

# 積層造形されたマルエージング鋼の疲労強度に及ぼす ショットピーニングの影響

Influence of Shot-peening for Fatigue Strength of Additive manufactured maraging steel

辻 俊哉\* 小林 祐次\*  
Toshiya Tsuji Yuji Kobayashi

水野 悠太\* 政木 清孝\*\*  
Yuta Mizuno Kiyotaka Masaki

Recently, additive manufacturing technology has been researched by many researchers. Because, this technology can produce parts which cannot be manufactured by conventional process such as casting, machining and etc. However, additive manufactured material exist many defects and abnormal microstructure due to melting and solidifying metal powder to form the parts. Therefore, fatigue property of additive manufactured material is different from that of wrought material. In this study, authors carried out fatigue test for additive manufactured maraging steel with shot peening to investigate the influence of shot-peening for additive manufactured material.

KEY WORDS: Additive manufacturing, Shot peening, Fatigue strength

## 1. はじめに

積層造形品は従来の工法では実現できない形状の部品を製造することができる為、航空機業界や医療業界、金型業界を中心に研究されている<sup>1)-3)</sup>。積層造形品の多くは、金属粉末を電子ビームやレーザーで溶融/凝固させて造形する方法の為、従来の溶製材と比較して、多くの内部欠陥や異なる金属組織形態を有している。その為、従来の溶製材とは異なる疲労特性になることが考えられ、多くの研究者が積層造形材の疲労特性について研究を行っている<sup>4)-6)</sup>。しかしながら、表面改質を行った積層造形材の疲労特性に関する研究や、その疲労破面特性に関して考察した研究は少ない。

本研究では、積層造形金型に用いられるマルエージング鋼に対し、圧縮残留応力付与深さを変化させる為、投射材粒径を変化させたショットピーニングを施した試験片の回転曲げ疲労試験を行うことで、ショットピーニングされた積層造形マルエージング鋼の疲労強度特性と疲労破面特性を考察した。

## 2. 供試材及び実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、Table 1に示す化学成分から成るマルエージング鋼粉末 EOS Maraging Steel MS1を直接金属レーザー焼結法にて、直径20mmの円柱状に積層造形し、その後800~850℃加熱保持後、空冷の固溶熱処理を行ったものとした。この供試材をFig. 1で示す形状に機械加工を行った。その際に試験片長軸方向が積層方向と平行となるようにした。

Table 1 Chemical composition of MS1 powder. [wt%]

Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	
17~19	8.5~9.5	4.5~5.2	0.6~0.8	0.05~0.15	≤ 0.5	
Cu	C	Mn	Si	P	S	Fe
≤ 0.5	≤ 0.03	≤ 0.1	≤ 0.1	≤ 0.01	≤ 0.01	Bal.

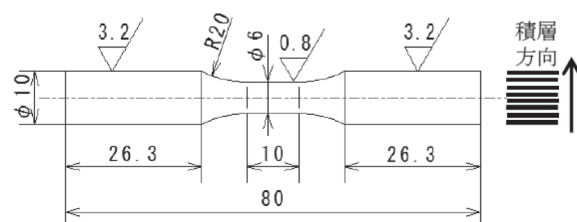
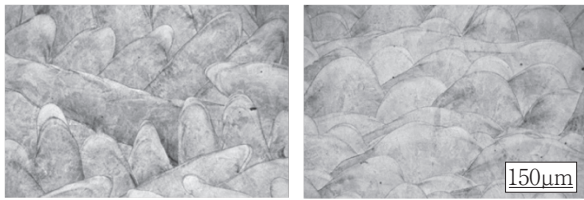


Fig. 1 Shape of the fatigue specimen. (mm)

\*サーフェステックカンパニー 開発グループ 企画開発チーム  
\*\*沖縄工業高等専門学校

Fig. 2 に、固溶熱処理後の試験片の横断面及び縦断面の金属組織観察結果を示す。観察結果から供試材は観察方向によらず、溶解した金属が重なっていることが明瞭に観察された。

試験片は機械加工後の仕上げ加工として、試験片長軸方向に#2000 までエメリ研磨を施し、その後ショットピーニング加工を行った。未処理材には、エメリ研磨したものを更にバフにて鏡面研磨を施した。



Cross section Longitudinal section  
Fig. 2 Microstructure of specimen.

## 2.2 ショットピーニング条件

ショットピーニング条件を Table 2 に示す。本研究では、直圧式エアピーニング装置を使用してショットピーニング加工を行った。ショットピーニング条件としては、圧縮残留応力付与深さを変化させる為に、粒径 0.1mm 鋳鋼ショット (SP-S) と粒径 0.6mm 鋳鋼ショット (SP-L) を用いた。以後、未処理材を H-NP 材、SP 処理材を H-SP-S 材及び H-SP-L 材と称す。

Table 2 Shot peening conditions.

Shot peening condition	SP-S	SP-L
Shot media	Cast steel	Cast steel
Media diameter (mm)	0.1	0.6
Media hardness(HRC)	40-50	45-50
Air pressure (MPa)	0.2	0.2
Coverage (%)	300	300
Archeight	0.216mmN	0.376mmA

## 2.3 実験方法

本研究ではピーニング作用を把握する為、ショットピーニング面観察、表面粗さ測定、硬さ分布測定、残留応力分布測定を行った。

ショットピーニング面観察は光学顕微鏡を用いて行った。

表面粗さ測定は触針式表面粗さ測定機を用い、カットオフ値 0.8mm、測定長さ 4.0mm で測定を行った。

硬さ分布測定は、試験片中央部を切断し、切断面を樹脂埋めした後、鏡面研磨を行ったサンプルをマイクロビッカース硬さ試験機を用い、任意の深さの硬さを測定した。

残留応力分布測定は、リガク製 X 線応力測定機を用い、Table 3 に示す測定条件の下で試験片長軸方向と半径方向の測定を行った。深さ方向の応力測定は電解研磨により、任意の深さまで除去し、逐次応力測定を行った。

Table 3 X-ray stress measurement condition.

Characteristics X-ray	Cr-K $\alpha$
Spot diameter	1.0mm
Diffraction angle	156.4°
Diffraction plane	$\alpha$ -Fe (211)
Measurement time	60S
X-ray constant	318 (MPa/deg.)
Analyzing method	Sin <sup>2</sup> $\Psi$ method

疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機（東京衡機 ORB-10 改）を用いて、主軸回転数 3000rpm、室温大気中環境下で実施した。疲労試験後の破面は、走査型電子顕微鏡 (SEM) や実体顕微鏡により観察を行い、破壊起点の特定を行うとともに、初期欠陥やフィッシュアイの寸法、存在位置などを測定した。

## 3. 実験結果

### 3.1 表面粗さ

Fig. 3 にショットピーニング材の表面観察結果を、Fig. 4 にショットピーニング材の表面粗さを示す。

Fig. 3 の表面観察結果から、0.6mm 鋳鋼で加工した H-SP-L 材は、0.1mm 鋳鋼で加工した H-SP-S 材と比較して面肌が粗くなっている。Fig. 4 の表面粗さ結果から、H-SP-S 材は Ra0.9  $\mu$ m、H-SP-L 材は Ra3.7  $\mu$ m であり、H-SP-L 材は H-SP-S 材よ

り4倍高い算術平均粗さとなっている。

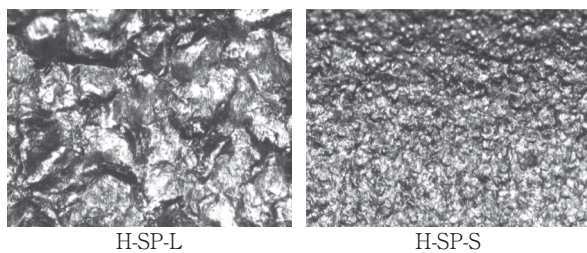


Fig. 3 Surface appearance of SP specimens.

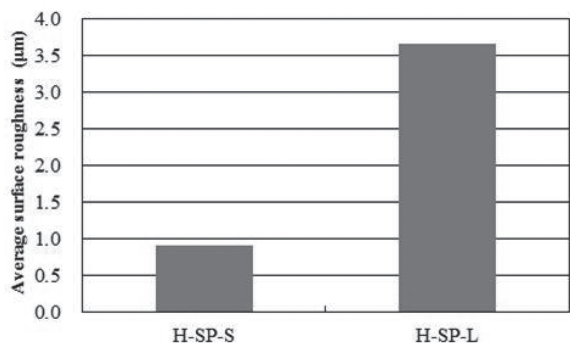


Fig. 4 Surface roughness.

### 3.2 硬さ分布

Fig. 5にショットピーニング材 (H-SP-S材, H-SP-L材) 及び未処理材 (H-NP材) の硬さ分布を示す。

H-NP材は約350Hvであった。ショットピーニング材は表面近傍の硬さは約380Hvあり、約10%程度の硬さ向上であった。ショットピーニングによる硬化層深さはショットピーニング材とも約0.1mm程度であり、大きな差は得られなかった。

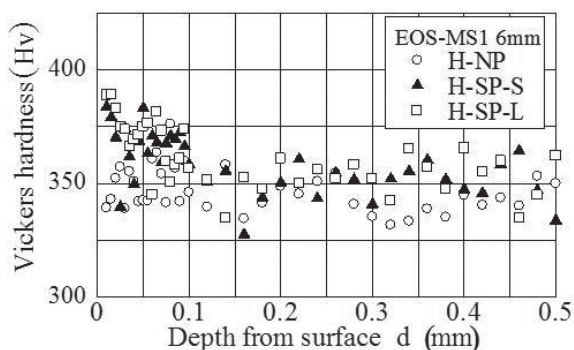


Fig. 5 Vickers hardness distributions.

### 3.3 残留応力分布

Fig. 6にショットピーニング材 (H-SP-S材, H-SP-L材) 及び未処理材 (H-NP材) の残留応力

分布を示す。

H-NP材はショットピーニングを行っていないが、長軸方向に約-500MPaの残留応力となった。これは仕上げ加工のエメリ研磨及びバフ研磨により、圧縮残留応力が導入された為である。

ショットピーニング材は、H-SP-L材は約0.4mmまで圧縮残留応力が付与されており、H-SP-S材は約0.1mmまで圧縮残留応力が付与されていた。

最大圧縮残留応力では、H-SP-S材は0.04mm位置に約-900MPa付与されており、H-SP-L材は0.1mm位置に約-1100MPa付与されていた。

これらの結果から、0.6mm鋳鋼を用いたH-SP-L材は、0.1mm鋳鋼を用いたH-SP-S材よりも高く深い圧縮残留応力が付与できている。これはH-SP-L材の方が大粒径の投射材を使用する為、より深い位置まで塑性変形が可能なことが原因と考えられる。

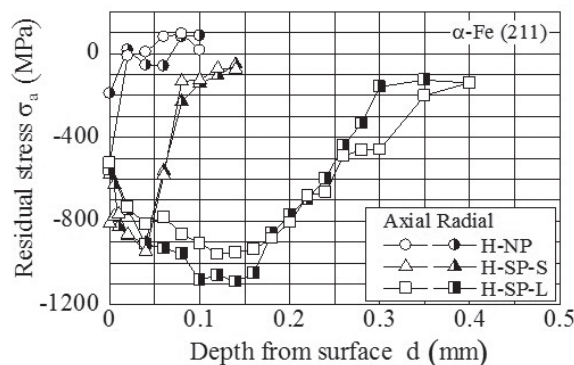


Fig. 6 Residual stress distributions.

### 3.4 疲労試験結果

Fig. 7に疲労試験結果を示す。本試験において、全ての未処理材 (H-NP材) は積層造形由来の表面欠陥を起点に疲労破壊が発生し、全てのショットピーニング材 (H-SP-S材, H-SP-L材) は積層造形由来の内部欠陥を起点に疲労破壊が発生している。結果、ショットピーニングにより破壊形態が遷移した。このことから試験では、ショットピーニングによる表面粗さの違いは疲労強度に影響を与えていないことが分かった。

ショットピーニング材は、H-NP材よりも400MPa以上の応力振幅下では長い疲労寿命となったが、 $10^7$ 回強度に大きな差は得られなかった。

またH-SP-S材とH-SP-L材で比較すると、圧縮残留応力分布が顕著に異なっているにもかかわらず、疲労特性はほぼ同等となった。

例外として、H-SP-S材の500MPaでの疲労寿命がH-NP材と同等となった。この理由を調査する為、破面観察を行ったところ、Fig. 8 (a) に示すように、比較的大きな初期欠陥が表面近傍に残存していたことが確認された。その他のH-SP-S材の破面上には、Fig. 8 (b) に示すように、比較的小さな初期欠陥が観察され、SEMでフィッシュアイが確認できるものがあった。

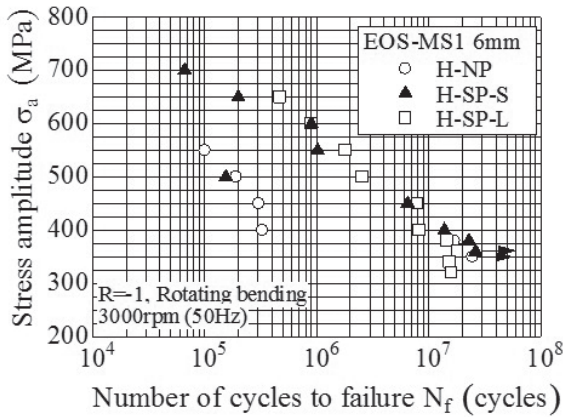
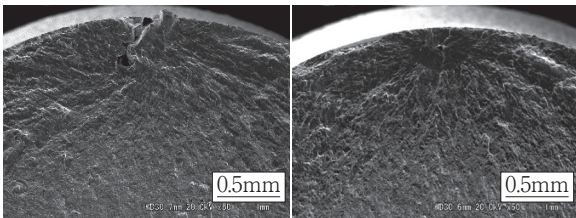


Fig. 7 S-N diagrams.



(a) 500MPa,  $1.5 \times 10^5$  cycles (b) 550MPa,  $1.0 \times 10^6$  cycles  
Fig. 8 Example of macro image of fracture surface.

4. 考察

マルエージング鋼の積層造形+ショットピーニング材の疲労特性を考察する為、Fig. 9 で定義した「破壊起点となった初期欠陥の中心位置 $d_0$ 」と「初期欠陥面積から算出される応力拡大係数 $K_{I_{max}}$ 」を用いて破断面解析を行った。

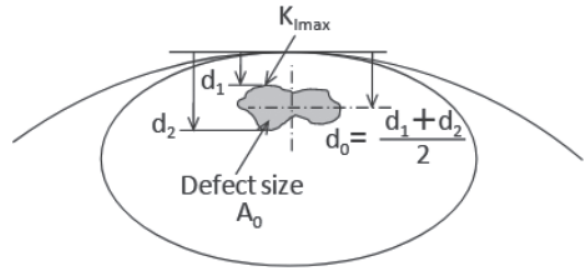


Fig. 9 Definition of measured value for internal defect.

Fig. 10 に起点となった初期欠陥の中心位置(表面からの距離)と応力振幅との関係を示す。

H-SP-S材の初期欠陥は、H-SP-L材よりも明らかに表面側に位置している。また両材とも、初期欠陥の存在位置が、ショットピーニングによる圧縮残留応力付与深さと概ね一致している。これらのことから疲労き裂発生に及ぼす影響は、硬化層よりも圧縮残留応力のほうが大きいと推測される。

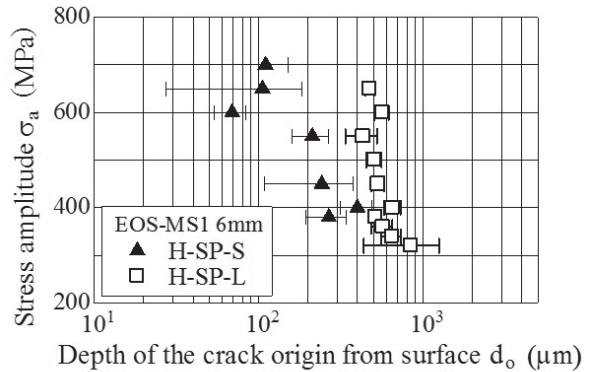


Fig. 10 Depth of initial defect from surface.

Fig. 11 に、初期欠陥面積から算出した応力拡大係数と破断までの繰返し数の関係を示す。

応力拡大係数の算出には、以下の村上らの提案した式(1)を用いて算出した<sup>7)</sup>。

$$K_{I_{max}} = F \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{area}} \dots (1)$$

ここで係数Fは、表面欠陥の場合は0.65、内部欠陥の場合は0.50を用いた。また負荷応力の値を $\sigma_a$ とした時、表面起点型破壊の場合は公称負荷応力とし、一方で内部起点型破壊の場合は、欠

陥の表面側端部を算出基準位置として算出した実応力を用いた。このとき、算出基準位置がショットピーニングによる圧縮残留応力が存在しない深さ付近であることがFig. 10より分かることから、残留応力値は考慮しないこととした。なお、「area」には、Fig. 9で示した「A<sub>0</sub>」を代入した。

未処理材のデータも含めて、起点となった欠陥の応力拡大係数は約2MPa√mに収束する傾向となった。すなわちショットピーニング条件を変更しても、き裂の発生挙動は初期欠陥の応力拡大係数により整理されることが明らかとなった。

これらのことからマルエージング鋼の積層造形材に対するショットピーニング処理は、表面欠陥の縮小効果と圧縮残留応力の付与によって、表面起点型破壊を防止することが可能である。しかしながら、疲労破壊自体は初期欠陥の存在と初期欠陥の大きさに依存し、材料内部に存在する初期欠陥を縮小することができない為、ショットピーニングだけでは疲労破壊そのものを防ぐことはできない。

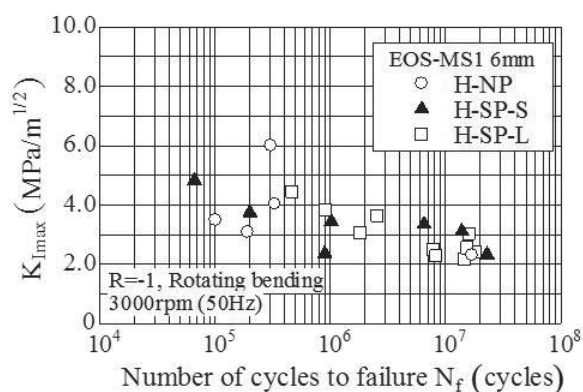


Fig. 11 Relationships between  $K_{max}$  and  $N_f$ .

#### 4. 結言

- (1) ショットピーニング処理をすることで、マルエージング鋼の積層材は圧縮残留応力の影響により、疲労寿命が延長できた。しかしながら、10<sup>7</sup>回強度に大きな差は無かった。
- (2) SEM観察から、本積層材の疲労破壊は全て積層造形由来の欠陥から発生するが、ショットピーニングにより、表面起点型破壊から内部起点型破壊に遷移した。

- (3) 未処理材、ショットピーニング材ともに応力拡大係数は約2MPa√mに収束する傾向となった為、本積層材の疲労強度は欠陥の応力拡大係数に依存する。

#### 参考文献

- 1) PETER SANDER, Industrial Laser Solutions Japan, April (2018), pp.18-21.
- 2) 福田英次、高橋広幸、中川誠治、中島義雄、中野貴由、まてりあ、Vol.52 (2013)、No.2、pp.74-76.
- 3) 高野昌宏、吉田勇太、宮川広康、谷内大世、前川満良、石川県工業試験所平成27年度研究報告、Vol.65 (2015)、pp.13-18.
- 4) Eric Wycisk, Andreas Solbach, Shafaqat Siddique, Dirk Herzog, Frank Walther, Claus Emmelmann, Physics Procedi Vol.56 (2014) pp.371-378.
- 5) Hiroshige Masuo, Yuzo Tanaka, Shotaro Morokoshi, HajimeYagura, Tetsuya Uchida, Yasuhiro Yamamoto, Yukitaka Murakami, Structural Integrity Procedi 7, (2017) pp.17-26.
- 6) Eric Charkaluk, Victor Chastand, ICEM 2018 Proceedings, Vol.2 (2018), pp.1-6
- 7) 村上敬宜、宇宿尚史、日本機械学会論文集 A編、Vol.55 (1989)、No.510、pp.213-221