

Regular Article

Effects of Laser Peening on Rotating Bending Fatigue Strength of Additive Manufactured Maraging Steel in Very High Cycle Fatigue Regime

Genya NAKAMURA¹⁾, Akihiko IWASAKA¹⁾, Yoshiyuki FURUYA²⁾  and Koji TAKAHASHI^{3)*} 

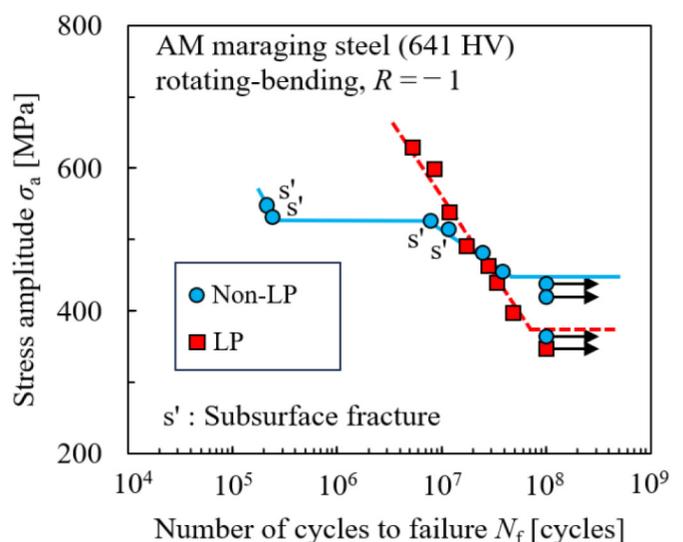
1) Graduate School of Engineering Science, Yokohama National University

2) Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science

3) Faculty of Engineering, Yokohama National University

Abstract: Additive-manufacturing technology has attracted attention for the fabrication of components with complex shapes. However, the low fatigue strength of the metals produced via additive manufacturing poses a significant challenge. In this study, rotating-bending fatigue tests were performed on additive-manufactured maraging steel up to the very-high-cycle fatigue (VHCF) range (10^8 cycles). The effect of laser peening (LP) on the fatigue strength was examined. The LP introduced compressive residual stress near the surface, whereas tensile residual stress was generated internally. The fracture initiation point of the non-LP specimen was observed at the surface in the low-cycle range and in the interior in the VHCF range. In contrast, all the LP specimens fractured from the interior. LP was effective for increasing the fatigue strength in the low-cycle range; however, it reduced the fatigue strength in the VHCF range. The effect of LP on the VHCF strength was examined by focusing on the stress level at the fracture initiation point. Furthermore, the distribution of the defect size on the polished and fractured surfaces of the specimens was evaluated using extreme-value statistics. The results indicated that extreme-value statistics are effective for predicting the defect size in practical applications.

Keywords: fatigue strength; additive manufacturing; maraging steel; laser peening; very high cycle fatigue.



Received July 17, 2024; Accepted November 21, 2024; Advance online published November 28, 2024; Published January 1, 2025

* Corresponding author. E-mail: takahashi-koji-ph@ynu.ac.jp, Address: Yokohama National University, 79-5 Tokiwadai Hodogaya Yokohama Kanagawa 240-8501



© 2025 The Iron and Steel Institute of Japan. This is an open access article under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

3D積層マルエージング鋼の超高サイクル領域における 回転曲げ疲労強度特性に及ぼすレーザーピーニングの影響

中村 元哉¹⁾・岩坂 明彦¹⁾・古谷 佳之²⁾ ・高橋 宏治³⁾ * 

Effects of Laser Peening on Rotating Bending Fatigue Strength
of Additive Manufactured Maraging Steel in Very High Cycle Fatigue Regime

Genya NAKAMURA, Akihiko IWASAKA, Yoshiyuki FURUYA and Koji TAKAHASHI

1. 緒言

近年、金属製品における低コスト化、軽量化、製造の時間短縮などの観点から、新たな製造方法として、3Dプリンタによる積層造形技術が注目されている。現在の3D積層造形技術では、粉末床熔融結合 (Powder Bed Fusion: PBF) が主流であり、レーザを用いた方法 (L-PBF) と電子ビームを用いた方法 (EB-PBF) がある¹⁾。L-PBFでは、細かい粉末を使用できることや熔融現象の違いから、EB-PBFよりも複雑な三次元形状が造形可能である。そのため、表面粗さや精度が高い点が特徴であり、本研究ではL-PBFに着目する。3D積層造形は優れた技術であるが、金属の積層過程において材料表面および内部に欠陥が生じやすい。代表的な欠陥が融合不良であり^{2,3)}、これらの欠陥は疲労強度低下を招く。これにより、材料の静的強度に見合うほどの疲労強度が得られないという問題がある⁴⁾。機械部品は繰返し応力を受けることが一般的であるため、3D積層造形技術の利用拡大にあたっては、この問題が大きな障壁になる。

従来法で製造されたマルエージング鋼は高い静的強度を有するが、その疲労強度は欠陥、および介在物の大きさに強く依存する^{5,6)}。そこで、時効処理やショットピーニング (SP) による疲労強度向上の研究が行われている⁷⁾。L-PBFで作製されたマルエージング鋼の疲労強度は、従来製法で製造された材料 (以降、従来材と呼ぶ) の疲労強度に比べて最大で70%程度低いことが報告されている^{8,9)}。この原因は積層造形時に生じる大きな欠陥の影響によるものである。

L-PBFで作製された3D積層造形材の疲労強度向上のために、様々な手法が適用されてきた。例えば、チタン合金^{10,11)} やアルミニウム合金^{12,13)} に熱間等方圧加圧法 (HIP) を施し、空隙率を減少できることが報告されている。また、

マルエージング鋼に関しては、ショットピーニング (SP) や時効処理を施すことで、疲労強度が改善したことが報告されている¹⁴⁻¹⁶⁾。

疲労強度の向上手法は数多く存在するが、本研究では、材料の深い位置まで圧縮残留応力を導入でき、再現性も高いレーザーピーニング (LP) に着目した。LPとは、材料表面にレーザパルス照射し、塑性変形させることで圧縮残留応力を導入する表面改質方法である¹⁷⁾。従来材に関する既往の研究では、導入された圧縮残留応力により、金属の疲労強度が向上したことが報告されている¹⁸⁻²¹⁾。

L-PBFで作製されたマルエージング鋼の溶体化処理材については、LPにより^{10⁷}回疲労強度が43%向上したことや²²⁾、深さ0.2 mm未満の半円状の表面欠陥を無害化できることが報告されている²³⁾。しかし、これらの研究^{22,23)}では^{10⁷}回を超える超高サイクル領域の疲労強度特性は調査されていない。一方、超高サイクル領域では材料内部から疲労き裂が発生することが多く、^{10⁷}回以下の疲労強度特性とは異なる性質を示すことが多い²⁴⁻²⁶⁾。近年では材料の長寿命化のため、超高サイクル領域における疲労強度が重要視され、従来材では多くの研究が実施されている。Sakaiらは、高強度鋼の超高サイクル領域まで疲労試験を実施し、二段折れ曲がりのS-N線図が確認されたこと、超高サイクル領域では内部破壊、それ以前の領域では表面破壊が多く確認されたことを報告した²⁴⁾。Furuyaは高強度鋼の疲労強度の予測式を提案するとともに、超高サイクル領域において疲労限度が存在する可能性を示唆している^{27,28)}。マルエージング鋼の従来材の超高サイクル疲労特性に関する研究では、破壊起点は介在物やファセットが主体となることが報告された^{29,30)}。近年は、チタニウム合金やアルミニウム合金^{31,32)} の3D積層造形材に関して、超高サイクル疲

2024年7月17日受付 2024年11月21日受理 2024年11月28日早期公開 2025年1月1日発行 (Received July 17, 2024; Accepted November 21, 2024; Advance online published November 28, 2024; Published January 1, 2025)

1) 横浜国立大学大学院理工学府 (Graduate School of Engineering Science, Yokohama National University)

2) 物質・材料研究機構構造材料研究センター (Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science)

3) 横浜国立大学大学院工学研究院 (Faculty of Engineering, Yokohama National University)

* Corresponding author. E-mail: takahashi-koji-ph@ynu.ac.jp, Address: Yokohama National University, 79-5 Tokiwadai Hodogaya Yokohama Kanagawa 240-8501



© 2025 The Iron and Steel Institute of Japan. This is an open access article under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.ja).

劣特性の研究が行われている。しかし、3D積層造形されたマルエージング鋼の超高サイクル疲労強度特性は未解明である。さらに、LPなどの疲労強度向上手法が3D積層造形した高強度鋼の超高サイクル疲労強度に及ぼす影響も解明されていない。

そこで本研究では、L-PBFで作製されたマルエージング鋼の時効処理材について 10^8 回までの超高サイクル疲労強度特性と、LPがそれに及ぼす影響について調査した。疲労強度の測定にあたっては、回転曲げ疲労試験を実施した。種々の材料特性と疲労強度特性との関係性を明らかにするために、硬さ分布、残留応力分布、欠陥寸法分布などを取得した。

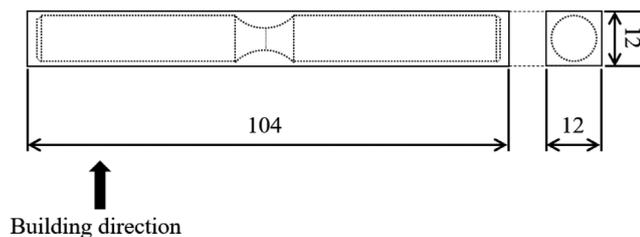
2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

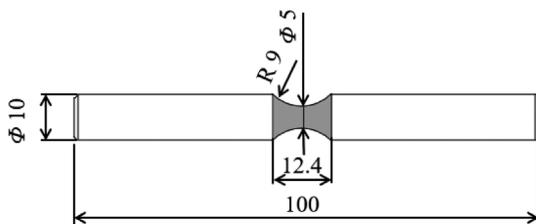
L-PBF法により3D積層造形したマルエージング鋼を供試材として用いた。Table 1に原料粉末の化学成分を示す。3Dプリンタ (ProX300, 3D Systems) を用いて、Fig.1 (a) に示すように長さ104 mm、幅12 mm、厚さ12 mmの角材を厚

Table 1. Chemical composition of the powder for additive manufactured maraging steel [wt%].

Ni	Co	Mo	Ti	Si	Mn	Fe
17-19	9-11	4-6	0.9-1.1	≤1	≤1	Bal.



(a) Additive manufactured square rod



(b) Rotating bending fatigue test specimen

Fig. 1. Shapes and dimensions of rotating bending fatigue test specimen and LP treated area.

さ方向に積層造形した。次に、820℃、1時間の条件でソルトバスによる加熱後、水冷の溶体化処理を行った。続いて、Fig.1 (b) に示すような回転曲げ疲労試験片に切削加工した後、表面粗さを抑えるために240番から600番までのエメリー紙を用いて試験部を長手方向に研磨した。最小断面部の直径は5 mm、応力集中係数は1.08である。なお、疲労試験時の曲げ応力は試験片の長手方向に作用する。そのため、曲げ応力は積層方向に対して垂直に作用する。その後、真空中、480℃、3時間の条件で加熱後、炉冷の時効処理を行った。時効処理後の機械的特性は、引張強さ2224 MPa、0.2%耐力2185 MPa、ビッカース硬さ641 HVであった。

2.2 レーザピーニング条件

本研究では、LPを施していない「Non-LP材」、LPを施した「LP材」の2種類の試験片を用いた。これらと比較することで、LP処理が疲労強度に及ぼす影響を調査した。LP施工部はFig.1に灰色で示したとおりである。LPは、波長532 nmのNd:YAGレーザを用いて、水中で実施した。その際、試験片表面へのコーティングは行っていない。Table 2にLPの施工条件を示す。一般的に、大きく深い圧縮残留応力を導入することで、疲労強度が大きく向上する。Table 2のLP条件は、土屋らが実施した4種類のLP条件の中から、圧縮残留応力の大きさと深さが両立できたものである²²⁾。LPの主なパラメータは、スポット径 (D)、パルス計測時間 (t)、パルスエネルギー (E_p)、パルス密度 (N_p)、オーバーラッピングピッチ (p) である。単位面積あたりに投入されるエネルギーであるパワー密度 (G) および単位面積あたりの照射痕の重なり具合を示すカバレッジ (C_v) は、それぞれ式 (1) および式 (2) から算出される³³⁾。

$$G = \frac{E_p / t}{A_p} \dots\dots\dots (1)$$

$$C_v = A_p \times N_p \times 100 \dots\dots\dots (2)$$

A_p は、次のように計算されたビームスポット面積を示す。

$$A_p = \pi D^2 / 4 \dots\dots\dots (3)$$

レーザの走査方向の概略図をFig.2に示す。レーザは試験片の周に沿うように走査された。

Table 2. Conditions of LP treatment.

Spot diameter, D	0.45 mm
Pulse duration, t	7.3 ns
Pulse energy, E_p	50 mJ
Pulse density, N_p	144 /mm ²
Overlapping pitch, p	0.083 mm
Power density, G	4.31 GW/cm ²
Coverage, C_v	2290%

2・3 試験片の表面特性の評価

表面粗さ測定には、レーザ顕微鏡 (VK-X200 series, (株) キーエンス) を用いた。測定領域は試験片の試験部中央の $714 \mu\text{m} \times 535 \mu\text{m}$ (長手方向 \times 円周方向) の領域である。測定条件はISO25178に則り、試験片の長手方向の算術平均粗さ R_a を測定した。

$\cos\alpha$ 法により試験部表面の長手方向の残留応力を測定した。残留応力の測定には、X線応力測定装置 (μ -X360n, パルステック工業 (株)) を用いた。測定条件はCr-K α 特性X線、回折面 (2 1 1), 回折角 $2\theta = 156.4 \text{ deg}$ である。試験片内部の残留応力は、電解研磨により所定の深さまで全周研磨した後、逐次測定した。試験片の長手方向 (積層方向に対して垂直方向) に作用する残留応力を測定した。各深さで3点ずつ測定した平均値を測定値とした。ただし、各深さにおける測定結果には表面除去に伴う応力再配分の影響が含まれる。その影響を排除するため、各測定データに対して表面除去による力とモーメントの解放分を差し引く補正計算³⁴⁾を行い、測定値とした。

ビッカース硬さは、マイクロビッカース硬度計 (HMV-G, (株) 島津製作所) を用いて測定した。測定面は、試験片の横断面 (積層方向に対して平行な面) であり、表面から深さ方向の硬さ分布を測定した。測定条件は、荷重9.8 N, 保持時間15秒である。各深さにおいて3点ずつ硬さを測定し、その平均値を測定値とした。

2・4 疲労試験

疲労試験は4連式回転曲げ試験機 (YRB200, (株) 山本金属製作所) を用い、室温・大気中で、繰返し速度3000 rpmで実施した。負荷形式は片持ちの回転曲げで、応力比は $R = -1$ となる。本研究の回転曲げ疲労試験においては、試験片が 10^8 回の繰返しに耐えた最大の応力振幅と、破断した最小の応力振幅の平均値を 10^8 回疲労強度 (σ_{10^8}) と定義した。本研究では、曲げ応力は応力集中係数を考慮せずに試験片の最小断面部の公称応力として定義した。

2・5 研磨面における欠陥寸法の評価

本研究では、極値統計に基づく欠陥寸法評価方法^{35,36)}に基づき、積層造形したマルエージング鋼に含まれる最大の

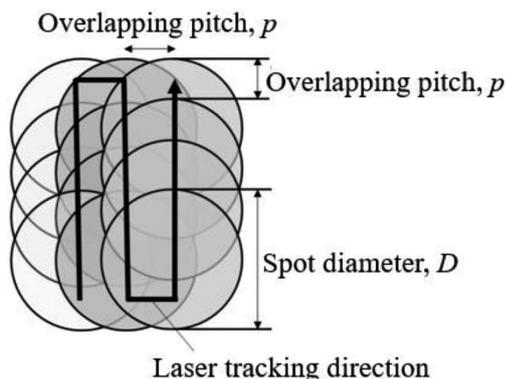


Fig. 2. Schematic of laser tracking during LP.

欠陥寸法を評価した。試験片6本の直径10 mmの部分の横断面を研磨し鏡面まで仕上げた後、光学顕微鏡 (BX53M, OLYMPUS) を用いて研磨面を撮影した。対物レンズの倍率は5倍で、検査基準面の面積 S_0 は 5.9 mm^2 ($2.1 \text{ mm} \times 2.8 \text{ mm}$), 検査数は $n = 48$ とした。介在物を検査対象にした場合、 S_0 は 1 mm^2 以下とすることが多いが^{35,36)}、本研究の検査対象である融合不良は介在物よりも寸法が大きいため、 S_0 も大きくした。それぞれの検査基準面における欠陥寸法の平方根の最大値 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を測定し、極値確率紙上にプロットした。この際、欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ は欠陥を長手方向に投影した面積の平方根である。

研磨面における欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の評価は2次元の検査の結果に基づいている。試験片の危険体積中に含まれる最大欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を推定するため、検査基準面積 S_0 に各視野における $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の平均値を乗じて得られる検査基準体積 V_0 を定義する^{35,36)}。この方法により、研磨面における欠陥寸法から立体における欠陥寸法を推定することの妥当性が多くの研究成果から示されており³⁵⁻³⁹⁾、本研究でもこの方法に基づいて評価を行う。

2・6 破断面の観察

疲労試験により破断した試験片の破断面を、デジタルマイクロスコープ (VHX-700F, (株) キーエンス) および走査型電子顕微鏡 (SEM) (VE-8800, (株) キーエンス) を用いて観察した。前者ではマクロな破断面、後者ではミクロな破断面の観察を行った。

疲労試験において破壊起点となった欠陥の $\sqrt{\text{area}}$ を測定し、極値確率紙にプロットした。検査基準体積 V_0 は試験片1本の危険体積である 10.3 mm^3 とした。なお、本研究では、多くの既往の研究と同様に、危険体積を最小断面部の表面に作用する応力の90%以上の応力が作用する部分の体積とした^{40,41)}。2・5節で述べた研磨面における欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ と破断面の欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ を比較することで、極値統計に基づく欠陥寸法評価の有効性を考察した。

Fig.3 (a) に表面欠陥の模式図を示す。試験片表面に欠陥が露出しているものを表面欠陥とした。Fig.3 (b) に表面直下の欠陥 (Subsurface defect) および内部欠陥 (Internal defect) の判断基準を示す。Fig.3 (b) に示すように、 $a = b$ が表面直下の欠陥と内部欠陥の境界である。欠陥中心までの深さを d とした。Fig.3 (c) に隣接欠陥の判断基準を示す。隣接欠陥と判断した場合には、破線で示すように、複数の欠陥を一つの欠陥と見なして $\sqrt{\text{area}}$ を評価した。

3. 実験結果

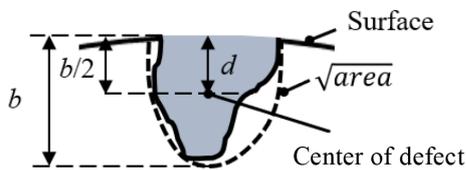
3・1 組織観察

Fig.4に試験片の横断面の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。腐食液として3%ナイトールを用い、150秒間腐食させた。図中の矢印は積層方向である。Fig.4 (a) に示す

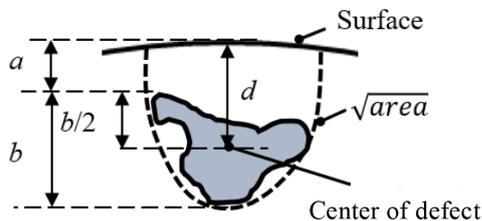
ように、積層まま材では鮮明な鱗状の構造が確認できる。これは積層の際に金属が溶融後、急速に凝固することで生成された組織と考えられる^{42,43}。Fig.4 (b) に示すように時効材では溶融池は消失し、マルテンサイトと見られる組織が確認できる⁴⁴。また、図中に示したように、融合不良 (Lack of fusion) が確認できる。

3・2 表面粗さ・残留応力・硬さ

Fig.5にレーザー顕微鏡で撮影した各試験片表面の3Dプロフィールを示す。LP材では明確な凹凸形状が確認できる。これは、LP施工時のアブレーションにより試験片表面が塑性変形したためである。一方でNon-LP材では凹凸形状は目立たないが、試験片長手方向に研磨痕が確認できる。レーザー顕微鏡により求めたNon-LP材とLP材の試験片長

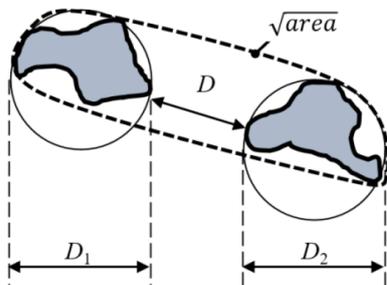


(a) Surface defect



$a < b \rightarrow$ Subsurface defect
 $a > b \rightarrow$ Internal defect

(b) Defect near surface



$D < (D_1 + D_2) / 2 \rightarrow$ Single defect
 $D > (D_1 + D_2) / 2 \rightarrow$ Different defects

(c) Adjacent defects

Fig. 3. Definition of defect size. (Online version in color.)

手方向の算術平均粗さ R_a は、それぞれ $0.48 \mu\text{m}$ および $0.85 \mu\text{m}$ であった。LPを施工することで、1.8倍の R_a の増加が確認された。

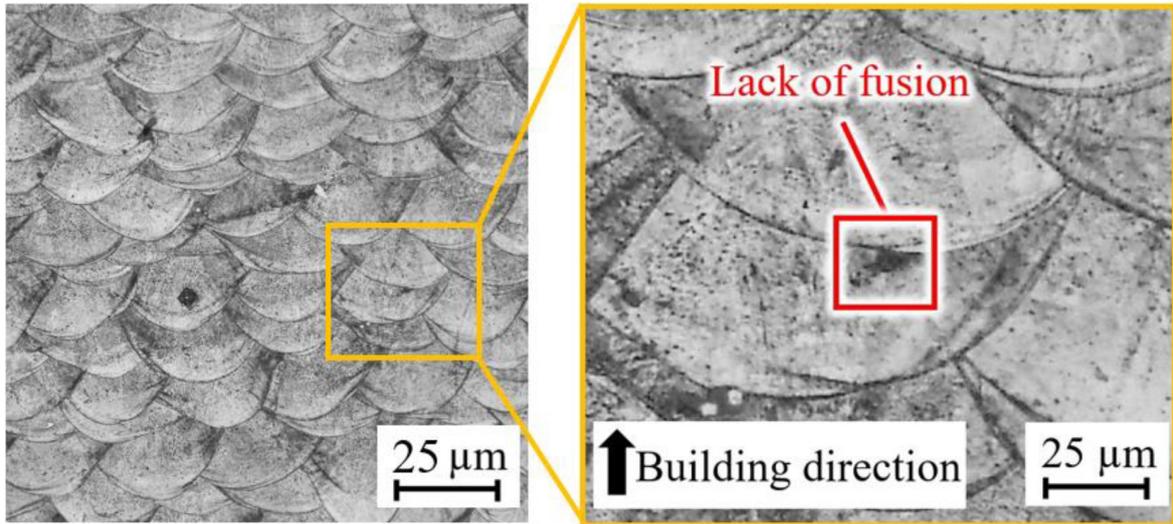
Fig.6に疲労試験前の試験片における表面から深さ方向への残留応力分布を示す。Non-LP材では表面に 311 MPa の圧縮残留応力が生じている。この残留応力は切削および研磨加工の際に生じたものである。しかし、Non-LP材では内部の残留応力は、ほぼゼロとなっている。一方でLP材では表面で 1215 MPa 、深さ 0.007 mm で最大 1346 MPa の圧縮残留応力が導入されている。圧縮残留応力が引張に変化するクロッシングポイントは 0.17 mm である。また、 0.25 mm よりも深い位置では、最大 240 MPa 程度の引張残留応力が確認できる。この引張残留応力は、表面近傍の圧縮残留応力と平衡するように生じたと考えられる。4章で考察を行うために、LP材の残留応力分布は、4分割した領域ごとに直線で近似した。分割点は、圧縮残留応力が最大となる深さ、クロッシングポイント、引張残留応力が最大となる深さとした。一方、Non-LP材では表面部の圧縮残留応力を直線で、内部の残留応力をゼロとして近似した。

Fig.7に試験片表面から深さ方向のビッカース硬さ (HV) 分布を示す。LP材の最表面の HV は 659 となっており、Non-LP材の 641 と比較して3%硬さが増加している。硬さが顕著に増加したのは最表面から深さ 0.5 mm 程度までである。この硬さの増加は、LP施工時に塑性変形が生じ、加工硬化したためであると考えられる。また、LP施工前後で、疲労強度特性に関わるような顕著な組織変化は認められないことが、他の金属において報告されている⁴⁵。

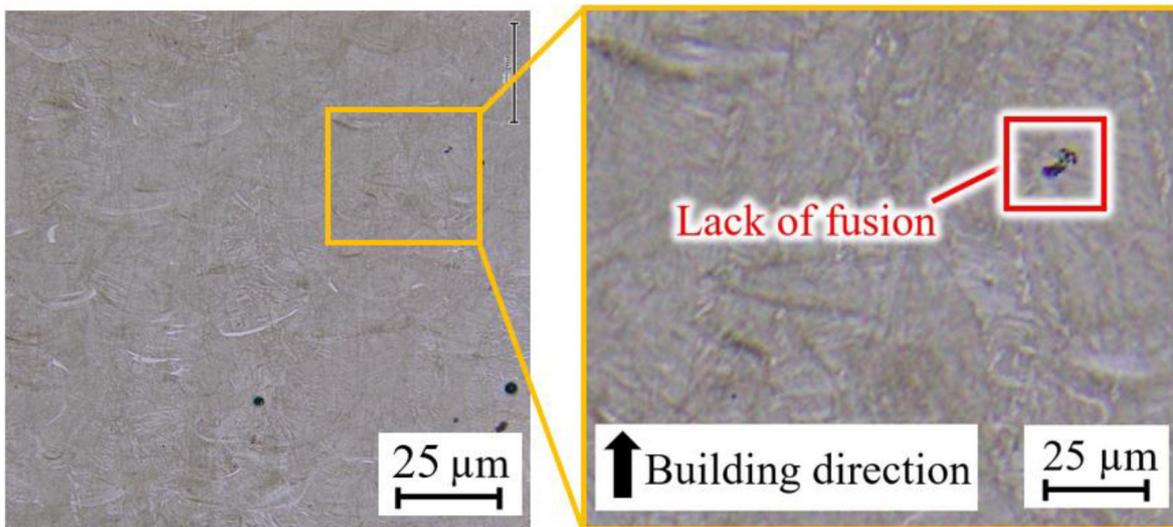
3・3 疲労試験結果

Fig.8に疲労試験結果を示す。図中の矢印は 10^8 回の繰返しにおいて未破断であったことを示す。破壊起点は Fig.3 (b) に示したような表面直下の欠陥および Fig.3 (c) に示したような内部欠陥に分けることができた。S'印を付した試験片の破壊起点は、表面直下の欠陥であった。それ以外の無印の試験片の破壊起点は内部欠陥である。なお、Fig.3 (a) で示したような表面欠陥からの破壊は生じなかった。Non-LP材では2段折れ曲がり確認された。 N_f が 10^6 回未満の領域では表面直下の破壊が、 10^6 回以上の領域では2例を除き内部破壊が生じている。また、LP材では、2段折れ曲がり確認されず、すべて内部破壊が生じている。

LP施工により、高応力側では疲労寿命が大幅に増加した。 10^7 回疲労強度については、Non-LP材では 521 MPa であるのに対し、LP材では 564 MPa と、8%向上した。緒言で述べたように、マルエージング鋼の溶体化処理材に同条件のLPを施工した結果、その疲労強度向上率は43%であったことが土屋らにより報告されている²²。本研究と土屋らの研究では、母材の硬さが異なるものの、どちらもLPが 10^7 回疲労強度の向上に有効であることがわかる。 10^8 回疲労強度 σ_{10^8} についてはNon-LP材では 448 MPa であったのに

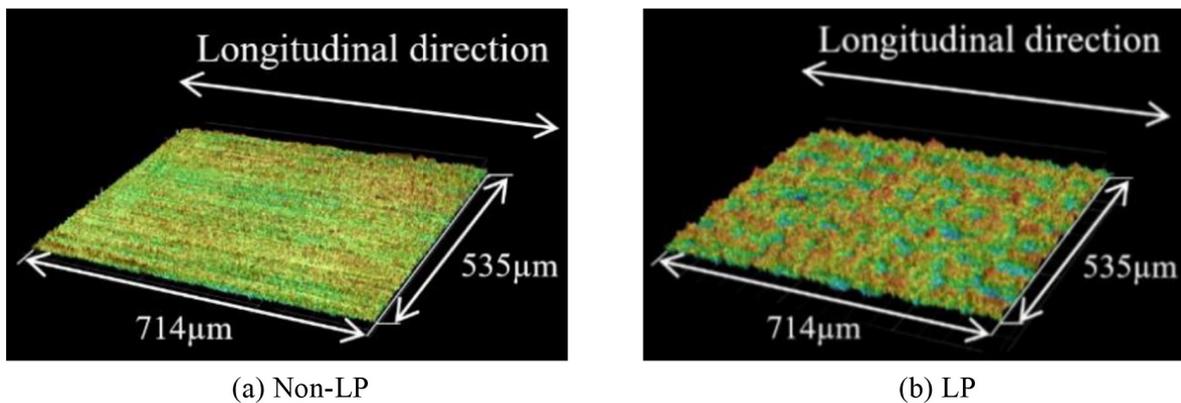


(a) As built



(b) Aged

Fig. 4. Microstructure of cross section of maraging steel. (Online version in color.)



(a) Non-LP

(b) LP

Fig. 5. Surface condition. (Online version in color.)

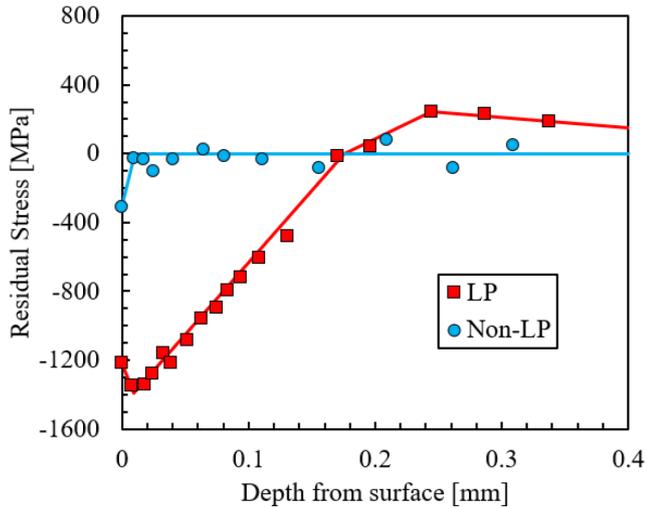


Fig. 6. Distribution of the residual stress. (Online version in color.)

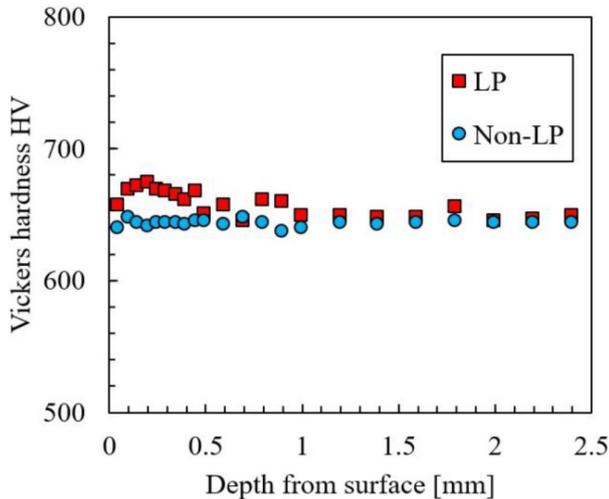


Fig. 7. Distribution of the Vickers hardness at the cross-section of each specimen. (Online version in color.)

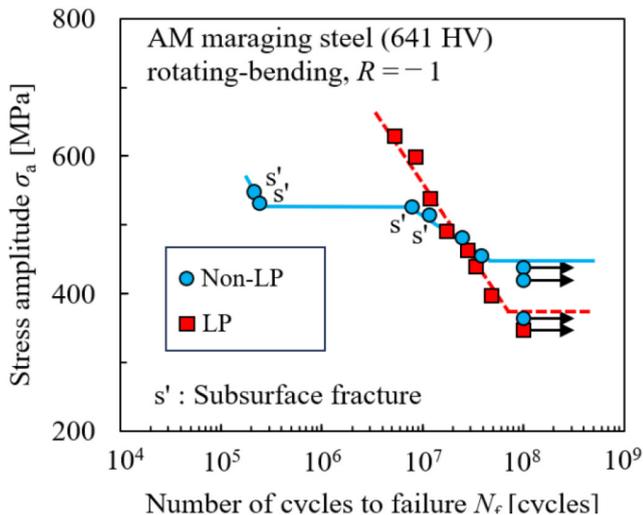


Fig. 8. S-N curves for rotating bending fatigue test. (Online version in color.)

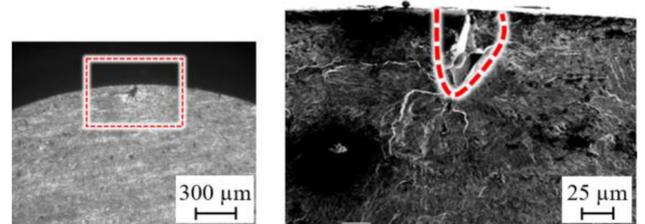
対し、LP材では374 MPaとなり、LPにより17%減少した。

この結果のように、LPの効果は N_f によって大きく異なるため、長期間使用する部材においては、 10^7 回を超える超高サイクル域までの疲労特性を評価する必要がある。超高サイクル域の疲労強度向上においてLPが有効でなかった原因については、第4章において考察する。

3・4 破断面観察結果

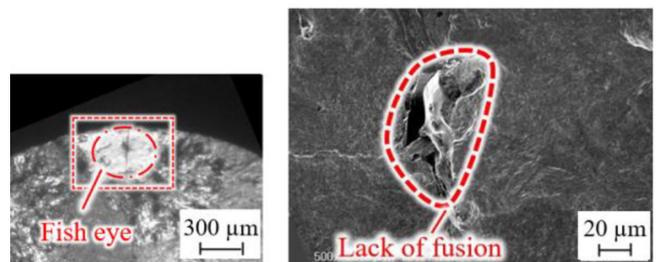
Fig.9に、疲労き裂発生起点を調査するために破断面を観察した結果を示す。左側はデジタルマイクロスコプで観察したマクロ写真、右側はSEMを用いてき裂発生起点をより詳細に観察した写真である。画像の下には公称応力 σ_a 、破断繰返し数 N_f 、起点深さ d 、欠陥寸法 \sqrt{area} を付す。

13本中10本(Non-LPが5点、LPが5点)がFig.9 (a)～(b)のように融合不良を起点として破壊した。その他3本(Non-LPが1点、LPが2点)はFig.9 (c)のように擬へき開を伴う組織割れを起点として破壊している。3D積層造形材では、



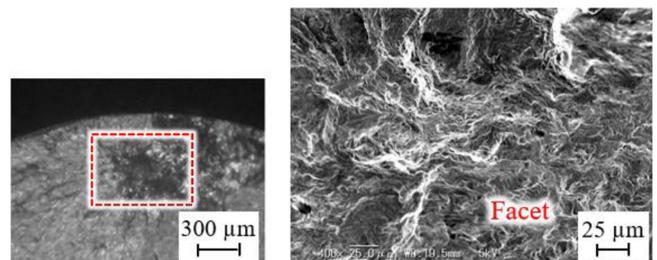
(a) Non-LP, Subsurface fracture

$\sigma_a = 526 \text{ MPa}$, $N_f = 7.92 \times 10^6$, $d = 0.040 \text{ mm}$, $\sqrt{area} = 56 \text{ }\mu\text{m}$



(b) LP, Internal fracture

$\sigma_a = 490 \text{ MPa}$, $N_f = 1.68 \times 10^7$, $d = 0.19 \text{ mm}$, $\sqrt{area} = 75 \text{ }\mu\text{m}$



(c) LP, Internal fracture

$\sigma_a = 629 \text{ MPa}$, $N_f = 5.32 \times 10^6$

Fig. 9. SEM images of fracture surface of specimen. (Online version in color.)

材料中の欠陥が大きく、破壊起点になりやすい。しかし、危険体積中に起点になり得るような大きな欠陥が存在しない場合に組織割れを起点に疲労破壊が生じると考えられる。組織割れを起点として破壊したのに関しては、欠陥寸法の正確な測定が困難であったため、 \sqrt{area} の測定を行わなかった。

破壊起点の中には、Fig.9 (a) のような表面直下の欠陥、Fig.9 (b)～(c) のような内部欠陥が確認された。内部破壊の中には、Fig.9 (b) のようにフィッシュアイが存在したのも確認できる。高強度鋼において内部破壊が生じる場合に、起点の介在物の周囲にフィッシュアイが確認されることが多い^{46,47)}。本研究では、3D積層材においても従来材と同様なフィッシュアイが生じることが明らかとなった。

3・5 Non-LP材およびLP材の起点深さの比較

Fig.10に、破壊起点における欠陥寸法の \sqrt{area} と、その試験片表面からの深さととの関係を示した。破壊起点深さ d の定義については、3・3節で述べたとおりである。図中には破壊起点が融合不良の場合のみプロットする。

Non-LP材の破壊起点は表面からの深さが0.04～0.25 mmの広範囲に分布していたのに対し、LP材の破壊起点は灰色で示した0.19～0.27 mmの範囲である。LPによって破壊起点位置が明らかに深くなっていることがわかる。Fig.5に示したとおり、LP材のクロッシングポイントは0.17 mmである。すなわち、LP材では圧縮残留応力が導入されている深さでは破壊が生じなかった。この理由は4・1節で考察する。

3・6 極値統計法による欠陥寸法評価

3・3節で述べたように、3D積層造形した材料では、多くの試験片が融合不良を起点として疲労破壊している。3D積層造形材を用いる場合には、破壊起点における欠陥寸法を予測することが重要となる。この節では、試験片の研磨面および破面における欠陥寸法について、極値統計法によ

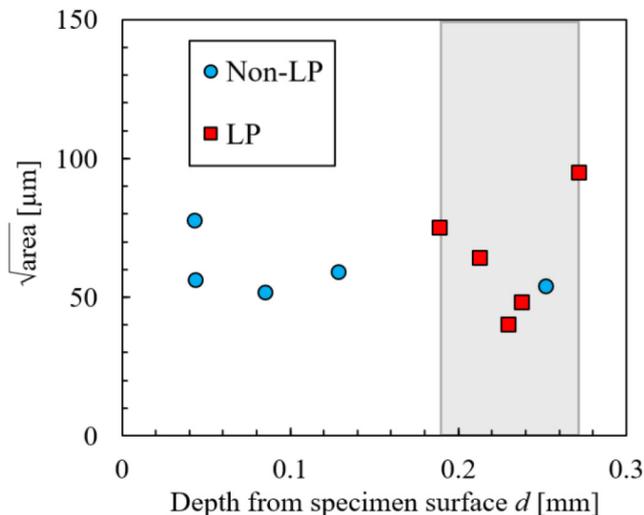


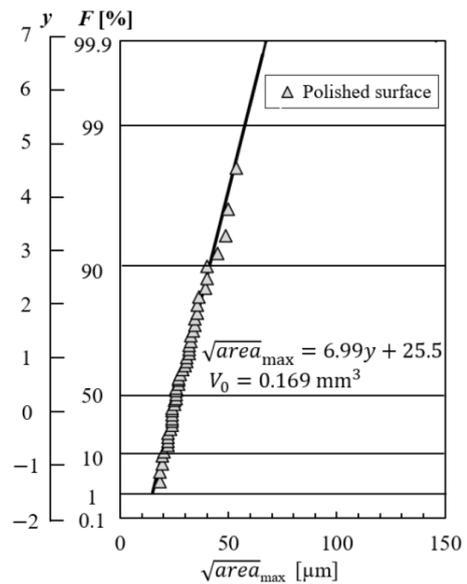
Fig. 10. Relationship between \sqrt{area} of fracture origin and depth from specimen surface. (Online version in color.)

る欠陥寸法評価の有効性を検証する。

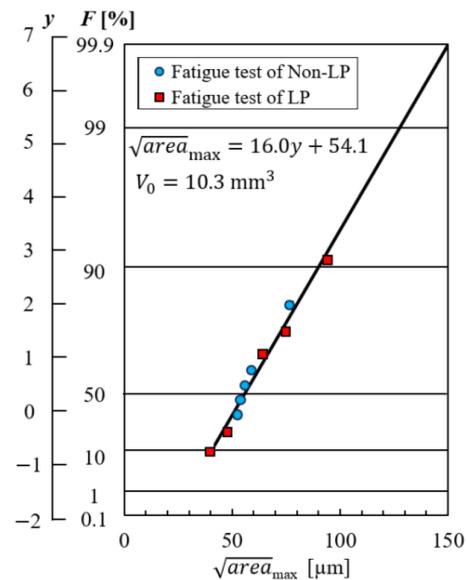
研磨面について、検査基準面48箇所それぞれのそれぞれに含まれる最大の欠陥寸法 $\sqrt{area_{max}}$ を極値確率紙にプロットした結果をFig.11 (a)に示す。 $\sqrt{area_{max}}$ の分布は直線性が良く、二重指数分布の最大値分布 (Gumbel分布) に従うと見なせる。このとき、極値確率紙上での回帰直線を求めると、次のようになる。

$$\sqrt{area_{max}} = 6.99y + 25.5 \dots\dots\dots (4)$$

ここで、次式より基準化変数 y と再帰期間 T を求めて式(4)に代入することで、ある体積 V 中の最大欠陥寸法を予



(a) Statistical distribution of defect size for polished surface



(b) Statistical distribution of defect size for fracture surface

Fig. 11. Defect analysis for polished surface and fracture surface. (Online version in color.)

Table 3. Comparison of defect sizes.

(a) Predicted results of defect sizes from inspection of polished surfaces		
Inspection Volume V_0	Estimated defect size \sqrt{area}_{max} for 1 specimen	Estimated defect size \sqrt{area}_{max} for 10 specimens
0.169 mm ³	54 μ m	70 μ m
(b) Experimental results of defect sizes from fracture surface for 10 specimens		
Inspection Volume V_0	Average defect size \sqrt{area}	Maximum defect size \sqrt{area}
10.3 mm ³	62 μ m	95 μ m

測することができる。

$$y = -\ln[-\ln\{(T-1)/T\}] \dots\dots\dots (5)$$

$$T = (V + V_0) / V_0 \dots\dots\dots (6)$$

検査基準面積 $S_0 = 5.9 \text{ mm}^2$ に各視野における \sqrt{area}_{max} の平均値 0.029 mm を乗じて算出した結果、研鏡面の検査基準体積 $V_0 = 0.169 \text{ mm}^3$ となる。一方で、疲労破壊した試験片に関して、起点部の欠陥が融合不良となった10個の試験片における欠陥寸法 \sqrt{area} を極値確率紙にプロットしたものを Fig.11 (b) に示す。 \sqrt{area} の分布は直線性が良く、Gumbel 分布に従うと見なせる。

Table 3 (a) および (b) に、それぞれ試験片の研磨面および破面の欠陥寸法に関する極値統計法から得られたデータを示す。Fig.11 (a) に示した研磨面の検査結果から、疲労試験片10本分の危険体積中に含まれる \sqrt{area}_{max} の予測結果は $70 \mu\text{m}$ となる。この値は、融合不良を起点として破壊した10本の疲労試験片における最大の \sqrt{area}_{max} 値である $95 \mu\text{m}$ と近い値となった。しかし、疲労破面に出現した欠陥寸法の方がやや大きくなっている。この理由は、検鏡面の検査基準体積は 0.169 mm^3 であるが、試験片1本あたりの危険体積は 10.3 mm^3 であり、約60倍の差があるためと考えられる。これまでも、3D積層造形したTi合金やNi基超合金718に含まれる欠陥寸法を、極値統計を用いることにより評価できることが報告されている^{11,13)}。本研究により、極値統計による欠陥寸法の評価は、高強度鋼の3D積層造形材の品質向上に有効であることが明らかとなった。

4. 考察

3・2節で述べたように、 10^7 回以上の超高サイクル領域では、Non-LP材に比べLP材の疲労強度が低い結果となった。また、3・4節で述べたように、LP材では、圧縮残留応力が導入されている領域では、疲労破壊が生じなかった。本節では、これらの理由について、LP材とNon-LP材の局所応力分布に着目して考察する。

4・1 Non-LP材およびLP材の正味の最大応力の比較

Fig.12 (a) および (b) に、それぞれ、Non-LP材およびLP材について、表面からの深さ方向への局所応力分布を示す。 σ_r は残留応力分布であり、Fig.6に示したとおりに近似した。 σ_{max} は各深さにおいてNon-LP材およびLP材に作用する正味の最大応力に相当し、式(7)で表される^{48,49)}。

$$\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_r \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 σ_a は疲労試験により作用する応力振幅である。ここでは超高サイクル領域に達する応力レベルとして $\sigma_a = 400 \text{ MPa}$ とした。本研究では曲げ試験を実施しているため、応力勾配が存在し、試験片の中心である深さ 2.5 mm の地点で $\sigma_a = 0 \text{ MPa}$ となる。Fig.12の灰色で示した部分は破壊が生じた領域である。これまでも、SPを施した軸受鋼⁴⁸⁾や窒化を施したB-Mn鋼⁴⁹⁾において、正味の最大応力が大きい地点からき裂が発生しやすいことが報告されている。

Non-LP材では圧縮残留応力は表面近傍の浅い領域に限定されたため、表面から深さ 0.25 mm までの広い領域において疲労破壊が生じたと考えられる。一方、Fig.12 (b) に示すとおり、LP材の σ_{max} は、深さ 0.24 mm 程度で最大値を示した。そのため、LP材では、内部に存在する欠陥を起点として疲労破壊したと考えられる。

Fig.12 (a) および 12 (b) を比較すると、それぞれの破壊起点が存在した領域では、引張残留応力の影響により、 σ_a が同一であってもLP材の方がNon-LP材に比べて σ_{max} の値が大きくなっている。さらに、Fig.10やFig.11 (b) より、Non-LP材とLP材の欠陥寸法の傾向に大きな差異は確認できないことから、超高サイクル領域では、Non-LP材よりもLP材の疲労強度が低くなったと考えられる。既往の研究では、軸受鋼にSPを施した結果、本研究結果と同様の傾向が見られ、引張残留応力により超高サイクル疲労強度が低下したことが報告されている⁵⁰⁾。

4・2 正味の応力から見た表面欠陥の無害化

Fig.12 (b) の表面側に着目すると、LP材の σ_{max} は表面から深さ 0.13 mm 程度までは圧縮となっていた。そのため、表面近傍に存在する欠陥を起点に疲労破壊しなかったと考

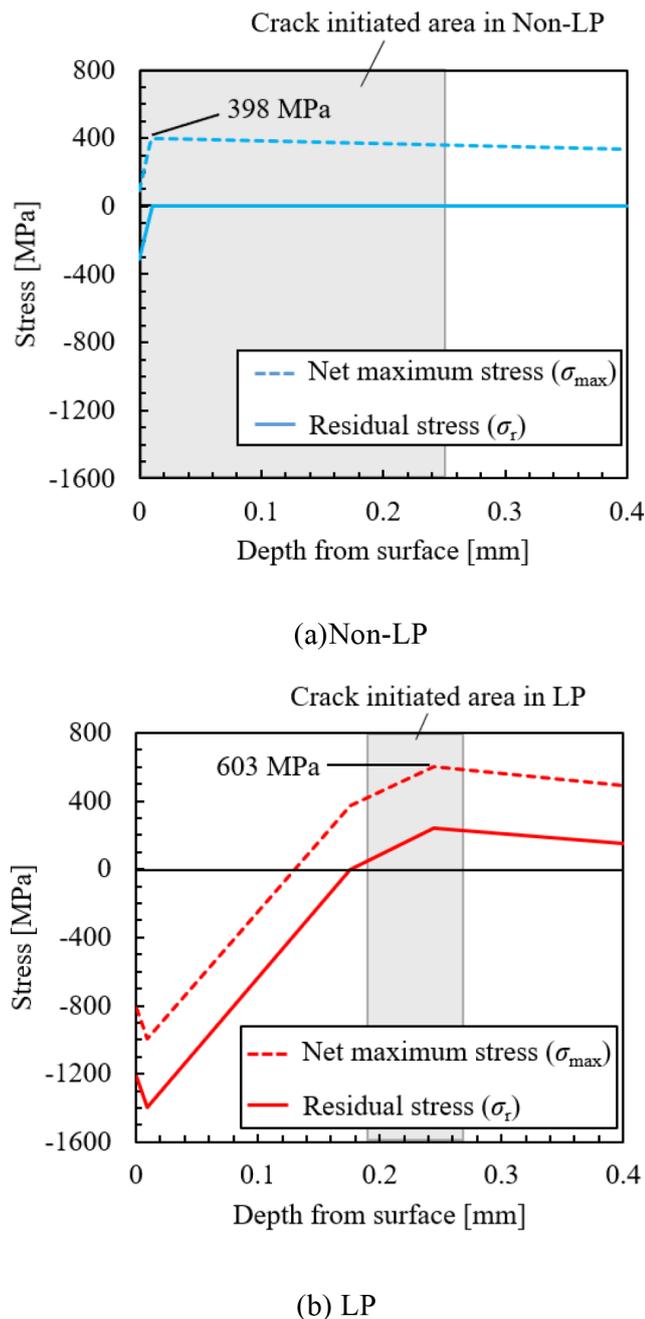


Fig. 12. Relationship between stresses and depth from surface, $\sigma_a=400$ MPa. (Online version in color.)

えられる。さきの研究では、3D積層造形したマルエージング鋼において、LPにより導入された圧縮残留応力の効果により \sqrt{area} が251 μm 程度の半円スリットを無害化できることが明らかとなっている²³⁾。したがって、圧縮残留応力の効果により、表面近傍に存在する欠陥が無害化されたため、表面からの破壊が抑制されたといえる。

5. 結言

本研究では、3D積層造形したマルエージング鋼における 10^8 回までの回転曲げ疲労強度特性および、LPが回転曲げ

疲労強度特性に及ぼす影響を調査し、以下の知見を得た。

- (1) LPにより、試験片表面近傍に最大1346 MPaの圧縮残留応力が導入された。残留応力が圧縮から引張に変化するクロッシングポイントの深さは0.17 mmであった。一方、0.25 mmよりも深い位置では、最大240 MPa程度の引張残留応力が導入された。
- (2) 回転曲げ疲労試験片の破壊起点は融合不良またはファセットであった。Non-LP材の破壊起点は表面から深さ0.25 mmまでの広範囲に存在した。一方、LP材の破壊起点はすべて残留応力が引張となる0.17 mmよりも深い位置であった。したがって、LPにより導入された圧縮残留応力が表面近傍の欠陥を無害化したと考えられる。
- (3) 3D積層造形したマルエージング鋼の 10^7 回程度までの回転曲げ疲労強度向上においてLP施工は有効であった。しかし、 10^7 回以上の超高サイクル領域における回転曲げ疲労強度はLP施工により低下した。
- (4) 超高サイクル域で疲労破壊したNon-LP材およびLP材における正味の最大応力 σ_{max} を比較した。その結果、破壊起点ではNon-LP材よりもLP材の方が σ_{max} の値が大きかった。そのため、超高サイクル領域において、LP材の回転曲げ疲労強度がNon-LP材のそれに比べて低下したと考えられる。
- (5) 試験片の研磨面および破面における欠陥寸法を極値統計により評価した。その結果、両者は近い値となった。したがって、極値統計に基づく評価法により、より大きな体積の部材に含まれる欠陥寸法を予測することができる。

謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金(23K22627, 代表: 高橋宏治)の助成を受けたものである。レーザーピーニングにおいては、東芝エネルギーシステムズ株式会社の千田格氏らの協力を得た。ここに記して感謝申し上げる。

文 献

- 1) T.Hashimoto: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **72**(2022), 613 (in Japanese). <https://doi.org/10.2464/jilm.72.613>
- 2) H.Kyogoku and T.-T.Ikeshoji: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metall.*, **66**(2019), 89 (in Japanese). <https://doi.org/10.2497/jjspm.66.89>
- 3) N.Sanaei and A.Fatemi: *Prog. Mater. Sci.*, **117**(2021), 100724. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100724>
- 4) A.Yadollahi and N.Shamsaei: *Int. J. Fatigue*, **98**(2017), 14. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001>
- 5) T.Tanaka and N.Funabashi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **43**(1977), 389 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikai1938.43.389>
- 6) Y.Murakami, M.Abe and T.Kiyota: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. Ser. A*, **53**(1987), 1482 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikaia.53.1482>
- 7) M.Moriyama, T.Nagano, N.Kawagoishi and S.Takaki: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **50**(2001), 1126 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.50.1126>
- 8) G.Meneghetti, D.Rigon and C.Gennari: *Int. J. Fatigue*, **118**(2019),

54. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.034>
- 9) J.Damon, T.Hanemann, S.Dietrich, G.Graf, K.-H.Lang and V.Schulze: *Int. J. Fatigue*, **127**(2019), 395. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.06.025>
- 10) G.Kasperovich and J.Hausmann: *J. Mater. Process. Technol.*, **220**(2015), 202. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.01.025>
- 11) H.Masuo, Y.Tanaka, S.Morokoshi, H.Yagura, T.Uchida, Y.Yamamoto and Y.Murakami: *Int. J. Fatigue*, **117**(2018), 163. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.020>
- 12) N.E.Uzan, R.Shneck, O.Yeheskel and N.Frage: *Mater. Sci. Eng. A*, **704**(2017), 229. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.027>
- 13) Y.Yamashita, T.Murakami, R.Mihara, M.Okada and Y.Murakami: *Int. J. Fatigue*, **117**(2018), 485. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.002>
- 14) D.Croccolo, M.De Agostinis, S.Fini, G.Olmi, F.Robusto, S.Ćirić Kostić, A.Vranić and N.Bogojević: *Metals*, **8**(2018), 505. <https://doi.org/10.3390/met8070505>
- 15) A.Karolczuk, A.Kurek, M.Böhm, S.Derda, M.Prażmowski, K.Kluger, K.Żak, Ł.Pejkowski and J.Seyda: *Mater. Des.*, **237**(2024), 112561. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112561>
- 16) K.Masaki, Y.Kobayashi and T.Tsujii: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **71**(2022), 711 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.71.711>
- 17) Y.Sano, N.Mukai, M.Obata, H.Kato and T.Yamamoto: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **75**(2006), 579 (in Japanese). <https://doi.org/10.2207/jjws.75.579>
- 18) K.Takahashi, Y.Kogishi, N.Shibuya and F.Kumeno: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **43**(2020), 845. <https://doi.org/10.1111/ffe.13201>
- 19) R.Fueki and K.Takahashi: *Opt. Laser Technol.*, **134**(2021), 106605. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2020.106605>
- 20) Y.Sakino, Y.Sano, R.Sumiya and Y.-C.Kim: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **29**(2011), 146 (in Japanese). <https://doi.org/10.2207/qjjws.29.146>
- 21) Y.Sakino and Y.Sano: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **36**(2018), 153 (in Japanese). <https://doi.org/10.2207/qjjws.36.153>
- 22) S.Tsuchiya and K.Takahashi: *Trans. Jpn. Soc. Spring Eng.*, **66**(2021), 7 (in Japanese). <https://doi.org/10.5346/trbane.2021.7>
- 23) S.Tsuchiya and K.Takahashi: *Metals*, **12**(2022), 49. <https://doi.org/10.3390/met12010049>
- 24) T.Sakai, M.Takeda, K.Shiozawa, Y.Ochi, M.Nakajima, T.Nakamura and N.Oguma: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **49**(2000), 779 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.49.779>
- 25) Y.Furuya, H.Hirukawa and E.Takeuchi: *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **20**(2019), 643. <https://doi.org/10.1080/14686996.2019.1610904>
- 26) T.Nakamura: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **66**(2017), 435 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.66.435>
- 27) Y.Furuya: *Tetsu-to-Hagané*, **101**(2015), 494 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2015-023>
- 28) Y.Furuya: *Tetsu-to-Hagané*, **105**(2019), 1173 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2019-071>
- 29) H.Mayer, R.Schuller, M.Fitzka, D.Tran and B.Pennings: *Int. J. Fatigue*, **64**(2014), 140. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.02.003>
- 30) N.Kawagoishi, Y.Nakamura, K.Kariya, Q.Chen, T.Nagano and Y.Maeda: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **62**(2013), 756 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.62.756>
- 31) R.Caivano, A.Tridello, G.Chiandussi, G.Qian, D.Paolino and F.Berto: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **44**(2021), 2919. <https://doi.org/10.1111/ffe.13567>
- 32) A.Tridello, J.Fiocchi, C.A.Biffi, G.Chiandussi, M.Rossetto, A.Tuissi and D.S.Paolino: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **42**(2019), 2794. <https://doi.org/10.1111/ffe.13123>
- 33) Y.Sano, M.Obata, T.Kubo, N.Mukai, M.Yoda, K.Masaki and Y.Ochi: *Mater. Sci. Eng. A*, **417**(2006), 334. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.017>
- 34) K.Tanaka, K.Suzuki and Y.Akiniwa: Evaluation of residual stresses by X-ray diffraction: fundamentals and applications, Yokendo, Tokyo (2015), 321 (in Japanese). ISBN978-4842503844
- 35) Y.Murakami: Metal fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions, Yokendo, Tokyo (1993), 233 (in Japanese). ISBN978-4842593029
- 36) T.Toriyama, Y.Murakami and T.Makino: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **40**(1991), 1497 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.40.1497>
- 37) S.Zhou, Y.Murakami, Y.Fukushima and S.Beretta: *Tetsu-to-Hagané*, **87**(2001), 748 (in Japanese). https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.87.12_748
- 38) T.Abe, Y.Furuya and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. Ser. A*, **70**(2004), 1050 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikaia.70.1050>
- 39) S.Beretta: *Int. J. Fatigue*, **151**(2021), 106407. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106407>
- 40) Y.Furuya, S.Matsuoka and S.Takagi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. Ser. A*, **68**(2002), 41 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikaia.68.41>
- 41) Y.Furuya: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. Ser. A*, **73**(2007), 957 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikaia.73.957>
- 42) N.Takata, Y.Ito, R.Nishida, A.Suzuki, M.Kobashi and M.Kato: *Tetsu-to-Hagané*, **109**(2023), 201 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2022-066>
- 43) T.-T.Ikeshoji: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **86**(2017), 138 (in Japanese). <https://doi.org/10.2207/jjws.86.138>
- 44) C.Elangeswaran, K.Gurung, R.Koch, A.Cutolo and B.Van Hooreweder: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **43**(2020), 2359. <https://doi.org/10.1111/ffe.13304>
- 45) I.Chida: *J. Smart Process.*, **11**(2022), 45 (in Japanese). <https://doi.org/10.7791/jspmee.11.45>
- 46) D.Fan, P.Kaushik and H.Pielet: *ISIJ Int.*, **58**(2018), 1538. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-132>
- 47) K.Kita, M.Kiyoshige, T.Takase and Y.Nakamura: *Tetsu-to-Hagané*, **59**(1973), 1550 (in Japanese). https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.59.12_1550
- 48) H.-N.Ko, H.Itoga, T.Hasegawa, C.Kagaya, K.Tokaji and M.Nakajima: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. Ser. A*, **68**(2002), 484 (in Japanese). <https://doi.org/10.1299/kikaia.68.484>
- 49) P.De la Cruz, M.Odén and T.Ericsson: *Mater. Sci. Eng. A*, **242**(1998), 181. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00518-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00518-2)
- 50) K.Tanaka and Y.Akiniwa: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25**(2002), 775. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2002.00547.x>