

レーザー粉末床溶融結合法の造形過程における Fe 基合金の変形挙動に及ぼす
マルテンサイト変態の影響Effect of Martensitic Transformation on the Deformation Behavior of
Additively Manufactured Fe-based Alloy Components during Laser-Powder Bed Fusion Process熊谷 祥希^{*,**}・高橋 茉莉^{*}・小柳 禎彦^{*}・小笹 良輔^{**}・中野 貴由^{**}
Yoshiki KUMAGAI, Mari TAKAHASHI, Yoshihiko KOYANAGI, Ryosuke OZASA and Takayoshi NAKANO

(Received 10 April 2025, Accepted 25 April 2025)

In this study, the deformation behavior of hollow cylinder parts fabricated by Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) process was investigated, using two types of Fe-based alloy powders, 316L stainless steel and maraging steel. For 316L stainless steel, shrinkage of the outer radius of hollow cylinder parts was observed, especially under conditions with high preheating temperature of the base plate. On the other hand, expansion of the outer radius of the upper part in hollow cylinder parts were observed for maraging steel on high preheating temperature conditions of the base plate, and the residual stresses along the building direction on the outer surface of cylinders were decreased with increasing the preheating temperature. The deformation behavior of 316L stainless steel hollow cylinder during L-PBF process can mainly be explained by the accumulation of residual stress during building, and thermal shrinking from preheating temperature to room temperature after building. In the case of building of maraging steel hollow cylinder at the high preheating temperatures, the deformation behavior can be explained mainly by the expansion due to martensitic transformation after cooling from the preheating temperature to room temperature and the deformation constraint by the base plate.

Key Words: Laser-Powder Bed Fusion, Martensitic Transformation, Residual Stress

1. 緒言

金属の積層造形法の一つであるレーザー粉末床溶融結合 (Laser -Powder Bed Fusion: L-PBF) 法は、薄く敷き詰めた金属粉末床への選択的レーザー照射による原料粉末の溶融凝固と粉末床の敷設を繰り返すことにより複雑な三次元形状を高精度に造形可能なプロセスであり¹⁾、近年では様々な産業部材の製造方法として適用が拡大している。特に金型製造の分野においては、アルミダイカスト金型やプラスチック金型に本技術を適用することで、金型内部への効果的な三次元冷却回路の設置が可能となり、冷却性能の高効率化による金型寿命の向上や部品製造サイクルの短縮といった利点に注目が集まっている²⁻⁴⁾。

L-PBF 法による金属積層造形における課題の一つとして残留応力の蓄積と解放による造形体の変形が挙げられる⁵⁾。この残留応力の蓄積はレーザー照射による局所での急加熱と急冷の繰り返しに起因しており、造形体の表層近傍での引張残留応力の蓄積は割れの原因になる⁵⁾。これまでに残留応力の制御のために様々な方法が検討されている。例えば

ベースプレートの子加熱^{4,6)}や、レーザー照射パターンの最適化^{4),5)}等により残留応力を低減できることが報告されている。さらに、金型の積層造形に使用される Fe 基合金においてはマルテンサイト変態を利用した残留応力解放手法が報告されている^{7),8)}。本手法によれば、Fe 基合金の Ms 点近傍ないし直上までベースプレートを予加熱して造形を行い、その後の冷却中にマルテンサイト変態が生じることで造形体が膨張することで残留応力が緩和される。

ただし、ベースプレート予加熱や相変態を利用する残留応力の抑制法では、熱収縮および変態膨張による変形が造形体の寸法精度に影響を及ぼす可能性があるうえに、その知見は乏しい。特に金型を L-PBF 法で積層造形する場合には、多くは三次元冷却回路を設置し冷却性能を高めたい金型上部のみを造形することで、従来の切削加工部分は金型土台部としてベースプレートの様に扱い、製造効率を高める⁹⁾。このような造形プロセスの場合、土台部によって造形部の変形が拘束されることから、造形体には熱収縮や相変態により不均一な変形が生じる可能性がある。

そこで本研究では、Fe 基合金の L-PBF 法による金属積層

* 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所 (〒 457-8545 愛知県名古屋市南区大同町 2-30)

Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd. (2-30 Daido-cho, Minami-ku, Nagoya, Aichi 457-8545, Japan)

** 大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 (〒 565-0871 大阪府吹田市山田丘 2-1)

Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, The University of Osaka
(2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan)

造形における造形中の変形挙動に及ぼすマルテンサイト変態の影響を検討するため、マルテンサイト変態を生じる材料としてマルエージング鋼を、マルテンサイト変態を生じない比較材料としてオーステナイト系ステンレス鋼を選択し、両者の造形後のベースプレートによる変形拘束下における変形量と残留応力量を比較した。

2. 実験方法

2.1 造形条件

積層造形に供する原料粉末にはオーステナイト系ステンレス鋼 316L (大同特殊鋼(株)製) およびマルエージング鋼 M300 (AP&C 社製) の 2 鋼種のカスタム粉末を用いた。それぞれの公称組成は Fe-17Cr-13Ni-2.5Mo-0.5Si-0.2Mn-0.02C および Fe-18Ni-9Co-4.7Mo-1Ti (wt.%) であり、公称粒径はそれぞれ -53/+25 mm および -45/+10 mm であった。造形装置には Concept Laser M2 (GE Additive 社製) を使い、プロセスガスにはアルゴンガスよりも安価であるため一般的に金型の積層造形に使用される窒素ガスを用いた。なお、Fe 合金の積層造形において窒素ガスを用いる場合、造形体中へ窒素が吸収されることが報告されており¹⁰⁾、マルエージング鋼の Ms 点や残留オーステナイト量へ影響を及ぼす可能性があるが、本研究においてマルテンサイト変態を生じない 316L ステンレス鋼と変形量を比較する上ではこの窒素吸収の影響を無視できる。本研究では、Fig. 1 に示す外半径 75 mm、内半径 65 mm、高さ 40 mm の中空円柱を造形しその変形量および残留応力量を評価することとした。なお、ベースプレートには 25 mm×245 mm×245 mm の JIS-SKD61 相当の熱間ダイス鋼 DHA1 (大同特殊鋼(株)製) 焼鈍材 (硬さ約 180 HBW) を使い、造形体とベースプレートの接続部には応力集中による割れを抑制する目的で R 部を付与した。造形には Table 1 に示すレーザー照射条件と、Fig. 2 に示すストライプを 1 層ごとに 90° 回転させるレーザー走査パターンを用い、2 鋼種の粉末それぞれにつき 3 種のベースプレート予加熱条件で造形を行った (以降、予加熱なし条件、120℃ 予加熱条件、200℃ 予加熱条件と呼ぶ)。

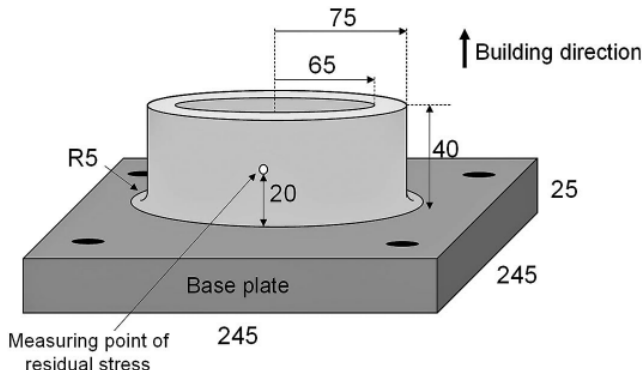


Fig. 1 Schematic drawing of hollow cylindrical part used in this study. Unit: mm.

なお、ベースプレートの予加熱は直下に設置されたヒーティングユニットにより行われ、ヒーティングユニット内の温度センサーから測定される温度 (以降、ベースプレート直下温度と呼ぶ) が設定予加熱温度まで到達後、ベースプレートの均熱を目的として 60 分以上保持したのち造形を開始した。120℃ 予加熱条件および 200℃ 予加熱条件の場合、ベースプレート直下温度は造形中各設定温度でおおよそ一定を保った。一方、予加熱なし条件の場合は造形の進行に伴いベースプレート直下温度が上昇する傾向が認められたため、この温度変化を造形開始から造形完了まで 10 分間隔で記録した。

2.2 造形体の評価

造形された中空円柱は、ベースプレートから切り離さない状態で形状および残留応力を測定した。まず、三次元座標測定器 CONTURA G2 (ZEISS 社製) を使い、ベースプレートの表層を基準面とし、タッチプローブにより中空円柱外周表層の座標を一定高さで 95 点測定した。その後、最小二乗法によって半径を導出し、その高さにおける中空円柱の外半径とした。残留応力の評価にはポータブル型 X 線残留応力測定装置 μ -X360n (パルステック工業(株)製) を使い、 $\cos\alpha$ 法¹¹⁾ によって残留応力の測定を行った。測定箇所は測

Table 1 Process parameters used in this study.

Name	Value
Laser power, P [W]	300
Scanning speed, v [mm/s]	600
Hatch distance, w [mm]	0.13
Layer thickness, t [mm]	0.05
Spot diameter, d [mm]	0.21
Preheating temperature, T [°C]	w/o, 120, 200
Process gas	N_2

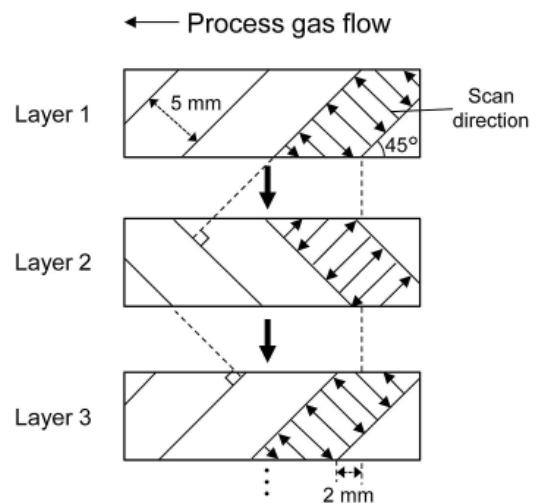


Fig. 2 Schematic drawing of scan pattern used in this study.

定の容易性から Fig. 1 中に示す中空円柱の外周表層中間高さ位置とし、造形体の変形への影響度が高いと考えられる造形方向の残留応力を 2 点測定した。測定には Cr 管球を用い、316L ステンレス鋼の造形体については FCC-Fe 相の 311 面の回折環を Cr K α 線で、マルエージング鋼については BCC-Fe 相の 211 面の回折環を Cr K β 線で測定し、残留応力量を導出した。

3. 実験結果と考察

3.1 造形体の寸法精度

Fig. 3 に 316L ステンレス鋼およびマルエージング鋼の予加熱条件別に造形された中空円柱における高さごとの外半径の測定結果を示す。316L ステンレス鋼の場合、中空円柱の中間高さ位置にて外半径が狙い値 (75 mm) よりも縮小し、弓なりに変形する傾向が認められた (Fig. 3 (a))。この狙い値との差は予加熱なし条件と 120°C 予加熱条件において 0.1 mm 程度と同等だが、200°C 予加熱条件ではさらに大きく 0.2 mm 程度となった。なお、Fig. 4 は 316L ステンレス鋼の予加熱なし条件におけるベースプレート直下温度の推移である。造形の進行に伴いベースプレート直下温度は上昇し、造形開始約 4 時間後に約 70°C まで達し、その後造形完了後までほぼ一定温度を維持した。これは繰り返し

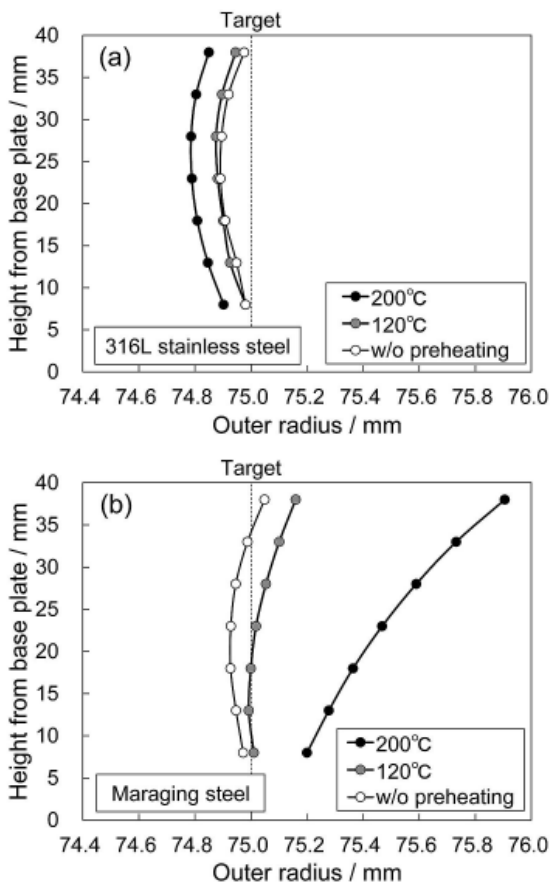


Fig. 3 Measured outer radius at each height from base plate: (a) 316L stainless steel and (b) maraging steel.

のレーザー照射によって造形体上部から投入される熱のベースプレート方向への伝熱と、ベースプレートから造形装置筐体への伝熱が平衡したためと言える。

一方、マルエージング鋼の場合、予加熱なし条件では 316L ステンレス鋼同様の弓なりの変形を呈したが、予加熱温度の上昇に伴い中空円柱上部における外半径が狙い値よりも拡大し、200°C 予加熱条件において最大約 0.9 mm の増加が認められた (Fig. 3 (b))。

3.2 造形体表層における残留応力

Fig. 5 に 316L ステンレス鋼およびマルエージング鋼の各予加熱条件にて造形された中空円柱における、外周中間高さ位置における造形方向の残留応力の測定結果を示す。なお、正の値は引張残留応力を、負の値は圧縮残留応力を意味する。316L ステンレス鋼の場合、予加熱温度によらず約 400 MPa の引張残留応力が測定された。L-PBF 方式で造形された 316L ステンレス鋼の造形ままにおける 0.2% 耐力は約 570 MPa と報告されていることから¹²⁾、0.2% 耐力の 70% 程度もの引張残留応力が蓄積されていることがわかる。一方で、マルエージング鋼の場合、予加熱なし条件では 316L ステンレス鋼と同等の引張残留応力が認められるものの、予加熱温度の上昇に伴い引張残留応力は大きく減少し、200°C 予加熱条件ではほぼゼロとなった。

3.3 造形体の変形挙動に及ぼす予加熱温度およびマルテンサイト変態の影響

316L ステンレス鋼において認められた中空円柱の弓なりの変形は、造形に伴い蓄積される残留応力によって引き起こされたことが Fig. 3 (a) および Fig. 5 から示唆される。中空円柱の L-PBF 法による積層造形における同様の弓なりの変形は Ni 基合金インコネル 625 の造形においても確認され、この変形挙動はシミュレーションにより再現できることが報告されている¹³⁾。316L ステンレス鋼の中空円柱において蓄積された引張残留応力量はベースプレート予加熱温度によらずほぼ一定であったことから (Fig. 5)、本研究

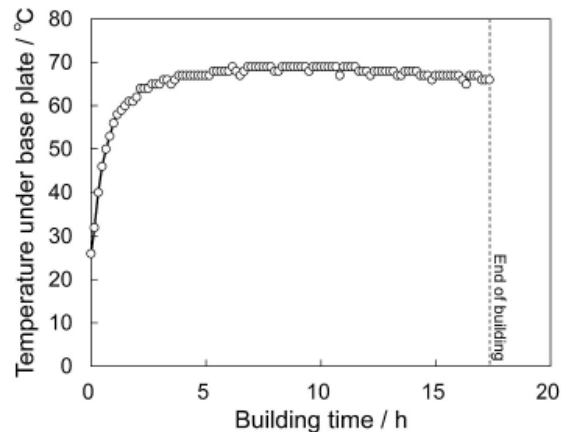


Fig. 4 Thermal history under base plate during building of 316L stainless steel part without preheating.

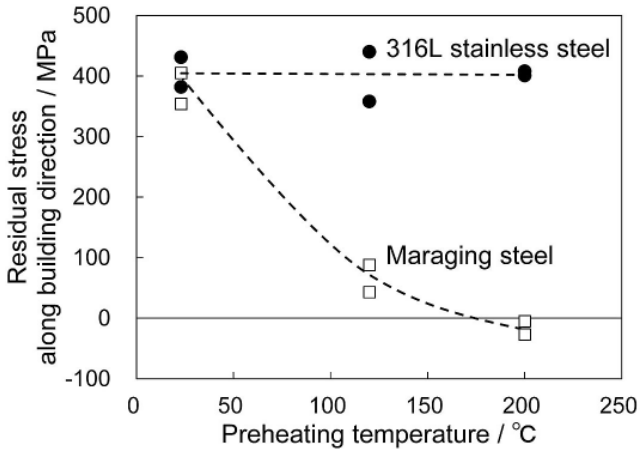


Fig. 5 Residual stresses along building direction measured on the outer surface of parts.

において残留応力に起因する弓なり変形量は、3種のベースプレート予加熱条件においてほぼ同じであると考えられる。一方で、120℃予加熱条件よりも200℃予加熱条件の方が縮小量は大きく、外半径に約0.1 mmの差があることは、造形完了後の冷却過程で生じる中空円柱の熱収縮量の差に起因すると考えられる。そこで、各予加熱温度から室温までの冷却に伴う造形体の熱収縮量の差を推算した。中空円柱の外半径を R [mm]、予加熱温度から室温までの線膨張係数を α [K⁻¹]、温度変化量を ΔT [°C] とすれば、予加熱温度から室温までの冷却に伴う外半径の熱収縮量 ΔR は式 (1) で表される：

$$\Delta R = \alpha \Delta T R \quad (1)$$

この際、200℃から室温までの冷却過程における熱収縮量、線膨張係数、温度変化量をそれぞれ $\Delta R_{200 \rightarrow RT}$ 、 $\alpha_{200 \rightarrow RT}$ 、 $\Delta T_{200 \rightarrow RT}$ 、120℃から室温までの冷却過程における熱収縮量、線膨張係数、温度変化量をそれぞれ $\Delta R_{120 \rightarrow RT}$ 、 $\alpha_{120 \rightarrow RT}$ 、 $\Delta T_{120 \rightarrow RT}$ として式 (1) を用いれば、各予加熱温度から室温までの冷却に伴う熱収縮量の差は式 (2) で求められる：

$$\Delta R_{200 \rightarrow RT} - \Delta R_{120 \rightarrow RT} = \alpha_{200 \rightarrow RT} \Delta T_{200 \rightarrow RT} R - \alpha_{120 \rightarrow RT} \Delta T_{120 \rightarrow RT} R \quad (2)$$

L-PBF で造形された 316L ステンレス鋼の平均線膨張係数として 28 ~ 200℃において $16.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 、28 ~ 100℃において $15.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ という値が報告されており¹²⁾、ここではこれらの値をそれぞれ $\alpha_{200 \rightarrow RT}$ および $\alpha_{120 \rightarrow RT}$ として使用する。なお、ベースプレートとして用いた DHA1 の平均線膨張係数は 20 ~ 200℃において $11.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ という値が報告されており¹⁴⁾、316L ステンレス鋼の線膨張係数とほとんど変わらないことから、本研究における造形体の熱収縮量を推算する上では単純化のためベースプレートの熱収縮の影響を無視する。さらに、造形完了直後の造形体の温度はレーザー照射による蓄熱によりベースプレート予加熱温度よりも高い可能性があるものの、本研究では統一されたレーザー照射条件を使用しており、造形体へ投入され

るエネルギー量は予加熱温度によらず一定であるため、造形体の温度差はベースプレート予加熱温度の差に等しいとみなす。式 (2) に平均線膨張係数と $R = 75.0$ [mm] を代入し、200℃、120℃それぞれから室温 (28℃) までの熱収縮量 $\Delta R_{200 \rightarrow RT}$ および $\Delta R_{120 \rightarrow RT}$ を計算すると、それぞれ 0.2 mm および 0.1 mm となり、その差 $\Delta R_{200 \rightarrow RT} - \Delta R_{120 \rightarrow RT}$ は 0.1 mm と求められた。この値は Fig. 3 (a) における 200℃予加熱条件と 120℃予加熱条件における外半径の差とほぼ一致することから、316L ステンレス鋼における予加熱温度ごとの外半径の差は、予加熱温度から室温までの熱収縮量の差からおよそ説明可能である。なお、予加熱なし条件と 120℃予加熱条件における熱収縮量の差がほとんどなかったのは、予加熱なし条件であっても造形中は約 70℃にベースプレートが保持された状態であり (Fig. 4)、120℃予加熱条件との温度差 (約 50℃) が僅かであったためと推察される。

マルエージング鋼においては、予加熱なし条件では 316L と同様の弓なりの変形が生じたが、予加熱温度の上昇に伴い中空円柱上部における外半径が狙い値よりも拡大し (Fig. 3 (b))、かつ外周表層の引張残留応力は減少した (Fig. 5)。マルエージング鋼 (M300) における Ms 点は約 195℃、Mf 点は約 60℃との報告があることから¹⁵⁾、予加熱なし条件ではレーザー照射による粉末の溶融凝固のたびに凝固組織におけるマルテンサイト変態がほぼ完了しており、造形完了後は 316L ステンレス鋼同様に主に残留応力によって変形が生じたと推定される。一方、予加熱温度が Ms 点に近づくほど、造形中は凝固組織中のオーステナイト相の体積率が高く維持されるため、造形完了後の冷却過程におけるマルテンサイト変態に伴う膨張量および残留応力の解放量が増加したと考えられる。この際、中空円柱の下部はベースプレートとの接合によって変形が拘束されることから上部のみが顕著に膨張したものと理解される。すなわち、ベースプレート予加熱を行ってマルエージング鋼を積層造形する場合、熱収縮による変形よりも相変態による変形が支配的となると言える。以上の考察より、316L ステンレス鋼およびマルエージング鋼の 200℃予加熱条件における造形中および造形完了後の変形挙動の様子を模式図として Fig. 6 に示す。

マルエージング鋼は炭素をほとんど含まないために造形まま硬さがおよそ 320 ~ 400 HV と比較的小さく、かつ韌性に優れており、L-PBF 法における急冷凝固過程において亀裂が発生しにくいと言われることから¹⁶⁾、通常ベースプレートの予加熱はせずとも容易に造形が可能な鋼種であると言える。しかし、造形速度や造形形状によっては造形中に局所的に熱が蓄積され^{17), 18)}、Ms 点に近い状態で造形が進行することにより膨張変形が生じる可能性もある。そのため、マルエージング鋼によらず Ms 点がベースプレート予加熱温度に近い Fe 基合金を L-PBF 方式で造形する際は、マルテンサイト変態による膨張変形も考慮した造形条件の設定が必要であると言える。また、造形方向やレーザー照射

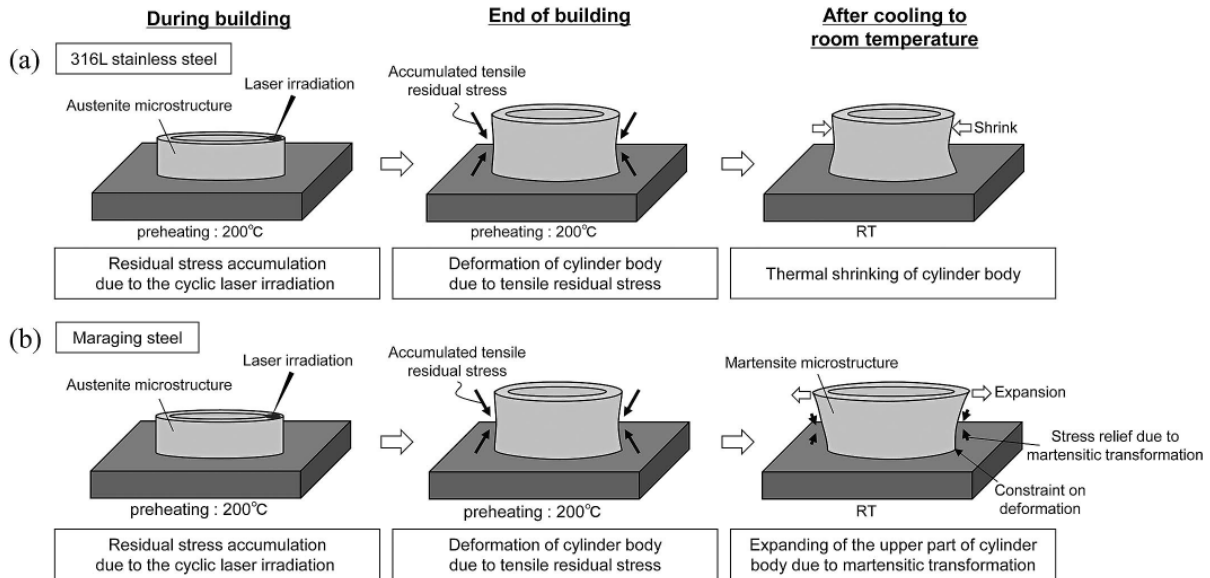


Fig. 6 Possible deformation behavior of hollow cylindrical part during and after building on the base plate preheated at 200°C: (a) 316L stainless steel and (b) Maraging steel.

パターンによって造形組織に異方性が生じ、マルテンサイト変態に伴う膨張量が変化する可能性が報告されている⁸⁾。したがって、L-PBF法を用いた積層造形における組織の異方性制御¹⁹⁾によってFe基合金の造形中の変形挙動を制御できる可能性もあり、今後の研究が期待される。

4. 結論

本研究では、L-PBF法を用いた積層造形におけるFe基合金の変形挙動に及ぼすマルテンサイト変態の影響を検討するべく、①マルテンサイト変態を生じるマルエージング鋼、②マルテンサイト変態が生じないオーステナイト系ステンレス鋼316Lの2種類の粉末を用い、中空円柱形状を造形した際の変形量および残留応力を調査した。以下に本研究で得られた結論を示す。

- 1) 316Lステンレス鋼を用いた場合、中空円柱は中間高さ位置の外半径が設計値よりも縮小し弓なりに変形する。この設計値からの差はベースプレート予加熱温度が高いほど大きくなる。
- 2) 316Lステンレス鋼の中空円柱造形における変形は、造形中の残留応力の蓄積と、造形完了後の室温までの冷却に伴う熱収縮によって説明可能である。
- 3) マルエージング鋼を用いた場合、ベースプレート予加熱温度が高いほど中空円柱は上部が外周方向へ膨張し、さらに外周部表層の造形方向の引張残留応力は著しく減少する。
- 4) マルエージング鋼のベースプレート予加熱を行った中空円柱造形における変形挙動は、冷却中のマルテンサイト変態に伴う膨張量の増加が支配的であると言え、ベースプレートによる変形の拘束により変形が不均一となる。

参考文献

- 1) I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker and M. Khorasani: "Additive Manufacturing Technologies", Springer, (2021), 125-170.
- 2) N. Asnafi: "Tool and Die Making, Surface Treatment, and Repair by Laser-based Additive Processes", Berg Huettenmaenn Monatsh, **166-5** (2021), 225-236.
- 3) H. S. Park and X. P. Dang: "Development of a smart plastic injection mold with conformal cooling channels", Procedia Manufacturing, **10** (2017), 48-59.
- 4) T. Furumoto: "Fabrication of Advanced Molding by Additive Manufacturing", Journal of The Society of Instrument and Control Engineers, **54-6** (2015), 405-411. (in Japanese)
- 5) J. L. Bartlett and X. Li: "An overview of residual stresses in metal powder bed fusion", Additive Manufacturing, **27** (2019), 131-149.
- 6) M. Shiomi, K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita and F. Abe: "Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process", CIRP Annals, **53-1** (2004), 195-198.
- 7) I. Araie, H. Amioka, K. Matsumura, A. Hirota, K. Taniguchi, S. Sano, S. Okazaki, Y. Miyashita, I. Matsumoto, H. Ando, Y. Yoshida and M. Takano: "Study on Residual Stress Relief Technology Using Phase Transformation in Metal Additive Manufacturing", Journal of the Japan Society for Precision Engineering, **86-2** (2020), 177-184. (in Japanese)
- 8) I. Araie, H. Amioka, S. Okazaki, S. Sano, H. Miyakawa, Y. Yoshida and M. Takano: "Residual Stress Relief Technology Using Phase Transformation in Metal Additive Manufacturing", Journal of Smart Processing, **10-4** (2021), 163-170. (in Japanese)
- 9) A. Anand, D. Nagarajan, M. E. Mansori and T. Sivarupan: "Integration of Additive Fabrication with High-Pressure Die Casting for Quality Structural Castings of Aluminum Alloys; Optimising Energy Consumption", Transactions of the Indian institute of Metals, **76** (2023) 347-379.

- 10) H. Miyauchi and K. Yokota: “Effect of Nitrogen Atmosphere on the Mechanical Properties and Microstructure of SUS316L Stainless Steel Additively Manufactured by Selective Laser Melting”, *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, **67-8** (2022) 441-446.
- 11) K. Tanaka: “The $\cos\alpha$ method for X-ray residual stress measurement using two-dimensional detector”, *Mechanical Engineering Reviews*, **6-1** (2019), 18-00378.
- 12) <https://www.daido.co.jp/common/pdf/pages/products/powder/additive/sus316l.pdf> (accessed 2025.3.21). (in Japanese)
- 13) K. Li, M. Zhang, Y. Hou, Y. Wu, C. Ji, J. He, P. Jin, D. Wu and L. Zhu: “Multi-scale simulation of residual stress and deformation of large-size hollow parts fabricated by laser-based powder bed fusion”, *Thin-Walled Structures*, **198** (2024), 111743.
- 14) <https://www.daido.co.jp/common/pdf/pages/products/tool/dha1.pdf> (accessed 2025.3.21). (in Japanese)
- 15) A. G. Reis, D. A. P. Reis, A. J. Abdalla, J. Otubo and H. R. Z. Sandim: “A dilatometric study of the continuous heating transformations in maraging 300 steel”, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **97** (2015), 012006.
- 16) L. Guo, L. Zhang, J. Andersson and O. Ojo: “Additive manufacturing of 18% nickel maraging steels: Defect, structure and mechanical properties: A review”, *Journal of Materials Science & Technology*, **120** (2022), 227-252.
- 17) M. Kusano and M. Watanabe: “Microstructure control of Hastelloy X by geometry-induced elevation of sample temperature during a laser powder bed fusion process”, *Materials & Design*, **222** (2022), 111016.
- 18) S. H. Park, O. Gokcekaya, T. Nitomakida and T. Nakano: “Effects of heat accumulation strategies on defects and microstructure of pure chromium fabricated by laser powder bed fusion: An experimental and numerical study”, *Journal of Materials Research and Technology*, **33** (2024), 7333-7344.
- 19) T. Nakano: “Control of Anisotropies in Microstructure and Mechanical Properties via Metal Additive Manufacturing-Based Powder Metallurgy”, *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, **71-12** (2024), 561-569. (in Japanese)

代表者メールアドレス

熊谷祥希 y-kumagai@ct.daido.co.jp