

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2026.06.023

滑石粉诱导的长玻纤增强PA6复合材料晶体调控及失效机理演化

赵世坤¹, 娄硕¹, 徐凯¹, 蔡涛¹, 康鹏¹, 徐毅辉², 高达利¹

[1. 中石化(北京)化工研究院有限公司塑料加工研究所, 北京 100013; 2. 中国石油化工股份有限公司科技部, 北京 100013]

摘要: 长玻纤增强聚酰胺6 (LGF/PA6) 复合材料因其优异的比强度与耐热性能被广泛应用于汽车轻量化、机械工程及电子电气领域,但其晶体结构与界面失效的协同调控仍是一个关键挑战。对此,在LGF质量分数30%的LGF/PA6体系中引入不同含量滑石粉(Talc),系统研究其对复合材料力学性能及结晶行为的影响,并结合动态力学分析(DMA)、原位X射线衍射(XRD)及断面形貌分析,揭示其结构演化与失效机理之间的内在关联。结果表明,引入适量的Talc(质量分数 $\leq 5\%$)可提升复合材料的拉伸强度、弯曲模量和热变形温度。DMA显示,刚性Talc片层限制了PA6链段的局部运动,在提高结构稳定性的同时诱发了松弛异质性。在高Talc含量(质量分数 $> 5\%$)下,LGF/PA6体系的核心耗能机制从玻纤-树脂界面脱黏与断裂拔出转变为近界面基体剪切失效,导致冲击韧性显著下降。此外,原位XRD和差示扫描量热分析证实,Talc作为异相成核剂,在快速冷却条件下倾向于诱导PA6生成分子链排列松散的 γ 晶相,削弱了基体在高速冲击下的载荷传递能力。研究结果为设计开发高性能多组分热塑性复合材料提供了深刻的微观结构与界面工程理论依据。

关键词: 长玻纤;聚酰胺;滑石粉;失效机理;结晶结构

中图分类号: TQ322.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2026)06-0200-08

Crystal regulation and failure mechanism evolution of long glass fiber reinforced PA6 composites induced by talcum powder

ZHAO Shikun¹, LOU Shuo¹, XU Kai¹, CAI Tao¹, KANG Peng¹, XU Yihui², GAO Dali¹

[1. Plastics Processing Research Institute, Sinopec (Beijing) Research Institute of Chemistry Industry Co., Ltd., Beijing 100013, China;

2. Science and Technology Department of China Petroleum and Chemical Corporation (Sinopec), Beijing 100013, China]

Abstract: Long glass fiber reinforced polyamide 6 (LGF/PA6) composites are widely used in structural applications due to their high strength and thermal resistance. However, the synergistic regulation of crystalline structure and interfacial failure behavior remains a critical challenge. In this work, talc with varying contents was introduced into a 30 wt% LGF/PA6 system to investigate its effects on mechanical properties and crystallization behavior. Dynamic mechanical analysis (DMA), in situ X-ray diffraction (XRD), and fracture morphology characterization were employed to elucidate the underlying mechanisms between the structural evolution and the failure mechanism. The results show that an appropriate talc content (≤ 5 wt%) improves tensile strength, flexural modulus, and heat deflection temperature of composites. DMA indicates that the rigid talc platelets restrict the local chain mobility of PA6, enhancing stiffness while inducing relaxation heterogeneity. At the higher talc contents (> 5 wt%), the dominant energy dissipation mechanism of the LGF/PA6 system has shifted from fiber-matrix debonding and pull-out to near-interface matrix shear failure, resulting in significantly reduced impact toughness. In situ XRD and differential scanning calorimetry reveal that talc promotes the formation of the γ crystalline phase in PA6 under rapid cooling, weakening load transmission capacity under dynamic loading. The research findings provide a theoretical basis of microstructural and interfacial engineering for the design and development of high-performance multicomponent thermoplastic composites.

Keywords: long glass fiber; polyamide; talc; failure mechanism; crystal structure

基金项目: 中国石化高端聚酰胺材料制备关键技术研发与产业示范重大课题(223319)

通信作者: 康鹏, 博士, 研究员, 硕士生导师, 研究方向为热塑性复合材料加工成型; 徐毅辉, 博士, 研究员, 研究方向为高性能复合材料

收稿日期: 2026-03-17

引用格式: 赵世坤, 娄硕, 徐凯, 等. 滑石粉诱导的长玻纤增强PA6复合材料晶体调控及失效机理演化[J]. 工程塑料应用, 2026, 54(6): 200-207.

ZHAO Shikun, LOU Shuo, XU Kai, et al. Crystal regulation and failure mechanism evolution of long glass fiber reinforced PA6 composites induced by talcum powder[J]. Engineering Plastics Application, 2026, 54(6): 200-207.

长玻纤增强热塑性复合材料(LGFRT)因其高比强度、比模量、轻量化以及可回收的优势,逐渐成为工程结构材料的重要发展方向^[1-3]。相比短玻纤增强复合材料,长玻纤(LGF)保留长度更高,能够形成更有效的载荷传递网络,从而显著提升材料的强度、刚度及冲击韧性^[4]。聚酰胺6 (PA6)由于具有良好的力学性能、耐热性以及耐化学腐蚀性,被广泛应用于汽车结构件、机械部件以及电子电气领域^[5]。然而,LGF/PA6复合材料的宏观性能不仅取决于纤维增强效应,还与基体树脂的结晶结构以及纤维-基体界面状态密切相关^[6]。因此,通过调控基体结构以进一步优化复合材料的综合性能,成为当前研究的重要方向之一^[7]。

对于半结晶聚合物而言,基体的结晶行为影响材料的力学性能和耐热性能^[8]。研究表明,玻纤可作为异相成核位点,提高PA6的结晶速率并改变晶体形态,但其作用受纤维表面状态、含量及加工热历史影响显著^[9];同时,引入无机成核剂可进一步提高晶核密度、细化球晶结构,并影响PA6晶型组成,从而对材料的刚性、耐热性和冲击行为产生重要影响^[10]。滑石粉(Talc)作为一种典型的层状硅酸盐矿物,兼具较高的异相成核效率、良好的热稳定性、低成本及工业可获得性,在聚合物复合材料中既可以作为增强填料提高材料的模量和热变形温度^[11];也可作为异相成核剂降低PA6结晶成核能垒,提高结晶速率,使结晶温度升高并细化晶粒结构^[12]。相比部分纳米填料或有机成核剂,Talc在LGFRT中具有更好的加工适应性和规模化应用潜力。

然而,现有研究多集中于纯聚合物或短纤维增强体系,而关于Talc在LGFRT中的作用机制研究仍相对有限,缺乏在LGF-基体界面作用、结晶行为调控及失效机理演化方面的系统阐释^[13]。基于此,本文在LGF/PA6 (LGF质量分数30%)体系中引入不同含量的Talc,研究了Talc对LGF/PA6复合材料力学性能、热机械稳定性、结晶行为及失效机理的影响规律与内在机制。进一步提出了Talc作用下的近界面基体失效模型,阐明了多相复合体系中载荷传递、局部缺陷与材料失效之间的关联,为LGF/填料协同增强热塑性复合材料的结构设计与性能优化提供了理论依据。

1 实验部分

1.1 主要原材料

PA6:BL3200,湖南石化有限公司;

LGF:LFT-352B,中国巨石集团有限公司;

Talc:粒径12 μm (1 250目),上海迈瑞尔生化科技公司;

硅烷偶联剂:KH550,上海源叶生物科技有限公司;

增容剂:FB621,上海佳易容有限公司;

抗氧剂:1098、168,德国巴斯夫公司;

白油:上海源叶生物科技有限公司。

1.2 仪器及设备

同向双螺杆挤出机:STS 50Mc,德国科倍隆机械有限公司;

高速混合机:2XZ-4,北京利伟永兴仪器有限公司;

连续纤维浸渍实验线:自制;

注塑机:SA900 II/260-B,中国海天塑机有限公司;

扫描电子显微镜(SEM):S4800,日本电子株式会社;

万能试验机:5567,美国Instron公司;

热重(TG)分析仪:TGA8000,美国铂金埃尔默公司;

X射线衍射(XRD)仪:Ultima IV,日本理学株式会社;

动态热机械分析(DMA)仪:DMA 8000,美国TA公司;

差示扫描量热(DSC)仪:DSC 8000,美国PE公司。

1.3 试样制备

称取一定量的Talc,于90 $^{\circ}\text{C}$ 烘箱干燥6 h。将乙醇和去离子水按照体积比95:5混合,并用乙酸调节pH值至4.5~5。按照滑石粉质量称取2%的KH550,分散至乙醇溶液中,室温下快速搅拌30 min。将Talc缓慢加入上述溶液,并强力搅拌40 min,然后经过滤、洗涤、干燥、研磨得到表面改性后的Talc。

LGF/Talc/PA6复合材料的配方见表1。将PA6、抗氧剂、增容剂按照表1比例加入高速混合机,预分散30 s,然后加入相应质量的改性后的Talc和白油,继续搅拌1 min。将混好的原料加入双螺杆挤出机,在250 $^{\circ}\text{C}$ 下熔融并挤入连续纤维浸渍实验线,连续玻璃纤维经过预热分散后,在10 m/min的牵引速度下通过浸渍模具,经过浸渍、冷却、切粒得到长度约10 mm、纤维质量分数为30%的LGF/Talc/PA6复合材料。

表1 LGF/Talc/PA6复合材料各组分的质量分数

Tab. 1 Mass fraction of each component of LGF/Talc/PA6 composites

Samples	PA6	Talc	1098	168	FB621	White oil	LGF
Talc-0	63.6	0	0.2	0.2	5	1.0	30
Talc-1	62.6	1	0.2	0.2	5	1.0	30
Talc-3	60.6	3	0.2	0.2	5	1.0	30
Talc-5	58.1	5	0.2	0.2	5	1.5	30
Talc-7	56.1	7	0.2	0.2	5	1.5	30
Talc-9	53.6	9	0.2	0.2	5	2.0	30

1.4 测试与表征

DSC分析:以20 °C/min升温至260 °C恒温2 min,消除热历史。以10 °C/min记录材料的结晶和熔融曲线,温度范围50~260 °C。

TG分析:升温速率为10 °C/min,测试温度范围为50~650 °C。

热变形温度(HDT):按照GB/T 1634.2-2004进行测试,测试负载为0.45 MPa,升温速度120 °C/h,每组测试3根样条取平均值。

动态热机械分析(DMA):选择弯曲测试样条、三点弯曲模式,测试温度范围-100~150 °C,升温速率为3 °C/min,测试频率为1 Hz,振幅0.1%,预载荷0.2 N。

力学性能测试:根据GB 1040-2006测定复合材料的拉伸性能,样条为标准哑铃型样条,拉伸速率为10 mm/min;根据GB/T 9341-2008测定弯曲性能,样条尺寸80×10×4 mm,下压速度为2 mm/min;按照GB/T 1843-2008在弯曲样条上铣出2 mm深的V型缺口,然后利用4 J的摆锤测定简支梁缺口冲击强度。每组测试5根样条取平均值。

原位XRD测试:辐射源为Cu K α ($\lambda=0.154\ 06$ nm),扫描速率为5°/min,扫描角度5~90°,升温速率3 °C/min,温度范围30~220 °C。

SEM表征:选择冲击样条的断面观察纤维拔出情况、基体断面形貌,加速电压15 kV。

2 结果与讨论

2.1 LGF/Talc/PA6的力学性能

不同Talc含量下LGF/Talc/PA6复合材料力学性能测试结果如图1、图2所示。得益于连续纤维承载骨架及其与PA6基体之间有效的界面应力传递,LGF/PA6复合材料(Talc-0)具有优异的力学性能,拉伸强度超过180 MPa,弯曲强度大于260 MPa,弯曲模量达到8.53 GPa,同时保持较高的缺口冲击强度(24.6 kJ/m²),相比短切玻纤增强PA6具有明显的性能优势。

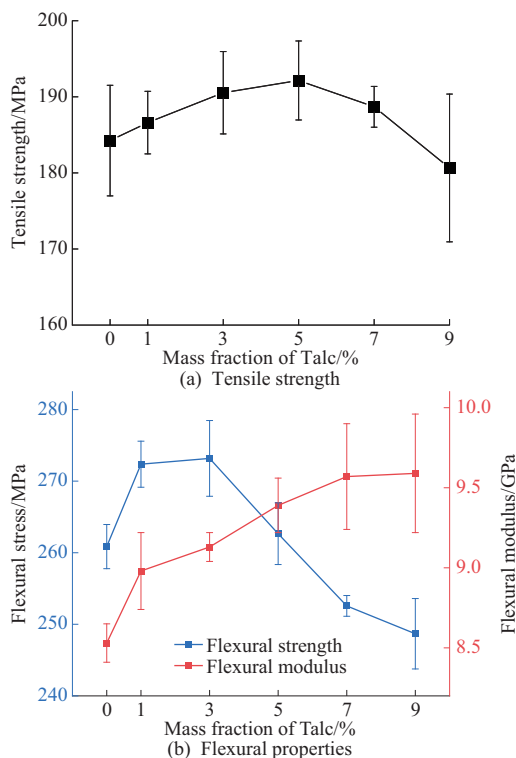


图1 不同Talc含量下LGF/Talc/PA6复合材料的拉伸强度和弯曲性能

Fig. 1 Tensile strength and flexural properties of LGF/Talc/PA6 composites at different Talc contents

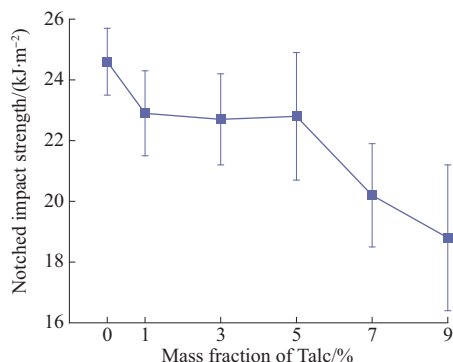


图2 不同Talc含量下LGF/Talc/PA6复合材料的缺口冲击强度

Fig. 2 Notched impact strength of LGF/Talc/PA6 composites at different Talc contents

Talc的引入将会改变复合材料的应力传递网络和局部变形特性,对力学强度产生不同的影响^[14]。随着Talc含量增加,LGF/Talc/PA6复合材料的拉伸强度呈现先升高后降低的趋势,在Talc质量分数为5%时达到最大值;弯曲强度同样表现出先增强后下降的变化趋势,而由于刚性片层的引入,其弯曲模量随Talc含量增加而持续提高。值得注意的是,在低含量范围内Talc对复合材料缺口冲击强度影响较小,冲击韧性基本保持稳定;当Talc质量分数超过5%后,缺口冲击强度出现明显下降。复合材料力学性能响

应的变化表明体系的失效机制随Talc含量而改变。

2.2 热-力学行为及结构稳定性

在实际应用中,LGF-PA6经常承受机械载荷和热载荷的共同作用,其结构稳定性不仅取决于聚合物基体的固有热阻,还受到纤维-基体界面的完整性和多相系统的尺寸稳定性的影响。首先,通过TG分析了复合材料的热稳定性和降解行为,以评估Talc对耐高温性能的影响。TG分析结果如图3所示,所有样品均呈现出一个主要失重过程,发生在约420~520 °C之间,表明Talc的掺入并未改变PA6基体的主要分解机制。高Talc含量(质量分数大于1%)下复合材料的热降解行为的逐渐延迟,其分解曲线随Talc含量的增加而向高温端偏移。这表明复合材料的热稳定性得到增强,可能归因于滑石片层本身的热稳定性,以及其在高温下限制降解产物扩散的屏障效应^[15]。

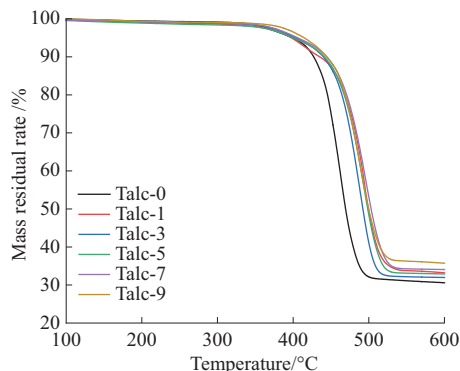


图3 LGF/Talc/PA6复合材料的TG曲线

Fig. 3 TG curves of LGF/Talc/PA6 composites

HDT测试用于评估复合材料在静载荷下的宏观耐热性,该性能可作为实际应用中结构稳定性的实用参考。LGF/Talc/PA6复合材料的HDT测试结果如图4所示。随着Talc含量增加,LGF-PA6的HDT逐渐升高。该提升主要归因于Talc片状结构带来的刚性增强及其对PA6分子链热运动的限制。此

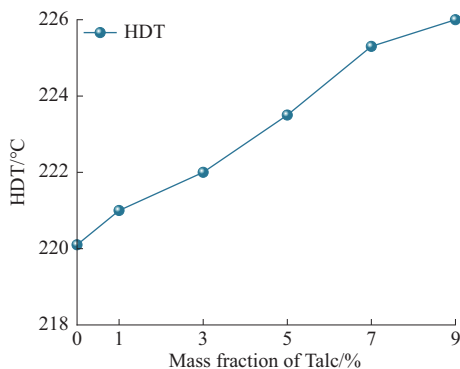
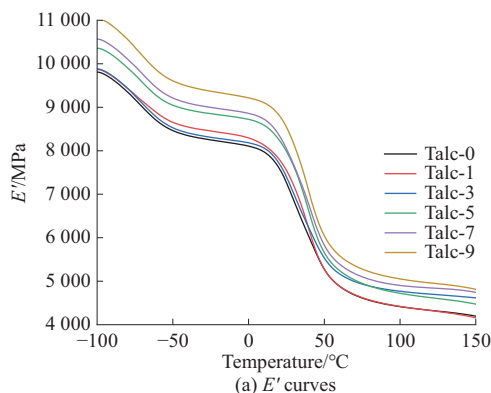


图4 不同Talc含量下LGF/Talc/PA6复合材料的HDT

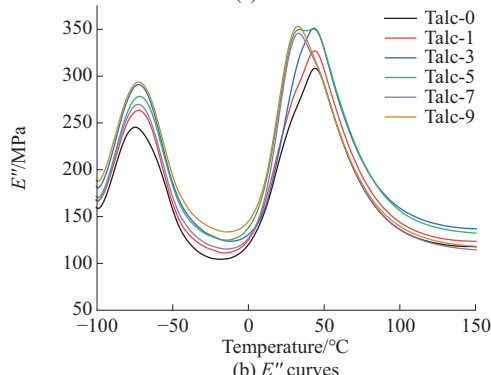
Fig. 4 HDT of LGF/Talc/PA6 composites at different Talc contents

外,LGF与Talc形成多尺度协同增强结构,提高了载荷传递效率。当Talc质量分数超过7%时,HDT提升趋于缓和,表明其增强作用逐渐接近饱和。

为进一步阐明LGF/Talc/PA6复合材料在动态载荷下的热机械响应与结构稳定性,进行了DMA分析,结果如图5a所示。所有LGF/Talc/PA6复合材料在整个测试温区内均表现出两个典型的松弛特征。在-80~-50 °C为次级松弛峰,30~60 °C为主松弛峰,分别对应于PA6非晶区局部链段运动(β 松弛)和玻璃化转变相关的 α 松弛过程。LGF/PA6因其玻纤骨架具有较高的刚性而表现出高的初始储能模量(E')。添加Talc后, E' 在整个温度范围内持续升高,表明材料刚度与结构稳定性得到增强。另外,Talc填充的复合材料在高温下仍保持较高 E' 值,表明其耐热性能提升,与HDT结果一致。另外,Talc填充复合材料的耗能模量(E'')峰值明显高于未添加Talc的样品,且峰形由尖锐逐渐转为宽钝,反映出玻璃化转变过程中存在更为复杂的松弛行为(图5b)。这说明Talc的引入不仅增强了体系的耗能水平,而且使基体链段的松弛过程呈现出更为分散的特征。其原因是Talc片层对PA6链段运动的局部约束作用以及界面摩擦效应的叠加^[16]。



(a) E' curves



(b) E'' curves

图5 LGF/Talc/PA6复合材料的储能模量和耗能模量

Fig. 5 Storage modulus and loss modulus of LGF/Talc/PA6 composites

图6为不同Talc含量的LGF/Talc/PA6复合材料的 $\tan\delta$ 随温度变化曲线。Talc的引入在基体中形成了大量界面连接,使不同位置的链段受到不同程度的约束,从而导致玻璃化转变过程在更宽的温度范围内发生。与此同时, $\tan\delta$ 峰向低温方向的轻微偏移表明部分位于Talc界面附近的链段可能具有更高的运动自由度,从而提前参与松弛过程。

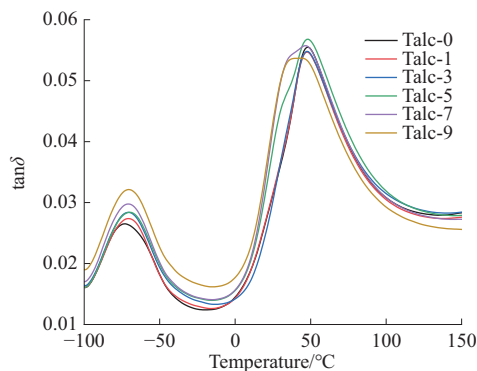


图6 LGF/Talc/PA6复合材料 $\tan\delta$ 曲线

Fig. 6 $\tan\delta$ curves of LGF/Talc/PA6 composites

基于DMA数据构建的Cole-Cole图如图7所示。所有样品偏离理想半圆,表明体系中存在多重松弛过程及松弛时间分布的不均一性。随着Talc含量的增加,曲线逐渐展宽并向高 E' 方向移动,说明体系刚性提高的同时,分子链松弛时间分布进一步拓宽。Talc的引入增强了不同区域链段运动能力的差异,使自由链段与界面受限区域并存,表现出一定的松弛异质性。该非均一的松弛行为可能不利于冲击载荷下应力的均匀传递与耗散,并为材料韧性变化提供了动态力学依据。随后,将通过断面形貌分析进一步验证上述推断。

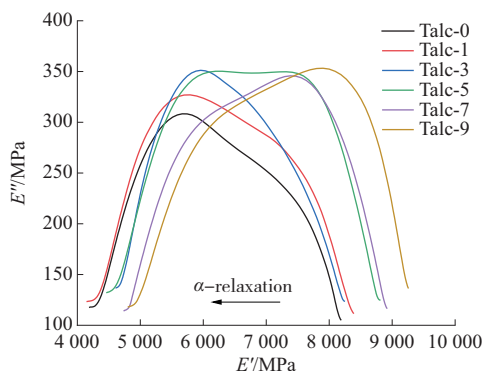


图7 LGF/Talc/PA6复合材料的Cole-Cole图(基于DMA数据)

Fig. 7 Cole-Cole plots of LGF/Talc/PA6 composites based on DMA data

2.3 LGF/Talc/PA6的断面微观形貌

复合材料冲击断面的微观结构如图8所示。低

Talc含量下断面的树脂基体呈现出光滑平整的形貌,整体符合脆性断裂的特征。而且,LGF拔出长度较短,LGF表面残留少量树脂,表明复合材料在冲击载荷下发生界面脱黏,通过纤维的拔出、断裂消耗大量的冲击能,表现出优异的抗冲性能。当Talc质量分数超过3%,断面漏出较多的Talc片层,且断面变得粗糙,说明Talc的引入改变了复合材料基体的应力传递与裂纹扩展方式。一方面,刚性Talc片层对聚合物链段运动产生一定限制,提高了材料的整体刚性;另一方面,Talc片层在冲击过程中容易成为局部应力集中点,诱导裂纹在片层界面处萌生并扩展,同时削弱基体对玻纤的有效包覆,使界面结合稳定性下降。

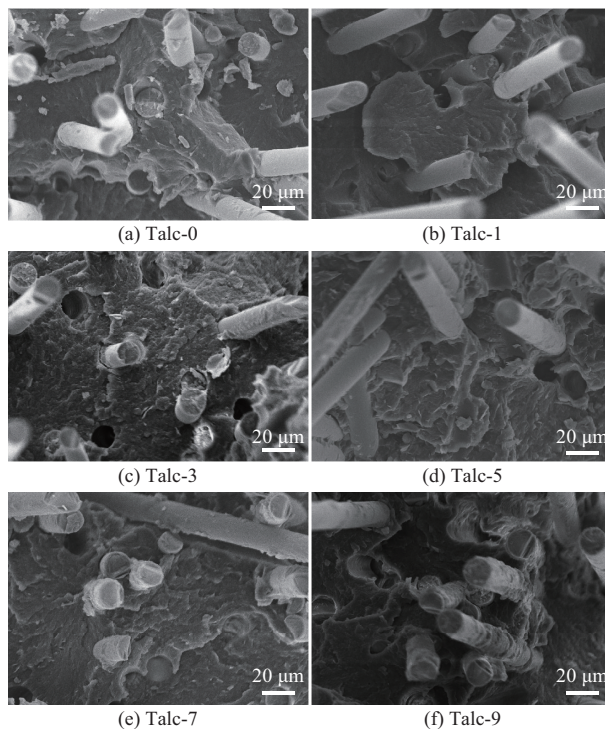


图8 LGF/Talc/PA6复合材料冲击断面的微观形貌

Fig. 8 Microscopic morphology of the impact fracture surface of LGF/Talc/PA6 composites

另外,伴随着Talc含量增加,冲击强度的下降,玻纤表面黏附的树脂层明显增多,尤其是高Talc含量下,树脂基体平整度差,纤维附着更多的基体被拔出。然而,在LGF/Talc/PA6中,玻纤-树脂界面保留完好却未能获得更高的冲击强度,说明Talc的引入,使得复合材料的失效机制受到影响。随着Talc含量增加,体系中裂纹更易沿填料-基体界面扩展,导致材料能量耗散方式由纤维拔出主导逐渐转变为Talc的界面开裂与基体脆性断裂主导,从而使

复合材料的冲击韧性逐渐降低。

为进一步阐明 Talc 对 LGF/PA6 失效机理的影响,对复合材料失效后树脂的微观结构进行表征,如图 9 所示。图 9a 中,Talc-3 在冲击载荷下纤维-树脂脱黏,GF 被拔出形成粗糙孔洞,并伴随着裂纹的延伸,断面漏出 Talc 片层。增加 Talc 含量后,纤维更容易被应力拔出且基体破碎,呈现出一定的剪切变形特征,但未形成典型连续剪切带结构,这说明高 Talc 含量下复合材料的失效从玻纤-树脂界面向基体转变(图 9b)。大量 Talc 分布在 PA6 中破坏了基体的连续性,并形成了应力集中点。当材料受到外力作用时,应力通过基体向纤维传递,由于基体内部因 Talc 的引入形成了大量的连接空隙和弱界面导致包裹着玻纤的 PA6 与外部基体间剪切断裂,从而展示出近界面基体失效机制(图 9c)。冲击强度显著降低则是因为引入 Talc 后导致基体缺陷增多,来不及应力松弛,裂纹优先沿着 Talc 周围的弱基体区快速贯穿,绕开了玻纤-树脂的界面脱黏过程,使得长玻纤体系中最核心的耗能机制失效,导致性能快速下跌。

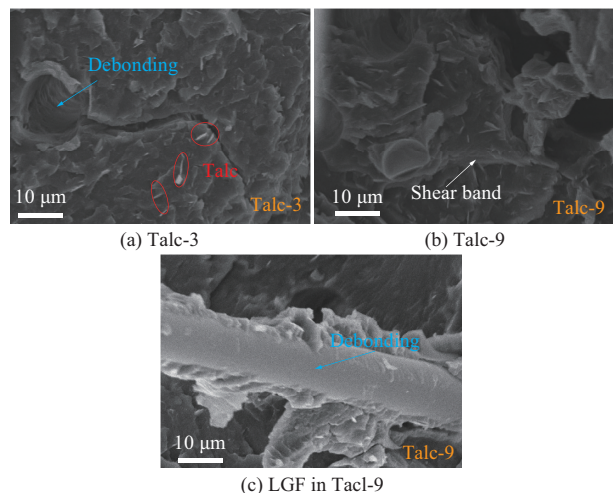


图9 冲断后树脂基体和纤维的表面形貌

Fig. 9 Surface morphology of the resin matrix and fibers after impact fracture

2.4 LGF/Talc/PA6 的结晶行为

复合材料的 DSC 降温曲线如图 10a 所示。Talc 质量分数小于 9% 时,随着 Talc 含量的增加,LGF-PA6 的结晶温度逐渐上升,表明适量的 Talc 能够促进 PA6 在更高温度下结晶。这主要归因 Talc 提供的异相成核位点,可降低聚合物结晶成核能垒,从而使结晶过程提前发生。而 Talc 质量分数达到 9% 时,Talc 促进高温结晶作用达到饱和,由于体积阻

效应结晶温度略微降低。图 10b 为复合材料的 DSC 升温曲线。Talc-0 的熔融峰表现出轻微的双峰特征,表明材料内部可能存在不同厚度晶片或晶体结构分布不均的情况。随着 Talc 的加入,熔融峰逐渐趋于单一且峰形更加尖锐,表明其异相成核作用提高了晶体结构的均一性。复合材料的结晶度随 Talc 含量增加呈先升高后降低趋势,在 3% 时达到最大值,说明适量 Talc 有利于提高成核密度;而过量填料则限制链段运动,抑制晶体生长。相比之下,熔融温度随 Talc 含量先升高后略有降低,其变化主要与晶体完善程度相关,表明中等含量 Talc 有助于形成更完善的晶体结构^[17]。另外,结晶度与熔融温度的变化趋势并不完全一致,表明 Talc 对 PA6 结晶行为的影响同时涉及成核数量和晶体完整度两个层面的调控机制。

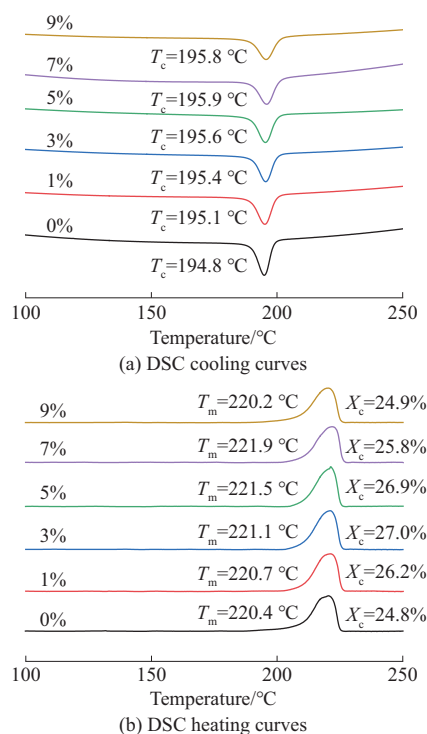


图10 LGF/Talc/PA6 复合材料的 DSC 曲线

Fig. 10 DSC curves of LGF/Talc/PA6 composites

随后,采用原位 XRD 对样品升温过程中的晶体结构变化进行了分析,进一步揭示 Talc 对 LGF-PA6 复合材料结晶行为的影响。图 11a 展示了 Talc-0 在升温过程中的衍射谱图。室温下在 $2\theta = 20 \sim 23^\circ$ 呈现出一个较宽且不对称的衍射峰,并伴随明显肩峰,表明该区域由多个晶面衍射峰叠加形成,体系中 α 与 γ 晶型共存。而后随着温度升高,体系中不完善的 α 晶相率先消失。当温度升至约 180°C 时,发生

Brill转变, α 晶衍射峰逐渐增强^[18]。与 Talc-0 相比, 室温下 Talc-5 复合材料在 $2\theta \approx 20^\circ$ 和 23° 对应 α 晶型的 (200) 和 (002) 晶面的衍射峰较弱, 说明滑石粉的引入促进了样品中 γ 晶 (200/020) 的形成 (图 11b)。随着温度升高, α 晶衍射峰逐渐消失, 直到 170°C 发生 Brill 转变再次形成 α 晶。

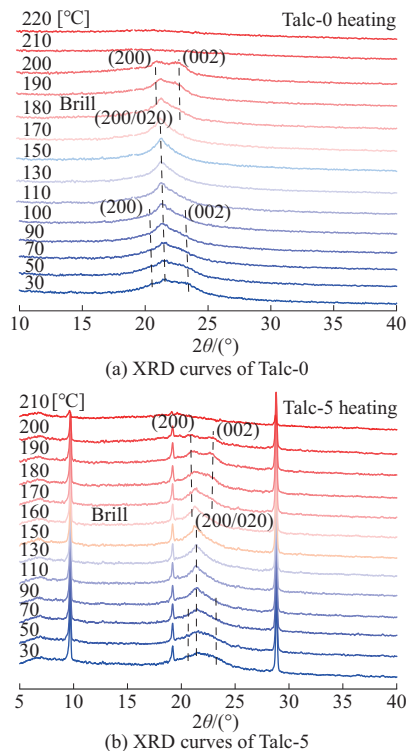


图 11 Talc-0 和 Talc-5 样品的原位 XRD 曲线

Fig. 11 In-situ XRD curves of Talc-0 and Talc-5 samples

相比 LGF-PA6 体系, 含 Talc 样品在注塑后形成更高比例的 γ 晶结构, 同时降低了 Brill 转变温度。在 PA6 中 α 晶具有反向平行链结构, 氢键网络更完整, 因此具有更高的模量和强度, 而 γ 晶结构由于链排列较为松散, 更容易发生分子链滑移^[19]。需要指出的是, γ 晶比例的增加通常有利于材料发生塑性变形, 但在本研究的 LGF/Talc/PA6 复合体系中, 冲击性能的变化主要受基体连续相强度及纤维-基体界面应力传递效率的共同影响。因此, 尽管 Talc 诱导的 γ 晶比例增加可能对局部变形行为产生一定影响, 但其并非冲击韧性下降的主导因素。

3 结论

(1) 适量的 Talc (质量分数 $\leq 5\%$) 可提升 LGF/PA6 的拉伸强度、弯曲强度及模量, 并有效提高体系的热变形温度和储能模量。

(2) 复合材料的冲击韧性对 Talc 含量高度敏感。当 Talc 质量分数超过 5% 时, 体系的耗能核心机制

由玻纤-树脂界面脱黏与纤维拔出转变为近界面基体剪切失效。大量 Talc 的引入破坏了树脂基体的连续性并引发松弛异质性, 导致动态载荷下的裂纹优先沿 Talc 周围的弱相基体快速贯穿, 从而使材料向脆性主导失效演化。

(3) Talc 的异相成核效应改变了 PA6 的结晶路径。注塑时, Talc 倾向于诱导 PA6 生成分子链排列较为松散的 γ 晶。相比于结构致密的 α 晶, γ 晶比例变化可能影响局部变形机制, 但冲击韧性的下降主要归因于 Talc 引入后基体及界面结构的改变。

参考文献

- [1] NING H B, LU N, HASSEN A A, et al. A review of Long fibre thermoplastic (LFT) composites[J]. International Materials Reviews, 2020, 65(3):164–188.
- [2] KIM S E, AHN J G, AHN S, et al. Development of PA6/GF long-fiber-reinforced thermoplastic composites using pultrusion and direct extrusion manufacturing processes[J]. Applied Sciences, 2022, 12(10). DOI:10.3390/app12104838.
- [3] 刘琳, 黄诚珑. 长玻纤增强聚丙烯复合材料的制备及力学性能[J]. 工程塑料应用, 2021, 49(3):42–46.
LIU Lin, HUANG Chenglong. Preparation and mechanical properties of long glass fiber reinforced polypropylene composite[J]. Engineering Plastics Application, 2021, 49(3):42–46.
- [4] 张中伟, 何书珩. 长玻纤增强 PP 材料界面行为对其力学性能的影响[J]. 工程塑料应用, 2022, 50(8):114–118.
ZHANG Zhongwei, HE Shuheng. Effect of interfacial behavior on properties of long glass fiber reinforced PP[J]. Engineering Plastics Application, 2022, 50(8):114–118.
- [5] LAO X, CAO Y, LIU Y, et al. Improving the mechanical properties and thermal stability of polyamide 6 with a multi-functional modifier[J]. Polymer Testing, 2019, 75:144–152.
- [6] LUO G J, LI W Z, LIANG W B, et al. Coupling effects of glass fiber treatment and matrix modification on the interfacial microstructures and the enhanced mechanical properties of glass fiber/polypropylene composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 111:190–199.
- [7] 仇永宏. 长玻纤增强聚丙烯复合材料结构与性能[J]. 石化技术, 2022, 29(6):1–3.
QIU Yonghong. Structure and properties of long glass fiber reinforced polypropylene composites[J]. Petrochemical Industry Technology, 2022, 29(6):1–3.
- [8] PERIASAMY K, KANDARE E, DAS R, et al. Interfacial engineering methods in thermoplastic composites: An overview[J]. Polymers, 2023, 15(2). DOI:10.3390/polym15020415.
- [9] 王刚, 金智康, 宋俊杰, 等. 复合涂层对玻璃纤维增强尼龙 6 复合材料界面性能的影响[J]. 复合材料学报, 2023, 40(12):6 668–6 680.
WANG Gang, JIN Zhikang, SONG Junjie, et al. Effect of compos-

- ite coating on interfacial properties of glass fiber reinforced polyamide 6 composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(12):6 668–6 680.
- [10] 陈华义,李联峰,郭子健,等.改性尼龙的结晶行为调控研究进展[J]. *工程塑料应用*, 2026, 54(1):219–224.
CHEN Huayi, LI Lianfeng, GUO Zijian, et al. Progress in regulation researchon crystallization behavior of modified nylon[J]. *Engineering Plastics Application*, 2026, 54(1):219–224.
- [11] 杨振.滑石粉填充增强尼龙复合材料的结构与性能研究[D].湘潭:湘潭大学, 2012.
YANG Zhen. Study on structure and properties of nylon composite reinforced by talc filling[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2012.
- [12] 张雨森,帖锐,李紫鸣,等.超支化聚己内酯对聚乳酸/滑石粉共混体系的增韧改性研究[J]. *中国塑料*, 2025, 39(8):26–33.
ZHANG Yusen, TIE Rui, LI Ziming, et al. Study of toughening modification of poly(lactic acid)/talc blends with hyperbranched polycaprolactone[J]. *China Plastics*, 2025, 39(8):26–33.
- [13] 陈俊,胡建华,张译方,等.滑石粉-玻纤协同增强尼龙复合材料[J]. *广东化工*, 2018, 45(9):33–35.
CHEN Jun, HU Jianhua, ZHANG Yifang, et al. Synergistic reinforcing effects of PA6 composites filled with talc and glass fiber [J]. *Guangdong Chemical Industry*, 2018, 45(9):33–35.
- [14] MORELLI C L, POUZADA A S, SOUSA J A. Influence of hybridization of glass fiber and talc on the mechanical performance of polypropylene composites[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2009, 114(6):3 592–3 601.
- [15] HONG Y Y, CHEN L J, SONG G L, et al. Effect of *in situ* reaction on thermal and mechanical properties of polylactide/talc composites[J]. *Polymer Composites*, 2018, 39(S3):E1618–E1625.
- [16] 孙莉,杨晋涛,施艳琴,等. PA6/CNT复合材料的动态机械性能和增强机理分析[J]. *塑料工业*, 2007, 35(增刊1):247–249.
SUN Li, YANG Jintao, SHI Yanqin, et al. Dynamic mechanical properties and analysis of toughening mechanism of PA6/CNTs nano-meter composite[J]. *China Plastics Industry*, 2007, 35(Suppl 1):247–249.
- [17] 丁剑峰,王伟,刘耀,等.无机成核剂改性聚酰胺6/碳纤维复合材料的结构与性能[J]. *中国塑料*, 2020, 34(12):8–16.
DING Jianfeng, WANG Wei, LIU Yao, et al. Structure and properties of polyamide 6/carbon fiber composites modified with inorganic nucleating agents[J]. *China Plastics*, 2020, 34(12):8–16.
- [18] PEPIN J, MIRI V, LEFEBVRE J M. New insights into the brill transition in polyamide 11 and polyamide 6[J]. *Macromolecules*, 2016, 49(2):564–573.
- [19] WANG L L, DONG X, HUANG M M, et al. Self-associated polyamide alloys with tailored polymorphism transition and lamellar thickening for advanced mechanical application[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2017, 9(22):19 238–19 247.