3D積層により作成したマルエージング鋼の 回転曲げ疲労特性に及ぼすショットピーニングの影響†

政木 清孝* 小林 祐次** 水野 悠太**

Influence of Shot Peening Treatment on Rotating Bending High-Cycle Fatigue Properties of Additive Manufactured Maraging Steels Material

by

Kiyotaka MASAKI*, Yuji KOBAYASHI** and Yuta MIZUNO**

Rotating bending fatigue tests were conducted to investigate the effect of shot peening on fatigue properties of maraging steels made by direct metal laser sintering process which was one of additive manufacturing processes. In order to investigate the effect of lamination direction of material, two types of specimen changed modeling pattern as horizontal modeling and vertical modeling were prepared. As the result of the fatigue test, non peened specimen was fractured from initial defect near the specimen surface, but the shot peened specimen was fractured from initial defect inside specimen where located 600 μ m deeper from surface of specimen. The size of initial defect differs according to the difference in modeling pattern and its size of the vertical modeling material was larger than the horizontal modeling material ones. However, threshold stress intensity factor at which specimen fracture of both materials were the same levels. The cause of this, fatigue limits of the vertical modeling material was slightly smaller than the horizontal modeling material ones. And then, since the final dimensions of the fish eye of both materials become the same, fatigue life of vertical modeling material shorter than horizontal modeling material.

Key words:

Additive manufactured, Shot peening, Maraging steel, High cycle fatigue (HCF), Fracture mechanism, Fish eye, Stress intensity factor

1 緒 言

金属粉末を用いた3Dプリンタ技術は、従来の加工技術では製造することのできない一体物で複雑形状の機械構造部材の製造や、3次元CADデータから直ちにニアネットシェイプでの素形材の製造が可能であることから、様々な機械構造部材の製造方法として実用化されはじめた^{1)~4)}。なかでも本技術は、難加工材として知られるTi-6Al-4V合金を素材とする航空機構造部材や、生体インプラント部材の新たな製造方法として注目されている。機械構造部材へ3D積層材を適用するうえで欠かせないのが、疲労信頼性の把握である。注目されているTi-6Al-4V合金製の3D積層材に関してはこれまでに数多くの疲労特性に関する報告があり、製造時に発生する初期欠陥によって疲労特性が決まると報告されている^{5)~8)}。初期欠陥寸法の縮小が疲労特性改善に直結することから、従来の鋳造アルミニウム合金や球状黒鉛鋳鉄材などに生じる引け巣の縮小技術である熱間等方加圧(HIP)処理に注目が集まり、その有効性が明らかとなりつつある^{9)~11)}。一方で、3D積層材同様に初期欠陥が疲労破壊起点となる鋳造材では、表面近傍の欠陥を縮小できるショットピーニング(SP)処理の有効性が古くから知られている。SP処理はHIP処理よりも低コストであり、素材の表面近傍の欠陥を

縮小するだけでなく圧縮残留応力も付与できることから、曲げ負荷を受けるような部材に対しては非常に有用な処理である。しかし、多くの研究が進められているTi-6Al-4V合金に対しては、素材の強度が高いためにSP処理を施しても顕著な欠陥縮小効果が望めないことと、切欠き感受性が高いためにSP処理による表面粗さの増加によって疲労特性低下が懸念されることから、SP処理の適用には消極的である^{12)~14)}。そのため、Ti合金以外の3D積層材に関しても、疲労特性改善手法としてSP処理が適用された例はみあたらない。

今後、3D積層技術の普及と新たな製造装置の開発などが進めば、3D積層材の製造コストの低減が進むと予想され、素材単価の安いマルエージング鋼やステンレス鋼など、鉄系合金を素材とした3D積層部材の製造が増加すると予想される^{15),16)}。そこで本研究では、SP処理による初期欠陥寸法の縮小効果が期待される鉄系(マルエージング鋼)3D積層材を研究対象とした。本素材に関してはき裂進展試験の報告があるが、その疲労特性とSP処理による疲労特性改善効果については明らかとされていない¹⁶⁾。そこで本研究では、マルエージング鋼粉末を用いた3D積層材を用いて疲労特性を調査するとともに、SP処理による疲労特性改善効果について調査した。

† 原稿受理 平成30年1月 22日 Received Jan.22, 2018 ©2018 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 独立行政法人国立高等専門学校機構 沖縄工業高等専門学校 機械システム工学科 〒905-2192 名護市辺野古 Dept. of Mech. Eng. Systems, Okinawa College, National Institute of Technology, Henoko, Nago, 905-2192.

** 新東工業(株) 〒441-1205 豊川市大木町 SINTOKOGIO, Ltd, Ohgi-cho, Toyokawa, 441-1205.

2 供試材および実験方法

2・1 供試材および試験片形状

供試材となる金属粉末は、金型の溶接補修として多用されるマルエージング鋼粉末の EOS Maraging Steel MS1 である。化学成分を Table 1 に示す。3D 積層材の素材は、EOS 社製の Direct Metal Laser Sintering Process により製造されたものを使用した。3D プリンタの製造方法の利点を考えれば、最初から使用する試験片形状に製造することが好ましいが、表面粗さの影響や熱によるひずみの発生が懸念されることと、複雑形状の部材の造形にはサポートを設けて製造し、後処理によってサポートを取り除く必要があることなどを鑑み、試験片形状に対して十分大きな円柱状の素材を作成したのちに機械加工によって試験片を作成することとした¹⁾。円柱素材の作成後、800～850℃保持後空冷の熱処理を施して試験片を切り出した。試験片形状を Fig.1 に示す。試験片の採取にあたっては、積層方向が疲労特性に与える影響を調査する目的で、試験片長軸方向が積層方向と平行となる H 材 (horizontal modeling) と、垂直方向となる V 材 (vertical modeling) の二種類を用意した。試験片と積層方向の対応図ならびに熱処理後の各方向材の組織観察結果を Fig.2 に示す。試験片に記載した黒線は、積層方向を意味している。組織観察の結果、積層方向と観察方向によらず、熔融した金

Table 1 Chemical compositions 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. (unit:mm)

属が折り重なっている様子が明瞭に観察された。この組織は熱処理前後でほとんど変化がなかった。なお、本来、本素材は人工時効 (490℃-6 時間保持後空冷) を行って使用する素材であるが、本研究では鉄系積層材の疲労特性におよぼす SP 処理の基本的な影響を調査するため、時効処理を行わずに使用した。

2・2 ショットピーニング処理条件

試験片にはまず #2000 までのエメリ研磨を施したのち、未処理材はバフによる鏡面仕上げを、SP 処理材は圧縮エア式のピーニング施工装置を用いて SP 処理を施した。本研究では、3D 積層材に対する基礎的な SP 処理の影響を調査することを目的として、ショット粒径が 600μm の比較的大きな鉄系ショットを用いて行った。SP 処理条件を Table 2 に示す。なお、本処理条件は、上述したとおり SP 処理の基本的な影響を調査するために採用した条件であって、必ずしも最適条件とは限らない。H 材、V 材に対して SP 処理を実施し、未処理材と合わせて計 4 種類の試験片を用意した。未処理材を NP 材、SP 処理材を SP 材と称し、以下、H-NP 材、H-SP 材、V-NP 材、V-SP 材と称す。

2・3 実験方法

回転曲げ疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機 (東京衡機 ORB-10) を用いて、主軸回転数 3000rpm (負荷繰返し速度 50Hz) の条件のもと、室温大気中環境下で実施した。疲労試験後の疲労破面は、走査型電子顕微鏡 (SEM) や各種光学顕微鏡による破面観察を実施し、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。そのほか、SP 処理に伴う代表的なピーニング効果である表面粗さ、硬さ、残留応力の測定を行った。

Table 2 shot peening condition.

Shot media	SB-6
Media diameter	600μm
Media hardness	HRC45-50
Air pressure	0.2MPa
Coverage	300%
Arc height	0.376mmA

Fig. 2 Microstructure of materials.

3 実験結果

3・1 疲労試験結果

両材の疲労試験結果を Fig.3 に示す。まず、未処理材である H-NP 材、V-NP 材の疲労特性を比較すると、S-N 曲線の傾きが若干異なっていると同時に、 2×10^7 回疲労強度（以下、疲労限度）にも若干の差が生じている。未処理材の疲労限度を比較すると、H-NP 材ではおおよそ 350MPa であったが、V-NP 材ではそれより僅かに低く 300MPa 程度となっており、疲労特性の積層方向依存性が認められた。S-N 曲線の傾きは、V-NP 材よりも H-NP 材のほうが緩やかで、長寿命側に位置している。このような疲労特性を持つ両材に SP 処理を施すと、疲労寿命特性が大幅に改善された。両者を比較すると V-SP 材に比べて H-SP 材の方が全体的に長寿命側となっているが、応力振幅が 400MPa 以下で両者のデータが収束する傾向がある。また、H-SP 材の未破断データが得られていないが、SP 材の疲労限度は積層方向によらず同等であり、V-NP 材と同等の 310MPa と予想される。

Fig.3 S-N diagram of materials.

(a) H-NP material (450MPa, 3.0×10^5 cycles) (b) V-NP material (550MPa, 9.6×10^5 cycles)

Fig.4 Example of macro image of fracture surface of non peened specimens.

(a) H-SP material (340MPa, 1.6×10^7 cycles) (b) V-SP material (360MPa, 1.4×10^7 cycles)

Fig.5 Example of macro image of fracture surface of shot peened specimens.

3・2 破面観察結果

未処理材のマクロ破面例を Fig.4 に示す。H-NP 材、V-NP 材問わず試験片内部に無数の黒い初期欠陥が観察される。この初期欠陥は観察の結果、空隙状の欠陥であった。多くの破面では表面に露出した初期欠陥を起点とする起点型の疲労破面であったが、一部の試験片で表面近傍の内部に存在する初期欠陥が起点となるケースもあった。しかし、初期欠陥が内部に存在していた場合でも、内部起点型破壊の場合に観察されるような明瞭なフィッシュアイ模様が観察された試験片は一例のみであり、ほとんど表面起点型破壊の破面に類似していた。すなわち、内部起点型破壊であっても、き裂発生後直ちに表面き裂になったと考えられる。なお、Fig.3 の S-N 曲線において、極端に寿命が短くなった 330MPa の「*」印を付与した V-NP 材 (●) の破面には、非常に多くの欠陥が観察された。

次に SP 処理材のマクロ破面例を Fig.5 に示す。600MPa の「*」印を付与した V-SP 材 (■) の破面をのぞき、内部起点型の明瞭なフィッシュアイ模様が観察された。フィッシュアイの起点付近にはすべての破面で明瞭な初期欠陥が観察された。また、フィッシュアイの大きさは、高応力条件の場合に小さく、低応力条件の場合に大きくなるという、負荷応力依存性が認められた。全てのフィッシュアイ破面を SEM により観察した結果、Fig.6 に示すようにき裂発生起点には製造時に生じた初

(a) Fracture from initial defect near the specimen surface. H-NP (500MPa, 1.9×10^5 cycles)

(b) Fracture from initial defect inside the specimen. H-SP (550MPa, 1.8×10^6 cycles)

Fig.6 Example of fracture surface observation results by SEM.

期欠陥が観察された。なお、600MPaの「★」印を付与した V-SP 材 (■) の破面は内部起点型破壊であったが、明瞭なフィッシュアイを形成していなかった。

3・3 ピーニング効果

3・3・1 表面粗さ特性 SP 処理材の表面粗さ性状について、白色干渉計で観察した結果を Fig.7 に示す。測定長さ 4.0mm、カットオフ 0.8mm の測定条件で両材の算術平均粗さを調査したところ、H-SP 材で $3.64\mu\text{m}$ 、V-SP 材

Fig.7 Surface observation results of SP materials.

Fig.8 Vickers hardness distributions.

Fig.9 Residual stress distributions.

で $3.84\mu\text{m}$ であった。また、十点平均粗さは、H-SP 材で $18.8\mu\text{m}$ 、V-SP 材で $21.5\mu\text{m}$ であった。SP 材のき裂発生起点が材料内部の比較的深い位置にある欠陥であったことから、表面粗さ増加の影響は疲労き裂発生に顕著な影響をおよぼさないと予想される。

3・3・2 組織硬さ特性 各試験片の表面近傍のビッカース硬さ分布を Fig.8 に示す。生地組織の硬さは概ね 350Hv 程度であるが、僅かながら V 材のほうが硬い傾向がある。また、SP 処理による硬さ向上は、表面近傍の 0.1mm 程度の領域に限られており、最大で 50Hv 程度の上昇であった。

3・3・3 残留応力特性 各試験片表面近傍の軸方向残留応力分布を、X 線回折法 (Cr-K α 線, α -Fe(211), $\sin^2\psi$ 法) により測定した。測定結果を Fig.9 に示す。なお、研磨による再配分の補正は行っていない。SP 処理により生じた圧縮残留応力の分布は、積層方向によらず表面から 0.1~0.15mm の深さでピーク値となり、さらにおおよそ 0.4mm の深さでゼロクロスングポイントとなっている。なお、残留応力分布は積層方向に若干依存しており、ピーク値を比較すると V 材の方が 200MPa 程度高い値となっている。

4 考 察

3D プリンタによって作成したマルエージング鋼の疲労特性、特に疲労寿命特性は、積層方向の違いによらず SP 処理によって大幅に改善された。この疲労寿命改善の要因は、表面起点型破壊からフィッシュアイを形成する内部起点型破壊への破壊メカニズムの遷移であることが、破面観察の結果よりあきらかとなった。そこで、破壊起点となった初期欠陥の寸法・位置、ならびにフィッシュアイの形状などから、SP 処理による疲労特性改善について検討した。

4・1 初期欠陥の大きさと存在深さ

まず破面観察により疲労破壊起点となった初期欠陥について、Fig.10 で定義した初期欠陥面積ならびに寸法を調査した。応力振幅と初期欠陥面積の関係を Fig.11 に示す。初期欠陥面積は応力振幅とは無関係に $500 \sim 10^5 \mu\text{m}^2$ の広い範囲に分散している。両材は同一の素材から切り出しているため、根本的に試験片に内在する初期欠陥の体積には違いがないが、H 材よりも V 材の方が大寸法側へ分布する傾向にある。すなわち、欠陥の観察方向によって、破面上での露出面積が異なると考えられる。初期欠陥形状は、積層時の水平方向 (積層の層間) に広がった

Fig.10 Definition of measured value at initial defect.

形状をしていると予想され、この特徴的な内在欠陥形状が V 材の疲労限度が H 材よりも僅かに低強度となる、疲労特性の積層方向依存性の原因とであると考えられる。続いて、き裂発生起点となった初期欠陥のうち、内部起点型破壊の起点となった欠陥について、表面側の最も浅い位置 (d_1) と内部側の最も深い位置 (d_2) を計測し、その中心位置 (d_0) を求めて応力振幅との関係を調査したものを Fig.12 に示す。プロット点が中心位置、エラーバーが最も浅い位置と最も深い位置を示している。V-NP 材で一点のみ明確な内部起点型破壊を示したが (●), SP 処理材に比べて比較的浅い位置に存在していた。一方の SP 処理材では、試験片積層方向および負荷応力振幅に関係無く、欠陥の中心位置が表面から概ね 600 μm の深さに位置している。この深さは、圧縮残留応力が引張側へ遷移するゼロクロスポイントよりも深い位置であり、圧縮残留応力と釣り合う引張残留応力が生じている可能性がある。またほとんどの試験片で、初期欠陥の試験片表面側先端が 400 μm よりも深いところに位置している。

4・2 初期欠陥からのき裂発生条件

欠陥の大きさとその存在位置が判明したので、疲労破壊起点となった初期欠陥の表面側先端の位置における応力拡大係数を算出した。算出には下記の村上らの式を用いた¹⁷⁾。

$$K_{I_{max}} = F \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{area}}$$

ここで F は、表面欠陥の場合 0.65, 内部欠陥の場合 0.5

Fig.11 Defect size of crack origin.

Fig.12 Depth of the tip of initial defect from surface.

である。また負荷応力の値としては、表面起点型破壊の場合には公称負荷応力を、一方の内部起点型破壊の場合には、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 Fig.12 よりゼロクロスポイント付近であることが分かるので、残留応力値は考慮しないこととした。なお、「area」には、Fig.11 で示した「 A_0 」を代入した。得られた応力拡大係数と破断寿命の関係を Fig.13 に示す。起点となった初期欠陥の応力拡大係数は、H 材よりも V 材のほうが高い側に位置しており、積層方向依存性が認められる。この依存性は欠陥寸法の違いに由来するものである。しかし、応力拡大係数の下限界値に着目すると、未処理材と SP 処理材のデータが収束する傾向にあり、V 材と H 材の下限界値はともに 2.0~3.0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となっている。3D 積層材に対して SP 処理を施すことにより、表面近傍の初期欠陥寸法が縮小されることに加えて、圧縮残留応力の存在によってき裂の発生が抑制される。しかし、内部に残存する大きな初期欠陥の応力拡大係数がき裂発生条件を満足することで、試験片内部の欠陥からき裂が発生した結果、破壊モードが内部起点型破壊に遷移したと考えられる。

4・3 フィッシュアイの特性と積層方向

3D 積層材の疲労限度は、未処理材、SP 処理材問わず初期欠陥の応力拡大係数の大きさに依存することが分かった。また疲労寿命特性については、Fig.3 に示した疲労試験の結果、僅かであるが H 材の方が長寿命側に位置する結果となった。未処理材に関しては明らかに初期欠陥サイズの影響と思われるが、SP 処理材についてはフィッシュアイの形成が関与している可能性がある。そこで Fig.14

Fig.13 Relationships between $K_{I_{max}}$ and N_f .

Fig.14 Definition of measured value at fish-eye.

で定義するフィッシュアイ形状について調査した．応力振幅とフィッシュアイ面積 (A_f) の関係を Fig.15 に示す．フィッシュアイ面積は積層方向によらず 1 つの直線に近似された．

次に、フィッシュアイの形状を表す代表的パラメータのアスペクト比 (短軸 L_a / 長軸 L_c 比) と負荷応力振幅との相関を求めた結果を Fig.16 に示す．アスペクト比に関しても積層方向依存性は認められない．すなわち、積層方向が異なっても、き裂発生から最終破壊に至る過程は同一のメカニズムと考えられる．最終破壊直前のフィッシュアイの大きさに積層方向依存性が認められないことから、破断寿命の相違の要因も初期欠陥の大きさの相

違にあると考えられる．すなわち、き裂発生起点となる欠陥は H-SP 材よりも V-SP 材の方が大きいため、き裂発生後の初期き裂寸法も V-SP 材のほうが大きくなると考えられる．その際、V-SP 材では同一のフィッシュアイを形成するのに要する寿命が短くなることにより、H-SP 材よりも疲労寿命が短寿命となったと考えられる．なお、フィッシュアイの中心位置と初期欠陥の存在位置は必ずしも一致しているわけではなく、例えば Fig.15 に示すように大幅に偏った破面も存在した．初期欠陥から発生したき裂は、初期欠陥から放射状に均等に成長するとは限らないが、S-N 特性上での寿命のバラツキ要因とはならないため、結果としてフィッシュアイの形成寿命への影響は小さいと思われる．なお当然のことであるが、圧縮残留応力が存在している表面側への成長は鈍く、円周方向へと優先して成長するため、負荷応力が低くなればなるほど円周方向に成長したフィッシュアイが形成される．

5 結 言

3D 積層により製造したマルエージング鋼について、回転曲げ疲労試験を行った．試験片作製の際、試験片長軸方向が積層方向と平行となる H 材と、垂直方向となる V 材を用意し、疲労特性の積層方向依存性を調査すると共に、ショットピーニング(SP)処理による疲労特性改善効果について調査した結果、以下の結論を得た．

- (1) 未処理材の疲労特性を比較すると、積層材の高さ方向と試験片の軸方向が一致する素材の方が、疲労強度特性、疲労寿命特性とも劣ることが分かった．その理由は、製造時の初期欠陥の荷重軸方向の投影面積が大きくなるためである．
- (2) 比較的大きなショットを用い、アークハイトが 0.4mm 程度の SP 処理によって、3D 積層材の疲労特性は改善された．特に疲労寿命の改善が顕著であり、破壊モードがフィッシュアイ破壊となることが要因であった．
- (3) SP 処理によっても疲労限度は顕著な改善とならない．圧縮残留応力が作用していない位置からき裂が発生することが原因であるが、初期欠陥の応力拡大係数が、未処理材の破壊起点となる欠陥の応力拡大係数とほぼ同じとなるためである．
- (4) SP 処理により、疲労限度の積層方向依存性は小さくなる一方で、疲労寿命の積層方向依存性は残存する．フィッシュアイの形状や寸法に関しては積層方向依存性が認められないことから、初期欠陥の大きさの違いがフィッシュアイ形成寿命の差違の原因となり、欠陥の大きな V 材の疲労寿命が短寿命側となる．

参 考 文 献

- 1) T. Maeda, "Laser syouketsu gijutsu wo mochiita 3D printing to sono zoukei gijutsu", Journal of Digital Practices, Vol.7, No.1, pp.5-11(2016).
- 2) T. Maeda, "Positioning of laser sintering type additive manufacturing system in 3D printing", Journal of the

Fig.15 Fish-eye size.

Fig.16 Aspect ratio of fish-eye.

Fig.17 Example of macro image of fracture surface of shot peened specimens. (H-SP, 320MPa, 1.6×10^7 cycles)

- Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, Vol.61, No.5, pp.217-222 (2014).
- 3) T. Sawazaki, "Kinzoku 3D printer ni yoru zoukeikanagata no seikei jirei", *Journal of Digital Practices*, Vol.7, No.1, pp.18-24(2016).
 - 4) H. Haraguchi, "Turbine seizou ni okeru 3D printer no katsuyou", *Journal of Digital Practices*, Vol.7, No.1, pp.25-29(2016).
 - 5) N. Hrabe, T. Gnäupel-Herold and T. Quinn, "Fatigue properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated via electron beam melting (EBM): Effects of internal defects and residual stress", *International Journal of Fatigue* Vol.94, pp.202-210 (2017).
 - 6) D. Greitemeier, F. Palm, F. Syassen and T. Melz, "Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting", *International Journal of Fatigue* Vol.94, pp.211-217 (2017).
 - 7) S. Beretta and S. Romano, "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes", *International Journal of Fatigue* Vol.94, pp.178-191 (2017).
 - 8) P. Edwards and M. Ramulu, "Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V", *Materials Science & Engineering*, Vol.A598, pp.327-337 (2014).
 - 9) Y. Liu, J. Zhang, S. Li, W. Hou, H. Wang, Q. Xu, Y. Hao, and R. Yang, "Effect of HIP treatment on fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V alloy fabricated by electron beam melting", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol.30, No.12, pp. 1163-1168 (2017).
 - 10) R. Guo, L. Xu, B. Zong and R. Yang, "Characterization of prealloyed Ti-6Al-4V powders from EIGA and PREP process and mechanical properties of HIPed powder compacts", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol.30, No.8, pp. 735-744 (2017).
 - 11) S. Morokoshi, H. Masuo, H. Yagura and Y. Yamamoto, "Mechanical properties of Ti-6Al-4V materials prepared by additive manufacturing technology and HIP process", *Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, Vol.61, No.5, pp.250-254 (2014).
 - 12) A. Fatemi, R. Molaei, S. Sharifimehr, N. Shamsaei and N. Phan, "Torsional fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V by powder bed fusion including surface finish effect", *International Journal of Fatigue* Vol.99, pp.187-201 (2017).
 - 13) Y. Sun, S. Gulizia, C. Oh, D. Fraser, M. Leary, Y. Yang and M. Qian. "The influence of as-built surface conditions on mechanical properties of Ti-6Al-4V additively manufactured by selective electron beam melting", *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, Vol.68, No.3, pp.791-798 (2016).
 - 14) K. Masaki, Y. Kameshima, N. Hisamori, Y. Sano, K. Akita and T. Shobu, "Effects of laser peening on rotating bending fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloy", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.62, No.5, pp.297-304(2013).
 - 15) K. Akino and K. Kakehi, "Strengths and microstructure of SUS316L fabricated by selective laser melting", *Journal of Japan Institute of Metal Material*. Vol. 80, No. 12, pp.772-777 (2016).
 - 16) J. Suryawanshi, K. Prashanth and U. Ramamurty, "Tensile, fracture, and fatigue crack growth properties of a 3D printed maraging steel through selective laser melting", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.725, pp.355-364 (2017).
 - 17) Y. Murakami, "Metal Fatigue : Effects of small defects and nonmetallic inclusions", p.17, (1993) Yokendo co. Ltd.