によって表面近傍の残留オーステナイトが既に加工誘起マルテンサイト変態しているため、疲労の初期から圧縮残留応力が減衰し、組織も繰返し加工軟化するとされている⁹⁾。そこで SP 材の負荷繰返しにともなう残留応力の減衰挙動について調査を行った。負荷応力振幅 500MPa および 420MPa における SP 材の疲労過程での表面残留応力の変化を図 13 に示す。各試験片が疲労破断するまで測定を行ったが、疲労過程での圧縮残留応力の変化量はいずれも僅か 30MPa 程度であった。この値は約 100MPa 程度の減衰となるショットピーニング処理したフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄(FPDI)、パーライト基地球状黒鉛鋳鉄(PDI)と比較すると低い値である¹⁰⁾。また FPDI、PDI の低応力振幅での疲労試験では疲労初期の残留応力がそのまま残留し続けたことを考えれば¹⁰⁾、ADI の SP

Fig.13 Change of the surface residual stress on ADI-SP.

材で負荷応力振幅が 400MPa 以下の場合においてはほとんど残留応力の減衰が生じないものと推測される。

4.2 SP 材の疲労き裂発生と疲労限度 SP 材では高応力レベルと低応力レベルの破壊形態に差異が認められなかったため、短寿命域から長寿命域まで同一のき裂発生メカニズムに支配されているものと考えられる。ADI の大きなき裂進展に関する下限界応力拡大係数範囲は中村らによって $6.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度と報告されているが¹¹⁾、表面微小き裂発生に関する最大応力拡大係数の下限界値は約 $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であることが過去の越智らの研究によって明らかとなっている⁹⁾。ADI の内部き裂発生は何らかの欠陥を起点とするので、この値をそのまま適用して村上らの欠陥が試験片内部に存在する場合の最大応力拡大係数 $K_{I\text{max}}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) の算出式¹²⁾から SP 材の疲労き裂発生条件について検討した。

$$K_{I\text{max}} \approx 0.5\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}}} \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで σ_0 は欠陥位置における最大の応力(MPa)、 $\sqrt{\text{area}}$ は欠陥面積の平方根(m)である。疲労き裂は試験片内部に存在する鑄造欠陥を起点として発生するため、まず破面上の鑄造欠陥を包絡線で囲んだ面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ を測定した。測定結果を図 14 に示す。起点となった鑄造欠陥の寸法は $100\sim 400\mu\text{m}$ の間に分布するようであるが、 $200\mu\text{m}$ 程度のものが多く存在するようである。この寸法は過去に越智が行った研究結果(表面起点型の場合の鑄造欠陥寸法サイズは $80\sim 180\mu\text{m}$ に分布する)とよく対応する値である⁹⁾。そこで、試験片内部に寸法約 $200\mu\text{m}$ の鑄造欠陥が存在すると仮定した場合の、き裂発生に必要な最大の応力を(1)式から計算する。内部き裂の発生に関する最大応力拡大係数の下限界値が表面起点型の場合と同じ約 $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ とすれば、そのときの鑄造欠陥の存在する位置での最大の応力は約 320MPa となる。

試験片内部の残留応力は疲労過程でほとんど変化

Fig.14 Size of crack origin (root area) on ADI-SP.

しないので、図6に示した残留応力分布を考慮した試験片内部の実応力分布について検討する。一般に試験片内部の実応力は、弾性限度以下であれば負荷応力振幅の応力勾配と残留応力分布の代数和として扱うことが多いので²⁰⁾、本研究においても同様にしてSP材の試験片内部の実応力分布を推定した。図15に公称負荷応力振幅が250MPa, 300MPa, 350MPaにおける試験片内部の実応力分布を示す。表面近傍の高い圧縮残留応力に釣り合うように、試験片内部には約100MPa程度の引張残留応力が作用しており、その影響を受けて公称負荷応力振幅が約300MPaのときに試験片内部の最大の応力が320MPaとなっている。またその応力が作用する深さは約500~600 μ mであり、図12に示した疲労破壊起点となった鑄造欠陥の深さとほぼ一致する。表面からの深さが400 μ mより深い位置では、図4に示したようにAC材の硬さと同一であるので、硬さの向上にともなう疲労強度の向上は無いものと考えられる。この結果、力学的に微小き裂発生に関する最大応力拡大係数の下限界値を満足し、AC材のS-N曲線水平部(約360MPa)以下においても試験片内部の鑄造欠陥から疲労き裂が発生し、試験片が破断するものと思われる。

5. 結 言

オーステンパ処理した球状黒鉛鋳鉄(ADI)にショットピーニング(SP)処理を施し、繰返し数が 10^8 回を超える領域まで回転曲げ疲労試験を実施した。その結果以下の結論が得られた。

(1) ADIのS-N曲線には 10^6 回程度で明瞭な折れ曲がり点が認められたが、ショットピーニング処理したADIのS-N曲線には 10^8 回まで明瞭な折れ曲がり点は認められず、 10^8 回付近で未処理材のS-N曲線と交差した。ADIの有限寿命域の疲労寿命特性はショットピーニング処理により改善されたが、一方で疲労限度は処理により低下した。

Fig.15 Actual stress distribution of ADI-SP.

(2) ADIの疲労破壊は全て表面起点型破壊であったが、ショットピーニング処理したADIの疲労破壊は全て内部起点型破壊であった。き裂発生起点は両材ともにほとんど鑄造欠陥であったが、一部、黒鉛密集部や異常黒鉛を起点とするものが存在した。

(3) SP処理材の疲労き裂発生起点深さは、処理により生じた硬化層厚さより深く、引張残留応力が作用していると思われる深さとはほぼ一致した。AC材の疲労限度以下の応力におけるSP処理材の疲労破壊現象は、起点となる鑄造欠陥に引張残留応力が作用した結果、最大応力拡大係数がき裂発生の下限界応力拡大係数値以上となるためである。

文 献

- (1) Foundry Trade J, 178-3612, (2004), 54-56.
- (2) H. OHBA, S. MATSUYAMA and T. YAMAMOTO, Tribology Trans., 45-4, (2002), 576-582.
- (3) 石丸良平, 有浦泰常, 吉岡恒一, 五家政人, 機論, 68-670, C (2002), 1855-1860.
- (4) 橋本宗到, 白鳥正樹, 伊藤督記, 平井淳一, 機論, 61-585, A (1995), 889-893.
- (5) 小田哲, 矢野満, 五家政人, 小出隆夫, 機論, 56-532, C (1990), 3416-3419.
- (6) 有浦泰常, 森川浩次, 石丸良平, 松川洋二, 五家政人, 機論, 66-643, C (2000), 936-943.
- (7) 越智保雄, 石井明, 佐々木茂美, 小方智寿, 小西康哉, 第7回破壊力学シンポジウム講演論文集, (1993), 31-35.
- (8) 越智保雄, 小方智寿, 久保田祐信, 石井明, 材料, 46-10, (1997), 1155-1160.
- (9) 土居滋, 光永公一, 松藤賢一, 機論, 61-591, A (1995), 2381-2385.
- (10) 土居滋, 原田昭治, 高原正雄, 廣安武, 池田秀男, 機論, 62-595, A (1996), 589-593.
- (11) 中村孝, 東郷善之, 神保勝久, 永井文雄, 機論, 59-568, A (1993), 2817-2824.
- (12) 中村孝, 金子真, 田辺智明, 神保勝久, 永井文雄, 機論, 61-582, A (1995), 441-446.
- (13) S. Ji, K. ROBERTS, Z. Fan, Mater. Science and Tech, 18-2, (2002), 193-197.
- (14) 加藤容三, 高藤新三郎, 機論, 63-610, A (1997), 1153-1158.
- (15) 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.
- (16) 鈴木秀人, 曲田淳, 豊偉民, 伊藤吉保, 機論, 61-591, A (1995), 2349-2354.
- (17) 猿木勝司, 山田明, 小川一義, 材料, 37-417, (1988), 631-636.
- (18) 小林俊郎, 山田伸弥, 材料, 43-494, (1994), 1427-1436.
- (19) L.C. CHANG, Metal & Mater Trans, 34-A, (2003), 211-217.
- (20) 小島芳彦, 三輪能久, 須沢昌之, 西村克典, 有見幸夫, マツダ技報, 5, (1987), 165-173.
- (21) 衛藤洋二, 松井勝幸, 神泰行, 安藤柱, 機論, 69-680, A (2003), 733-740.
- (22) Y. OCHI, K. MASAKI, T. MATSUMURA and T. SEKINO, Int. J. of Fatigue, 23, (2001), 441-448.
- (23) 村上敬宜, 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993).
- (24) 加賀屋忠治, 日本材料学会第17回疲労講座「表面硬化処理材の疲労強度-その基礎と応用-」, (1997), 32-40.