http://pmse.scu.edu.cn

导热-增强双功能网络构建对聚碳酸酯复合材料性能的影响

虞文军[1], 杨 东[1], 吕乾龙[1], 何泰君[1], 孟令城[2], 张圣昌[2], 黄 龙[3], 刘鹏清[2]
(1. 成都飞机工业(集团)有限责任公司, 四川 成都 610092; 2. 四川大学 高分子科学与工程学院, 四川 成都 610065;
3. 四川大学 材料科学与工程学院, 四川 成都 610065)

摘要:聚合物内部连续导热网络的构建通常以高填充导热粒子实现,而降低导热粒子逾渗阈值并减小其对材料本身力学性能的破坏是导热聚合物复合材料开发所面临的难题。为改善聚碳酸酯熔体冷却固化过程的翘曲变形问题并提高聚碳酸酯材料的力学性能,文中利用短切碳纤维为增强填料、球形氧化铝为导热填料,基于不同尺寸形貌功能填料之间的互补协同效应,在降低填料填充量的条件下完成了导热-增强双功能网络构建,实现了改性聚碳酸酯力学性能、导热性能及耐热性能的同步提升。重点研究了短切碳纤维及球形氧化铝的尺寸及添加量对改性聚碳酸酯复合材料结构与性能的影响,结果表明,碳纤维和球形氧化铝的加入显著提高了聚碳酸酯的力学性能、热变形温度及导热性能,同时显著降低了材料热膨胀系数。当分别添加质量分数 20% 碳纤维和 20% 球形氧化铝(5 μm)时,复合材料的拉伸强度和弹性模量分别达到 131.6 MPa 和 15.4 GPa,热变形温度提升至 141.1 ℃,导热系数为 0.59 W/(m·K)。当球形氧化铝质量分数增加至 50% 时,复合材料在 X,Y 和 Z 3 个方向的热膨胀系数分别降至 7.8×10^{-6}℃$^{-1}$,25.6×10^{-6}℃$^{-1}$ 和 45.9×10^{-6}℃$^{-1}$。

关键词:碳纤维增强聚碳酸酯;导热-增强双功能网络;球形氧化铝;协同增强;热塑性模具
中图分类号:TQ323.4^{+}1 **文献识别码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)05-0064-09

近年来,增材制造技术广泛应用于模具制备领域。与传统机床减材制造工艺相比,增材制造技术能够更加快速且高效地完成模具制造,尤其在应对复杂结构、特殊形状及快速迭代更新的构件设计方面展现出显著的优势[1~3]。在航空航天飞行器研制领域,异形功能配件的研发生产过程呈结构功能设计一体化及迭代优化周期短等特点,采用 3D 打印增材制造技术制备热塑性树脂基模具可提高模具设计灵活性及结构变更重塑效率,并能大幅减轻模具重量,从而缩短产品研发周期,提高生产效率,降低投入成本[4~6]。

目前,可用于熔融沉积 3D 打印成型(FDM)模具的材料以热塑性工程塑料为主,如聚碳酸酯(PC)、聚苯硫醚(PPS)及聚醚醚酮(PEEK)等[7,8]。然而,纯热塑性树脂打印制件在实际应用中存在力学性能不足、热变形温度低、熔体冷却过程中易翘曲变形等问题,难以满足特殊构件铸造模具对高强度、高稳定性和低膨胀性能的需求[9,10]。为了解决上述问题,一方面可在基体材料中引入刚性骨架,抑制裂纹拓展及伸缩变形,进而有效提升改性塑料的力学强度及热变形温度;另一方面可通过在聚合物基体内部构建连续导热网络,实现材料传热速率的各向同性,进而改善由于熔体不均匀收缩导致的翘曲变形现象。在聚合物基体内部同步引入增强骨架和导热网络过程中,常面临功能粒子添加阈值高且团聚现象严重等问题,不仅会大幅削减功能粒子对聚合物基体的改性效果,还会造成材料力学强度的大幅衰减。因此,精准调控功能粒子(如碳纤维与球形氧化铝)的添加种类、粒径匹配及含量配比,充分发挥其协同增强-导热机制,在基体内构建稳定的" 刚性

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0076
收稿日期: 2025-07-07
通讯联系人: 刘鹏清, 主要从事纤维增强树脂基复合材料的结构功能一体化设计, E-mail: liupq@scu.edu.cn

强骨架-高导热带" 双网络结构,是实现聚合物基复合材料拉伸强度、弹性模量、热变形温度(HDT)及导热性能同步提升,突破高精度、低变形热塑性树脂基模具材料在 3D 打印成型工艺中的技术瓶颈的有效途径[11, 12]。

基于 PC 优异的力学性能及可加工性,本文分别选用碳纤维(CF)及球形氧化铝(Sph-Al)为增强填料和导热填料,利用不同尺寸填料之间的几何互补-功能协同效应,通过分步式双螺杆挤出工艺完成聚碳酸酯内部增强-导热双功能网络的构建,实现改性聚碳酸酯材料综合性能的协同增强。重点研究了 CF 及 Sph-Al 的尺寸及添加量对改性聚碳酸酯复合材料结构与性能的影响,并阐明了改性材料增强-耐热机制,为改性聚碳酸酯材料的 3D 打印增材制造及模具设计领域的发展应用提供了技术支撑。

1　实验部分

1.1　原料与设备

聚碳酸酯:万华化学有限公司,牌号 2100;短切碳纤维(SCFs):上海力硕有限公司,规格 30 目、100 目和 200 目,分别简称为 LS-30 mesh, LS-100 mesh 和 LS-200 mesh;短切碳纤维:江苏碳烯新材料科技有限公司,规格 1 mm, 3 mm 和 6 mm,分别简称为 TX-1 mm, TX-3 mm 和 TX-6 mm;连续碳纤维(CCFs):2500 m/卷,江苏恒神股份有限公司,HF30T-12K;球形氧化铝:雅安百图高新材料股份有限公司,牌号 NSAR-05H45(粒径 0.5 μm), BAH-1H45(粒径 1 μm),BAH-5H45(粒径 5 μm),本文中不同粒径 Sph-Al 分别用 05H45,1H45 和 5H45 代替;耐高温润滑剂(PETS):鼎海塑胶化工有限公司;抗氧剂:1076,巴斯夫;抗氧剂:168,巴斯夫。

多功能粉碎机:3500A 型,深圳艾尔莎科技有限公司;双螺杆挤出机:SHJ-30 型,成都盛达兴业化工工程有限公司;切粒机:LQ-60 型,泰州市科飞橡塑机械有限公司;塑料注射成型机:MA600Ⅱ/130 型,海天塑机集团有限公司;万能试验机:ETM104C 型,深圳万测试验设备有限公司;光学显微镜:BK-POLR 型,重庆奥特光学仪器有限责任公司;扫描电子显微镜(SEM):Inspect F 型,美国 FEI;力学热分析仪(TMA):Q400 型,美国 TA;高压毛细管流变仪:RG120 型,德国高特福;导热系数仪:Hot Disk TPS 2500S 型,瑞士 Hot Disk AB Co.。

1.2　碳纤维增强 PC 复合材料制备

首先,分别称取 PC 和不同长度的 SCFs,于多功能粉碎机中以 2.4×10^4 r/min 的转速混合 1 min,混合完成后置于烘箱中充分干燥(110 ℃,4 h),制备 CF 增强 PC 复合粒料(CCFs 通过侧喂料口与共混均匀的原料同时加入双螺杆挤出机,通过计量每分钟的 CCFs 进料量和 PC 进料量以控制复合粒料的 CCFs 含量),以此来确定其在树脂基体中长度保留情况的影响,之后通过熔融共混挤出造粒工艺制备复合粒料,螺杆电机频率为 7.5 Hz,输送带速度为 100 m/min。在此基础上添加不同粒径的 Sph-Al,重复上述步骤,完成所有复合粒料制备。最后制备的复合粒料于高温烘箱中干燥(110 ℃,4 h)后,通过塑料注射成型机注塑成型制得可用于后续性能测试的复合样条。样品命名以 A-B%/PC 或 A-B%/C-D%/PC 形式呈现,其中 A 为碳纤维种类,包括 LS-30 mesh, LS-100 mesh, LS-200 mesh, TX-1 mm, TX-3 mm, TX-6 mm 和 CCFs, B 为碳纤维质量分数, C 为球铝种类,包括 05H45,1H45 和 5H45,D 为球铝质量分数。

1.3　测试与表征

1.3.1　复合材料力学性能测试:采用万能试验机参考国标 GB/T 1447 测试复合材料的拉伸强度、弹性模量、弯曲强度、弯曲模量等力学性能参数。拉伸速度 10 mm/min,样品尺寸总长度 150 mm,窄部分长度 100 mm,窄部分宽度 10 mm,厚度 4 mm。

1.3.2　复合材料碳纤维保留长度测试:采用光学显微镜观察复合粒料中的纤维长度。复合粒料经三氯甲烷溶解后置于盖玻片上进行观测拍摄,采用 Image J 软件对所得图像中的 20 根纤维长度进行测量。

1.3.3　复合材料填料分散性测试:采用扫描电子显微镜在加速电压 20 kV 下观察经液氮冷却 10 s 后脆断的复合材料断面中增强体的分散情况。

1.3.4　复合材料热膨胀系数测试:采用力学热分析仪测试复合材料在 X, Y, Z 3 个方向上的热膨胀系数。升温速度为 5 ℃/min,温度范围为 30~120 ℃。

1.3.5　复合材料流变性能测试:采用高压毛细管流

变仪测试复合材料的流变性能。测试温度为 300 ℃,口模为 20∶1。

1.3.6 复合材料导热系数测试:导热系数由导热系数仪在 25 ℃进行测试。样品尺寸为 20 mm×20 mm。

2 结果与讨论

2.1 碳纤维长度及 Sph-Al 粒径对复合材料性能的影响

为了探究 CF 初始长度对粒料中 CF 保留长度的影响,通过溶解 PC 基体观察 CF 的分布情况,结果如 Fig.1 及 Tab.1 所示。添加 30 目 SCF 复合材料中 CF 的保留长度普遍小于 100 μm;采用毫米级 SCF 作为增强材料时,复合材料内部 CF 保留长度集中在 100~200 μm;而采用 CCF 作为增强材料时,复合材料内部 CF 保留长度分布范围更广(100~300 μm),且保留长度更长。

Fig.2 数据显示,在添加 20% 的 SCFs 条件下,不同牌号、不同规格的 SCFs 增强 PC 复合材料的热变形温度(HDT)均高于 130 ℃,表明在这种条件下,复合材料的热稳定性能得到了显著提升,满足了技术要求中对复合材料 HDT ≥ 120 ℃的要求。由此可见,通过控制增强相 SCFs 含量并保持其稳定性不变,可以预期后续中温型复合材料实验中其他样品的 HDT 也能够满足要求。因此,本文未再对其他样品进行 HDT 测试。

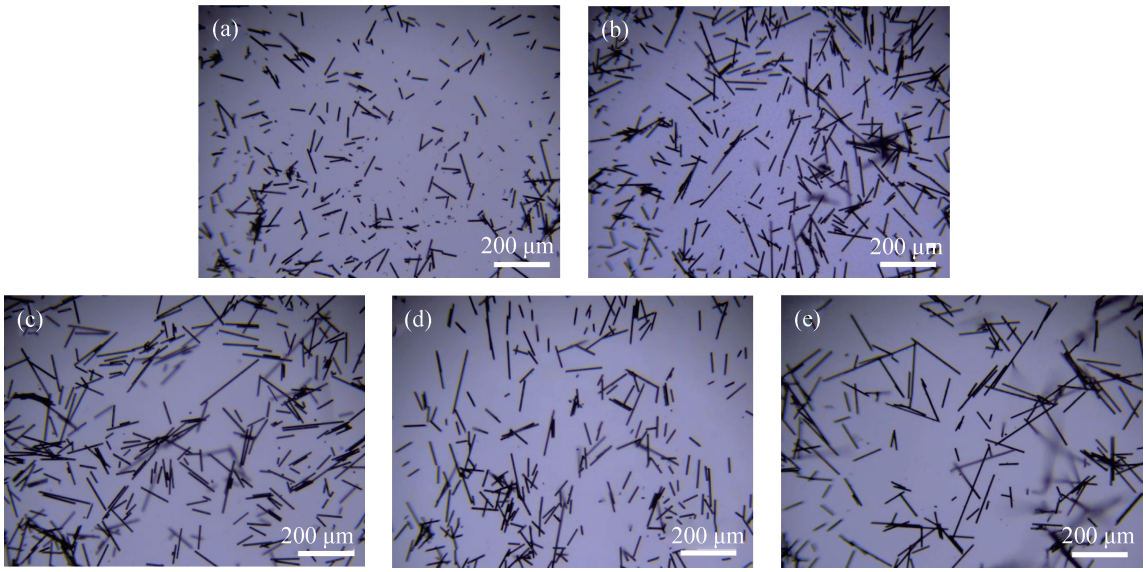


Fig. 1 Retained length of CF in different PC-based composites: (a) LS-30 mesh-20%/PC; (b) TX-1 mm-20%/PC; (c) TX-3 mm-20%/PC; (d) TX-6 mm-20%/PC; (e) CCFs-20%/PC

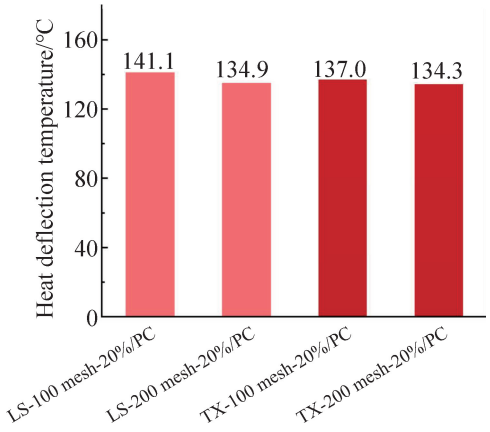


Fig. 2 Thermal deformation temperature of PC composites enhanced with different SCFs

添加不同粒径 Sph-Al 的 CF 增强 PC 复合材料截面形貌如 Fig.3 所示。不同粒径的 Sph-Al 在复合材料内部分散均匀,基本没有团聚现象。尽管 Sph-Al 与 PC 基体的相容性较差,但其形貌特性和分散均匀性仍对基体起到了显著的增强作用。相关研究表明,当填料尺寸较大时,由于颗粒数量减少和比表面积降低,形成的两相界面减小,从而能抑制声子在界面的过多散射,这一机制可以有效改善复合材料的热导率。因此,在后续研究中,选择粒径为 5 μm

Tab. 1　Different CF lengths in PC matrix composites

Samples	LS-30 mesh-20%/PC grain size/μm	TX-1 mm-20%/PC grain size/μm	TX-3 mm-20%/PC grain size/μm	TX-6 mm-20%/PC grain size/μm	CCFs-20%/PC grain size/μm
1	59.26	220.80	260.22	232.51	161.53
2	93.02	170.93	201.88	170.92	369.93
3	87.02	148.96	172.46	168.40	224.49
4	124.42	105.70	186.98	159.66	217.99
5	58.14	140.40	132.78	128.12	203.25
6	55.13	109.04	110.96	106.82	370.09
7	132.59	145.35	109.54	137.54	281.68
8	91.44	163.82	192.02	76.21	259.44
9	80.52	154.12	189.76	78.77	252.37
10	149.18	185.23	158.68	99.05	210.15
11	121.52	177.93	121.00	137.28	216.04
12	127.40	198.40	165.26	128.85	192.86
13	101.20	142.88	221.82	116.72	247.68
14	50.17	143.03	187.54	162.56	191.40
15	50.47	146.19	152.23	119.34	189.60
16	98.45	100.54	113.65	160.21	113.84
17	86.49	67.19	86.49	178.39	112.29
18	91.37	62.77	79.58	88.42	181.43
19	122.49	148.48	123.84	118.61	191.94
20	138.97	148.53	115.19	145.67	168.74
Average	95.96	144.01	154.09	135.70	217.84

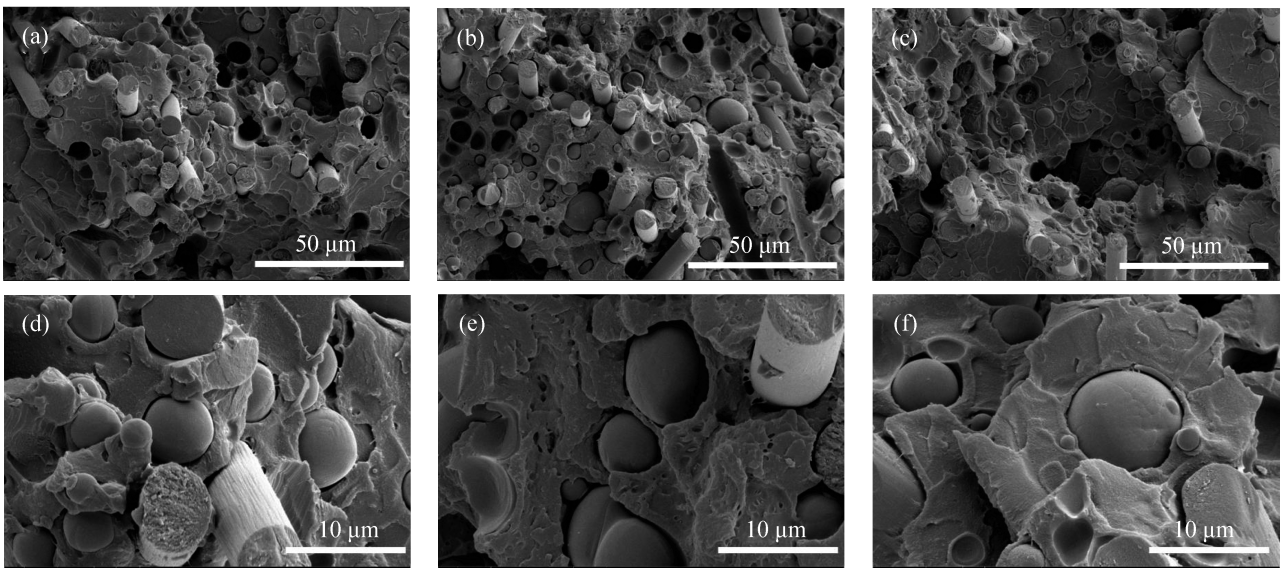


Fig. 3　Cross-sectional morphology of CF-reinforced PC composites with different particle sizes of Sph-Al added: (a) CCFs-20%/05H45-20%/PC; (b) CCFs20%/1H45-20%/PC; (c) CCFs-20%/5H45-20%/PC; (d) CCFs-20%/05H45-20%/PC; (e) CCFs-20%/1H45-20%/PC; (f) CCFs-20%/5H45-20%/PC

的 Sph-Al(5H45)作为导热填料是较为理想的方案，与相关文献结果相符[13,14]。

为了探究 CF 长度对 PC 复合材料力学性能的影响，测试了相同 PC 基体和 CF 含量，不同 CF 长度对复合材料性能的影响，结果如 Fig.4(a)所示。随着 CF 长度增加，复合材料的力学性能显著提升。当 CF 长度超过 1 mm 时，其拉伸强度趋于稳定，达到约 90 MPa，同时弹性模量也显著提高。当采用更长的 CF 长丝作为增强材料时，其拉伸强度进一步提升至 115 MPa，且弹性模量超过 11 GPa。这表明适当增加 CF 长度可以有效改善 PC 复合材料的力学性能[15,16]。这是因为 CF 长度的增加有助于改善复合材料内部的纤维结构，从而显著提升复合材料的力学性能。因此，在增强体选择上，CF 长丝是一种更优的方案，与相关文献结果一致[17~19]。

在以 Sph-Al 和 CF 长丝作为复合材料增强体的基础上，研究了不同氧化铝粒径对复合材料力学性能的影响，测试结果如 Fig.4(b)所示。可以看到，添加 Sph-Al 后，复合材料的拉伸强度和弹性模量均显著提高。当氧化铝粒径为 5 μm 时，复合材料的拉伸强度和弹性模量达到最高值。其增强效果可能是由于较大的 Sph-Al 粒径更不易团聚，且界面缺陷较少，从而改善了界面结合性能。因此，在后续的研究中，选择粒径为 5 μm 的 Sph-Al(5H45)作为研究目标，进行其他性能的研究。

2.2 CF 及 Sph-Al 含量对复合材料性能的影响

为探究 Sph-Al(5H45)及其添加量对 CF/PC 复合材料性能的影响(Fig.5)，固定 CF 含量为 20%，系统研究了 Sph-Al 添加量(0~30%)的作用。结果表明，Sph-Al 的引入协同 CF 显著提升了复合材料的拉伸强度和弹性模量。尤为重要的是，弹性模量随 Sph-Al 含量增加呈现持续增长趋势，这有力证实了 Sph-Al 对 PC 基体显著的增强效果，与 CF 形成互补增强机制。然而，当 Sph-Al 与 CF 的总填料质量分数达到 60% 的高填充水平时，复合材料的力学性能出现显著劣化。这主要是因为过高的填料含量导致颗粒(尤其是 Sph-Al)在聚合物基体中分散困难，发生严重团聚，形成大量应力集中点和界面缺陷，破坏了 Sph-Al 构建的有效导热网络结构，严重削弱了填料的增强作用及基体承载能力，导致复合材料整体力学性能下降[20]。

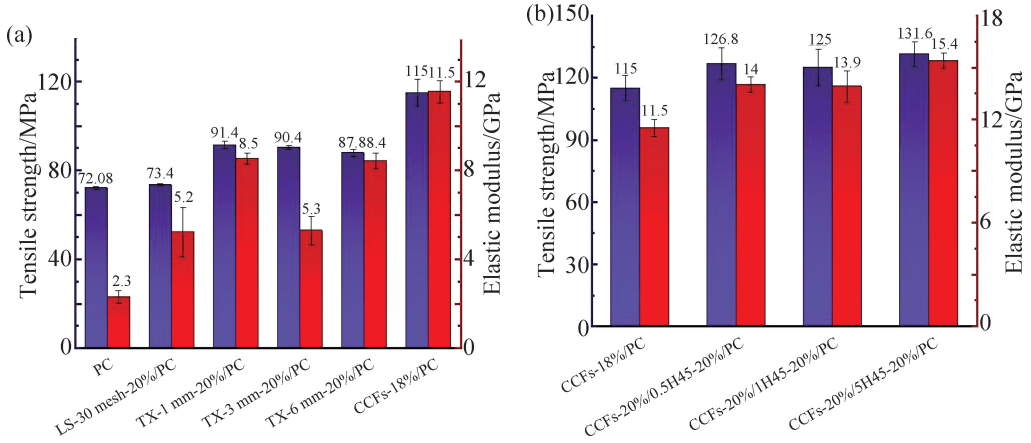


Fig. 4 Influence of different fillers on the mechanical properties of composite materials: (a) CF length; (b) Sph-Al particle size

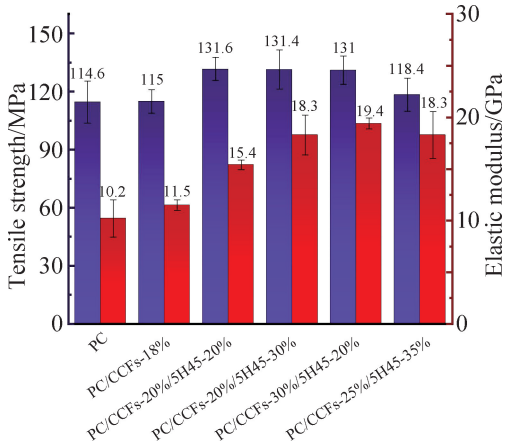


Fig. 5 Influence of different filler contents on the mechanical properties of PC-based composites

如 Fig.6(a)所示,当只添加 CCFs 时,复合材料的热稳定性在 *X* 与 *Z* 方向较差,在 *X* 方向,热膨胀系数保持在 $9.7\times10^{-6}℃^{-1}$;在 *Y* 方向,稳定在 $71.6\times10^{-6}℃^{-1}$;而在 *Z* 方向,维持在 $105.5\times10^{-6}℃^{-1}$。当 Sph-Al 的含量增加至 20% 以上时,热膨胀系数的降低趋于平稳。如 Fig.6(b~f)所示,在 *X* 方向,热膨胀系数保持在(6.6~8.6)$\times10^{-6}℃^{-1}$;在 *Y* 方向,稳定在(49.6~61.4)$\times10^{-6}℃^{-1}$;而在 *Z* 方向,维持在(71.0~81.6)$\times10^{-6}℃^{-1}$。值得注意的是,在 *X* 和 *Z* 方向,添加 Sph-Al 后热膨胀系数显著低于未添加填料的样品;而在 *Y* 方向,热膨胀系数的降低相对较小,直至 Sph-Al 含量提升至 50% 时,*Y* 方向的热膨胀系数才进一步降至 $25.6\times10^{-6}℃^{-1}$(Fig.6(g~i))。这一结果表明,通过合理调整 CF 和 Sph-Al 的含量,利用不同尺寸填料之间的几何互补-功能协同效应可以有效控制复合材料在受热时的尺寸变化特性。在聚合物基复合材料体系中,刚性骨架 CF 的引入可有效抑制基体受力时的裂纹扩展与塑性变形,显著提升改性塑料的力学强度,并同步提高材料的 HDT。同时,高导热 Sph-Al 颗粒的加入,能够在基体内构建连续、各向同性的导热网络,显著提升材料的整体导热速率,从而有效缓解因熔体冷却收缩不均导致的翘曲变形问题。最终,CF 与 Sph-Al 发挥协同效应,共同优化复合材料的综合力学性能和热稳定性(包括尺

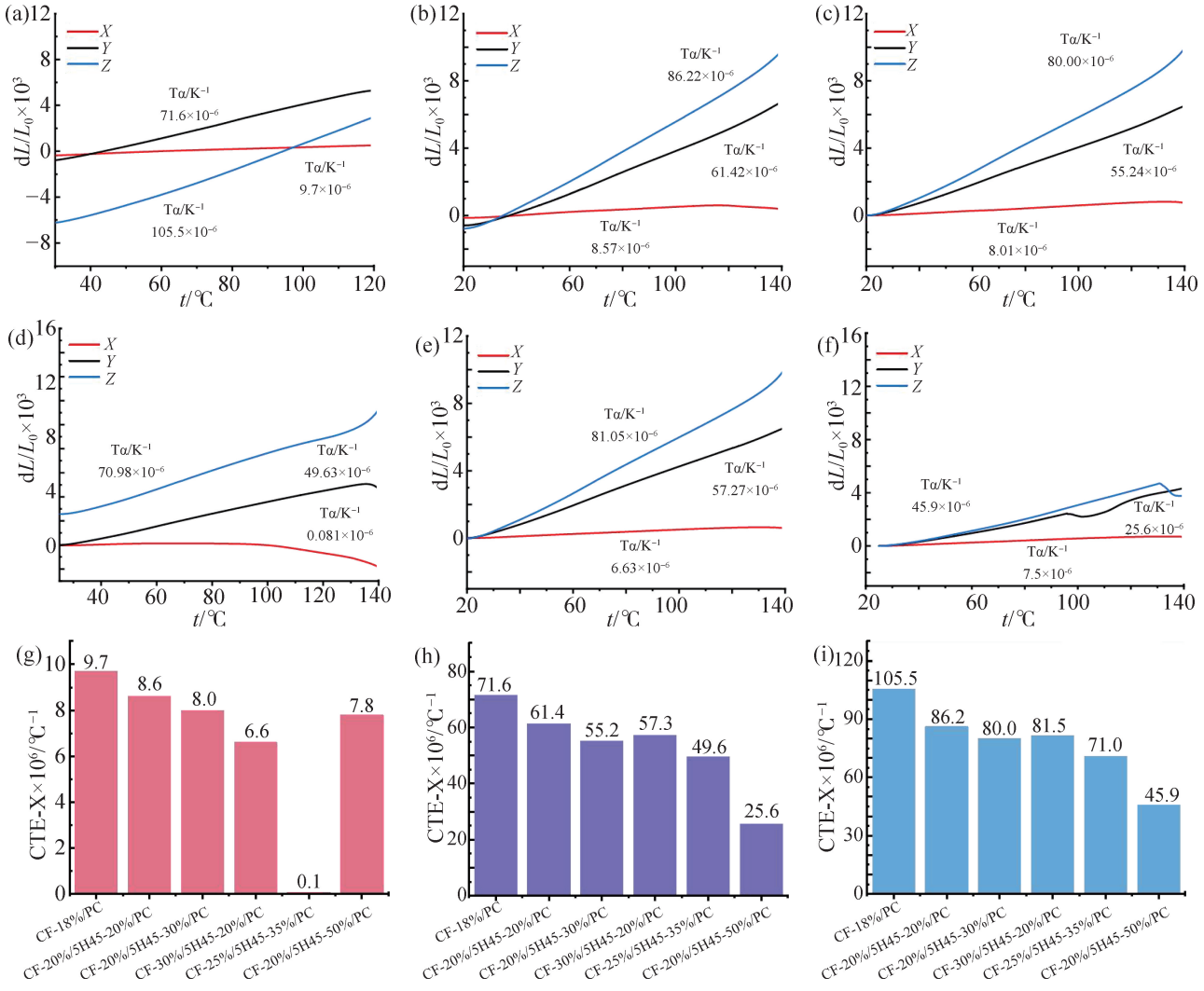


Fig. 6　Influence of different filler contents on the thermal expansion performance of PC-based composites: (a) CCFs-18%/PC; (b) CCFs-20%/5H45-20%/PC; (c) CCFs-20%/5H45-30%/PC; (d) CCFs-25%/5H45-35%/PC; (e) CCFs-30%/5H45-20%/PC; (f) CCFs-20%/5H45-50%/PC, *X* (lengthwise direction), *Y* (width direction), *Z* (thickness direction); (g) CTE-X; (h) CTE-Y; (i) CTE-Z

寸稳定性),满足不同工程应用场景对材料热膨胀行为的特定需求[21,22]。

流变测试结果如 Fig.7(a)所示。随着 Sph-Al 含量增加,PC 基复合材料的黏度呈现先上升后下降的趋势。这是由于 Sph-Al 颗粒的滚珠效应降低了聚合物分子链的缠结程度,同时其物理隔离作用削弱了分子链间的相互作用力,导致黏度下降。然而,该体系仍表现出明显的剪切变稀现象,与常见的聚合物复合材料流变行为一致[23,24]。之后测试了添加不同含量 Sph-Al 后 PC 基复合材料的导热性能,结果如 Fig.7(b)所示。可以观察到,随着 Sph-Al 的加入,复合材料的热导率显著提升。这主要是由于 Sph-Al 作为一种优异的导热填料,在聚合物基体中形成了有效的导热通路,从而促进了热量的传递。进一步分析发现,随着 Sph-Al 含量增加,复合材料的热导率呈现出持续上升的趋势。这表明,Sph-Al 含量的增加有助于增强导热路径的连续性和有效性,从而进一步提高材料的导热性能,实现材料传热速率提升的同时保证了导热速率的各向同性,进而降低了由于复合材料冷却不均匀导致的翘曲变形问题[25,26]。

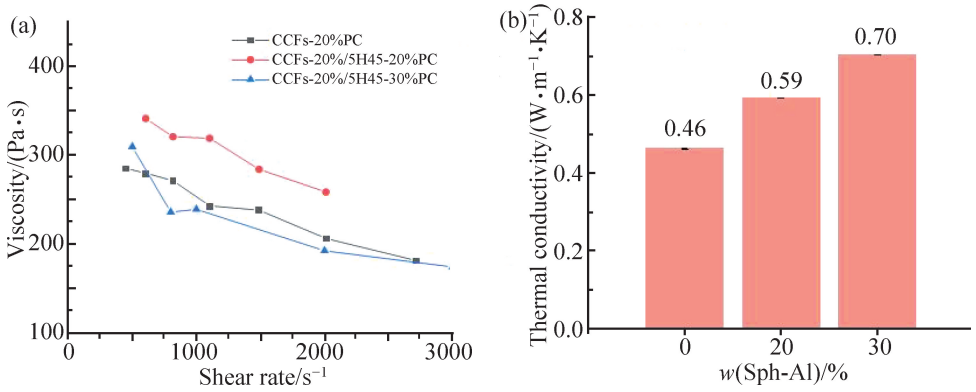


Fig. 7 Rheological behavior and thermal conductivity of Sph-Al granular materials with different contents: (a) rheological behavior; (b) thermal conductivity

3 结论

基于大型热塑性复合材料模具结构件的高耐温、低热膨胀系数的应用需求,本文成功研制了适用于中温(HDT≥120 ℃)应用的热塑性复合材料。实验结果表明,CF 和 Sph-Al 的加入显著提升了复合材料的拉伸强度、弹性模量、热变形温度及导热性能,同时有效降低了热膨胀系数。当复合材料中添加 CCFs 及粒径为 5 μm,含量为 20%的 Sph-Al 时,复合材料的综合性能达到最佳,拉伸强度为 131.6 MPa,弹性模量为 15.4 GPa,热变形温度≥134.3 ℃,导热系数为 0.59 W/(m·K)。在 Sph-Al 含量提升至 50%时,复合材料的热膨胀系数在 X、Y、Z 3 个方向分别降至 7.8×10^{-6}℃$^{-1}$,25.6×10^{-6}℃$^{-1}$ 和 45.9×10^{-6}℃$^{-1}$。此外,该复合材料在加工过程中表现出较低的热膨胀系数,具有良好的 3D 打印流动性和工艺适应性,并且可回收再利用。该复合材料的优异力学性能、热稳定性和低热膨胀系数,使其非常适合应用于加工温度在 120 ℃以下的大型增材制造模具制造领域,为热塑性复合材料在模具制造中的推广应用提供了重要支持。

参考文献:

[1] Snelling D A, Williams C B, Druschitz A P. Mechanical and material properties of castings produced via 3D printed molds[J]. Additive Manufacturing, 2019, 27: 199-207.

[2] Chen Y, Lu J, Guo Q, *et al*. 3D printing of CF/nylon composite mold for CF/epoxy parabolic antenna[J]. Journal of Engineered Fibers and Fabrics, 2020, 15: 1-7.

[3] Dvornik M I, Mikhailenko E A, Burkov A A, *et al*. 3D printed plastic molds utilization for WC-15Co cemented carbide cold pressing[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023, 115: 106312.

[4] Xu W, Zhang N, Xu H, *et al*. Stress-guided lightweight design and optimisation for 3D printing sacrificial moulds[J]. Materials & Design, 2025, 255: 114161.

[5] 何佳珏, 熊威. 先进复材在航空飞行器上的应用及加工成形技术探究[J]. 粘接, 2025, 52(6): 92-96.

He J Y, Xiong W. Application and processing forming technology of advanced composite materials in aviation aircraft[J]. Adhesion, 2025, 52(6): 92-96.

[6] Tyagi R, Tripathi A, Kumar R, *et al*. On FFF-based 3D printing of wear resistive ABS-graphene nanocomposites for rapid tooling in wet condition[J]. Diamond and Related Materials, 2024, 142: 110794.

[7] 战丽, 李莞, 李久振, 等. 响应面法优化 CGF/PEEK 增材制造试样冲击性能[J]. 工程塑料应用, 2025, 53(3): 89-95.
Zhan L, Li W, Li J Z, *et al*. Optimization of impact performance of CGF/PEEK additive manufactured samples using response surface methodology[J]. Engineering Plastics Application, 2025, 53(3): 89-95.

[8] 王玉磊. 高性能特种工程塑料聚苯硫醚汽车零件增材制造研究[D]. 长春: 吉林大学, 2018.
Wang Y L. Research on additive manufacturing of automobile parts with high performance special engineering plastics[D]. Changchun: Jilin University, 2018.

[9] 刘韩韩, 宋文哲, 宋亚星, 等. 炭黑含量对增材制造聚醚醚酮及碳纤维增强聚醚醚酮复合材料吸波性能和力学性能的影响[J]. 材料导报, 2025, 39(S1): 674-679.
Liu H H, Song W Z, Song Y X, *et al*. Effect of carbon black mass fractions on microwave absorption and mechanical properties of additively manufactured of polyetheretherketone and short carbon fiber reinforced polyetheretherketone[J]. Materials Reports, 2025, 39(S1): 674-679.

[10] Okeyo C, Chowdhury D F, Cheung K, *et al*. 3D printed elastic mould granulation[J]. Powder Technology, 2019, 344: 380-392.

[11] 刘小龙, 王文宇, 赵阳, 等. 增材制造连续纤维增强树脂基复合材料研究进展[J]. 中国表面工程, 2025, 38(3): 1-18.
Liu X L, Wang W Y, Zhao Y, *et al*. Advances in additive manufacturing of continuous fiber-reinforced resin-based composites[J]. China Surface Engineering, 2025, 38(3): 1-18.

[12] Pierre J, Verville M, Chenier G, *et al*. Non-planar material-extrusion additive manufacturing of multifunctional sandwich structures using carbon-reinforced polyetheretherketone (PEEK)[J]. Additive Manufacturing, 2024, 84: 104124.

[13] Fathalian M, Ghorbanzadeh A M, Fereidoon A. Effect of nanosilica on the mechanical and thermal properties of carbon fiber/polycarbonate laminates[J]. Fibers and Polymers, 2019, 20: 1684-1689.

[14] Kodali D, Umerah C, Idrees M. Fabrication and characterization of polycarbonate-silica filaments for 3D printing applications[J]. Journal of Composite Materials, 2021, 55: 4575-4584.

[15] Li Y F, Lee K F, Ramanathan G K, *et al*. Static and dynamic performances of chopped carbon-fiber-reinforced mortar and concrete incorporated with disparate lengths[J]. Materials, 2021, 14: 972.

[16] 邓思洁, 阳玉球. 碳纤维长度对碳纤维/聚丙烯纤维毡模压成型复合材料力学性能的影响[J]. 东华大学学报(自然科学版), 2025, 51(2): 40-46.
Deng S J, Yang Y Q. Effect of carbon fiber length on the mechanical properties of carbon fiber/polypropylene fiber felt molded composite[J]. Journal of Donghua University (Natural Science Edition), 2025, 51(2): 40-46.

[17] Li Z, Wang J, Wu A, *et al*. Preparation and properties of hybrid specific length carbon fiber thermoplastic composites by suspension method[J]. Polymer Composites, 2024, 45: 7991-8004.

[18] 尹俊红, 纪艳春, 赫中营, 等. 碳纤维增强混凝土力学性能研究[J]. 河南大学学报, 2021, 51(6): 699-705.
Yin J H, Ji Y C, He Z Y, *et al*. Study on mechanical properties of carbon fiber reinforced concrete[J]. Journal of Henan University, 2021, 51(6): 699-705.

[19] 邓高生, 杨瑞宾, 刘忠侠. 短 CF 增强 2024 铝基复合材料微屈服行为研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(6): 637-640.
Deng G S, Yang R B, Liu Z X. Micro-yield behaviors of short carbon fiber reinforced 2024 alloy matrix composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2016, 36(6): 637-640.

[20] 张翀, 崔惠泽, 郭瑞鲁, 等. 填料含量对高导热玻璃纤维增强环氧树脂复合材料性能的影响[J]. 绝缘材料, 2024, 57(11): 93-97.
Zhang C, Cui H Z, Guo R L, *et al*. Effect of filler content on properties of glass fiber reinforced epoxy resin composites with high thermal conductivity[J]. Insulating Materials, 2024, 57(11): 93-97.

[21] Cao H, Gu S, Liu H, *et al*. Disordered graphite platelets in polypropylene (PP) matrix by spherical alumina particles: increased thermal conductivity of the PP/flake graphite composites[J]. Composites Communications, 2021, 27: 100856.

[22] Witold W, Marcin K, Kamil B, *et al*. Anomalous size effect in thermal residual stresses in pressure sintered alumina-chromium composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 762: 138111.

[23] Maiti S, Raja M. Rheological properties of isotactic polypropylene/alumina composites[J]. International Journal of Polymeric Materials and Polymeric Biomaterials, 2004, 53: 431-442.

[24] 仝建峰, 陈大明. 中性水基氧化铝陶瓷料浆的流变学研究[J]. 航空材料学报, 2002, 22(1): 54-57.
Tong J F, Chen D M. Rheological behavior of Al_2O_3 aqueous neutral suspensions[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(1): 54-57.

[25] 费川, 刘毅鑫. 氧化铝导热增强聚酰亚胺薄膜的制备和表征[J]. 纤维复合材料, 2020, 37(3): 27-29.
Fei C, Liu Y X. Preparation and characterization of Al_2O_3 heat conduction enhanced polyimide film[J]. Fiber Composites, 2020, 37(3): 27-29.

[26] Huang F, Yue W, Qin W, *et al*. Strategy for a high thermal conductivity and low thermal resistance under compression of oriented carbon fiber with spherical alumina thermal interface material[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2024, 185: 108312.

Influence of Constructing Dual-Functional Networks with Enhanced Thermal Conductivity on the Properties of Polycarbonate Composites

Wenjun Yu[1], Dong Yang[1], Qianlong Lü[1], Taijun He[1], Lingcheng Meng[2], Shengchang Zhang[2]
Long Huang[3], Pengqing Liu[2]

(*1. Chengdu Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Chengdu 610092, China;*
2. College of Polymer Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China;
3. College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

ABSTRACT: The construction of continuous thermally conductive networks within polymers typically requires high loadings of thermally conductive fillers. Reducing the filler loading threshold while minimizing the detrimental impact on the mechanical properties of the matrix remains a significant challenge in developing thermally conductive polymer composites. To address warpage deformation during the melt cooling and solidification of polycarbonate (PC) and enhance its mechanical performance, this study employed chopped carbon fibers (CFs) as reinforcing fillers and spherical alumina (Al_2O_3) particles as thermally conductive fillers. Leveraging the complementary synergistic effects between fillers of different dimensions and morphologies, a dual-functional network for both thermal conduction and reinforcement was successfully constructed at reduced overall filler content. This approach achieved simultaneous improvements in the mechanical properties, thermal conductivity, and heat resistance of the modified polycarbonate. The study focused on the influence of the size and loading content of chopped carbon fibers and spherical alumina on the structure and properties of the modified PC composites. Results demonstrate that the incorporation of CFs and Al_2O_3 significantly enhance the mechanical properties, heat deflection temperature (HDT), and thermal conductivity of PC, while also markedly reducing its coefficient of thermal expansion (CTE). With the addition of 20% CFs and 20% spherical Al_2O_3(5 μm), the composite achieves a tensile strength of 131.6 MPa, a elastic modulus of 15.4 GPa, an HDT of 141.1 ℃, and a thermal conductivity of 0.59 W/(m·K). When the alumina mass fraction is increased to 50%, the CTE values decrease significantly to $7.8\times10^{-6}℃^{-1}$, $25.6\times10^{-6}℃^{-1}$, and $45.9\times10^{-6}℃^{-1}$ in the *X*, *Y*, and *Z* directions, respectively.

Keywords: carbon fiber reinforced polycarbonate; dual-functional network of thermal conduction and reinforcement; spherical alumina; synergistic reinforcement; thermoplastic mold