

引文格式: 赵天, 吴晗泰, 陈薪宇, 等. 连续纤维增强热塑性复合材料3D打印结构拉伸性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(19): 55-62, 91.

ZHAO Tian, WU Hantai, CHEN Xinyu, et al. Study on tensile properties for 3D printed structures of continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 55-62, 91.

连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印结构 拉伸性能研究*

赵天, 吴晗泰, 陈薪宇, 徐帅衡, 苏伯昂

(北京理工大学, 北京 100081)

[摘要] 为了揭示工艺过程与结构性能及失效机理的关系, 基于试验方法开展了典型工艺参数对熔融沉积成型(FDM)复合材料结构力学性能及失效机理的影响研究, 提出了打印工艺的优化参数。同时, 基于层级多尺度理论, 建立了包含孔隙、树脂富集区等典型缺陷的打印丝束高保真有限元模型, 提出了复合材料构件宏观拉伸性能的预测方法, 并与试验结果进行了对比分析。结果表明, 树脂填充率对构件性能影响显著, 树脂填充率从50%增至100%时, 试件拉伸强度提高47.6%; 层厚从0.2 mm增至0.4 mm时, 试件拉伸强度降低51%, 拉伸模量降低21%; 而打印温度和打印速度对试件拉伸性能的影响相对较小。基于建立的多尺度有限元模型计算得到的拉伸模量相对误差仅为2.73%, 能够实现复合材料增材制造结构力学性能的准确预测。

关键词: 3D打印; 打印参数; 拉伸力学性能; 数值模拟; 微观力学模型; 代表性体积单元

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.055



赵天

副教授, 博士, 研究方向为纤维增强树脂基复合材料结构设计与制造。

* 基金项目: 国家自然科学基金(12272044); 航空科学基金(2020Z055072002); 北京理工大学青年教师学术启动计划。

随着结构轻量化的需求日益迫切, 高性能复合材料在空天飞行器等高端装备中的结构占比不断提升^[1]。然而, 传统热固性复合材料由于固化过程中分子链发生交联反应, 其成型过程具备不可逆特点, 且需要依托模具、热压罐等手段, 严重限制了结构设计及制造的灵活性^[2]。相比而言, 高性能热塑性复合材料(TPC) 由于热塑性树脂基体的高温熔融特性, 可采用增材制造技术进行复杂构型的快速成型, 在显著提升结构成型效率的同时, 极大地提升了结构的设计空间, 为复合材料结构的进一步轻量化设计提供了有效途径^[3]。其中, 熔融沉积成型(FDM)是目前应用最为广泛的复合材料3D打印技术之一。在成型过程中, 热塑性树脂基体被加热至熔融态, 经喷嘴挤出后沉积到打

印平台上^[4]。

由于复合材料结构高度的工艺相关性, 因此, 基于增材制造的 TPC 构件性能受到打印参数的显著影响^[5-7]。随着复合材料3D打印技术热度的不断增加, 近年来国内外诸多学者都围绕其工艺影响开展了大量研究工作。Akhoundi等^[8]研究了层厚、挤出流量和打印线宽对连续纤维增强热塑性复合材料(CFRTPC)力学性能的影响, 发现当层厚0.2 mm、线宽0.3 mm时, 打印件的拉伸强度和拉伸模量分别达到478 MPa和29.4 GPa。Domingos等^[9]通过大量试验研究了打印温度、挤出速度、填充速度和层厚对产品机械性能的影响; 试验结果表明, 挤出速度和填充速度对产品的机械性能影响最为显著。Sood等^[10]的研究验证了层厚、成型方向、

光栅角度、光栅宽度和光栅间的间隙对产品性能的影响；结果表明，在成型过程中，某一个参数对产品性能的影响具有两面性，层数增多时，从底层到顶层的温度差增大，会促进产品内部热量的扩散，提高产品的机械性能，但层数增多会导致产品的变形增大，进而导致产品失效。

此外，由于复合材料结构典型的多尺度特征，其宏观力学性能和失效机制与各组分相的性能、微细观形貌及内部缺陷分布等特征密切相关。复合材料结构多尺度有限元模拟方法中，基于均匀化理论的胞元法利用代表性体积单元(RVE)可以获得复合材料的宏观应力-应变关系，已广泛用于复合材料的力学分析中^[11]。Buchanan等^[12]利用RVE方法模拟连续纤维增强复合材料的纤维排列对宏观应变状态的影响。Fu等^[13]采用多尺度力学仿真方法预测了3D打印碳纤维增强复合材料的力学性能，发现材料的破坏首先发生在熔丝间的孔隙区域，并且孔隙降低了材料的有效强度。Wang等^[14]利用X射线扫描来定量表征3D打印材料内部孔隙的三维形态，包括孔隙的大小、含量和分布位置，并基于此建立了表征孔隙细观特征的RVE模型，从而预测其宏观力学性能。

本文以连续碳纤维增强聚乳酸(CCF/PLA)复合材料为研究对象，研究了增材制造过程中典型工艺参数对结构拉伸性能的影响，提出了工艺参数的优化方法。同时，建立了考虑打印缺陷的多尺度有限元模型，有效预测了复合材料结构的宏观拉伸性能，为热塑性复合材料FDM增材制造工艺的优化和结构性能评价在实际工程中的应用提供了支撑。

1 试验及方法

1.1 试验原料及设备

PolyLite PLA 打印丝卷(中国上

海 Polymaker 公司)直径为 1.75 mm，作为基体材料；T300-1K 连续碳纤维束(日本东丽公司)作为增强材料。采用 COMBOT-200 3D 打印机(中国陕西 Fibertech 科技有限公司)作为熔融沉积成型设备。

CFRTPC 的 3D 打印过程中，许多工艺因素会影响复合材料的性能。本文根据工艺中压力和温度的影响，选择了打印温度、打印速度、层厚及树脂填充率 4 种典型工艺参数，打印参数设置如表 1 所示。打印温度会影响树脂基体的熔融流动能力，打印速度、层厚和树脂填充率则会改变喷嘴与沉积丝束之间的接触压力，同时改变沉积丝束中的纤维含量。

1.2 拉伸试验测试

为了研究打印参数对 3D 打印 CCF/PLA 拉伸性能的影响，制备了具有不同打印参数的 9 组试件(表 1)。根据测试标准 ASTM-D3039 对 9 组试件进行测试，试件尺寸为 150 mm × 10 mm × 1.2 mm，每组分别测试 5 个试件，结果取平均值。试件的尺寸如图 1(a)所示，拉伸试件左右端粘接 45 号钢作为加强片(50 mm × 12 mm × 2 mm)，以克服测试过程中试件的滑动或断裂。使用 WAW-2000EDC 万能试验机完成试件的拉伸测试(图 1(b))，拉伸试验加载速率为 1 mm/min，使用 RTTS-100 视频引伸计(分辨率 0.001 mm)测量位移。

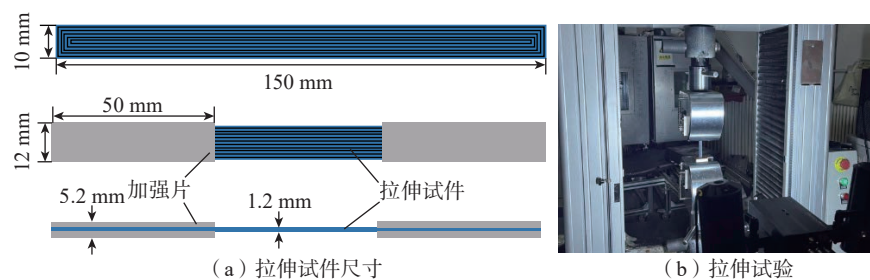


图 1 拉伸试件尺寸和拉伸试验
Fig.1 Dimensions of tensile specimen and tensile test

表 1 试件打印参数

Table 1 Printing parameters of specimen

序号	打印温度 / °C	打印速度 / (mm/min)	层厚 / mm	填充率 / %
1	210	100	0.3	100
2	220	100	0.3	100
3	230	100	0.3	100
4	230	150	0.3	100
5	230	200	0.3	100
6	230	100	0.2	100
7	230	100	0.4	100
8	230	100	0.3	50
9	230	100	0.3	75

2 有限元仿真模型

2.1 损伤失效判据

采用三维 Hashin 失效准则判断复合材料的损伤情况，将复合材料的失效分为纤维主导失效类型和基体主导失效类型。该准则涵盖了单向纤维增强复合材料的 4 种代表性失效模式，即纤维拉伸损伤、纤维压缩损伤、基体拉伸损伤和基体压缩损伤，相应的控制方程如下。

纤维轴向拉伸初始失效准则 ($\sigma_{11} \geq 0$):

$$F_{ft} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{X_T}\right)^2 \quad (1)$$

纤维轴向压缩初始失效准则 ($\sigma_{11} < 0$):

$$F_{fc} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 \geq 1 \quad (2)$$

基体横向拉伸初始失效准则

($\sigma_{22} + \sigma_{33} \geq 0$):

$$F_{mt} = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_T} \right)^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}) + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \frac{\sigma_{13}}{S_{13}} \geq 1 \quad (3)$$

基体横向压缩初始失效准则

($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$):

$$F_{mc} = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2S_{23}} \right)^2 + \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C} \left[\left(\frac{Y_C}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right] + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}) + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \frac{\sigma_{13}}{S_{13}} \geq 1 \quad (4)$$

式中, σ_{ij} 表示各个方向的应力 ($i, j=1,2,3$), 1、2、3 分别表示沿纤维束的轴向、横向和面外方向; X_T 和 X_C 分别表示材料纵向拉伸和压缩强度; Y_T 和 Y_C 分别表示材料横向拉伸和压缩强度; S_{12} 、 S_{13} 、 S_{23} 分别表示材料不同方向的剪切强度。

2.2 损伤演化模型

在进行数值计算时, 纤维束通常被视为正交各向异性材料^[15], 构建其应力-应变关系如下。

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (5)$$

式中, ε_{kl} ($k, l=1,2,3$) 表示应变分量; 弹性系数矩阵 C_{ijkl} 可由柔性矩阵 S_{ijkl} 求逆获取, 含损伤变量的柔性矩阵表示如下。

$$S = \begin{bmatrix} \frac{1}{d_f E_{11}} & \frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{\nu_{13}}{E_{23}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{d_m E_{22}} & \frac{\nu_{23}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{13}}{E_{23}} & \frac{\nu_{23}}{E_{33}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_f d_m G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_f d_m G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{d_f d_m G_{13}} \end{bmatrix} \quad (6)$$

式中, E_{ij} 为纤维束的弹性模量; ν_{ij} 为纤维束的泊松比; G_{ij} 为纤维束的剪切模量; d_f 表示沿纤维纵向的损伤因子; d_m 表示沿纤维横向的损伤因子; 材料未达到失效状态时, 即在满足损伤准

则前, 计算中的损伤因子均取 0。

为了避免使用应力-应变关系时可能引起的应变软化行为, 基于断裂能方法, 构建应力-应变演化规律, 沿纤维束轴向和横向方向, 纤维束的损伤因子计算公式如下。

$$d_f = (1 - d_{ft})(1 - d_{fc}) \quad (7)$$

$$d_m = (1 - d_{mt})(1 - d_{mc}) \quad (8)$$

$$d_i = \frac{\varepsilon_{i,eq}^f (\varepsilon_{i,eq} - \varepsilon_{i,eq}^0)}{\varepsilon_{i,eq}^f (\varepsilon_{i,eq}^f - \varepsilon_{i,eq}^0)} \quad (9)$$

I = ft, fc, mt 和 mc

式中, 损伤因子 d_{ft} 、 d_{fc} 分别表示沿纤维束轴向的拉伸、压缩失效; 损伤因子 d_{mt} 、 d_{mc} 分别表示沿纤维束横向的拉伸、压缩失效; $\varepsilon_{i,eq}$ 表示相应失效模式对应的等效应变; $\varepsilon_{i,eq}^0$ 和 $\varepsilon_{i,eq}^f$ 分别表示在相应失效模式下, 损伤起始和结束时刻 (即断裂时刻) 的等效应变。

考虑损伤的应力-应变曲线如图 2 所示。其中, 材料在 A~B 区间内为线弹性, 材料的应力随应变线性增加; E_i 为弹性模量。当满足损伤起始准则后, 即应力-应变曲线到达 B 点时, 材料发生失效, 此时损伤因子 d_f 、 d_m 不再为 0, 材料的力学性能下降, 材料的刚度沿着 BD 线降低, 直到断裂, 材料完全失效。

本文基于能量耗散理论^[16], 在损伤演化过程中采用了线性应变软化方法。单元断裂过程中耗散的能量与单元尺寸成正比。为解决网格

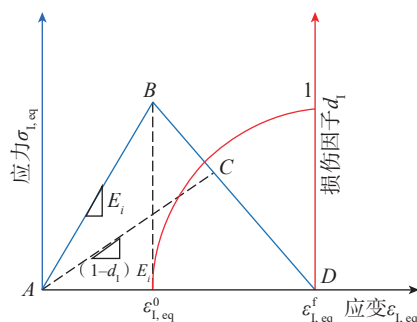


图 2 考虑损伤的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curve considering damage

依赖性问题, 将断裂能与单元特征长度进行标准化处理。该损伤演化模型假设在裂纹扩展过程中的能量耗散与损伤时的临界应变能释放率相同, 则单元内各种损伤模式相应的能量耗散计算公式如下。

$$\int \sigma_{i,eq} d(\varepsilon_{i,eq} L_c) = G_{l,c} \quad (10)$$

I = ft, fc, mt 和 mc

式中, L_c 表示单元特征长度; $G_{l,c}$ 表示某种失效模式下的断裂能。对于线性刚度退化模型, 不同模式下的等效应变、等效初始失效应变 ($\varepsilon_{i,eq}^0$) 和等效断裂应变 ($\varepsilon_{i,eq}^f$) 可以由式 (11)~(22) 计算得到。

纤维拉伸模式:

$$\varepsilon_{ft,eq} = \sqrt{\langle \varepsilon_{11} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2} \quad (11)$$

$$\varepsilon_{ft,eq}^0 = \frac{X_T}{E_{11}} \quad (12)$$

$$\varepsilon_{ft,eq}^f = \frac{2G_{ft,c}}{X_T L_c} \quad (13)$$

纤维压缩模式:

$$\varepsilon_{fc,eq} = -\langle \varepsilon_{11} \rangle \quad (14)$$

$$\varepsilon_{fc,eq}^0 = \frac{X_C}{E_{11}} \quad (15)$$

$$\varepsilon_{fc,eq}^f = \frac{2G_{fc,c}}{X_C L_c} \quad (16)$$

基体拉伸模式:

$$\varepsilon_{mt,eq} = \sqrt{\langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + \langle \varepsilon_{33} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2} \quad (17)$$

$$\varepsilon_{mt,eq}^0 = \frac{Y_T}{E_{22}} \quad (18)$$

$$\varepsilon_{mt,eq}^f = \frac{2G_{mt,c}}{Y_T L_c} \quad (19)$$

基体压缩模式:

$$\varepsilon_{mc,eq} = \sqrt{\langle -\varepsilon_{22} \rangle^2 + \langle -\varepsilon_{33} \rangle^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2} \quad (20)$$

$$\varepsilon_{mc,eq}^0 = \frac{Y_C}{E_{22}} \quad (21)$$

$$\varepsilon_{mc,eq}^f = \frac{2G_{mc,c}}{Y_C L_c} \quad (22)$$

基于 ABAQUS 用户自定义材料子程序 VUMAT 接口,用 Fortran 语言编写基于三维 Hashin 失效准则的复合材料连续损伤子程序。VUMAT 子程序运行过程中可以读取各单元的应变状态,并计算材料的应力状态。提取应力分析结果进行失效判断,如果满足失效判据,根据式(9)计算损伤状态变量(d_1)。当单元的损伤状态变量达到 1 时,判定材料为完全失效。

2.3 有限元仿真模型

在微观尺度的 RVE 模型中,包括纤维、基体、界面和孔隙四相,并分别赋予材料力学性能参数,如表 2 所示^[17-18]。纤维相与基体相网格为八结点线性六面体单元(C3D8R),二者的粘接界面采用 COH3D8 单元。本研究中,纤维体积分率为 54%,通过在基体部分内随机删除单元进行孔隙缺陷的模拟,孔隙率为 12%。微观尺度 RVE 数值分析模型如图 3 所示。通过 Python 语言在模型边界应用周期性边界条件,确保边界位移和应力连续。分别施加 1 方向拉伸、1 方向压缩、3 方向拉伸、3 方向压缩、面内剪切和面外剪切 6 种载荷,计算

表 2 材料的力学性能参数

Table 2 Mechanical property parameters of materials

力学性能		数值
碳纤维 ^[17]	轴向拉伸模量 E_{11} /GPa	230
	横向拉伸模量 E_{22} /GPa	40
	面内剪切模量 $G_{12}=G_{13}$ /GPa	24
	面外剪切模量 G_{23} /GPa	14.3
	泊松比 $\nu_{12}=\nu_{13}$	0.26
	泊松比 ν_{23}	0.44
	纵向拉伸强度 X_{1T} /MPa	3528
	纵向压缩强度 X_{1C} /MPa	2470
PLA ^[18]	弹性模量 E /MPa	3000
	泊松比 ν	0.35

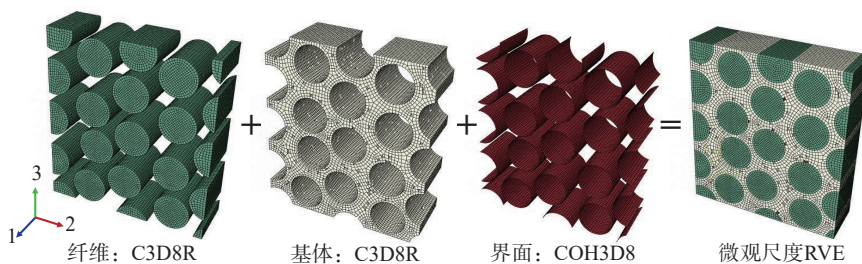


图 3 微观尺度 RVE 模型

Fig.3 Microscale RVE model

微观 RVE 模型的等效力学性能。

3D 打印件中另一个典型缺陷是单根沉积丝束内纤维和树脂基体的不均匀分布,导致丝束内表现为纤维丝聚集的纤维富集区和树脂聚集的树脂富集区。如图 4 所示,在细观尺度 RVE 模型的建立中,根据实际观测到的纤维和树脂的不均匀分布情况和分布特征进行建模。细观 RVE 模型模拟单根沉积丝束,尺寸为 1.0 mm × 0.3 mm × 0.3 mm。模型中包括纤维富集区和树脂富集区两部分,纤维富集区形状为椭圆形,椭圆长轴为 0.6 mm,短轴为 0.2 mm。纤维富集区和树脂富集区网格为 C3D8R,二者的粘接界面采用 COH4D8 单元。对细观 RVE 模型边界同样应用周期性边界条件,并施加 6 种载荷,计算等效力学性能,最后代入到宏观拉伸试件模型中,宏观模型的网格单元为 C3D8R。

3 结果与讨论

3.1 拉伸测试结果讨论

温度是复合材料结构成型的关键影响因素之一,打印温度可以控制

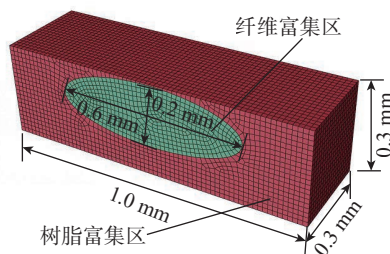
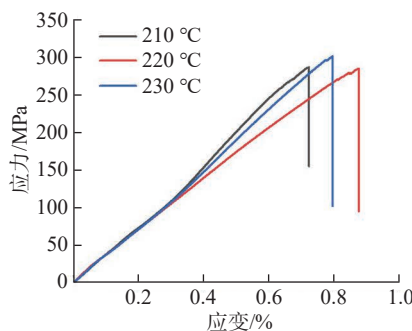


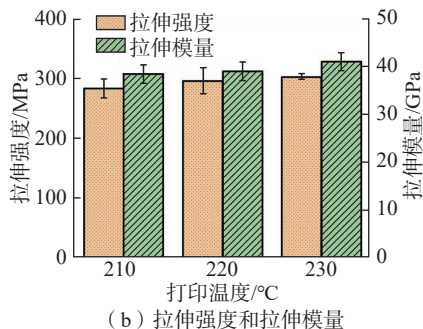
图 4 细观尺度 RVE 模型

Fig.4 Mesoscale RVE model

树脂基体的流动特性,进而影响相邻沉积丝束间和相邻层间的粘接性能。打印温度对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响如图 5 所示,此试验中,打印速度 100 mm/min、层厚 0.3 mm、树脂填充率 100%。可知,打印温度变化时,试件应力-应变曲线的变化趋势基本相同,应力几乎随应变呈线性增加,当达到极限后,试件发生断裂,应力急剧下降(图 5(a))。当打印温度为 230 °C 时,试件的拉伸强度最大,为 303 MPa;拉伸模量最大,为 41.02 GPa;打印温度从 210 °C 升



(a) 应力-应变曲线



(b) 拉伸强度和拉伸模量

图 5 打印温度对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响

Fig.5 Effect of printing temperature on stress-strain curve, tensile strength and tensile modulus

高到 230 °C 时,试件的拉伸强度提高 6.9%,拉伸模量提高 6.7%(图 5(b)),表明打印温度的升高对拉伸性能的提升并不明显。

利用扫描电子显微镜(Zeiss GeminiSEM 360, ZEISS)观察试件拉伸失效后的微观形貌,从而判断试件的失效模式,如图 6 所示。可以看到,试件拉伸失效后,存在大量的纤维断裂(图 6(a)),说明 3D 打印的 CCF/PLA 试件在拉伸作用下的失效模式以纤维断裂为主,载荷从基体传递到纤维;图 6(b)中观察到少量孔洞,表明在拉伸试验中同时发生了少量纤维拔出现象,这是由于树脂与纤维之间的浸渍不良导致的。

打印速度是指打印终端的移动速度。由于树脂对纤维丝束的浸渍只发生在加热块中,且打印行程固定,所以打印速度会影响纤维丝束在加热块中的停留时间,进而影响树脂的熔化程度与沉积丝束的浸渍程度。打印速度对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响如图 7 所示。此试验中,打印温度 230 °C、层厚 0.3 mm、树脂填充率 100%。可知,在 3 种打印速度下,拉伸试件的应力-应变曲线的变化趋势基本相同,应力随应变逐渐增大,基本呈线性增长(图 7(a))。打印速度为 100 mm/min 时,拉伸强度与拉伸模量最大,分别为 303 MPa 与 41.02 GPa(图 7(b))。打印速度从 100 mm/min 提高到 200 mm/min 时,拉伸强度降低 0.5%,拉伸模量降低 9.6%。虽然拉伸模量略有降低,但是打印速度的提高可以提升打印效率,因此实际生产中应优先选择较快的打印速度。

层厚是复合材料 3D 打印工艺的一个重要特征参数。层厚的变化可以改变沉积丝束内的纤维含量,同时,层厚与喷嘴和沉积丝束之间的接触压力直接相关,因此层厚对 FDM 试件的制造精度和力学性能至关重要。层厚对应力-应变曲线、

拉伸强度和拉伸模量的影响如图 8 所示。此试验中,打印温度 230 °C、打印速度 100 mm/min、树脂填充率 100%。可知,不同层厚的 3 种拉伸试件的应力-应变曲线变化趋势基本相同,应力随应变逐渐增大,基本呈线性变化,如图 8(a)所示。层厚为 0.2 mm 时,拉伸强度与拉伸模量最大,分别为 421.32 MPa 和 43.95 GPa

(图 8(b))。层厚从 0.2 mm 增加到 0.4 mm 时,试件拉伸强度降低 51%,拉伸模量降低 21%。这是因为随着层厚增大,喷嘴与沉积丝束之间的接触压力降低,不仅沉积丝束中纤维与树脂之间的结合变差,沉积丝束层与层之间的粘接强度也变差^[19]。层厚对试件拉伸性能的影响十分显著,因此制造过程中,层厚应该尽可能小。

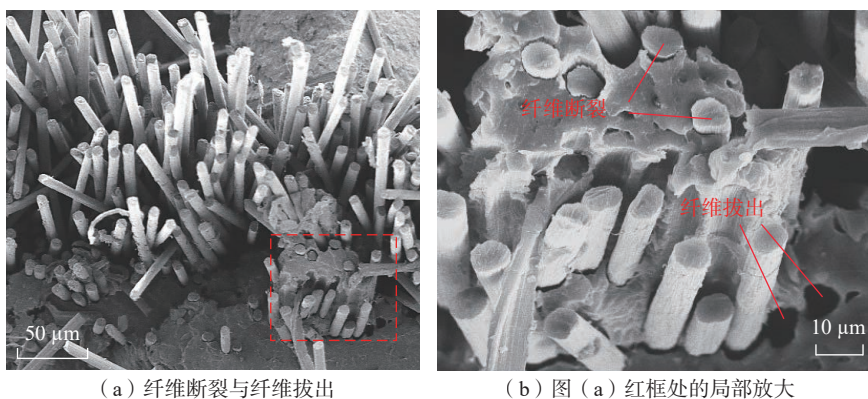


图 6 试件拉伸失效的微观形貌图

Fig.6 Micro morphology of tensile failure of specimen

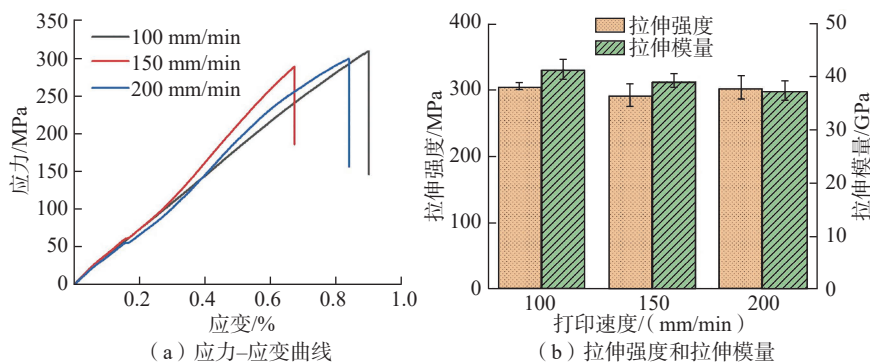


图 7 打印速度对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响

Fig.7 Effect of printing speed on stress-strain curve, tensile strength and tensile modulus

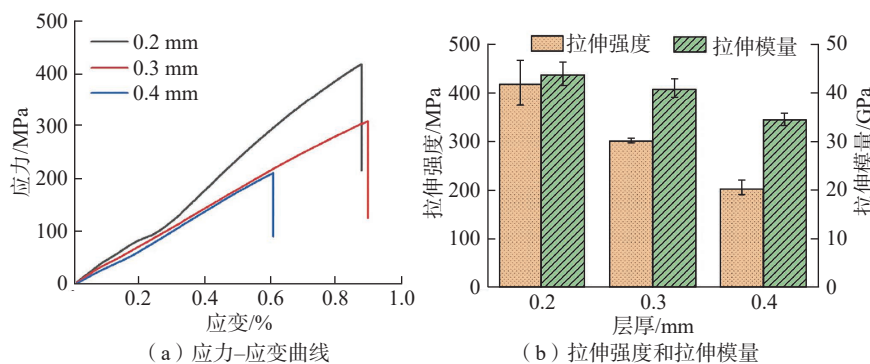


图 8 层厚对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响

Fig.8 Effect of layer thickness on stress-strain curve, tensile strength and tensile modulus

然而,层厚为 0.2 mm 时,试件所测得的拉伸强度误差较大,这是由于熨烫压力的升高增加了打印过程中连续纤维出现断裂的风险,导致结构内纤维的不连续,严重时会导致试件的打印失败^[20]。

树脂填充率是指树脂在喷嘴内的占比,通过控制沉积丝束中的树脂含量,改变沉积丝束间的间隔,进而改变试件内部的孔隙率。树脂填充率对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响如图 9 所示。此试验中,打印温度 230 ℃、打印速度 100 mm/min、层厚 0.3 mm。100% 树脂填充率的拉伸试样和 75% 树脂填充率的拉伸试样应力-应变曲线的变化趋势基本相同(图 9 (a))。而树脂填充率为 50% 时,试件的应力-应变曲线在达到峰值强度后,应力先迅速下降随后出现阶梯状下降趋势,说明试件在达到峰值应力后并没有发生彻底失效,而是发生了局部纤维的失效。如图 9 (b) 所示,当树脂填充率为 100% 时,试件的拉伸强度和拉伸模量最大,分别为 303 MPa 和 41.02 GPa。随着树脂填充率的增加,试件拉伸强度和拉伸模量逐渐增大,树脂填充率从 50% 增至 100% 时,拉伸强度提高 47.6%,拉伸模量提高 7.2%,说明树脂填充率对试件拉伸性能的影响显著。

不同树脂填充率试件的拉伸失效状态与失效微观形貌如图 10 所示。可以看出,树脂填充率 75% 的试件中存在纤维拔出与纤维脱粘(图 10 (a))。当树脂填充率为 50% 时,试件中出现了脱粘及分层现象,同时试件并没有完全断裂,部分纤维保持着连接状态从树脂中脱出(图 10 (b));说明在低填充率条件下,试件会出现拉伸断裂和剪切破坏,树脂的剪切破坏是沿纤维方向的剪切破坏(图 10 (c))。沉积丝束中纤维束通过树脂基体而黏合在一起,树脂量的减少会直接导致沉积丝束

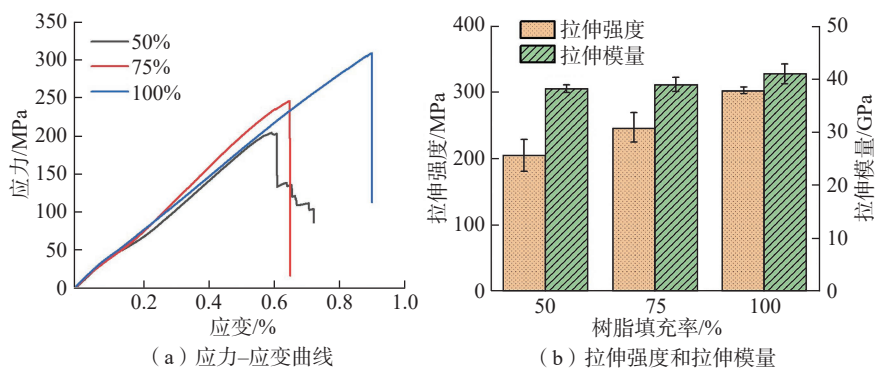
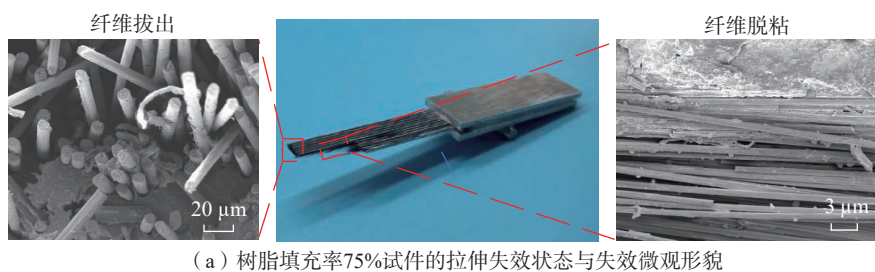
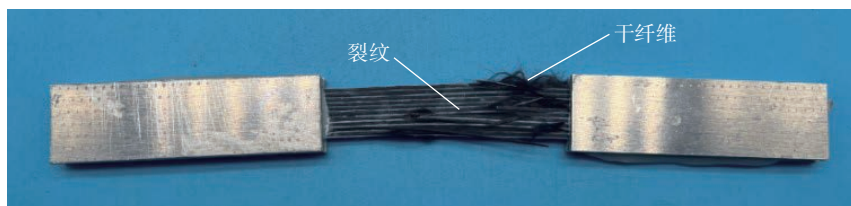


图 9 树脂填充率对应力-应变曲线、拉伸强度和拉伸模量的影响

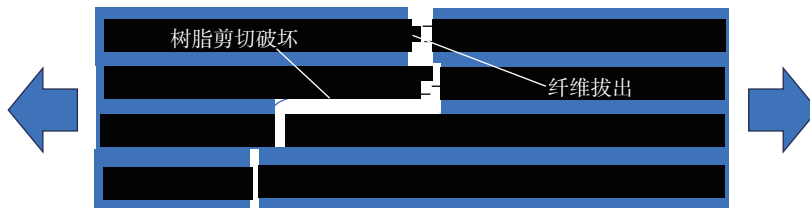
Fig.9 Effect of resin filling rate on stress-strain curve, tensile strength and tensile modulus



(a) 树脂填充率75%试件的拉伸失效状态与失效微观形貌



(b) 树脂填充率50%试件的拉伸失效状态



(c) 树脂填充率50%试件的拉伸失效示意图

图 10 不同树脂填充率试件的拉伸失效状态与失效微观形貌

Fig.10 Tensile failure state and micro morphology of specimen with different filling rates

之间的黏合能力减弱,造成纤维束的脱粘。因此在制备试件时,为保证试件的质量,树脂填充率选为 100%。

综合考虑打印效率与打印质量的稳定性,确定 CCF/PLA 试件的最佳工艺参数组合为打印温度 230 ℃、打印速度 200 mm/min、树脂填充率 100%、层厚 0.3 mm。

3.2 有限元模型预测结果分析

图 11 展示了轴向拉伸载荷下,微观 RVE 模型的应力-应变曲线及

模型中纤维、基体和界面的损伤状态。可以看到,应力-应变曲线的弹性阶段呈现为良好的线性,达到极限强度后,模型的应力急剧下降。此时纤维丝的损伤导致模型丧失轴向承载能力,纤维均受到不同程度的损伤,说明纤维是轴向拉伸载荷的主要“承担者”,而基体起到连接与支撑纤维的作用。微观和细观 RVE 模型计算得到的等效力学性能如表 3 所示。

在轴向拉伸载荷作用下,单根沉

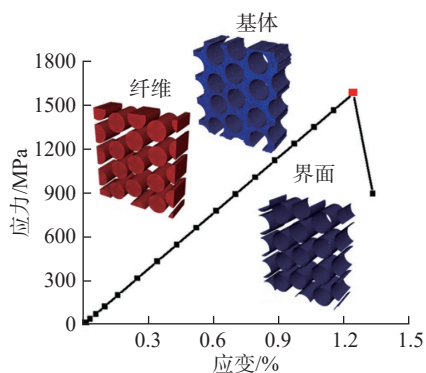


图 11 轴向拉伸载荷下微观 RVE 模型的应力-应变曲线和损伤状态
Fig.11 Stress-strain curve and damage condition of microscopic RVE model under axial tensile loading

积丝束中纤维富集区与树脂富集区的损伤演化过程如图 12 所示。微观 RVE 模型中首先出现纤维富集区内纤维的拉伸损伤(图 12 (a)), 损伤首先出现在受力侧的面内, 然后沿着 X 轴方向, 纤维的损伤范围从前后逐渐向中心扩展。基体(即树脂)的损伤则出现在 Z 轴方向上树脂量较少的区域(图 12 (b))。

宏观模型计算得到的拉伸强度和拉伸模量分别为 331.33 MPa 和 41.38 GPa, 与试验结果(在最佳工艺参数下制备 3 个试件, 进行拉伸试验测试, 结果取平均值)相比, 拉伸强度的模拟结果与试验结果的相对误差为 8.02%, 拉伸模量的模拟结果与试验结果的相对误差为 2.73%, 见表 4。图 13 为试验和模拟结果的应力-应变曲线对比。可见, 模拟结果与试验的应力-应变曲线基本一致, 表明本研究提出的多尺度有限元分析模型的准确性较高。

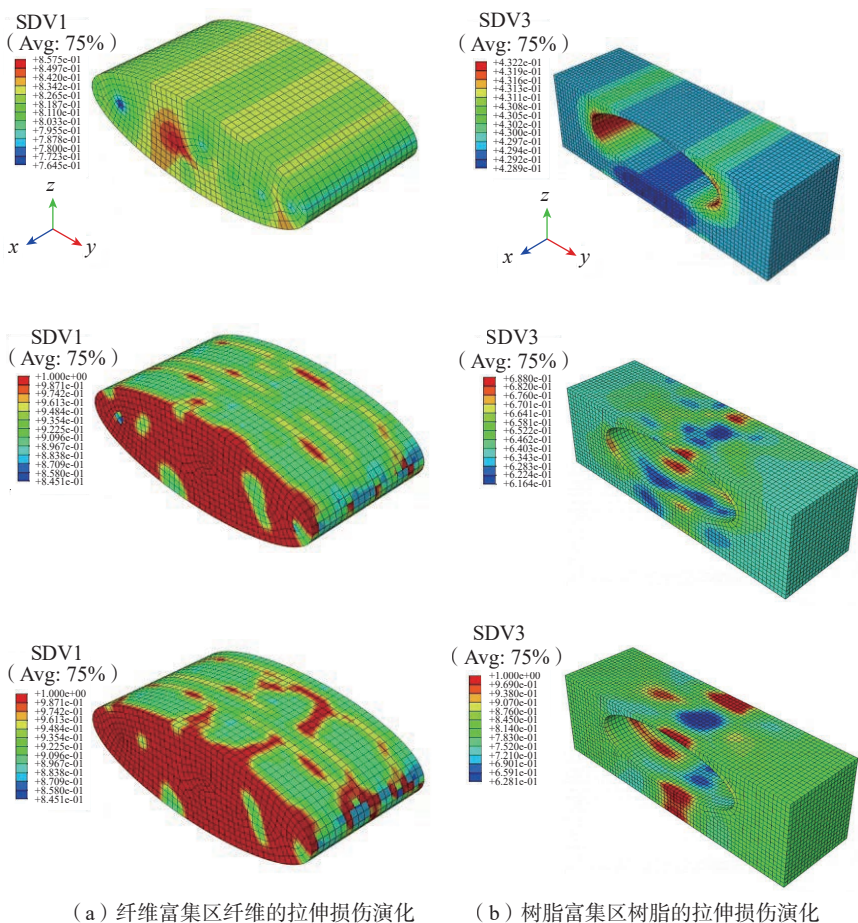
4 结论

通过试验和数值模拟相结合的方法, 对连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印结构的拉伸性能进行了研究。分析了典型工艺参数对试件拉伸性能的影响规律, 提出了优化的工艺参数。基于层级多尺度理论, 建

表 3 微观与细观 RVE 模型的等效力学性能

Table 3 Equivalent mechanical properties of microscopic and mesoscopic RVE model

RVE 模型	E_{11}/GPa	E_{22}/GPa	$G_{12}=G_{13}/\text{GPa}$	G_{23}/GPa	$\nu_{12}=\nu_{13}$	ν_{23}	X_{1T}/MPa	X_{1C}/MPa
微观	127	4.90	1.90	1.70	0.29	0.25	1114	33
细观	41.78	1.70	0.59	0.37	0.34	0.33	343	49.93



(a) 纤维富集区纤维的拉伸损伤演化 (b) 树脂富集区树脂的拉伸损伤演化
图 12 纤维富集区内纤维和树脂富集区内树脂的拉伸损伤演化过程
Fig.12 Evolution of tensile damage of fibers in fiber-rich region and resin in resin-rich region

表 4 模拟与试验试件的宏观拉伸性能
Table 4 Macroscopic tensile properties of simulated and experimental specimens

类别	拉伸强度 /MPa	拉伸模量 /GPa
试件 1	307.33	38.77
试件 2	309.42	40.78
试件 3	303.42	41.29
平均值	306.72	40.28
模拟结果	331.33	41.38
误差	8.02%	2.73%

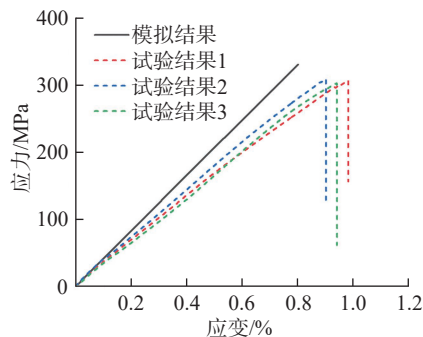


图 13 模拟与试验结果的应力-应变曲线对比
Fig.13 Comparison of stress-strain curves between simulated and experimental results

立了复合材料 3D 打印微细观 RVE 模型,主要结论如下。

(1) 层厚对 CCF/PLA 试件拉伸性能的影响最为显著。层厚为 0.2 mm 时,拉伸强度与拉伸模量最大,分别为 421.32 MPa 和 43.95 GPa。然而,过小的层厚会导致喷嘴与沉积丝束之间接触压力过大,增加了打印过程中连续纤维出现断裂的风险,进而导致结构内纤维的不连续,所以层厚 0.2 mm 时,试件的拉伸性能误差较大。

(2) 树脂填充率对 CCF/PLA 试件拉伸性能与失效模式的影响比较明显。树脂填充率从 50% 升高到 100% 时,拉伸强度提高 47.6%,拉伸模量提高 7.2%。树脂填充率降低时,由于沉积丝束间的树脂基体减少,导致层间粘接能力变差,所以试件出现纤维的拉伸断裂和树脂基体的剪切破坏。

(3) 基于多尺度理论的复合材料增材制造结构性能预测方法可以有效预测打印试件的力学性能与失效模式,其中,拉伸强度的模拟结果与试验结果的相对误差为 8.02%,拉伸模量的模拟结果与试验结果的相对误差为 2.73%,表明该预测方法的准确性高,为复合材料增材制造技术的工程应用提供了有效支撑。

参考文献

[1] 赵天,李莹,张超,等.高性能航空复合材料结构的关键力学问题研究进展[J].航空学报,2022,43(6):526851.

ZHAO Tian, LI Ying, ZHANG Chao, et al. Fundamental mechanical problems in high-performance aerospace composite structures: State-of-art review[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2022, 43(6): 526851.

[2] FERNÁNDEZ I, BLAS F, FRÖVEL M. Autoclave forming of thermoplastic composite parts[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 143: 266–269.

[3] CANO-VICENT A, TAMBUWALA M M, HASSAN S S, et al. Fused deposition

modelling: Current status, methodology, applications and future prospects[J]. Additive Manufacturing, 2021, 47: 102378.

[4] ZHANG H G, HUANG T L, JIANG Q X, et al. Recent progress of 3D printed continuous fiber reinforced polymer composites based on fused deposition modeling: A review[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(23): 12999–13022.

[5] MOHAN N, SENTHIL P, VINODH S, et al. A review on composite materials and process parameters optimisation for the fused deposition modelling process[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2017, 12(1): 47–59.

[6] GONABADI H, YADAV A, BULL S J. The effect of processing parameters on the mechanical characteristics of PLA produced by a 3D FFF printer[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 111(3): 695–709.

[7] KABIR S M F, MATHUR K, SEYAM A F M. A critical review on 3D printed continuous fiber-reinforced composites: History, mechanism, materials and properties[J]. Composite Structures, 2020, 232: 111476.

[8] AKHOUNDI B, BEHRAVESH A H, BAGHERI SAED A. Improving mechanical properties of continuous fiber-reinforced thermoplastic composites produced by FDM 3D printer[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2019, 38(3): 99–116.

[9] DOMINGOS M, CHIELLINI F, GLORIA A, et al. Effect of process parameters on the morphological and mechanical properties of 3D bioextruded poly(ϵ -caprolactone) scaffolds[J]. Rapid Prototyping Journal, 2012, 18(1): 56–67.

[10] SOOD A K, OHDAR R K, MAHAPATRA S S. Parametric appraisal of mechanical property of fused deposition modelling processed parts[J]. Materials & Design, 2010, 31(1): 287–295.

[11] 郑晓霞,郑锡涛,缙林虎.多尺度方法在复合材料力学分析中的研究进展[J].力学进展,2010,40(1):41–56.

ZHENG Xiaoxia, ZHENG Xitao, GOU Linhu. The research progress on multiscale method for the mechanical analysis of composites[J]. Advances in Mechanics, 2010, 40(1): 41–56.

[12] BUCHANAN D L, GOSSE J H,

WOLLSCHLAGER J A, et al. Micromechanical enhancement of the macroscopic strain state for advanced composite materials[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(11–12): 1974–1978.

[13] FU Y T, YAO X F. Multi-scale analysis for 3D printed continuous fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Composites Science and Technology, 2021, 216: 109065.

[14] WANG X, ZHAO L P, FUH J Y H, et al. Effect of porosity on mechanical properties of 3D printed polymers: Experiments and micromechanical modeling based on X-ray computed tomography analysis[J]. Polymers, 2019, 11(7): 1154.

[15] LEI M J, WANG Y N, WEI Q H, et al. Micromechanical modeling and numerical homogenization calculation of effective stiffness of 3D printing PLA/CF composites[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 102: 37–49.

[16] HILLERBORG A. The theoretical basis of a method to determine the fracture energy G_f of concrete[J]. Materials and Structures, 1985, 18(4): 291–296.

[17] WANG L, ZHAO B, WU J Y, et al. Experimental and numerical investigation on mechanical behaviors of woven fabric composites under off-axial loading[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 141: 157–167.

[18] NIU C C, LUAN C C, SHEN H Y, et al. Tunable soft–stiff hybridized fiber-reinforced thermoplastic composites using controllable multimaterial additive manufacturing technology[J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102836.

[19] ZHANG Z S, LONG Y, YANG Z, et al. An investigation into printing pressure of 3D printed continuous carbon fiber reinforced composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2022, 162: 107162.

[20] 孟云聪,周光明,蔡登安,等.连续芳纶纤维增强 PLA 复合材料 3D 打印技术成型缺陷及工艺优化方法研究[J].复合材料科学与工程,2024(1):98–104.

MENG Yuncong, ZHOU Guangming, CAI Dangan, et al. Forming defects and optimization methods of 3D printing for continuous aramid fiber reinforced PLA composites[J]. Composites Science and Engineering, 2024(1): 98–104.

(下转第 91 页)

Research Progress on Robotic Additive Manufacturing Technology Towards Aerospace Lightweight Structures

ZHAO Donghua¹, ZHANG Guoquan¹, RUAN Kaicheng^{1,2}, XIONG Yi¹

(1. Southern University of Science and Technology, Shenzhen 518055, China;

2. The Hong Kong Polytechnic University, Hong Kong 999077, China)

[ABSTRACT] In recent years, robotic additive manufacturing technology demonstrated significant potential in fabricating aerospace lightweight structures, characterized by its high efficiency, expansive scale, and mobility. This paper systematically reviews the research progress in aerospace lightweight structures, starting from the demands of manufacturing and repair, and discusses the research background and importance of lightweight technology. In terms of the additive manufacturing technology, a detailed introduction to the design and fabrication of lightweight structures, materials, and functional integration is provided. The key technologies of robotic additive manufacturing are analyzed in depth, including technical characteristics, typical process principles, robot mechanism, equipment, and process planning; the critical challenges of robotic additive manufacturing technology for lightweight structures are also discussed. Finally, future research directions are outlined based on the current technological development status, including multi-process hybrid manufacturing, intelligent monitoring & control, and digital twin technologies, as well as the potential of human-machine collaborative additive manufacturing. This paper aims to provide a comprehensive and cutting-edge scientific view of the research and development of aerospace lightweight structures from the perspective of robotic additive manufacturing, and provides references for promoting the development of this area.

Keywords: Lightweight structure; Robot; Additive manufacturing; Aerospace; Materials-structure-function integration

(责编 向阳)

(上接第 62 页)

Study on Tensile Properties for 3D Printed Structures of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastic Composites

ZHAO Tian, WU Hantai, CHEN Xinyu, XU Shuaiheng, SU Boang

(Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

[ABSTRACT] In order to reveal the relationship between the process and structural properties & failure mechanism, the influence of typical process parameters on the mechanical properties and failure mechanism of fused deposition modeling (FDM) composites was studied based on the experimental method, and the optimized printing process parameters were proposed. Meanwhile, based on the hierarchical multi-scale theory, a high-fidelity finite element model containing typical defects such as voids and resin-rich regions was established, and a method for predicting the macroscopic tensile properties of composite component was presented, the results of which were thereafter compared with its experimental counterparts. The results show that the filling rate of printing resin has a significant effect on the properties of the component. When the filling rate increases from 50% to 100%, the tensile strength of the specimen increases by 47.6%; when the layer thickness increases from 0.2 mm to 0.4 mm, the tensile strength decreases by 51% and tensile modulus decreases by 21%, while the influence of printing temperature and printing speed on tensile strength is relatively slight. The relative error of tensile modulus calculated based on the multi-scale finite element model is 2.73%, demonstrating its ability to accurately predict the mechanical properties of the composite structure by additive manufacturing.

Keywords: 3D printing; Printing parameters; Tensile mechanical properties; Numerical simulation; Micromechanical model; Representative volume element

(责编 向阳)