

材料押出法における微細非平面積層の層間曲げ強度向上効果

大河原 浩輔^{*1}

Effect of microscale non-planar deposition on interlayer flexural strength in material extrusion additive manufacturing

Kousuke OOKAWARA^{*1}

^{*1} Prosthetics and Orthotics Digital Design Association, Japan

Abstract

Interlayer strength degradation in material extrusion (MEX) additive manufacturing remains a fundamental bottleneck limiting the mechanical reliability of printed parts. This study proposes a microscale non-planar deposition approach in which discrete microscale protrusions are intermittently formed on the lower-layer toolpath and subsequently enveloped by the next layer, referred to as upper-layer embedding deposition. Its effect on interlayer flexural strength was evaluated through three-point bending tests of PLA specimens. Using a randomized block design, 30 Z-pattern specimens with the proposed deposition and 30 S-pattern specimens with conventional planar deposition were fabricated, and the results were analyzed by a linear mixed-effects model. The Z-pattern specimens exhibited a flexural strength of 44.80 ± 1.52 MPa, which was 16.37 MPa (57.6%) higher than that of the S-pattern specimens (28.43 ± 1.08 MPa), with a 95% confidence interval of 15.83–16.91 MPa ($p < 0.001$). The Z-pattern specimens also showed higher fill fractions estimated from apparent density (87.9% vs 79.7%), confirming that additional material supplied by the non-planar toolpath locally filled interlayer voids. However, the Z/S ratio of flexural strength remained approximately 1.43 even after normalization by apparent density ($p < 0.001$), indicating the presence of a contributing factor beyond the fill-fraction difference. Micro X-ray CT cross-sectional observation revealed that continuous interlayer voids observed in the S-pattern specimens were converted into discrete voids corresponding to the inter-protrusion straight sections in the Z-pattern specimens. These results demonstrate that microscale non-planar deposition significantly improves the interlayer flexural strength of MEX-printed parts.

Keywords : Additive manufacturing, Material extrusion, Non-planar printing, Polymer material, Mechanical strength, Stress concentration, Strength design

1. 緒 言

材料押出法 (Material Extrusion; 以下, MEX) は, 設計自由度の高さと低コストを両立する積層造形プロセスとして, 産業応用の範囲を拡大し続けている (Gao et al., 2021). 近年では荷重を直接支える構造部品への適用も進んでおり, MEX 方式で製作した義肢の臨床適用がシステマティックレビューにおいて報告されている (Atallah et al., 2025). しかしながら, 積層方向の強度が面内方向と比較して著しく低い——いわゆる層間脆弱性——は, 造形物の機械的信頼性における根本的なボトルネックとして残されている (Gao et al., 2021). 荷重部品への適用が現実の

Preprint

^{*1} 義肢装具電子設計同好会

E-mail of corresponding author: po3ddd@gmail.com

ものとなるにつれ、層間界面を起点とする破壊は安全上の深刻なリスクに直結する。層間脆弱性の克服は、MEX技術のポテンシャルを荷重部品分野で最大限に引き出すための不可欠な課題である。

この層間脆弱性の原因は、従来、主にポリマー分子鎖の拡散と絡み合いの観点から説明されてきた。WoolとO'Connor (1981)のクラック治癒理論は、界面を横断するポリマー分子鎖の相互拡散と絡み合いの形成度合いが結合強度を決定するとの理論的枠組みを提供し、この枠組みは長年にわたり層間結合研究の基盤となってきた。Gaoら(2021)のレビューもまた、層間結合を主に化学的な観点から総括しており、Seppalaら(2017)はMEXにおける熱履歴と溶着形成過程を赤外線カメラにより定量的に計測し、この理論的枠組みの物理的基盤を補強している。こうした理解に基づき、層間強度の向上は主に材料化学的アプローチによって追求されてきた。例えば、ノズル温度や雰囲気温度の最適化のほか、Pugatchら(2023)は芯鞘構造フィラメントとアニーリング処理を組み合わせることで層間強度を向上させる試みを報告している。しかし、これらのアプローチには造形温度の上昇に伴う造形品質の低下や材料選択肢の制約といった限界が伴う。

これに対し、Allumら(2021a)は、MEX造形物の機械的異方性の支配的要因は、従来考えられてきたような分子拡散の不完全さではなく、微視的なフィラメント形状——すなわち層間の溝やボイド——による実効的な接触面積の減少にあると論じた。彼らは以下の観点からこの主張を裏付けている。第一に、外形寸法に基づく断面積は内部ボイドを含むため、実効的な接触面積を過大に見積もる。第二に、ボイドが極めて少ない条件下では強度の異方性が極めて低い。第三に、顕微鏡で測定した実際の層間接触面積を基に強度計算を行うと、結合強度はバルク材（造形前のフィラメントや成形板などの等方性材料）と同等の値に達する(Allum et al., 2021a; Allum et al., 2020)。これは局所的バルク材強度の達成(Allum et al., 2020)、つまり層間の結合自体が局所的にバルク材と同等の強度に達している状態を意味し、見かけの強度低下は層間のボイドや溝が応力集中源として機能し、実効的な荷重伝達断面積を減少させることに起因する。この知見は、層間強度向上のアプローチを「結合の質の改善」から「幾何学的欠陥の低減」へと転換するための理論的基盤を提供する。

この幾何学的欠陥の低減を目指し、ツールパスの設計を通じて層間のボイドを排除する研究が展開されている。Allumら(2023)は吐出幅をノズル径の250%以上に設定し、フィラメント間のボイドを物理的に充填することで層間機械特性を向上させた。同じくAllumら(2021b)はZigZagZと呼ばれる連続的なジグザグの非平面パスによりボイドを排除し、Z方向引張強度の62%向上を達成した。Dutyら(2019)はZ-pin構造で連続材料を多層に貫通させることで等方性の実現を目指し、Elsherbinyら(2025)はステッチパターンによる層間補強を提案している。これらの手法はいずれも、ツールパス全体を連続的に変更することでボイドを均一に排除するという共通の方向性を持つ。一方、Lendvaiら(2025)は押出倍率の増加に伴い過剰材料が不均一な表面を形成して新たな応力集中源となるトレードオフを報告しており、材料の一律増加による改善には限界がある。また、ツールパス全体の大規模な変更は、薄肉構造や複雑曲面を含む実部品への適用を困難に示す。

本研究では、こうした先行研究の知見と限界を踏まえ、微細非平面積層（microscale non-planar deposition）という新たなアプローチを提案する。その具体的実装として上層嵌入積層と命名した積層手法を開発した。上層嵌入積層は、下層のツールパス上に次層の高さに達しない程度の微細な突起を断続的に形成し、突起の直上部分は突起を含まない従来の積層で覆うことで、下層の突起を次層が包み込む構造を生成する手法である。先行研究がツールパス全体を連続的・巨視的に変更するアプローチであるのに対し、本手法は層内パスの一部のみに積層ピッチ未満の微細な非平面特徴を離散的に導入する点で設計思想が異なり、応力集中源である層間ボイドの連続性を戦略的に分断する強度設計アプローチを原理的に可能とする。本研究の目的は、微細非平面積層が層間曲げ強度に及ぼす向上効果を、PLA材を用いた三点曲げ試験により実証的に検証することである。あわせて、マイクロX線CT断面観察により内部空隙構造の群間差を確認し、破面観察を行った。

2. 実験方法

2.1 試験法の選定と試験片形状

層間の境界が材料押出法（MEX）造形物の強度を律速する因子であること、および曲げ荷重が実使用部品における典型的な負荷形態であることから、層間強度の評価には三点曲げ試験が適切であるとされている(Kuznetsov et al., 2018)。三点曲げではスパン中央下面に最大引張応力が発生し、積層界面が最も厳しい応力状態に直接曝さ

Table 1 Correspondence between JIS K 7171 specimen dimension notation and printer (G-code) coordinates in this study.

JIS 記号	プリンタ座標	物理的意味
長さ l (80 mm)	Z 軸	積層方向 (スパン方向)
幅 b (10 mm)	X 軸	パスの長軸方向 (フィラメント往復方向)
厚さ h (4 mm)	Y 軸	各層内におけるパスの配列方向

れる。本研究では JIS K 7171 (ISO 178 に対応) に準拠した三点曲げ試験を採用した。試験片寸法は、JIS K 7171 の記号に従い長さ $l = 80$ mm (公差 ± 2 mm), 幅 $b = 10$ mm (公差 ± 0.2 mm), 厚さ $h = 4$ mm (公差 ± 0.2 mm) とし、支点間距離を $L = 64$ mm とした。

本研究は層間界面の曲げ強度を評価対象とするため、三点曲げで最大引張応力が作用する面が積層界面と一致するように試験片を造形した。すなわち、積層方向を試験片の長さ方向 l に向け、下面中央のスパン直下に積層界面が露出する配置とした。一般的な 3D プリント曲げ試験片では積層方向を試験片の厚さ h に対応させる造形が標準的であり (例えば Polymaker, 2018), 本研究はこれと異なる造形向きを採用している点に注意を要する。

この造形向きの結果、JIS K 7171 が定める試験片寸法記号 (l, b, h) と、造形時のプリンタ座標 (G-code 座標系の X, Y, Z) との対応は Table 1 のとおりとなる。各層内のパスは X 軸方向を長軸とする直線パスを基本とし、 Y 軸方向に等間隔で配列される。以降、試験片そのものの形状・寸法・破面・荷重方向に関する記述には JIS 記号 l, b, h を用い、造形時のツールパス配置に関する記述にはプリンタ座標 X, Y, Z を用いる。

2.2 上層嵌入積層の設計と造形データ生成

上層嵌入積層の設計は、下層のツールパス上に高さ 0.2 mm (積層ピッチ 0.3 mm に対して 0.667 倍) の微細な突起を離散的に形成するものである。突起高さは、次層のストレートパスによる被覆を確保するため積層ピッチ未満とし、テストプリントにより造形安定性と寸法公差への適合を確認した上で 0.2 mm に設定した。

突起の幅方向寸法 (1.0 mm) および 1 本のパスあたりの個数 (3 個) も同様にテストプリントに基づき決定した。パスは水平ストレート (X 移動 1.5 mm) \rightarrow 垂直上昇 (Z 移動 0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (突起頂部 X 移動 1.0 mm) \rightarrow 垂直下降 (Z 移動 -0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (X 移動 1.7 mm) \rightarrow 垂直上昇 (Z 移動 0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (突起頂部 X 移動 1.0 mm) \rightarrow 垂直下降 (Z 移動 -0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (X 移動 1.7 mm) \rightarrow 垂直上昇 (Z 移動 0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (突起頂部 X 移動 1.0 mm) \rightarrow 垂直下降 (Z 移動 -0.2 mm) \rightarrow 水平ストレート (X 移動 1.3 mm) という動きで突起を形成する (Fig. 1(a))。突起頂部の水平移動 1.0 mm はノズル中心の移動量であり、実際に突起上部に形成される平面はこれより短くなる。すなわち、0.4 mm 径ノズルの縁の平面部 (実測約 0.4 mm) の分と、垂直下降がノズル中心で生じることによるノズル半径 0.2 mm の分を差し引くと、突起上部に形成される実際の長さは約 0.4 mm となる設計である。パスの幅方向全長は 9.2 mm となっているが、試験片の幅 b を 10mm にするテストプリントでの調整に基づき設定した。次層は通常ラスタパスを配置し、各突起が被覆される配置とした (Fig. 1(b))。

両試験片の総パス数はそれぞれ 10 本とした。Z パターン試験片では、各突起が次層のストレートパスで被覆される配置を実現するために Y 方向最外の 2 本を除いた内部のパスを通常ラスタパス 4 本と微細非平面パス 4 本を交互に配列した。次層はパスを Y 軸反転させることで通常ラスタパスと微細非平面パスがオフセットされ、微細非平面パスの次層が通常ラスタパスとなる交互対称パターンとした (Fig. 2)。また、テストプリントにおいて、樹脂の冷却による収縮により試験片の幅 b 方向と厚さ方向 h の接する角に膨らみが発生した結果をふまえ、 Y 方向最外の 2 本はパス両端の Y 座標を試験片厚さ方向 h の中心方向に寄せる補正をした。

S パターン試験片は微細非平面パスを含まない従来の平面積層として設計した。Z パターンと同様に、樹脂の収縮による変形防止のため、 Y 方向最外の各 2 本のパスの両端を補正した。残り内部の 6 本を Y 方向等間隔 (0.4 mm) の直線パスとした。ノズル温度、ベッド温度、造形速度、ブリム構造等の造形条件は両群で同一とした (Table 2)。

造形データは汎用 3D CAD ソフトウェア Rhinoceros およびパラメトリックモデリング環境 Grasshopper を用いて生成した。CAD 上の線データから座標と移動距離を取得し、体積保存則に基づき押出量 (E 値) を算出して G-code を直接出力した。 E 値は「ノズル幅 \times 積層ピッチ \times 移動距離 / フィラメント断面積」として算出した。

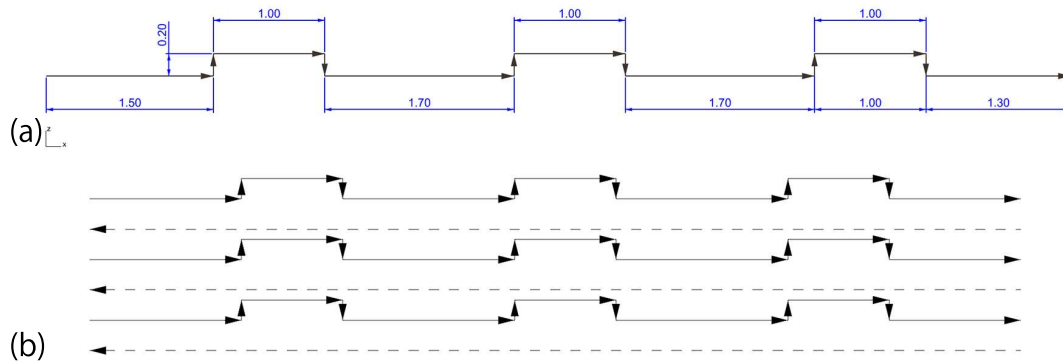


Fig. 1 Design of the upper-layer embedding deposition. (a) Dimensional design of a single non-planar path (XZ profile); protrusion height is 0.2 mm against a layer height of 0.3 mm. (b) Schematic of two-layer stacking; solid lines represent non-planar paths with protrusions and dashed lines represent straight paths deposited on the subsequent layer, enveloping the protrusions. Arrows indicate nozzle travel direction. Dimensions in (a) are in millimetres.

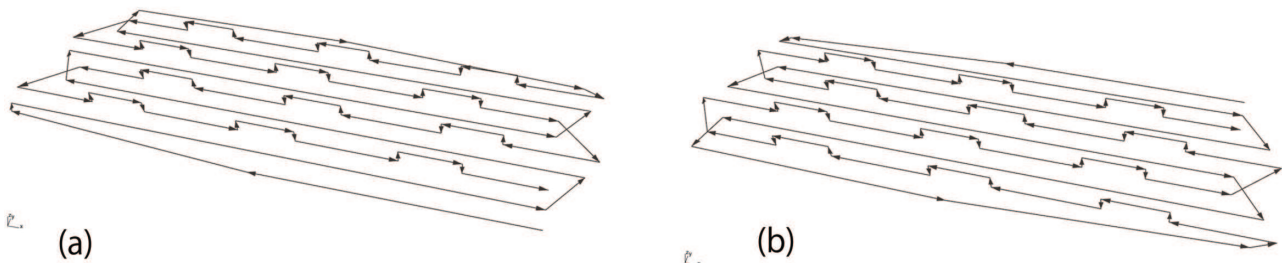


Fig. 2 Isometric views showing the overall toolpath configuration of the Z-pattern specimen for a single layer. (a) Pattern 1; (b) Pattern 2. Patterns 1 and 2 are deposited on alternating layers so that the non-planar path positions are offset in the Y-direction between adjacent layers, allowing the planar paths of the subsequent layer to envelop the underlying non-planar paths.

Table 2 Main fabrication parameters.

Parameter	Value
Nozzle temperature	210 ° C
Bed temperature	40 ° C
Layer height	0.3 mm
Nozzle diameter	0.4 mm
Print speed (body)	60 mm/s
Brim	14 laps (identical for both patterns)

2.3 材料と造形条件

材料は Polymaker PolyLite PLA (直径 1.75 mm, 黒色) を使用し, 造形日ごとに, 造形開始前にフィラメントドライヤーで 45 ° C・4 時間以上の事前乾燥を行った. 造形中は乾燥庫から直接フィラメントを供給し, 乾燥庫内の温度を 45 ° C に維持し, 庫内温度および湿度を全造形で記録した. 造形機は Creality Ender-3 Neo (FDM 方式デスクトップ 3D プリンタ) を使用した. 主な造形条件を Table 2 に示す. 積層ピッチ 0.3 mm とノズル径 0.4 mm の組み合わせでは, 上下の圧縮がわずかに 0.05 mm しかなく, 理論上の層間接触幅は約 0.19 mm である. 室温 22~26 ° C, 湿度 40~60%RH に管理し, 環境条件は全造形で記録した.

2.4 実験計画とランダム化

ランダム化ブロック計画を採用した. 30 ブロック × 2 パターン (Z パターン試験片・S パターン試験片) の合計 60 検体とし, 各ブロックは同日に連続造形した 1 ペア (Z パターン 1 本 + S パターン 1 本) で構成した. ブロック内の造形順序と造形エリア 4 区画 (A~D) への割り付けはランダムに決定した (Fig. 3).

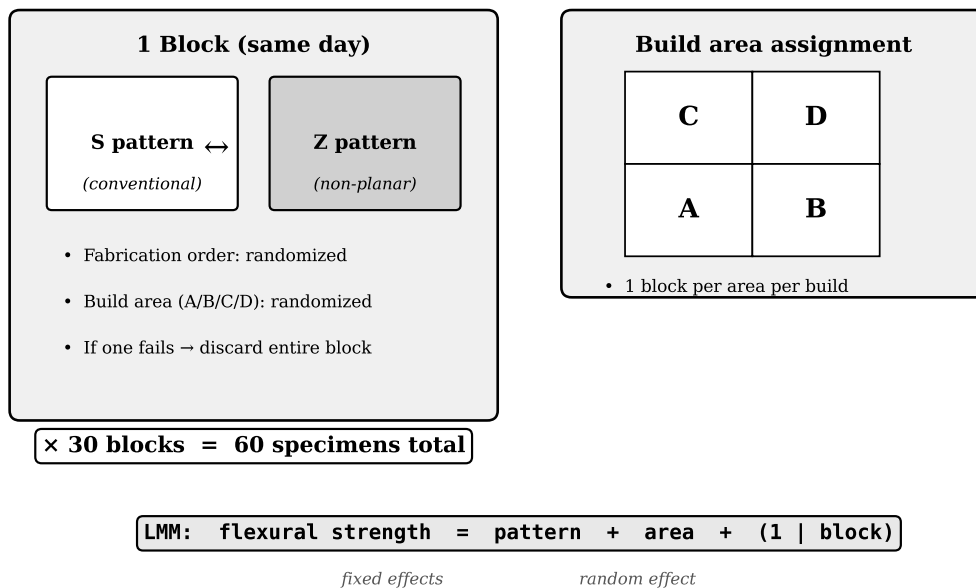


Fig. 3 Schematic of the randomized block design. Each block consists of one S-pattern and one Z-pattern specimen fabricated on the same day. Fabrication order and build area assignment were randomized within each block.

事前のパイロットテスト ($n=6$ セット, 最大荷重の平均が Z パターン 71.5 N, S パターン 41.8 N) に基づき, 有意水準 $\alpha = 0.05$, 検出力 $1 - \beta = 0.80$, 想定効果量 Cohen's $d = 0.8$ を設定し, 各パターン 26 本 (合計 52 本) が必要と算出した. 治具の滑りや寸法外れ等による失敗・脱落を見込んで各パターン 30 本 (合計 60 本) を造形した.

2.5 寸法測定・質量計測と曲げ試験

寸法はノギスを用いて測定した. 長さは全長を 1 回測定し, 幅および厚さは長さ方向の両端部 (端面から内側 10 mm の位置) と中央部 (P2) の 3 箇所測定した. 曲げ強さの算出にはスパン中央断面 (P2) で測定した幅と厚さのみを使用した. これは三点曲げにおいて曲げ応力が最大となるのが荷重点直下のスパン中央断面であるためである. 全 60 検体が JIS K 7171 の公差内であることを確認した. 質量はブリム除去後に電子天秤で 3 回測定し, 中央値を採用した.

曲げ試験は兵庫県立工業技術センター設置の万能材料試験機 Instron 5982 を使用し, 試験速度 2 mm/min, 支持スパン 64 mm で JIS K 7171 に準拠して実施した. 本試験ではたわみ計を取り付けることができなかったため, 弾性率および最大変位はクロスヘッド変位に基づく見かけ値として報告する. JIS K 7171 では弾性率の算出にたわみ計またはコンプライアンス補正を要するが, 本試験ではこれらを適用していないため, 弾性率および最大変位は規格に定める値とは異なる見かけ値である. 両群とも同一装置・同一条件で試験したため, 群間の相対比較の妥当性は維持される. 主解析の曲げ強さ ($\sigma_f = 3FL/2bh^2$) は変位を使用しないため, この制約の影響を受けない.

2.6 統計解析

主解析には線形混合効果モデル (LMM) を用いた. モデル式は「曲げ強さ = パターン + エリア + (1 | ブロック)」であり, パターン (Z/S) を固定効果 (検証対象の主効果), 造形エリア (A/B/C/D) を固定効果 (造形位置の系統的影響を補正), ブロック (1~30) をランダム効果 (製造ロット間のばらつきを吸収) とした. パラメータ推定には REML (制限付き最尤推定法) を用い, 有意水準 $\alpha = 0.05$, 両側検定とした.

副解析として, 弾性率, 最大荷重, 最大変位についても同様の LMM で解析した. 最大荷重については試験片間の断面寸法差の影響を統計的に補正するため, 対数スケールで試験片幅平均および厚み平均を共変量として固定

効果に追加した。対数スケールでの残差の正規性を確認した上で、対数スケールで推定されたパターン係数を指数変換で元の尺度に戻し、Z/S 比として報告した。信頼区間も同様に対数スケールで算出後に逆変換した。統計解析には Python 3.12.3 + statsmodels (MixedLM) を使用した。LMM の残差の正規性は正規確率プロット (QQ プロット) により、等分散性は残差対予測値プロットにより確認した。なお、質量および見かけ密度は LMM の共変量には含めていない。これらの変数はパターン設計 (突起形成による追加材料供給) の結果として系統的に変動する従属的指標であり、共変量として固定するとパターン効果の推定が因果論的に過小評価される可能性があるためである。質量および見かけ密度の効果については、3.3 節において、密度正規化後の Z/S 比および Z パターン内の重量-強度相関として別途評価する。

2.7 破面観察

破面の観察にはデジタルマイクロスコープ (ハイロックスジャパン KH-7700, 兵庫県立工業技術センター設置, 倍率 0~7,000 倍, 2D/3D 計測機能) を使用した。樹脂試験片は走査電子顕微鏡 (SEM) で電子飽和を起こしやすいこと, および積層状態の広範囲な確認が目的であることから, 光学式のデジタルマイクロスコープを選定した。曲げ試験後の破面を直接観察した。破面から 5 mm の位置で切断した後, 研磨前に分離したため, 研磨の影響は破面に及んでいない。KH-7700 の 3D 計測機能を用いて破面の高さプロファイルを取得した。

2.8 マイクロ X 線 CT 観察

マイクロ X 線 CT スキャナー (Xradia MicroXCT-400, X 線電圧 80 kV, 電流 122 μ A, 光学倍率 0.4X, フィルターなし, ピクセルサイズ約 49 μ m, 投影数 1015, 兵庫県立工業技術センター設置) により, 曲げ試験後の試験片 (ブロック 03, 各群 2 本) の内部空隙構造を非破壊で観察した。再構成は XMReconstructor (FDK 法) により行った。再構成断面画像から FIJI/ImageJ (ver. 1.54p) を用いて Otsu 法による二値化処理を行い, 各群の充填率を算出した。FOV 中央付近の各群 1 本 (ビームハードニングの影響が最小の試験片) を定量解析の対象とし, 各試験片 5 スライス等を等間隔 (約 2.5 mm 間隔) で選定した。

3. 結 果

3.1 曲げ強さ

Table 3 に曲げ試験結果の記述統計量を示す。Z パターン試験片の曲げ強さは 44.80 ± 1.52 MPa (平均 \pm 標準偏差, $n = 30$), S パターン試験片は 28.43 ± 1.08 MPa であった。

線形混合効果モデル (LMM) による主解析の結果 (Table 4), Z パターン試験片の曲げ強さは S パターン試験片より 16.37 MPa 高く (95%信頼区間 15.83–16.91 MPa, $p < 0.001$), S パターン試験片平均に対する増加率は 57.6% であった。造形エリア (a/b/c/d) の固定効果はいずれも有意ではなかった ($p = 0.13$ – 0.46)。ブロック (製造ロット) のランダム効果による分散は 0.515 であり, 残差分散 1.144 と合わせた級内相関係数 (ICC) は 0.31 であった。すなわち, 曲げ強さの全分散のうち約 31% がブロック間の変動に帰属し, ランダム化ブロック計画と LMM による補正が有効に機能したことを示している。事前の検出力分析で想定した効果量 $d = 0.8$ を大幅に上回る効果が得られた (+57.6%)。ブロックごとのペア差 (Z – S) の変動係数は 9.2% であり, 効果の再現性が高いことを示す。

3.2 副解析 (弾性率, 最大荷重, 最大変位)

弾性率の Z/S 比は 1.166 (95%信頼区間 1.139–1.192, $p < 0.001$) であり, Z パターン試験片は S パターン試験片より 16.6% 高い弾性率を示した。幾何補正後の最大荷重の Z/S 比は 1.542 (95%信頼区間 1.463–1.625, $p < 0.001$), 最大変位の Z/S 比は 1.394 (95%信頼区間 1.294–1.502, $p < 0.001$) であった。Z パターン試験片は強度だけでなく変形能においても有意に優れていた。なお, 弾性率および最大変位はクロスヘッド変位に基づく見かけ値であり, 主解析の曲げ強さ ($\sigma_f = 3FL/2bh^2$) はこの制約の影響を受けない。

Table 3 Descriptive statistics of flexural test results (mean \pm SD).

Property	S pattern ($n = 30$)	Z pattern ($n = 30$)
Flexural strength (MPa)	28.43 \pm 1.08	44.80 \pm 1.52
Elastic modulus (MPa)*	1412.5 \pm 62.4	1646.3 \pm 71.2
Maximum load (N)	50.50 \pm 1.81	79.57 \pm 2.94
Maximum displacement (mm)*	4.07 \pm 0.23	5.81 \pm 0.28

*Apparent values based on crosshead displacement.

Table 4 LMM results for flexural strength (primary analysis).

Fixed effects				
Term	Estimate (MPa)	SE	95% CI	p
Intercept (S pattern)	28.64	0.34	27.97–29.32	—
Pattern [Z]	16.37	0.28	15.83–16.91	< 0.001
Area [b]	−0.58	0.53	−1.62 – 0.45	0.27
Area [c]	0.39	0.53	−0.65 – 1.42	0.46
Area [d]	−0.75	0.50	−1.74 – 0.23	0.13
Random effects and model fit				
Block variance	0.515			
Residual variance	1.144			
ICC	0.31			
Log-likelihood	−96.79			

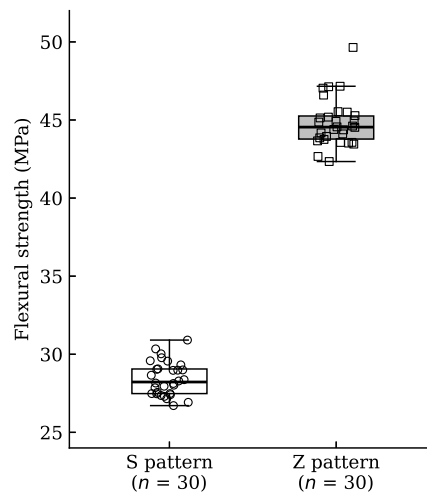


Fig. 4 Distribution of flexural strength for S-pattern and Z-pattern specimens. Boxes show interquartile range; thick lines indicate medians; whiskers extend to 1.5 IQR. Individual data points are overlaid with jitter ($n = 30$ per group).

3.3 見かけ密度と充填率

質量は Z パターン試験片 3.419 \pm 0.025 g, S パターン試験片 3.098 \pm 0.051 g であった。これらの質量の中央値 (3 回計測) と外形寸法から算出した見かけ密度は, Z パターン試験片 1.028 \pm 0.007 g/cm³, S パターン試験片 0.933 \pm 0.010 g/cm³ であった。使用材料の TDS 記載密度 (1.17 g/cm³, ISO 1183) (Polymaker, 2018) に対する推定充填率は, Z パターン試験片 87.9 \pm 0.6%, S パターン試験片 79.7 \pm 0.8% であり, Z パターン試験片は S パターン試験片より約 8.2 ポイント高い充填率を示した。

Z パターン試験片内において重量と曲げ強さに有意な正の相関が認められた ($r = 0.68$, $p < 0.001$)。S パターン試験片ではこの相関は有意ではなかった ($r = 0.19$, $p = 0.33$)。曲げ強さを見かけ密度で正規化した後も Z/S 比

Table 5 Comparison of fill fraction estimated by apparent density and CT image analysis.

Method	S pattern	Z pattern	Difference
Apparent density ($n = 30$)	$79.7 \pm 0.8\%$	$87.9 \pm 0.6\%$	+8.2 pt
CT image analysis ($n = 4-5$ slices)	$71.2 \pm 2.0\%$	$90.3 \pm 2.6\%$	+19.1 pt

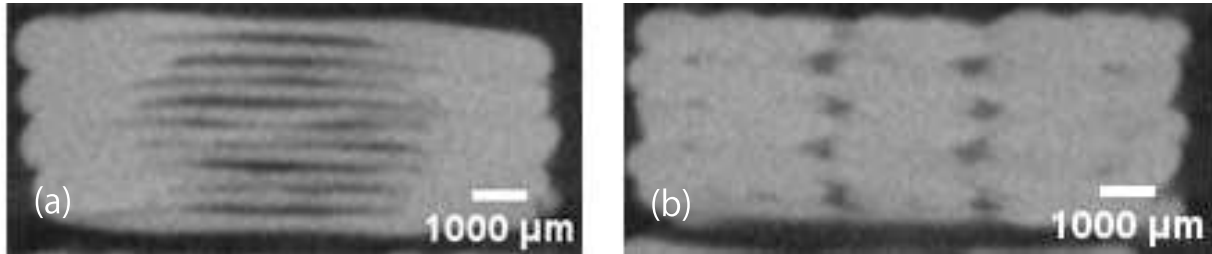


Fig. 5 Micro X-ray CT cross-sectional images (Xradia MicroXCT-400, pixel size $\approx 49 \mu\text{m}$). (a) S-pattern specimen: continuous interlayer voids (grooves) are observed across the mid-section of filaments. (b) Z-pattern specimen: voids are localized at two discrete positions within the inter-protrusion straight sections.

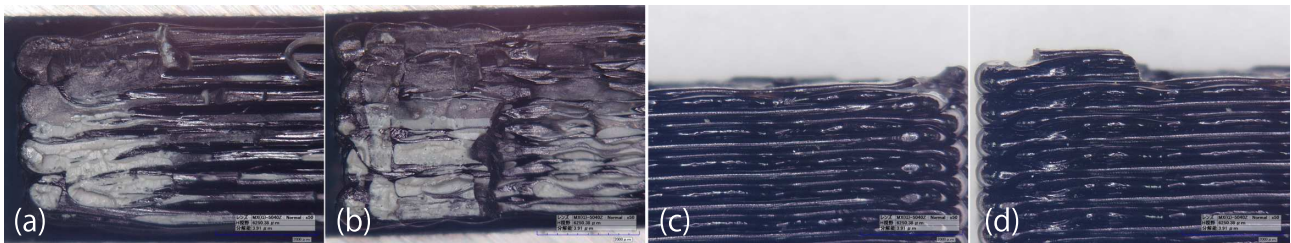


Fig. 6 Fracture surfaces and side views of specimens after three-point bending tests. (a) S-pattern, top view; (b) Z-pattern, top view; (c) S-pattern, side view; (d) Z-pattern, side view. Whitening is strongly observed predominantly on the tensile sides of both the S-pattern (a) and Z-pattern (b) specimens. The Z-pattern specimen (d) exhibits a step at the fracture surface corresponding to interlayer transition. Instrument metadata overlay is retained as recorded by the digital microscope (Hirox KH-7700, $\times 50$).

は約 1.43 であり ($p < 0.001$), 曲げ強さの群間差 (+57.6%) のうち, 密度差に比例する寄与だけでは説明されない成分が存在することを示す.

3.4 CT 断面観察

CT 断面観察において, S パターン試験片では端部を除くフィラメント中間部に連続的な層間空隙 (グループ) が認められた (Fig. 5a). Z パターン試験片では, 空隙は G-code 設計における突起間のストレート区間 (設計値 1.70 mm) に対応する 2 箇所にも局在し, 点状のボイドとして認められた (Fig. 5b). この構造差は観察した全ての断面で一貫して認められた. 両群とも端部では密着が認められた. Z パターン試験片のボイド列開始位置 (パス始点から 2.73 mm) は, G-code 設計における突起終端の理論位置 (2.70 mm, ノズル半径補正後) と概ね一致した.

画像解析による充填率は, Z パターン試験片 $90.3 \pm 2.6\%$ ($n = 4$ スライス, 破面近傍のスライスを除外. 全 5 スライスでは $92.1 \pm 4.6\%$), S パターン試験片 $71.2 \pm 2.0\%$ ($n = 5$ スライス) であった. この傾向は見かけ密度から推定した充填率と一致した. ただし手法間で推定値に差があり, S パターンでは約 8.5 ポイント, Z パターンでは約 2-3 ポイントの差を示した (Table 5).

3.5 破面観察

Z パターン試験片の破面観察において, 破断面が幅方向の途中で隣接する層間界面へ移行する現象が確認された (Fig. 6). 移行位置は G-code における嵌入部の設計位置と対応しており, 移行に伴う高低差は 0.601 mm であり積層ピッチ 2 層分 (0.6 mm) と一致した. 破面の引張側には白化が強く認められた. S パターン試験片においても局所的かつ散発的な層間移行が認められたが, 特定の構造に対応した系統的な移行は認められなかった.

4. 考 察

全 60 検体が JIS K 7171 の寸法公差内で造形されたことから、押出量設定とパス設計の妥当性が間接的に確認された。Z パターン試験片の質量は S パターン試験片の約 1.10 倍であり、外形寸法に基づく見かけ密度は Z パターン試験片 $1.028 \pm 0.007 \text{ g/cm}^3$ 、S パターン試験片 $0.933 \pm 0.010 \text{ g/cm}^3$ であった。使用材料 PolyLite PLA の TDS 記載密度 (1.17 g/cm^3 , ISO 1183) に対する推定充填率は、Z パターン試験片 $87.9 \pm 0.6\%$ 、S パターン試験片 $79.7 \pm 0.8\%$ であり、Z パターン試験片は S パターン試験片より約 8.2 ポイント高い充填率を示した。

この充填率の群間差は、Z パターンの突起形成に伴う追加材料供給を反映しており、Z パターン試験片がよりバルクに近い高密度造形を実現していることを示す。CT 断面の画像解析においても、Z パターン試験片の充填率 ($90.3 \pm 2.6\%$) は S パターン試験片 ($71.2 \pm 2.0\%$) を約 19 ポイント上回り、見かけ密度による間接推定と傾向が一致した (Table 5)。絶対値の差異 (Z パターン試験片で CT と見かけ推定がほぼ一致するのに対し、S パターン試験片では CT 充填率が見かけ推定を約 8 ポイント下回る) は、2D 断面解析と 3D 体積平均という測定原理の違い、および S パターン試験片の中央部に走行する連続的層間空隙が ROI に系統的に含まれることに起因すると考えられる。Z パターン試験片内では重量と曲げ強さに有意な正の相関が認められ ($r = 0.68$, $p < 0.001$)、材料供給量と強度の直接的な関係を支持する。S パターン試験片ではこの相関は有意ではなかった ($r = 0.19$, $p = 0.33$)。

質量比 (約 1.10) と見かけ密度比 (約 1.10) が概ね一致するのは、両群の外形寸法が同水準 (JIS K 7171 公差内) であることを反映している。Allum ら (2021a) は外形寸法に基づく測定が層間ボイドを含む実効的な接触面積を過大評価することを一般的に指摘しており、見かけ密度に基づく充填率比も同様の限界を共有する。一方、CT 断面解析による充填率比 (約 1.27) はこれらを上回った。Allum らの枠組みに従えば、これは本手法において追加材料が外形寸法の増加を伴わずに、層間ボイドの局所的充填に寄与した経路で密度向上が達成されていることを示唆する。ただし、CT 定量解析は各群 1 本の限定的なサンプルに基づくため、本所見は仮説的なものに留まる。

Lendvai ら (2025) は、押出倍率の過度な増加 ($k = 1.05$) により過剰材料が試験片側面に押し出されて応力集中源を形成し、機械特性が低下することを報告している。本手法では追加材料の供給位置が突起形成箇所設計上限定されており、XY 外形への波及を伴わずに密度向上が達成されている。

ただし、曲げ強さの算出に用いた断面寸法は外形寸法に基づいており、内部ボイドを含む実効断面積を過大評価している。Allum ら (2021a) は外形寸法による断面積が微視的な幾何学的特徴を反映しないことを指摘しており、本研究もこの制約を共有する。両群とも同一の算出方法を用いているため、群間の相対比較の妥当性は維持されるが、絶対的な応力値の解釈には留意を要する。

そのうえで、相対比較として曲げ強さを見かけ密度で正規化した後も Z/S 比は約 1.43 を維持しており ($p < 0.001$)、充填率差に比例する寄与だけでは強度向上の全てを説明できない。ただし、見かけ密度による正規化は、ボイドの空間的分布・形状・連続性の差異を反映しないため、幾何学的効果と充填効果の完全な分離には至っていない。充填率差では説明されない成分の存在は、連続的ボイドの分断により応力集中が低減されている可能性を示唆する。非平面パスによる層間応力集中の低減は、異なる幾何配置において Allum ら (2021b) によっても報告されている。

CT 断面において、S パターン試験片では端部を除く中間部全体にわたって連続的な層間空隙 (グループ) が走行していたのに対し、Z パターン試験片では突起部で空隙が充填され、残存する空隙は突起間のストレート区間に対応する 2 箇所の離散的ボイドに変換されていた (Fig. 5)。ボイド列の開始位置は G-code 設計の理論位置と 1 ピクセル未満の差で一致しており、この空隙構造の変換が G-code 設計に正確に対応して生じていることが確認された。すなわち、連続的なノッチとして機能しうる空隙が、設計に従って離散化されている。

破面観察においても、Z パターン試験片では嵌入部の設計位置に対応して破断面が隣接する層間界面へ移行する現象が認められた (Fig. 6)。移行に伴う高低差は積層ピッチ 2 層分と一致した。S パターン試験片でも散発的かつ局所的な層間移行が認められたが、特定の構造に対応した系統的な移行は認められなかった。これら破断面の層間界面間移行は、層間をまたいだき裂偏向 (Duty et al., 2019) の発現と解釈できる。S パターン試験片における偶発的な移行が、局所的バルク材強度の達成が認められた箇所でのみ生じるという点で、この達成と層間をまたいだき裂偏向の対応関係を支持する。これらの観察は、嵌入部における局所的バルク材強度の達成がき裂の伝播挙動に影響を与え、破壊に要するエネルギーを増大させていることを示唆する。ただし、全ての破断面が層間界面に沿っている事実は、嵌入部が層間破壊そのものを防止するのではなく、破壊経路を変更させることでエネル

ギー消費を増大させる機構であることを意味する。

Duty ら (2019) の z-pinning 手法でも粗い破面が報告されており、層間方向の幾何学的特徴がき裂経路を攪乱するという本研究の解釈と整合する。また、Allum ら (2021a) は 12% のボイド率で層間接触面積が最大 68% 減少することを示しており、S パターン試験片に認められた約 20% のボイド率は接触面積の大幅な減少を示唆する。Z パターン試験片の約 10% のボイド率は、この幾何学的制約を部分的に克服していると考えられる。なお、本研究では破壊靱性試験やエネルギー解放率の測定は実施しておらず、上述のき裂進展抑制に関する解釈は、密度正規化後にも残る強度差、CT 形態学的所見、および層間をまたいだき裂偏向の観察という間接的な状況証拠に基づく仮説的なものである。これらの状況証拠は連続的ボイドの分断による応力集中の低減と整合するが、本研究の観察手法のみではこの解釈を他の競合する説明と相互に区別することはできない。

副解析において、最大変位の Z/S 比は 1.394 (95%信頼区間 1.294–1.502, $p < 0.001$) であり、Z パターン試験片は強度のみならず変形能においても有意に優れていた。この変形能の向上も上述の枠組みで解釈できる。白化はいずれの群でも層間の接着が達成された領域で認められたが、S パターン試験片では連続的な層間ボイドが支配的なき裂経路を提供するため、材料の塑性変形が広範囲に進行する前に破壊に至る。Z パターン試験片では連続的な層間ボイドが分断されることでき裂の即時的な伝播が抑制され、局所的バルク材強度が達成された領域においてクレイズが発生・進展する余地が拡大すると考えられる。

本研究にはいくつかの限界がある。ピクセルサイズ約 $49 \mu\text{m}$ の CT により群間の空隙構造差を定性的・定量的に確認したが、個々の嵌入部周辺の微細な充填構造の定量評価には至っていない。なお、CT 定量解析は各群 1 本の限定的なサンプルに基づくものであり、Table 5 の充填率は統計的な群間比較ではなく、見かけ密度推定 ($n = 30$) との傾向の一致を確認するための参照値として位置づけられる。突起高さ 0.2 mm に対して約 4 ピクセルの分解能であり、突起近傍で局所的バルク材強度の達成がどのような過程 (突起の残存、再溶融、熱可塑性変形) で生じるかを区別するには不十分である。その過程の詳細な解明は今後の課題である。より高分解能の CT による嵌入部周辺の局所的なボイド率比較が、局所的バルク材強度の達成とき裂進展抑制の各効果の寄与を定量的に分離するための証拠を提供すると期待される。

本手法は MEX に共通する層間接合メカニズム——すなわち表面接触・ネック成長・分子拡散の逐次的プロセス (Simunec et al., 2023) ——に対する幾何学的なアプローチ (Allum et al., 2020) であり、PLA に固有の現象に依拠するものではない。Wool と O'Connor (1981) のポリマーヒーリング理論もアモルファス熱可塑性樹脂全般への適用を支持する。Allum ら (2021a) は、幾何学的欠陥が層間強度の支配因子であるという知見が ABS およびポリアミドでも成立することを示す一方で、熱因子・残留応力を今後の検討課題として明示的に残している。これらの先行研究の知見を踏まえ、本研究には次の課題が残されている。半結晶性樹脂や高粘度材料における本手法の効果量の定量的検証が一つの方向である。また、突起形成過程に伴う局所的な熱履歴の差異の影響は本研究では測定・制御しておらず、これが密度正規化後にも残る強度差に寄与する可能性は否定できない。さらに、本研究では突起高さ・間隔・個数を単一のパラメータ組み合わせで検証しており、パラメータ空間における強度応答の網羅的な検討は行っていない。パラメトリックスタディによるロバスト性の検証は今後の必須課題である。

最後に、本研究の知見を先行研究の系譜の中で位置づけ直す。連続的に試験片全体を非平面化する手法は、層間強度向上の有効性を確立している (Allum et al., 2021b; Duty et al., 2019)。一方、非平面特徴を層内の一部パスのみに離散的に導入した場合の挙動は、これらの先行研究では検証されていない。本研究は、JIS K 7171 の標準試験片 ($80 \times 10 \times 4 \text{ mm}$) を直接造形する標準的なプロセスにおいて、層内 10 本のうち微細非平面パスを 4 本含む設計でも層間曲げ強度の有意な向上が得られること、および $n = 60$ 全試験片が JIS K 7171 公差内に収まることを示した。これは離散的・局所的な非平面化が、特殊な試験片設計を要せずに標準試験プロセスに乗ることを実証するものである。

5. 結 言

材料押出法 (MEX) における層間曲げ強度の向上を目的として、下層のツールパス上に微細な突起を断続的に形成し次層で包み込む上層嵌入積層を提案し、PLA 材を用いた三点曲げ試験およびマイクロ X 線 CT 断面観察により以下の知見を得た。

1. 上層嵌入積層を施した Z パターン試験片の曲げ強さは 44.80 ± 1.52 MPa であり、従来の平面積層による S パターン試験片 (28.43 ± 1.08 MPa) に対して 16.37 MPa (57.6%) 高い値を示した ($n = 60$, 95%信頼区間 15.83–16.91 MPa, $p < 0.001$) .
2. Z パターン試験片は S パターン試験片と比較して高い充填率を示し (見かけ密度推定: 87.9% vs 79.7%, CT 画像解析: 90.3% vs 71.2%), 微細非平面パスによる追加材料供給が層間ボイドを局所的に充填していることが確認された. ただし, 曲げ強さを見かけ密度で正規化した後も Z/S 比は約 1.43 を維持しており ($p < 0.001$), 充填率差に比例する寄与だけでは説明されない成分が存在する.
3. CT 断面観察において, S パターン試験片ではフィラメント中間部に連続的な層間空隙が認められたのに対し, Z パターン試験片では空隙が突起間のストレート区間に対応する離散的なボイドに変換されていた. 破面観察では, 嵌入部の設計位置に対応する形で層間をまたいだき裂偏向が認められた. これらの観察結果は, 充填率の向上 (局所的バルク材強度の達成) に加え, 連続的ボイドの分断による応力集中の低減および層間をまたいだき裂偏向が強度向上に寄与していることを示唆する.
4. 本研究で用いたマイクロ X 線 CT のピクセルサイズ (約 $49 \mu\text{m}$) では, 嵌入部周辺における局所的バルク材強度の達成に至る形成過程を詳細に区別するには至らなかった. より高分解能の CT による嵌入部周辺のボイド率の定量的評価が, 各効果の寄与の分離に資すると期待される. 本手法は MEX に共通する層間接合メカニズムへの幾何学的なアプローチであり, 他の熱可塑性樹脂への転用可能性が示唆されるが, その定量的検証は今後の課題である. 重量増加と充填率向上の関係についての先行手法との比較は, 密度向上アプローチの効率に関する観点で今後の重要な検討課題である.

6. 謝辞および利益相反

本研究は, デジタルハリウッド大学大学院における修了課題を発展させたものである. 同大学院の三淵啓自教授には修了課題の遂行に際しご指導を賜った. 兵庫県立工業技術センターには曲げ試験 (Instron 5982), マイクロスコープ観察 (KH-7700) およびマイクロ X 線 CT 観察 (MicroXCT-400) の実施に際し, 機器利用の便宜を図っていただいた. ここに記して謝意を表する.

著者はインスタリム株式会社の創業時株主であるが, 同社との雇用関係および本研究に対する資金提供はない. 本研究は著者の個人的な研究活動として実施されたものであり, 外部資金の援助を受けていない.

References

- Allum, J., Moetazedian, A., Gleadall, A. and Silberschmidt, V. V., Interlayer bonding has bulk-material strength in extrusion additive manufacturing: New understanding of anisotropy, *Additive Manufacturing*, Vol.34 (2020), Art. no. 101297, DOI:10.1016/j.addma.2020.101297.
- Allum, J., Moetazedian, A., Gleadall, A. and Silberschmidt, V. V., Discussion on the microscale geometry as the dominant factor for strength anisotropy in material extrusion additive manufacturing, *Additive Manufacturing*, Vol.48, Part A (2021a), Art. no. 102390, DOI:10.1016/j.addma.2021.102390.
- Allum, J., Kitzinger, J., Li, Y., Silberschmidt, V. V. and Gleadall, A., ZigZagZ: Improving mechanical performance in extrusion additive manufacturing by nonplanar toolpaths, *Additive Manufacturing*, Vol.38 (2021b), Art. no. 101715, DOI:10.1016/j.addma.2020.101715.
- Allum, J., Moetazedian, A., Gleadall, A., Mitchell, N., Marinopoulos, T., McAdam, I., Li, S. and Silberschmidt, V. V., Extra-wide deposition in extrusion additive manufacturing: A new convention for improved interlayer mechanical performance, *Additive Manufacturing*, Vol.61 (2023), Art. no. 103334, DOI:10.1016/j.addma.2022.103334.
- Atallah, H., Qufabz, T., Naeem, R., Bakhsh, H. R., Ferriero, G., Varga, D., Derkacs, E. and Molics, B., The current state of 3D-printed prostheses clinical outcomes: A systematic review, *Journal of Functional Biomaterials*, Vol.16, No.10 (2025), Art. no. 370, DOI:10.3390/jfb16100370.
- Duty, C., Failla, J., Kim, S., Smith, T., Lindahl, J. and Kunc, V., Z-pinning approach for 3D printing mechanically isotropic materials, *Additive Manufacturing*, Vol.27 (2019), pp.175–184, DOI:10.1016/j.addma.2019.03.007.

- Elsherbiny, A., Mohiuddin, A., Dehgahi, S., Mertiny, P. and Qureshi, A. J., Z-stitching technique for improved mechanical performance in fused filament fabrication, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, Vol.9, No.3 (2025), Art. no. 97, DOI:10.3390/jmmp9030097.
- Gao, X., Qi, S., Kuang, X., Su, Y., Li, J. and Wang, D., Fused filament fabrication of polymer materials: A review of interlayer bond, *Additive Manufacturing*, Vol.37 (2021), Art. no. 101658, DOI:10.1016/j.addma.2020.101658.
- Kuznetsov, V. E., Solonin, A. N., Urzhumtsev, O. D., Schilling, R. and Tavitov, A. G., Strength of PLA components fabricated with fused deposition technology using a desktop 3D printer as a function of geometrical parameters of the process, *Polymers*, Vol.10, No.3 (2018), Art. no. 313, DOI:10.3390/polym10030313.
- Lendvai, L., Fekete, I., Rigotti, D. and Pegoretti, A., Experimental study on the effect of filament-extrusion rate on the structural, mechanical and thermal properties of material extrusion 3D-printed polylactic acid (PLA) products, *Progress in Additive Manufacturing*, Vol.10, No.1 (2025), pp.619–629, DOI:10.1007/s40964-024-00646-5.
- Pugatch, M., Teece, M., Lee, J., Patil, N., Dunn, R., Hart, K., Wetzels, E. and Park, J. H., Accelerated annealing of fused filament fabricated (FFF) thermoplastics via an improved core-shell filament, *Scientific Reports*, Vol.13 (2023), Art. no. 13538, DOI:10.1038/s41598-023-40855-6.
- Polymaker, PolyLite PLA Technical Data Sheet, V4.0 (online) (2018), available from https://asset.dynamism.com/media/catalog/product/pdf/PolyLite_PLA_TDS_V4.pdf, (accessed on 20 December, 2025).
- Seppala, J. E., Han, S. H., Hillgartner, K. E., Davis, C. S. and Migler, K. B., Weld formation during material extrusion additive manufacturing, *Soft Matter*, Vol.13, No.38 (2017), pp.6761–6769, DOI:10.1039/C7SM00950J.
- Simunec, D. P., Jacob, J., Kandjani, A. E. Z., Trinchi, A. and Sola, A., Facilitating the additive manufacture of high-performance polymers through polymer blending: A review, *European Polymer Journal*, Vol.201 (2023), Art. no. 112553, DOI:10.1016/j.eurpolymj.2023.112553.
- Wool, R. P. and O'Connor, K. M., A theory of crack healing in polymers, *Journal of Applied Physics*, Vol.52, No.10 (1981), pp.5953–5963, DOI:10.1063/1.328526.