

DOI: 10.3901/JME.2022.23.188

# 连续纤维自增强复合材料 3D 打印 及其回收性能研究\*

曹汉杰 张曼玉 田小永 刘腾飞 李涤尘

(西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室 西安 710049)

**摘要:** 连续纤维增强复合材料 3D 打印工艺的出现, 为复合材料构件低成本快速制造提供了一种新方法, 为了充分利用 3D 打印连续纤维增强热塑性复合材料成形快, 易成形复杂零部件的特点, 结合自增强复合材料具有良好界面结合性, 可循环利用的优势, 分析了自增强复合材料 3D 打印技术研究的发展现状, 提出一种利用过冷熔体成形连续纤维自增强复合材料的 3D 打印方法, 设计了基于过冷的自增强复合材料熔融挤出打印喷头, 采用聚苯硫醚(Polyphenylene sulfid, PPS)纤维与 PPS 树脂作为自增强复合材料原材料, 探究自增强复合材料成形打印温度窗口、复合材料力学性能、微观界面结合性, 以及对连续纤维自增强复合材料完全可回收性能研究分析。

**关键词:** 连续纤维自增强复合材料; 3D 打印; 过冷熔体成形; 界面结合性; 完全可回收

**中图分类号:** TH16

## Research on 3D Printing of Continuous Fiber Self-reinforced Composites and Its Recyclability

CAO Hanjie ZHANG Manyu TIAN Xiaoyong LIU Tengfei LI Dichen

(State Key Laboratory for Manufacturing System Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049)

**Abstract:** A new method for low-cost and rapid manufacturing of composite components is provided with the emergence of continuous fiber reinforced composite 3D printing technology. In order to make full use of the characteristics of 3D printing continuous fiber reinforced thermoplastic composites, which are quick to form and easy to form complex parts, as well as the advantages of fully recyclable self-reinforced composites with good interface bonding, the development of 3D printing technology for self-reinforced composites is reviewed. A 3D printing method for continuous fiber self-reinforced composites formed by supercooling melt is proposed, and a melt extrusion printing nozzle for self-reinforced composites based on supercooling is designed. Polyphenylene sulfide (PPS) fiber and PPS resin are used as the raw materials of self-reinforced composites, the forming and printing temperature window, mechanical properties of composites, microstructure interface bonding and the analysis of fully recyclable continuous fiber self-reinforced composites are explored.

**Key words:** continuous fiber self-reinforced composites; 3D printing; supercooling melt forming; interface bonding; fully recyclable

## 0 前言

近年来, 以纤维干丝与热塑性树脂为原料的连续纤维增强复合材料 3D 打印工艺快速发展, 树脂高温下熔融浸渍包裹纤维堆积成形, 继承了 3D 打印成形复杂结构零件的优势, 克服了传统复合材料

成形成本高, 制造周期长等不足之处。但仍面临着纤维与树脂接触压力小、复合材料界面结合性差、材料回收再利用难度高等瓶颈问题, 亟需解决。

自增强复合材料在界面相容性和可回收性方面存在优势, 同时有机纤维作为增强纤维使复合材料具有轻质和高韧性的特点, 材料的力学性能有明显提升<sup>[1]</sup>。传统自增强复合材料主要分为原位成形法

\* 国家自然科学基金(52075422)和王宽诚教育基金会资助项目。20220418  
收到初稿, 20220808 收到修改稿

和非原位成形法。美国的 SHEPHERD 等<sup>[2]</sup>在 1976 年开始深入研究原位成形旋转挤出法; 四川大学 NIE 等<sup>[3]</sup>, 官青等<sup>[4]</sup>采用动态保压注塑成形法, 制备出性能优异的高密度聚乙烯 (High-density polyethylene, HDPE)、聚丙烯 (Polypropylene, PP) 等自增强复合材料; 毛旭琳等<sup>[5]</sup>对超高分子量聚乙烯 (Ultra high molecular weight polyethylene, UHMWPE) 固态挤出法也有深入的研究。非原位成形法主要包括热压纤维法<sup>[6]</sup>、绷紧纤维过热法<sup>[7]</sup>、薄膜嵌入热压法<sup>[8-9]</sup>和混合纤维热压法<sup>[10]</sup>等。英国利兹大学的 WARD 等<sup>[11]</sup>采用热压纤维的方法制备了自增强高分子复合材料, 所制成的复合材料具有良好的界面结合性能与力学性能。但纤维束中纤维之间都存在一定的间隙, 同时存在加工温度区间窄的问题。2020 年, ZHEREBTSOV 等<sup>[11]</sup>通过热压纤维来提高 UHMWPE 纤维的熔点进行制备, 其力学性能得到明显提高<sup>[12-13]</sup>。

目前, 连续纤维自增强复合材料制备工艺不足之处, 主要体现在同种材料纤维与基体组合熔点差异小, 传统连续纤维自增强复合材料成形存在加工温度区间窄与纤维增强相热损失<sup>[14]</sup>等问题。

2019 年, GANTENB 等<sup>[15]</sup>利用热致液晶分子链自发取向的特性, 运用 3D 打印成形的方式进行制备, 热致液晶材料在加工过程中受外力挤出, 自发取向形成微纤结构。加热过程中的内外温度差使其长丝外部高度取向形成纤维状的壳结构, 内部取向度低形成芯部结构。

西安交通大学研究团队初步实现超高分子量聚乙烯自增强复合材料 3D 打印, 该工艺主要是以连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印为技术基础, 寻求熔点差异较大的纤维增强相和树脂基体, 对基体和增强相进行加热, 温度控制在高于基体熔点且低于纤维增强相熔点的范围内, 使液态基体对增强体进行浸渍或包覆, 给定一段时间压力后降温冷却, 使基体与增强体黏结, 实现复合, 如图 1 所示。采用同族 HDPE 与 UHMWPE 作为原材料的优点是基体和纤维具有相同的化学成分, 界面相容性好, 而纤维与基体之间分子量的差异使得纤维熔点远高于基体, 因此可加工温度区间较大。

与此同时, 面向太空 3D 打印技术的材料需求, 聚苯硫醚 (Polyphenylene sulfid, PPS)、聚醚醚酮 (Polyether ether ketone, PEEK) 等材料在航空航天方面的应用也较为广泛, 由于在太空中所能携带材料数量有限, 该类热塑性材料的回收再利用成为了当前需要考虑的问题之一。连续纤维自增强复合材料

可以通过直接将样件作为原料粉碎后进行高温加热熔融再制造, 由于连续纤维自增强复合材料的纤维与树脂是同种或同族的材料, 它们的化学分子式相同, 物理性质的差异并不会影响纤维与基体高温熔融后共混为同种物质, 可实现自增强复合材料结构从 3D 打印制备到回收再利用的绿色循环。

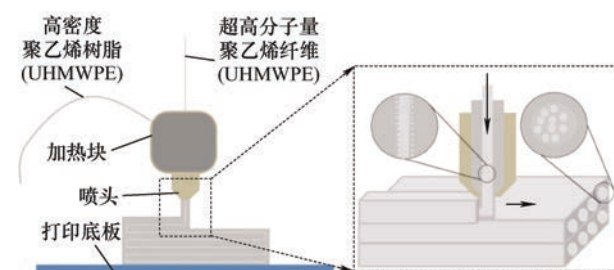


图1 UHMWPE/HDPE 自增强复合材料 3D 打印成形机理

为解决上述连续纤维自增强复合材料成形工艺存在的问题, 本文提出一种基于过冷的自增强复合材料 3D 打印工艺, 选取熔点较为接近的 PPS 连续纤维和 PPS 树脂材料, 利用液态热塑性树脂材料降温过程中的过冷现象, 拓宽加工温度窗口, 使得纤维在低于树脂基体熔点温度下引入。采用同种或同族的增强相和基体, 自增强复合材料回收只需加热到纤维熔点即可实现理论上的完全回收。在提升复合材料界面结合强度的同时, 实现材料 100% 回收再利用。

## 1 工艺原理与原材料

### 1.1 基于过冷的自增强复合材料 3D 打印成形原理

基于过冷的自增强复合材料 3D 打印是通过热塑性树脂过冷特性来拓宽增强相和基体之间的熔点差。利用熔点差使液态基体可以在不被熔化的条件下对增强相进行浸渍或包覆, 降温后冷却成形。图 2 所示为自增强复合材料 3D 打印工艺原理, 利用

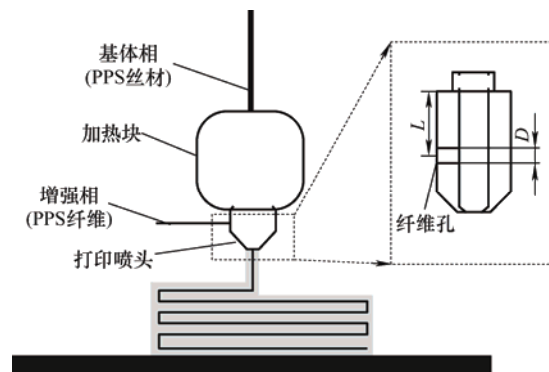


图2 自增强复合材料 3D 打印工艺原理图

PPS 基体熔化向下流动过程中受环境影响温度下降的特点,结合 PPS 基体材料自身的过冷现象,将 PPS 纤维引入低于纤维熔点的过冷熔体内,使基体包裹纤维从喷头中挤出进行打印制备。

## 1.2 原材料及其表征方法

本研究以中国深圳冠多科技有限公司生产的直径为 1.75 mm 的聚苯硫醚(PPS)长丝为基体材料,中国南京特塑生产的直径 25  $\mu\text{m}$  PPS 纤维(一束 350 根)为增强相材料。

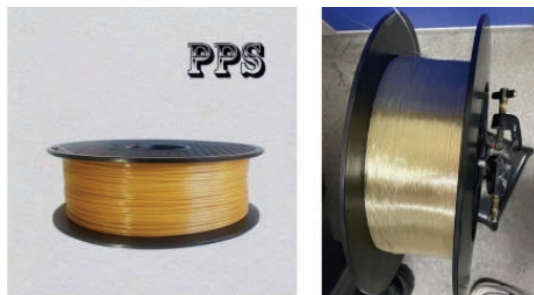


图 3 PPS 丝材及纤维

根据 GB/T1447-2005(ISO:527-4:1997),在同一台万能试验机(CMT4304-5kN)上以 5 mm/min 的速度对 120 mm $\times$ 10 mm $\times$ 2 mm 尺寸的 PPS 自增强 3D 打印复合材料试件进行拉伸试验,力学性能测试平行于纤维取向。采用符合 ISO 14125:1998 标准的万能试验机(PLD-5kN, LETRY 中国公司)对尺寸为 100 mm $\times$ 15 mm $\times$ 2 mm 的自增强 3D 打印复合材料试件进行弯曲强度测试。对 3D 打印自增强复合材料筒支梁与打印 PPS 基体进行无缺口冲击试验。试样(80 mm $\times$ 10 mm $\times$ 4 mm)在摆锤冲击试验机(XJJ-50)上按 GB/T1043-1993(ISO 179-1982)进行试验。按照 GB/T 3354:2014 标准对尺寸为 180 mm $\times$ 25 mm $\times$ 2 mm 的 3D 打印 PPS 自增强复合材料试件进行横向拉伸强度和模量测试。每组测试 5 个样本,取平均值。

应用差示扫描量热仪(DSC1, Mettler Toledo)确定 PPS 基体和 PPS 纤维的热性能。采用日立 SU-3500 扫描电镜观察聚苯硫醚自增强复合材料的表面形貌,对损伤试样进行扫描电镜检查,了解其破坏模式和断裂截面的微观结构。在进行扫描电镜观察前,样品进行喷金处理,在 15 kV 的加速电压下,在不同的放大倍数下拍摄 SEM 显微图。

## 2 自增强复合材料 3D 打印设备开发

### 2.1 自增强材料过冷度分析

不同于超高分子量聚乙烯纤维增强 PE 基基体

所存在的较大熔点差,如图 4 所示为 DSC 实验下所得 PPS 基体与纤维熔点值,分别为 282.18  $^{\circ}\text{C}$  和 284.08  $^{\circ}\text{C}$ 。对 PPS 树脂以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  升温至 320  $^{\circ}\text{C}$  再以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  降温至室温得到图中最上端黑色曲线,显示熔融树脂在 234.66  $^{\circ}\text{C}$  时开始发生结晶,从树脂熔融峰至开始结晶处为 PPS 熔融树脂的过冷状态,两者温度差值称为过冷度,即实际加工温度窗口。

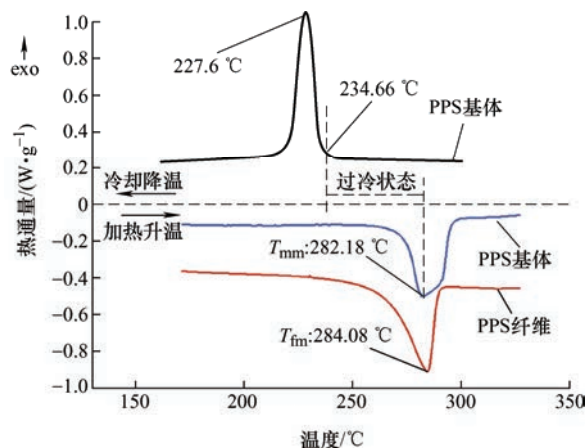


图 4 PPS 基体和纤维 DSC 热分析图

过冷度受降温速率的影响,在同一打印温度下,降温速率越快,开始结晶的温度越低,聚合物的过冷度越大。采用不同的 DSC 实验条件,从室温以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ,升温至 320  $^{\circ}\text{C}$  保持 2 min,分别以 20  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 30  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 40  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 50  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  速率降温,结果如图 5 所示。当降温速率高于 20  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时,其结晶温度低于 228  $^{\circ}\text{C}$ ,过冷度达到了 58  $^{\circ}\text{C}$  以上,出现了很明显的过冷温度窗口,利用聚合物的过冷特性解决打印温度窗口问题,为实现连续纤维自增强 PPS 复合材料 3D 打印提供了新策略。

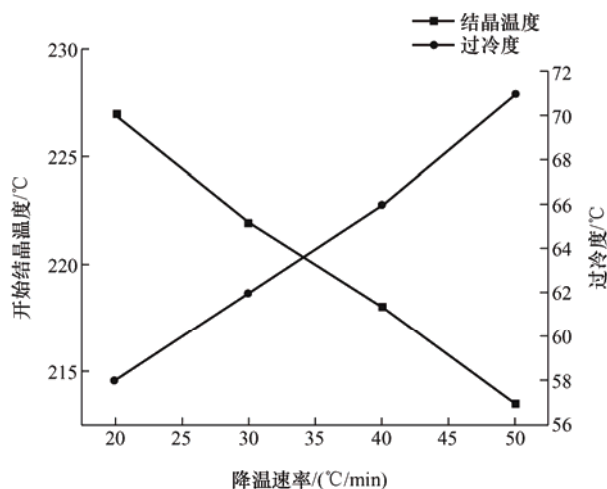


图 5 过冷度与降温速率关系图



2.2 基于过冷的自增强复合材料熔融挤出打印头设计

基于上述过冷度研究，设计出图 6 所示的自增强复合材料熔融挤出打印头初步方案，尝试从喷头侧方将 PPS 纤维送入熔融基体内进行自增强 3D 打印。为确认设计方案可行性，对喷头温度场进行仿真分析。

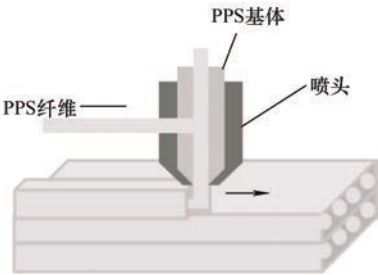


图 6 打印头初步设计方案图

考虑到 PPS 基体熔化相变产生的热量消耗较少影响可忽略不计，采用 ANSYS Workbench 软件中的 Stead-state Thermal 模块对连续纤维自增强复合材料 3D 打印喷头结构进行静态温度场仿真分析观察温度分布，热仿真运用材料参数如表 1 所示。

表 1 热仿真材料参数表

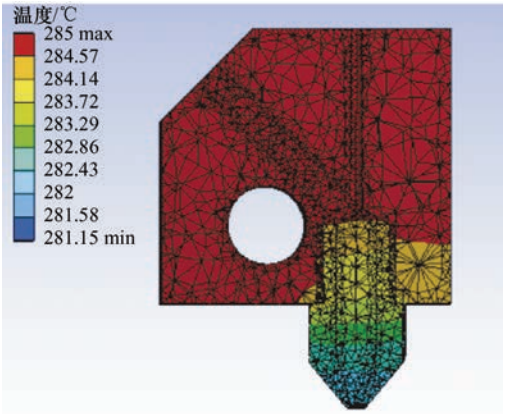
参数	材料名称	
	PPS	结构钢
密度/(kg/m <sup>3</sup> )	1 350	7 850
比热容/(J/kg · °C)	1 440	434
导热系数/(W/m · °C)	0.258	60.5

喷头及加热块采用结构钢材料，内部填充材料为聚苯硫醚(PPS)，边界条件设置加热块环境类型为绝热，以匹配实际打印过程中用隔热棉包裹加热块防止热量散失的绝热效果。

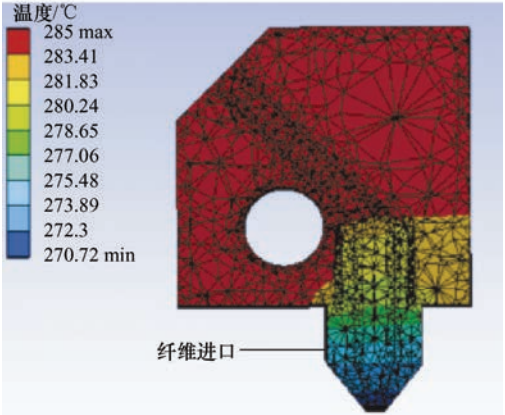
考虑到打印喷头直接暴露在空气中，其环境类型设置与空气对流换热相关，所以对喷头表面进行对流换热系数的设定。在没有风扇对喷头进行降温作用时，默认其对流换热系数为 20 W/(m<sup>2</sup> · K)。在有风扇对喷头进行强制降温作用时，结合流体横掠单管公式对喷头表面进行对流换热系数估算，其表面的对流换热系数近似认为是 95 W/(m<sup>2</sup> · K)。

通过 DSC 实验分析得到 PPS 纤维与基体的熔点分别为 284 °C 和 282 °C，加热棒升温至 285 °C 对加热块进行加热，连续纤维增强热塑性复合材料 3D 打印

喷头结构的温度场分布如图 7a 所示，竖直管道作为 PPS 纤维进口，斜向管道作为 PPS 基体丝材进口。纤维进口处的温度达到 284.5 °C，高于纤维熔点，在保证基体完全融化的条件下无法保证纤维完好无损。结合热塑性树脂的过冷性质，使用风扇对喷头处进行强制降温，根据降温速率对过冷度的影响，PPS 基体的结晶温度出现下降，在低于熔点的情况下能维持液态属性，得到如图 7b 的温度场仿真结果。风扇降温使喷头处出现了明显的温度下降，产生了 10 °C 左右的加工温度窗口，该温度区间明显处于 228 °C 的结晶温度之上(降温速率为 20 °C/min)，能保证喷头处的基体温度满足过冷条件。结合连续纤维自增强热塑性复合材料工艺原理，对结构进行改进采用从打印喷头侧面打孔引入连续纤维的方法。



(a) 285 °C 加热温度场分布图



(b) 285 °C 加热温度场分布图(风扇降温)

图 7 温度场分布图

2.3 自增强复合材料 3D 打印装置及工艺参数

基于自增强复合材料的过冷度分析，设计出如图 8 所示的完整 3D 打印喷头结构，基体相 PPS 丝材由加热块的上端送入，经过加热块加热形成熔融态进入打印喷头内，从加热块流入打印喷头过程中

降温至基体相熔点以下且未结晶,形成过冷熔体。打印喷头的侧面设有纤维送丝孔,实验前采用专用软针将纤维从孔中送入穿出喷头,实验过程中增强相 PPS 纤维通过纤维孔引入基体相 PPS 过冷熔体内,基体相包裹浸渍增强相从打印喷头挤出,利用基体冷却固化于底板后的牵引力带动纤维进行挤出运动,层层堆积成形。

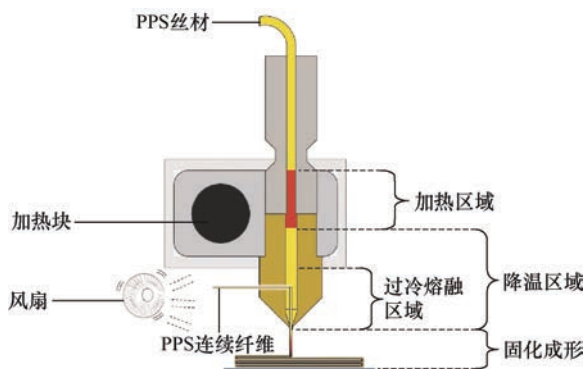


图 8 连续纤维自增强复合材料过冷成形的 3D 打印喷头结构图

根据多次实验尝试与验证,得出最优打印参数:打印温度 285 °C,扫描间距 1.0 mm,分层厚度 0.3 mm,打印速度 200 mm/min,吐丝量 E380,底板温度 100 °C。

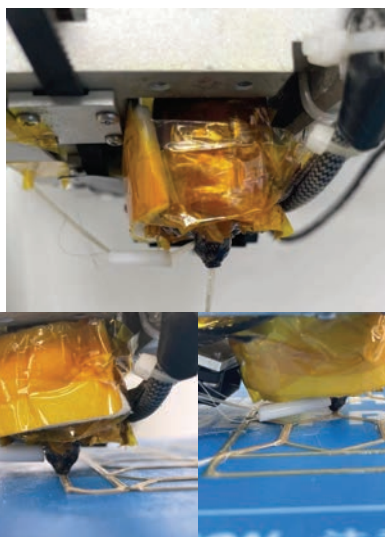


图 9 连续纤维自增强复合材料 3D 打印设备

### 3 结果与讨论

#### 3.1 自增强复合材料力学性能

基于最优的打印参数设置,打印出自增强复合材料标准冲击试件,标准弯曲试件及标准拉伸试件。相较于 PPS 基体纯材料标准试件,PPS 自增强复合材料标准试件的各方面性能都得到了明显的提升如图 10 所示:冲击强度由 28.15 kJ/m<sup>2</sup> 提高到 94.53 kJ/m<sup>2</sup>;弯曲强度由 78.8 MPa 提高到 249.211 MPa,弯曲模量由 2.3 GPa 提高到 4.61 GPa;



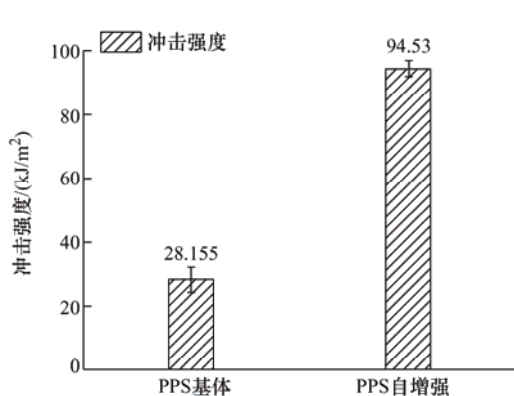
(a) 标准冲击样件



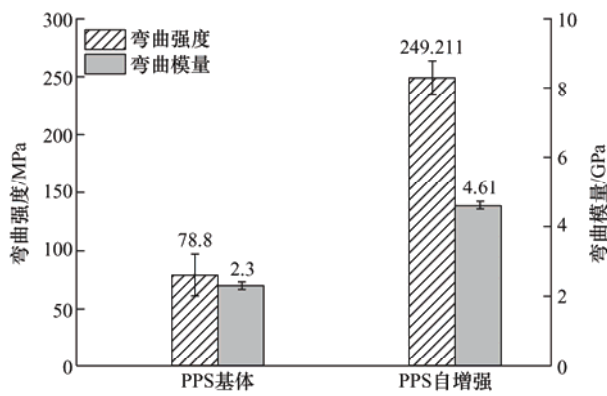
(b) 标准弯曲样件



(c) 标准拉伸样件



(d) 冲击力学性能



(e) 弯曲力学性能

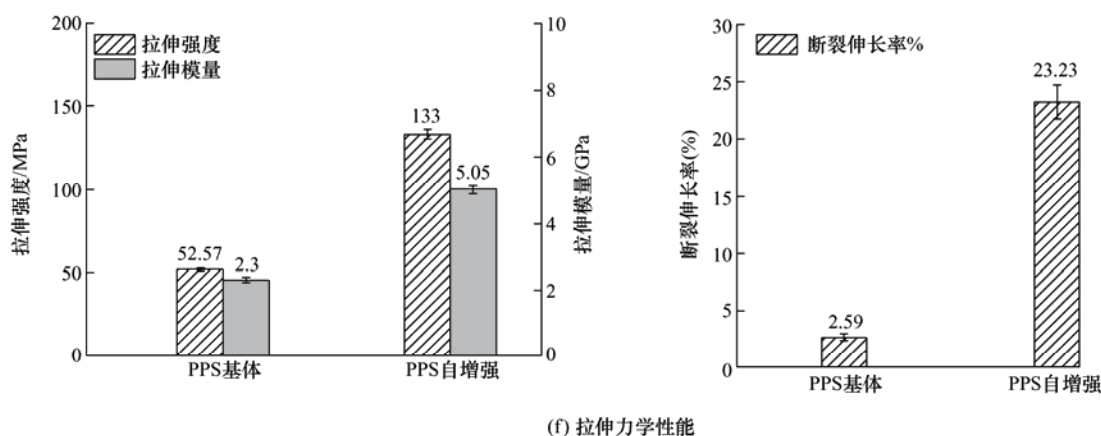


图 10 标准试件及其力学性能

拉伸强度由 52.57 MPa 提高到 133 MPa, 拉伸模量由 2.3 GPa 提高到 5.05 GPa, 断裂伸长率由 2.59% 提高到 23.23%。PPS 连续纤维的加入使材料由脆性转变为韧性, 提高强度的同时降低了脆性断裂的风险。

### 3.2 微观结构

3D 打印连续纤维增强聚合物复合材料的界面主要包括两方面: 界面浸渍和界面结合。从图 11 中可以看出, 熔融的 PPS 树脂在 PPS 纤维束表面再结晶, 形成各向同性的 PPS 基体, 并将纤维束浸渍包裹住每一根纤维, 使得纤维之间相互粘连。纤维拉伸破坏后的断面较齐, 存在纤维拔出孔, 纤维之间可以观察到凹槽, 这也表明了 PPS 基体充分浸渍了 PPS 纤维束。

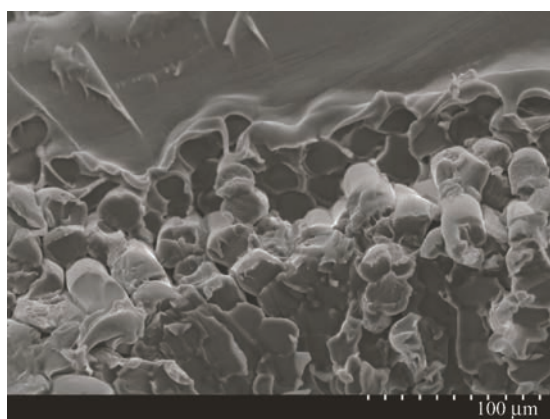


图 11 样品拉伸破坏断面微观结构

由图 12 的拉伸断面微观结构可以发现拉伸实验后的试件断面出现了大量的 PPS 纤维, 而 PPS 纤维表面依然包裹着残留的 PPS 基体, 由于纤维与基体是同种聚合物, 所以熔融后的 PPS 树脂包裹住 PPS 纤维的同时, 与纤维最外层的同种 PPS 材料进行了良好的熔融结合并在纤维表面再结晶, 构成了

良好的界面结合性。这是自增强复合材料与传统复合材料相比明显的优点之一。纤维-基体和纤维-纤维接触面积的增加使得载荷更好地传递到增强元件上, 从而改善了机械性能。



图 12 样品拉伸破坏径向微观结构

### 3.3 回收与再制造

本文对 3D 打印聚苯硫醚复合材料回收再制造的性能进行了初步探讨。图 13 为样品粉碎后的原料与再制造标准件, 采用机械方法回收聚苯硫醚。PPS 纤维在高温作用下, PPS 分子链定向失向, 纤维融化成树脂导致回收再制造 PPS 材料的拉伸强度与弯曲强度均低于 PPS 自增强复合材料; 同时, 热塑性树脂材料的分子量越大, 熔点越高, 由于高分子量的熔融 PPS 纤维的加入, 回收再制造 PPS 材料的抗拉, 抗弯强度和模量均高于 PPS 基体材料。因此, PPS 再制造标准件力学性能介于基体纯材料与自增强复合材料之间, 如图 14 所示。对于自增强复合材料的回收效率, 本研究主要采用的方法为 3D 打印增材制造, 在实验及回收再制造的过程中不存在材料的浪费与损耗, 因此可以达到理论上的 100% 回收利用。而回收过程中纤维与树脂多次融化可能存在



的材料老化是目前需要面临的问题,有待进一步研究。

## 4 结论

(1) 本文提出了一种完全可回收连续纤维自增强复合材料 3D 打印方法,利用聚合物过冷度,将加工温度窗口拓宽 10 °C 以上,同时在不增强相造成的热损伤的条件下获得高流动性的基体相,解决了自增强复合材料加工制造难题。

(2) 解决了 3D 打印增强相与基体相界面结合性差的问题。连续纤维自增强热塑性复合材料 3D 打印工艺有利于增强相与基体相的浸渍,在保证良好界面结合性的前提下打印出高强度构件,弯曲强度由 78.8 MPa 提高至 249.211 MPa; 拉伸强度由 52.57 MPa 提高至 133 MPa,并使材料由脆性转变为韧性。

(3) 利用 3D 打印制造工艺,能够快速无模具制造特定复杂形状零件制造; 缩短以往自增强复合材料制备周期,降低成本; 综合利用自增强复合材料良好界面结合性、完全可回收及 3D 打印优势,实现纤维增强复合材料快速制造和绿色回收,符合绿色可持续发展战略。为连续纤维增强复合材料 3D 打印在航空航天中的应用发展提供了新策略。

## 参考文献

- [1] HINE P J, WARD I M, OLLEY R H, BASSETT D C. The hot compaction of high modulus melt-spun polyethylene fibres[J]. Mater. Sci., 1993, 28: 316-324.
- [2] SHEPHERD G W, CLARK H G, PEARSAL G W. Extrusion of polymer tubing using a rotating mandrel[J]. Polym. Eng. Sci., 1976, 16(12): 876-886.
- [3] NIE M, WANG Q, BAI S B. Morphology and property of polyethylene pipe extruded at the low mandrel rotation[J]. Polym. Eng. Sci., 2010, 50(9): 1743-1750.
- [4] 官青, 申开智, 朱居木, 等. 动态应力场中成形的自增强聚丙烯的结构与性能[J]. 高分子学报, 1996(3): 378-381.  
GUAN Qing, SHEN Kaizhi, ZHU Jumu, et al. Structure and properties of self-reinforced polypropylene formed in dynamic stress field[J]. Acta Polymerica Sinica, 1996 (3): 378-381.
- [5] 毛旭琳, 薛平, 李建立. 超高分子量聚乙烯的固态挤出研究[J]. 工程塑料应用, 2008, 36(3): 28-31.  
MAO Xulin, XUE Ping, LI Jianli. Study on solid state extrusion of UHMWPE[J]. Engineering Plastics Application, 2008, 36(3): 28-31.
- [6] WARD I M, HINE P J. The science and technology of hot

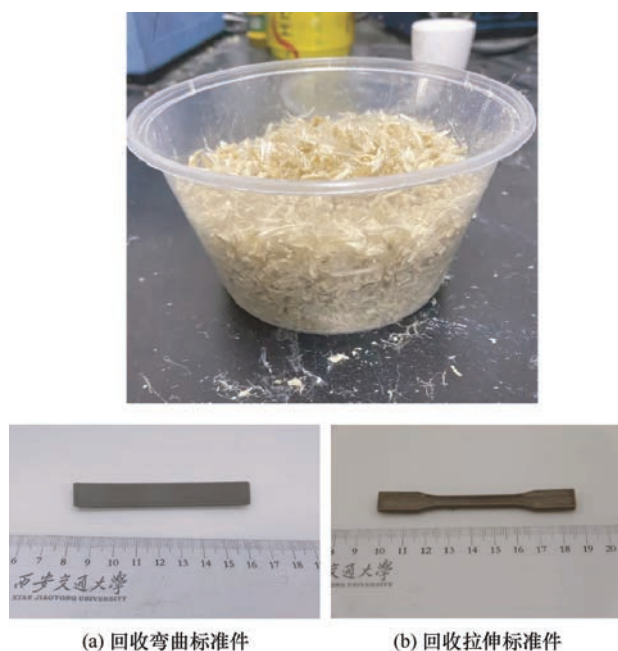


图 13 样品粉碎原料及回收再制造标准件

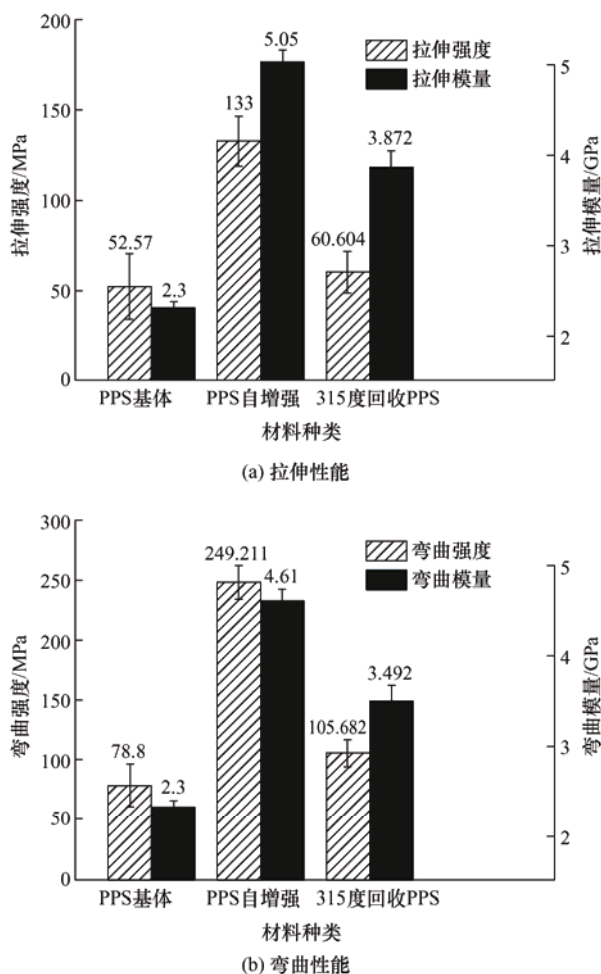


图 14 回收再制造前后拉伸及弯曲性能对比图

- compaction[J]. Journal of Polymer, 2004, 45: 1413-1427.
- [7] MATABOLA K P, DE VRIES A R, MOOLMAN F S, et al. Single polymer composites: A review[J]. Mater. Sci., 2009, 44: 6213-6222.
- [8] BARANY T, KARGER KOCSIS J, CZIGANY T. Development and characterization of self-reinforced polg(propylene) composites: Carded mat reinforcement[J]. Polym. Advan. Technol., 2006, 17(9-10): 818-824.
- [9] TEISHEV A, INCARDONA S, MIGGLIARESI C, et al. Polyethylene fibers-polyethylene matrix composites: Preparation and physical properties [J]. Appl. Poly. Sci., 1993, 50: 503-512.
- [10] 代攀, 陈晋南. 热压法制备聚丙烯单聚合物复合材料[J]. 高分子材料科学与工程, 2012, 28(4): 110-113.
- DAI Pan, CHEN Jinnan. Preparing polypropylene single polymer composites by hot-press method[J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2012, 28(4): 110-113.
- [11] ZHEREBTSOV D, CHUKOV D, TOROKHOV V, et al. Manufacturing of single-polymer composite materials based on ultra-high molecular weight polyethylene fibers by hot compaction[J]. J. Mater. Eng. Perform., 2020, 29: 1522-1527.
- [12] DILYUS I, CHUKOV D D, ZHEREBTSOV L K, et al. Comparison between self-reinforced composites based on ultra-high molecular weight polyethylene fibers and isotropic UHMWPE[J]. Mendelev Communications, 2020, 30: 49-51.
- [13] ZHEREBTSOV D, CHUKOV D, STATNIK E, et al. Hybrid self-reinforced composite materials based on ultra-high molecular weight polyethylene[J]. Materials, 2020, 13: 2-11.
- [14] 张瑄珩, 王健超, 沈佳骏. 碳纤维复合材料激光加工热损伤问题的研究现状[J]. 应用激光, 2019, 39(6): 1041-1044.
- ZHANG Xuanjun, WANG Jianchao, SHEN Jiajun. Research status of thermal damage of carbon fiber composites during laser machining[J]. Applied Laser, 2019, 39(6): 1041-1044.
- [15] GANTENB S, MASANIA K, WOIGK W, et al. Three-dimensional printing of hierarchical liquid-crystal-polymer structures[J]. Nature, 2018, 561: 226-230.

作者简介: 曹汉杰, 男, 2000 年出生。主要研究方向为复合材料 3D 打印(增材制造)技术。

E-mail: chjpopeye123@stu.xjtu.edu.cn

田小永(通信作者), 男, 1981 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。

主要研究方向为多材料、复合材料 3D 打印(增材制造)技术及其应用。

E-mail: leoxyt@mail.edu.cn