急凝固 ADI の疲労信頼性向上における
最適 SP 条件の検討*鈴木 秀人^{*1}, 伊藤 金彌^{*2}, 西野 創一郎^{*1}
山田 壮一^{*3}, 森谷 光孝^{*4}Examination of the effect of Shot-Peening Conditions on the Improvement
of Fatigue Reliability of Metal-Molded Austempered Ductile IronHideto SUZUKI, Kinya ITO, Soichiro NISHINO,
Soichi YAMADA and Mitutaka MORIYA

An examination of the effect of shot-peening (SP) conditions on the improvement of fatigue reliability of metal molded ADI was performed with a mesoscopic observation of fracture morphology. The main results obtained were as follows: (1) The 10^6 endurance limit could be improved with an increase of SP strength, but the endurance limit of 1.0 mmA SP material was as high as that of 0.8 SP material. On the other hand, the 2×10^7 endurance limit was not improved with SP treatment. (2) The origin of fatigue cracks of metal-molded ADI was not the pores, since the cooling rate of metal molded ADI was slower than that of sand molded ADI. (3) The origin of fatigue cracks was transferred from the surface to the inside with an increase of SP strength, due to the effect of compressive residual stress induced by SP treatment. (4) Although the depth affected by SP treatment of 1.0 SP material was greater than that of 0.8 SP material. The influence of SP strength on the endurance limit of metal molded ADI was only effective up to 0.8-SP strength because of the existence of a stress gradient.

Key Words: Fatigue, Reliability, Crack Propagation, Austempered Ductile Iron, Fractography, Shot Peening, Metal Mold, Mesoscopic Structure

1. 緒 言

近年, 先進材料の疲労信頼性を, ミクロとマクロの中間に属する顕微鏡尺度のいわゆるメゾ構造尺度から評価する試みがなされており, 数多くの研究成果が得られている^{(1)~(12)}. その中でも, オーステンパ球状黒鉛鉄(ADI)は, 強度と靱性を兼ね備えており, 耐疲労性にも優れているため, 自動車部品等に適用が進んでいる^{(5)~(27)}. ADIの部品化の際には, 耐摩耗性の向上のためにショットピーニング処理等の表面処理を施す場合が多い. しかしながら, 表面処理を施した材料の疲労信頼性評価については未解決な問題が数多く残されており, 実用上重要な研究課題である.

著者らは前報⁽¹²⁾でショットピーニング処理(SP処理)を施した砂型 ADI の疲労信頼性について検討し, 冷却速度の遅い砂型材では材料内部の欠陥(ポロシティ)が多く, SP処理によって表面を硬化しても内部欠陥からき裂が発生するため, 時間強度は改善されても, 耐久限度は改善されないという結論を得た.

そこで, 本報では冷却速度が早く, ポロシティの生成が抑制された金型材に SP 処理を施し, 疲労強度の向上を試みた. また, SP 強さを変化させた試験片を用いて疲労試験を行い, SP 強さが ADI 金型材の疲労信頼性に及ぼす影響についてメゾ構造尺度から検討し, 最適 SP 条件について検討することを研究目的とした.

2. 供試材および実験方法

供試材は 100 kg 高周波炉で溶製されたものであり, 置き注ぎ法(サンドイッチプロセス)にて黒鉛球状化処理した後 1380°C で図 1 に示す Y ブロック形に鋳込んだ. Y ブロックの底には冷やし金が設置されている. 表 1 にカントバックによる化学組成を示す. Y ブロッ

Fig. 1 Y-block

* 原稿受付 1995 年 7 月 20 日.

^{*1} 正員, 茨城大学工学部 (〒316 日立市中成沢町 4-12-1).^{*2} 正員, 茨城大学大学院.^{*3} 学生員, 茨城大学大学院.^{*4} 学生員, 茨城大学学生.

ク形はフェライト化後焼なまし後荒加工し、オーステンパ処理を行った。この熱処理条件を図2に示す。なお、供試材である金型材は、冷却速度が大きい冷やし金近傍の部分から取り出され、これを図3の形状の試験片に機械加工した。供試材の顕微鏡組織の解析結果を表2に、機械的性質を表3に示す。さらに、顕微鏡組織写真を図4に示す。以上の組織解析結果より、黒鉛の大きさおよび分布状態は極めて良好である。

本研究ではSP強さが疲労強度に及ぼす影響について検討するために、表4に示すようにオールメン・アークハイトを0.6, 0.8, 1.0 mmAと三段階に変化させた試験片とSP処理されていない試験片の計4種類を準備した。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機(繰返し周波数 50 Hz)を用いて行った。

なお、残留応力値はX線法により測定し、内部方向への分布は試験片を電解研磨し、その都度、残留応力

値を測定することによって求めた。

3. 実験結果および考察

3・1 疲労試験結果 各材料の疲労試験結果を図5に示す。図5より、SP強さをあげるに従って時間強度が改善されていることがわかる。また、図5より、各材料における 10^6 時間強度および 2×10^7 耐久限度について示したものが図6である。図6より、 10^6 時間強度は、SP強さ0.8 mmAまではSP強さに伴って、改善されている。特に、未ショット材と0.6-SP材の時間強度の差は非常に大きく、SP処理が有効に作用している。しかしながら、1.0 SP材の時間強度は0.8 SP材とほぼ同様であり、SP強さに対する時間強度向上の傾向は飽和している。一方、 2×10^7 耐久限度にお

Table 1 Chemical composition (wt.%)

C	Si	Mn	P	S
3.49	2.41	0.22	0.055	0.01
Cr	Mo	Cu	Ni	Mg
0.04	0.16	0.69	0.04	0.038

Table 2 Microstructural parameter

material	graphite				matrix γ _R %
	D _a μm	n _n /mm ²	h _n %	V _r %	
non shot	10.2	1364	90	12.2	32

*D_a: Average Diameter, *n_n: Nodule Count,
*h_n: Nodularity, *V_r: Volume Frac.,
*γ_R: Retained Austenite

Table 3 Mechanical properties

material	σ _{0.2} (MPa)	σ _B (MPa)	R. A. (%)
non shot	757	1042	14.0
0.6 shot	755	1050	15.1
0.8 shot	760	1005	13.3
1.0 shot	744	995	13.3

Shot Size	0.8mm Dia.
Hardness of shot	HRC 53
Air Pressure	78kPa (0.8kgf/cm ²)
Almen Intensity	Arc Height 0.6mmA
	Arc Height 0.8mmA
	Arc Height 1.0mmA

Table 4 Shot peening condition

Fig. 4 Microstructure

Fig. 2 Heat treatment

Fig. 3 Specimen geometry

Fig. 5 Results of fatigue test

いても若干の改善が認められるが、 10^6 耐久限度と比べるとその程度は小さい。

以上の結果より、SP 処理を施した金型材では 10^6 時間強度は SP 強さの上昇に従って改善されるが、その傾向は飽和することがわかった。また、 2×10^7 耐久限度においては顕著な改善は認められないといえる。このような金型材の疲労挙動は前報⁽¹²⁾ で述べた砂型材と全く同様な傾向である。次に、このような疲労特性についてメゾ構造尺度から検討するために破断した各々の材料の破面観察を行った。

3・2 き裂の発生および進展機構 金型材の破壊起点に焦点を合わせて破面解析を行った。SP 未処理材、0.6、0.8、1.0-SP 材の 4 種類の材料の破面写真の典型的な一例を図 7 に示す。図 7 より、それぞれの供試材の破壊起点には明りょうな相違が認められた。すなわち、未処理材の破壊起点は試験片の表面付近に存在するドロスであった。また、0.6 SP 材、0.8 SP 材および 1.0-SP 材では試験内部に存在するドロスおよび粗大黒鉛であり、冷却速度の早い金型材においても内部には casting defect (ドロスおよび粗大黒鉛) が存在し、これを起点としてき裂が生成することがわかった。しかしながら、砂型材⁽¹²⁾ でみられた巨大なポロシティを起点とする破壊形態は認められなかった。この原因は、冷却速度の早い金型材ではポロシティの生成が抑制されたためであると考えられる。

さらに注目すべき点は、SP 強さの上昇に伴い、破壊起点部が内部へと移動していることである。各材料における破壊起点部深さについて調べた結果を図 8 に

示す。図 8 より、未処理材は表面からき裂が発生しているが、SP 処理を施すことによってき裂発生起点部は内部へ移行しており、SP 強さが大となるほど、き裂発生起点部は深くなっていることがわかる。

図 9 は、SP 処理の効果について模式的に表したも

(a) Non SP material
($\sigma = 520$ MPa, $N_f = 2.89 \times 10^5$, surface)

(b) 0.6 SP material
($\sigma = 540$ MPa, $N_f = 3.47 \times 10^6$, $d = 366$ μm)

(c) 0.8 SP material
($\sigma = 520$ MPa, $N_f = 1.37 \times 10^7$, $d = 771$ μm)

(d) 1.0 SP material
($\sigma = 520$ MPa, $N_f = 1.76 \times 10^7$, $d = 771$ μm)

Fig. 6 Fatigue strength

Fig. 7 Morphology of fractured surface

のである。SP 処理を施すと表面におけるき裂生成が抑制され、き裂起点部は内部へと移行する。さらに、SP 強さを大きくすると、その起点部は深くなり、内部欠陥から発生したき裂の進展は、試験片の内部から表面へ出る段階で圧縮残留応力によって速度が抑制される。すなわち、金型材においても砂型材⁽¹²⁾と同様に、SP 処理の効果は、き裂の進展速度を遅らせ、時間強度を上昇させることのみに有効であると言える。しかしながら、き裂の発生機構については SP 処理の有無にかかわらず同等であり、したがって、耐久限度に関する改善傾向は小さいことが理解される。

一方、1.0-SP 材における時間強度の改善は顕著ではなく、破壊起点部深さも 0.8-SP 材とほぼ同様である。3・3 節ではこのことの原因と破壊起点が内部に移動した原因について残留応力分布および硬度分布から考察する。

3・3 金型材の疲労挙動に及ぼす SP 処理の影響

0.6, 0.8, 1.0-SP 材における硬度分布の測定結果を図 10 に示す。図 10 より、いずれの SP 強さにおいても表面近傍の硬度は顕著に上昇しているが、硬度分布に明りょうな相違は認められなかった。一方、図 11 に示した圧縮残留応力の分布状況は、SP 強さによって明らかに相違が認められる。図 11 より、圧縮残留応力

が零になる深さ、すなわち SP の効果が消失し破壊の起点となるであろう深さはそれぞれの SP 強さによって異なっており、SP 強さが大となるほど、深くなっている。

また、0.8 SP 材と 1.0-SP 材において、残留応力分布から求められる SP 効果の消失する深さの間には明りょうな相違が認められた。しかしながら、前述したように、0.8-SP 材と 1.0-SP 材の破壊起点部深さは同程度であり、時間強度もさほど改善されていない。これは、応力こう配の影響によるものと考えられる。すなわち、1.0 SP 材では圧縮残留応力が零になる深さは約 1 mm であり、この深さからき裂が発生するはずであるが、回転曲げ疲労試験であることから、応力こう配が存在するためにこの箇所には負荷される応力値

Fig. 8 Depth of crack origin

Fig. 9 Schematic Illustration of crack initiation

Fig. 10 Hardness distribution

Fig. 11 Residual stress distribution

は公称応力より低くなる。したがって、1.0-SP 材のき裂発生深さは残留応力分布から予想される深さよりも浅く、0.8-SP 材と同程度であり、時間強度もさほど改善されていないことが理解されよう。

以上の知見から疲労き裂発生・進展挙動に及ぼす SP 処理の効果について解釈すると下記のようになる。SP 処理による表面硬化と圧縮残留応力によって、表面き裂発生が抑えられ、破壊起点部は SP 効果の消失する内部へ移動する。内部で発生したき裂は、試験片の内側から外側に出る段階で圧縮残留応力により進展が抑制され、時間強度を改善する。しかしながら、その改善効果はある SP 強さで飽和する。

残留応力の作用深さは、SP 強さが大となるほど深くなるが、SP 強さをある程度以上大きくしても応力こう配の影響によって、起点部深さは深くならない。よって、時間強度の改善効果はある SP 強さで飽和し、最適 SP 強さが存在することが示唆された。

4. 結 言

凝固速度を速め、内部欠陥の縮小化をはかったオーステンパ球状黒鉛鋳鉄(金型 ADI)の疲労信頼性、特に耐久限度に及ぼすショットピーニング(SP)処理の効果について、疲労き裂発生・進展機構の解明まで掘り下げて検討を加えた。得られた主な結果は、下記のとおりである。

(1) 未処理材と 0.6-SP 材の 10^6 時間強度の差は非常に大きく、SP 処理が有効であることが理解される。しかしながら、0.8-SP 材と 1.0-SP 材の間では期待されるほどの効果は得られなかった。一方、 2×10^7 耐久限度に及ぼす SP 処理の効果は小さい。

(2) 金型 ADI 材の破壊起点はいずれもドロソおよび粗大黒鉛であり、砂型材でみられたポロシティを起点とする破壊形態は認められなかった。この原因は、冷却速度の早い金型材ではポロシティの生成が抑制されたためであると考えられる。破壊起点部深さは、SP 強さの上昇に伴い、内部へと移動していた。しかしながら、0.8-SP 材と 1.0-SP 材の深さは同程度であった。

(3) 各 SP 強さにおいて、硬度分布に差はなかったが、残留応力分布には相違が認められた。圧縮残留応力が零になる深さ、すなわち SP 効果が消失する深

さは、SP 強さが大となるほど、深くなっている。また、起点部深さでは差が認められなかった 0.8-SP 材と 1.0-SP 材において、SP 効果の消失する深さに明りょうな相違が認められた。

(4) SP 処理による表面硬化は表面き裂発生を抑制し、破壊起点を表面から SP 処理効果の消失する内部へと移動させる。さらに、試験片内部で発生したき裂は、試験片表面へ進展する段階で、SP 処理により発生した圧縮残留応力によってその進展速度が抑制される。

(5) SP 処理の影響は、き裂発生部を内部の鑄造欠陥に移動させたことによる時間強度の改善には有効に働くが、耐久限度の改善の効果には、有効には働かない。さらに、SP 強さをある程度以上大きくしても応力こう配の影響により、時間強度の改善は飽和傾向を示し、最適 SP 強さが存在することが示唆された。

文 献

- (1) 鈴木秀人・ほか 3 名, 材料, **34** 387(1985), 1455-1459.
- (2) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **51** 486, A(1985), 1977-1782.
- (3) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **61** 585, A(1995), 894-899.
- (4) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **61** 586, A(1995), 1165-1171.
- (5) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **50** 451, A(1984), 520-525.
- (6) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **51** 464, A(1985), 1224-1229.
- (7) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **53** 490, A(1987), 1000-1006.
- (8) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **57** 537, A(1991), 1029-1034.
- (9) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **57** 537, A(1991), 1062-1066.
- (10) 鈴木秀人, 機論, **58** 555, A(1992), 2028-2033.
- (11) 鈴木秀人, 機論, **61** 585, A(1995), 906-912.
- (12) 鈴木秀人, 機論, **61** 591, A(1995), 2349-2354.
- (13) 加藤容三・ほか 2 名, 機論, **52** 480, A(1986), 1786-1792.
- (14) 田中一郎・ほか 1 名, 自動車技術, **45** 6(1991), 79-85.
- (15) 原田昭治・ほか 3 名, 機論, **58** 552, A(1992), 1306-1312.
- (16) 中村孝・ほか 4 名, 機論, **58** 555, A(1992), 2046-2050.
- (17) 山田伸弥・ほか 1 名, 機論, **59** 557, A(1993), 88-93.
- (18) 安達卓・ほか 3 名, 機論, **59** 558, A(1993), 291-296.
- (19) 松岡敬・ほか 2 名, 機論, **59** 559, A(1993), 722-727.
- (20) 西谷弘信・ほか 3 名, 機論, **59** 561, A(1993), 1250-1255.
- (21) 中村孝・ほか 3 名, 機論, **59** 567, A(1993), 2487-2494.
- (22) 金子真・ほか 3 名, 機論, **60** 570, A(1994), 305-308.
- (23) 土居滋, 機論, **60** 570, A(1994), 331-336.
- (24) 橋本宗到・ほか 3 名, 機論, **61** 585, A(1995), 889-893.
- (25) 川口, 機械学会講習会教材「ショットピーニングの効果と機械部品への適用」, (1988), 31.
- (26) Ebenau, A., Lohe, D., Vohringer, O. and Macherauch, E., *Proc. 4th Inter. Conf. on Shot Peening*, (1990), 389.
- (27) Hasegawa, N., Kato, Y., Takafuji, S. and Furui, H., *Strength Cast Iron and Other Cast Metals '93*, (1993), 103.