

耐350°C聚酰亚胺复合材料热模压成型工艺研究

张鹏¹, 祁曼¹, 杨四辉^{2*}, 罗潇², 马彦¹

¹湖南博翔新材料有限公司树脂基复材研究部, 湖南 长沙

²中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲

收稿日期: 2026年5月16日; 录用日期: 2026年6月16日; 发布日期: 2026年6月26日

摘要

通过对降冰片烯基封端(PMR)聚酰亚胺树脂进行TG与DSC测试与分析, 并研究了加压点温度、压力和保压时间对T800/PMR-350复合材料力学性能的影响, 确定了最优热模压成型工艺。结果表明: PMR-350树脂分为去溶剂、亚胺化、压力成型以及后固化四个工艺阶段, 且在320~340°C时粘度最低, 达145.8 Pa·s, 表现出良好的热模压成型工艺性。通过对比分析加压点温度、压力和保温时间对复合材料孔隙率和力学性能的影响, 选择330°C、90 min和6 MPa的热模压成型工艺较为合理, 复合材料的孔隙率仅为0.96%, 室温拉伸强度为868.2 MPa, 压缩强度为465.7 MPa, 层间剪切强度为88.6 MPa, 面内剪切强度为111.5 MPa, 350°C下高温拉伸强度保持率大于100%, 压缩、层剪和面内剪切强度保持率均大于50%, 表现出良好的常/高温力学性能。350°C热氧老化300 h后, 复合材料的热失重率仅为4.4%, 室温拉伸强度保持率为76.8%、压缩强度保持率为51.5%、层间剪切强度保持率为66.9%、面内剪切强度保持率为71%, 且复合材料及界面结合良好, 表现出优异的抗350°C高温热氧老化性能。

关键词

聚酰亚胺复合材料, 热模压成型工艺, 性能

Investigation of Hot Compression Molding Process for Polyimide Composites with 350°C Resistance

Peng Zhang¹, Man Qi¹, Sihui Yang^{2*}, Xiao Luo², Yan Ma¹

¹Department of Resin Matrix Composites Research, Hunan Boom New Materials Co., Changsha Hunan

²AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou Hunan

*通讯作者。

文章引用: 张鹏, 祁曼, 杨四辉, 罗潇, 马彦. 耐 350°C 聚酰亚胺复合材料热模压成型工艺研究[J]. 材料科学, 2026, 16(6): 143-151. DOI: 10.12677/ms.2026.166146

Abstract

Thermogravimetric analysis (TGA) and differential scanning calorimetry (DSC) tests were conducted on the norbornene-terminated (PMR) polyimide resin. The effects of pressing temperature, pressure, and holding time on the mechanical properties of T800/PMR-350 composites were investigated, and the optimal hot-molding process parameters were determined. The results show that the PMR-350 resin processing involves four distinct stages: solvent removal, imidization, pressure molding, and post-curing. The resin exhibits its lowest viscosity in the range of 320~340°C, reaching 145.8 Pa·s, demonstrating excellent processability for hot compression molding. Through a comparative analysis of the effects of pressure application temperature, pressure, and holding time on the void content and mechanical properties of the composites, a hot compression molding process at 330°C, 90 min, and 6 MPa was selected as optimal. The resulting composites exhibited a void content of only 0.96%, a room-temperature tensile strength of 868.2 MPa, a compressive strength of 465.7 MPa, an inter-laminar shear strength (ILSS) of 88.6 MPa, and an in-plane shear strength of 111.5 MPa. At 350°C, the retention rate of tensile strength exceeded 100%, while the retention rates of compressive strength, ILSS, and in-plane shear strength were all above 50%, indicating good mechanical properties at both ambient and elevated temperatures. After thermo-oxidative aging at 350°C for 300 h, the composites showed a weight loss of only 4.4%, with retention rates of 76.8% for room-temperature tensile strength, 51.5% for compressive strength, 66.9% for ILSS, and 71% for in-plane shear strength. Furthermore, the composites still maintained good interfacial adhesion, demonstrating excellent resistance to thermo-oxidative aging at 350°C.

Keywords

Polyimide Matrix Composites, Hot Compression Molding Process, Performance

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

聚酰亚胺(PI)复合材料具有高比强度、比模量、耐高温以及耐腐蚀等特性,广泛应用于航空航天领域,尤其在航空发动机减重、提高推重比方面存在巨大潜力[1][2]。国外PMR-15型聚酰亚胺复合材料在GENX等型号发动机已批量应用,如外涵道、喷口叶片等[3][4]。国内针对航空发动机的应用需求,已研发出耐温超380°C的聚酰亚胺复合材料及外涵机匣成型工艺,并逐步向包容机匣、涡扇机匣方向发展[5]-[7]。但航空发动机对材料性能和工艺稳定性的要求极为苛刻,因此对发动机用聚酰亚胺复合材料的成型工艺研究具有重要意义和工程应用价值。

轻量化是高推重比发动机发展的必然趋势,所以通常采用大量复杂曲面和高结构效率的整体结构[8][9]。热模压工艺作为树脂基复合材料常用成型工艺,适合于复杂结构、近净成型,其温度、压力、时间和加压时间直接决定构件的致密性、界面结合和常高温力学稳定性[10]-[13]。本文研究了PMR型耐温350°C聚酰亚胺树脂的物化特性,采用热模压成型工艺,详细探究了热模压工艺参数对聚酰亚胺复合材料性能的影响规律,并考察了聚酰亚胺复合材料的高温力学性能和耐热氧化性能,为聚酰亚胺复合材料的应用提供依据。

2. 实验材料及方法

2.1. 原材料

碳纤维斜纹织物(TG800H-6K)购自山西钢科碳材料有限公司生产, 面密度为 $300 \pm 5 \text{ g/m}^2$, 拉伸强度 $\geq 5800 \text{ MPa}$, 拉伸模量 $290 \pm 10 \text{ GPa}$; PMR 型聚酰亚胺树脂购自中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 牌号为 PMR-350, 溶液固含量 $45 \pm 2 \text{ \%wt}$, 分子量为 2000; 水性聚酰亚胺上浆剂溶液固含量 8%。

2.2. 碳纤维织物表面改性及预浸料制备

将 T800 斜纹织物使用前采用丙酮浸泡 72 h、晾干后 450°C 、氮气气氛热处理 2 h, 以去除表面不耐温的环氧组分。碳纤维织物表面改性采用去离子水将水性聚酰亚胺上浆剂稀释至 2% 得到上浆剂溶液, 将去除原环氧上浆剂的 T800 斜纹织物置于上浆剂溶液中超声浸泡处理 30 s 后烘干(120°C 、8 h)和热处理(350°C 、2 h, 氮气气氛), 以完成碳纤维织物表面改性, 获得耐高温的界面组分。PI/T800 预浸料采用手工湿法制备, 预浸料树脂含量为 $45 \pm 5\%$, 单层厚度约为 0.25 mm。

2.3. 复合材料制备

T800/PMR-350 复合材料采用热模压成型工艺: 将预浸料分别按 $260 \times 260 \text{ mm}$ 、8 层和 $110 \times 110 \text{ mm}$ 、40 层的备料后, 在模具中按同一方向铺层以制备 2 mm 和 10 mm 的平板样件, 前处理、亚胺化、固化成型和后固化阶段均在平板硫化机(型号为 HY-P200)上进行, 其中前处理阶段工艺条件为 120°C 、1 h 和 150°C 、1 h, 亚胺化阶段工艺条件为 250°C 、2 h, 固化成型阶段和后固化阶段的工艺制度根据树脂物化特性和工艺研究结果确定。获得的 T800/PMR-350 复合材料平板示意图如图 1 所示。



Figure 1. Photograph of a polyimide composite panel
图 1. 聚酰亚胺复合材料平板照片

2.4. 测试与表征

采用 DSC-TGA 联用的同步热分析仪(型号为 SDT-Q600)表征树脂的固化反应过程热失重情况, 升温速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$, 温度范围 RT- 500°C , 氮气气氛, 测试样品为去除溶剂后的树脂低聚物粉末; 采用流变仪(型号 AR2000)测定树脂流变性能并获得出现最低粘度时的温度, 升温速率为 $4^\circ\text{C}/\text{min}$, 测试样品为树脂低聚物粉末压制成的直径 2.5 cm、厚度 1.5 mm 的圆片。

复合材料孔隙率按照 GB/T 3365-2008 标准测试。采用万能试验机测试 PI/T800 复合材料的力学性能, 拉伸强度按 GB/T 1447-2005 标准测试, 压缩强度按照 GB/T 1448-2005 标准测试, 层间剪切强度按照 ASTM D2344 测试, 面内剪切强度按照 ASTM C1292 测试。采用恒温老化箱对 PMR/T800 复合材料在 350°C 下进行 50~300 h 的老化, 并测试其热氧老化失重率和室温力学性能保持率。

3. 结果与讨论

3.1. PMR-350 树脂 DSC 与 TG 分析

T800/PMR-350 复合材料热模压工艺制度需与树脂的物化特性相匹配,因此通过 DSC-TGA 和流变分析手段,为确定合适的加压温度点、保温时间和固化温度等工艺参数提供依据。由图 2 PMR-350 树脂低聚物粉末的 TGA 曲线分析可知,树脂在 120~280℃质量损失较大,说明该温度区间为树脂的亚胺化反应阶段,树脂发生缩聚反应产生大量的小分子,280℃后失重变缓,说明树脂已达完全亚胺化状态,430℃左右时树脂失重并发生吸热反应,说明发生解聚和氧化,因此后固化温度不宜超过此温度。由图 3 的 PMR-350 树脂低聚物粉末的 DSC 曲线分析可知,树脂的放热峰起始温度为 364℃,此时降冰片烯封端基团发生交联反应。因此,选 400℃作为后固化工艺的最高温度,同时为控制后固化反应的均匀性和反应程度,设置后固化工艺为 360℃保温 2h、380℃保温 4h 和 400℃保温 4h,保证充分的交联固化以提升耐温性,同时避免过长时间的高温导致的复合材料表面氧化解聚。

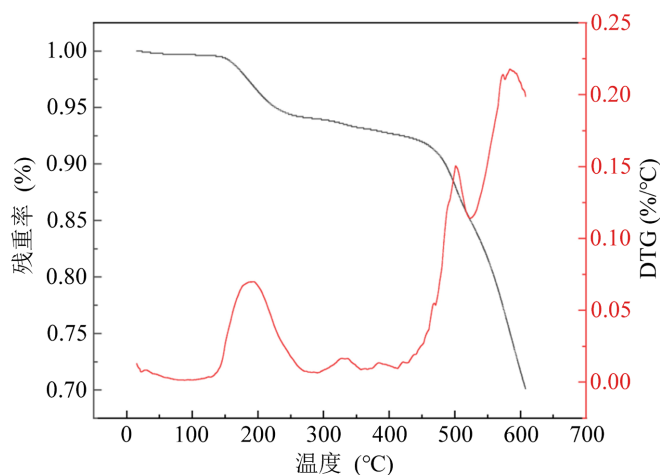


Figure 2. TG curve of PMR-350 resin powder

图 2. PMR-350 树脂粉末的热失重曲线

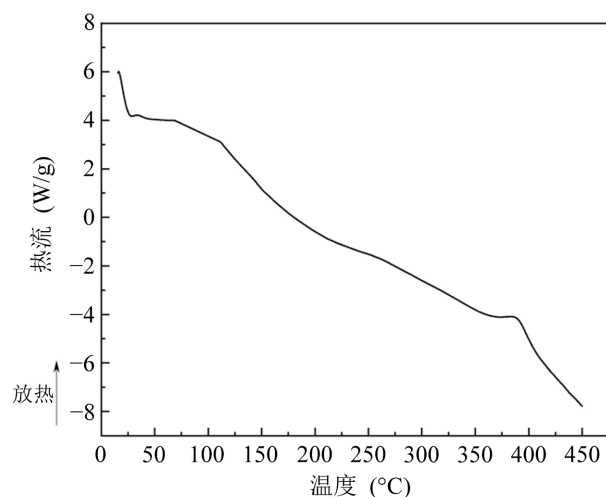


Figure 3. DSC curve of PMR-350 resin powder

图 3. PMR-350 树脂粉末的 DSC 曲线

3.2. PMR-350 树脂流变特性

树脂的粘度决定了热模压工艺的加压点，加压过早树脂不具备充分的流动性，且不利用挥发分的排除，加压过晚树脂固化程度过高流动性降低，无法有效填充缝隙。PMR-350 树脂的流变特性见图 4，可以看出树脂在 260℃ 以前无流动性，260℃ 以上树脂粘度随温度的提高不断降低，在 320~340℃ 温度区间的粘度最低，但此温度由于升温速率的不同会有所区别。温度在超 340℃ 以上时粘度逐渐降低，此时树脂发生固化交联反应，即逆狄尔斯 - 阿尔德反应生成热固性聚酰亚胺。因此，PMR-350 树脂特性显示出良好的熔体流动性和工艺窗口，适用于热模压成型工艺。

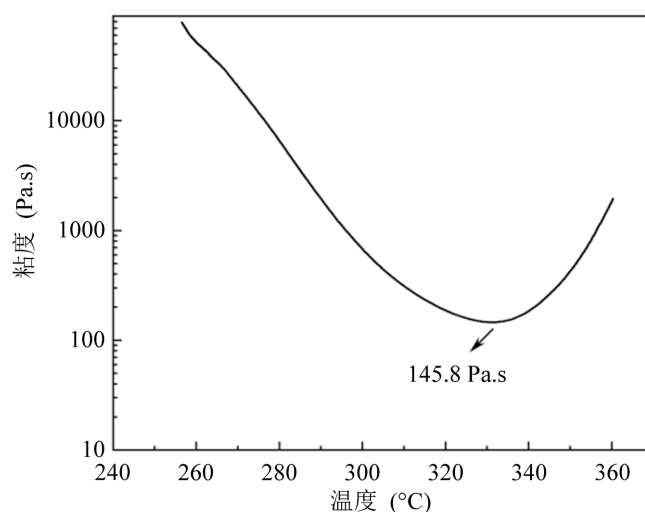


Figure 4. Rheological test curves of the PMR-350 resin
图 4. PMR-350 树脂流变测试曲线

3.3. 热模压成型工艺对复合材料性能的影响

聚酰亚胺树脂基复合材料热模压成型工艺过程大体可分为三个阶段，一是前处理工艺，二是固化成型工艺，三是后固化工艺。前处理工艺阶段主要是酰胺化和亚胺化阶段，释放出水和醇类小分子后呈固态，树脂无流动性。后固化工艺主要是通过提高温度，保证树脂的充分交联固化以提高耐高温性。固化成型工艺阶段的树脂粘度最小，是控制复合材料质量与性能的关键阶段，此阶段的关键工艺参数为加压温度点、保温时间和压力。依据树脂特性，其粘度最低点为 330℃ 附近，在此温度附近的树脂流动性最佳，对纤维的填充效果最好，同时考虑到升温速率对粘度 - 温度曲线的影响，设计工艺参数正交试验，得到加压点温度、压力和保温时间对 T800/PMR-350 复合材料的孔隙率及力学性能的影响如表 1 所示。

从表 1 中可以看出，随着加压点温度的提高，孔隙率呈先降低后升高的趋势，说明加压点过早，树脂熔体粘度未达到最低点，流动性不足导致孔隙未能填充充分；加压点过晚，树脂已逐步开始交联固化，粘度上升较快，树脂未能及时受压致密化，气体逸出受阻导致孔隙率的增加，因此选择 330℃ 为加压温度点最佳。同时，通过表中数据可以看出 330℃ 前加压压力对树脂孔隙率的影响明显，孔隙率随压力的增大而减小，说明树脂熔体需要较大的压力使其具备足够的填充能力，但当加压温度达 340℃ 时，加压压力对孔隙率的影响较小，进一步说明加压温度过高，树脂部分交联固化后的粘度急剧升高，使孔隙难以消除。同时当加压压力过大时，复合材料虽然孔隙率降低但复合材料力学性能反而下降，原因为加压压力过大导致树脂基体溢出，内部纤维的有序排列被树脂冲乱甚至边缘部分的纤维被冲出，因此导致复合材料整

体力学性能严重降低。从保温时间对复合材料性能的影响数据可知, 足够的保温时间可一定程度降低孔隙率, 但过长的保温时间对孔隙率和力学性能的影响较小, 因此在合适的加压温度和压力前提下, 选择足够的保温时间即可。从表中的数据对比可以看出, 方案 5 制得的复合材料孔隙率较低、力学性能最优, 即 330℃ 加压 6 MPa, 保温 90 min 的固化成型工艺制度最佳, 获得的 T800/PMR-350 树脂基复合材料的孔隙率为 0.96%, 拉伸强度为 868.2 MPa, 压缩强度为 465.7 MPa, 层间剪切强度为 88.6 MPa, 面内剪切强度为 111.5 MPa, 具有良好的界面结合和结构强度。工艺方案 5 得到的复合材料微观结构见图 5(a), 可见纤维分布均匀, 纤维内部填充充分, 仅有少量孔隙。工艺方案 2 得到的复合材料微观结构见图 5(b), 可见长条形沟槽和部分孔洞, 进一步证明其加压过早树脂流动性不足导致未能克服毛细管力对纤维缝隙充分填充, 获得的复合材料力学性能偏低。工艺方案 7 得到的复合材料微观结构见图 5(c), 可见部分尺寸较大且封闭的孔洞, 同时存在大量微孔, 与孔隙率偏高结果相互印证, 同样说明加压过晚导致的树脂固化失去流动性, 孔隙闭锁而形成缺陷, 影响材料性能。

Table 1. Void content and mechanical properties of polyimide composites fabricated by different hot compression molding processes

表 1. 不同热模压成型工艺的聚酰亚胺复合材料的孔隙率及力学性能

| 工艺方案 | 加压点温度/℃ | 压力/MPa | 保温时间/min | 孔隙率/% | 拉伸强度/MPa | 压缩强度/MPa | 层间剪切强度/MPa | 面内剪切强度/MPa |
|------|---------|--------|----------|-------|----------|----------|------------|------------|
| 方案 1 | 320 | 3 | 60 | 2.42 | 439.4 | 330.5 | 39.4 | 65.4 |
| 方案 2 | 320 | 6 | 90 | 2.18 | 514.5 | 364.4 | 42.1 | 72.5 |
| 方案 3 | 320 | 9 | 120 | 1.96 | 623.3 | 388.4 | 45.2 | 78.7 |
| 方案 4 | 330 | 3 | 60 | 1.86 | 766.4 | 423.8 | 72.5 | 102.9 |
| 方案 5 | 330 | 6 | 90 | 0.96 | 868.2 | 465.7 | 88.6 | 111.5 |
| 方案 6 | 330 | 9 | 120 | 0.35 | 780.8 | 365.5 | 65.8 | 89.4 |
| 方案 7 | 340 | 3 | 90 | 3.18 | 550.4 | 322.4 | 58.9 | 86.6 |
| 方案 8 | 340 | 6 | 120 | 2.89 | 547.6 | 325.6 | 62.4 | 88.4 |
| 方案 9 | 340 | 9 | 60 | 2.91 | 520.2 | 312.7 | 60.8 | 82.1 |

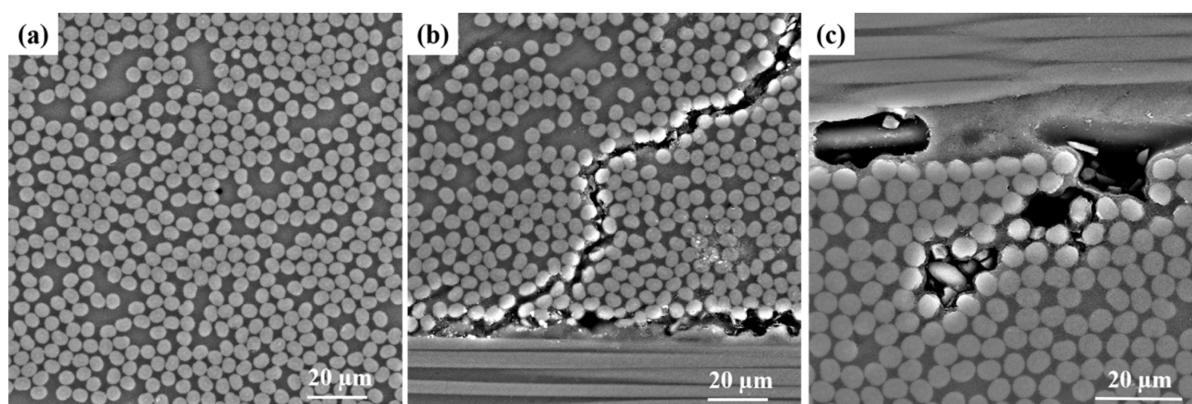


Figure 5. Microstructure of T800/PMR-350 composites fabricated by different hot molding processes: (a) Process 5; (b) Process 2; (c) Process 7

图 5. 不同热模压成型工艺方案的 T800/PMR-350 复合材料微观结构: (a) 方案 5; (b) 方案 2; (c) 方案 7

3.4. 复合材料高温力学性能与耐热氧化性能

复合材料的高温力学性能是验证其工作温度下是否正常服役的关键指标,为此分别在 200℃、350℃ 高温下对 T800/PMR-350 复合材料进行力学性能测试。从图 6 中 T800/PMR-350 复合材料在 200℃ 和 350℃ 下的高温力学性能数据可知,复合材料在 200℃ 和 350℃ 下的拉伸强度反而有所上升,由此可见,复合材料拉伸性能主要由纤维控制,温度对其影响较小。200℃ 下的压缩、层间剪切和面内剪切强度保持率均>90%,表明 T800/PMR-350 复合材料在此温度下仍具有良好的机械性能。350℃ 下的压缩、层间剪切和面内剪切强度保持率均>60%,其中压缩性能和层剪性能下降明显,原因为 350℃ 接近树脂的玻璃化转变温度而强度有所下降。

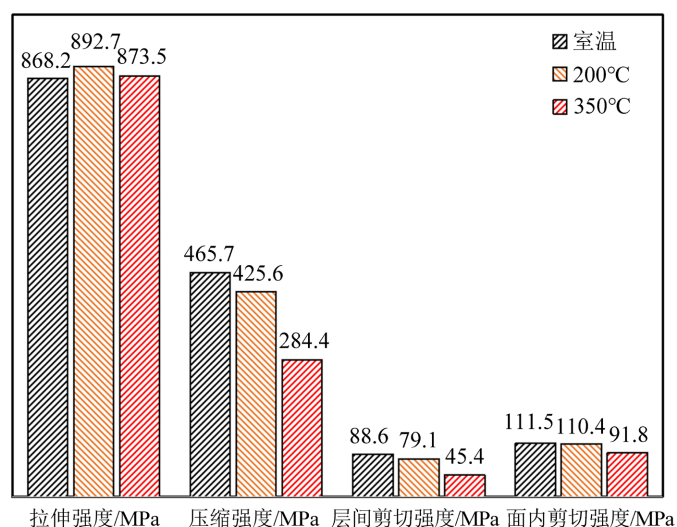


Figure 6. Mechanical properties of T800/PMR-350 composites at room and elevated temperatures
图 6. T800/PMR-350 复合材料常/高温力学性能

Table 2. Weight loss and mechanical properties evolution of composites under thermo-oxidative aging
表 2. T800/PMR-350 复合材料热氧老化失重率及力学性能变化

| 老化处理条件 | 失重率/% | 拉伸强度/MPa | 拉伸模量/GPa | 压缩强度/MPa | 层间剪切强度/MPa | 面内剪切强度/MPa |
|-----------------------|-------|----------|----------|----------|------------|------------|
| 老化前 | / | 868.2 | 73.8 | 465.7 | 88.6 | 111.5 |
| 350℃热氧老化 50 h、 室温 | 0.6 | 832.5 | 75.4 | 416 | 82.2 | 107.4 |
| 350℃热氧老化 100 h、 室温 | 1.1 | 794.4 | 76.4 | 375 | 79.4 | 99.4 |
| 350℃热氧老化 150 h、 室温 | 1.7 | 761.5 | 71.5 | 334 | 80.5 | 91.2 |
| 350℃热氧老化 200 h、 室温 | 2.4 | 724.8 | 72.8 | 291 | 68.2 | 88.7 |
| 350℃热氧老化 250 h、 室温 | 3.6 | 694.8 | 73.1 | 224 | 60.4 | 80.6 |
| 350℃热氧老化 300 h、 室温 | 4.4 | 667.2 | 72.2 | 240 | 59.3 | 79.2 |

高温热氧稳定性是复合材料能否在工作温度下长时服役的关键,为此将 T800/PMR-350 复合材料在 350℃烘箱中进行热氧老化试验。由表 2 中的失重率及力学性能与热氧老化时长的关系可知,随热氧老化时长的增加,失重率逐渐增加,且力学性能呈下降趋势,300 h 后的复合材料的失重率仅 4.4%,室温拉伸强度保持率高达 76.8%,压缩强度保持率为 51.5%,层间剪切强度保持率为 66.9%,面内剪切强度保持率为 71%。力学性能下降的原因为树脂基体在长时间高温下氧化解聚,以及复合材料部分界面逐渐失效,使纤维失去有效支撑。综合来看,T800/PMR-350 复合材料失重率较低,整体力学性能保持率均超过 50%,表明 T800/PMR-350 复合材料具有优异的耐高温性能,有望实现在 350℃工况下长期使用。

图 7 为 T800/PMR-350 复合材料 350℃、300 h 热氧老化前后的微观形貌。与老化前的复合材料相比,老化后的复合材料表面部分树脂已发生氧化分解,碳纤维出现裸露,并且可见部分孔洞,但碳纤维与树脂基体仍结合紧密,其界面表现出良好的耐高温性能。

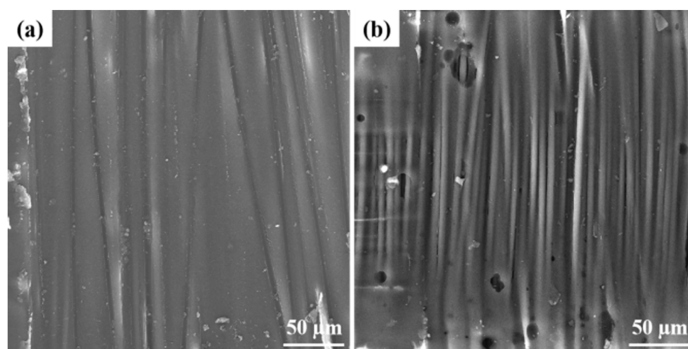


Figure 7. Microscopic morphology of T800/PMR-350 composites before and after thermo-oxidative aging at 350℃ for 300 h: (a) Before aging; (b) After aging

图 7. T800/PMR-350 复合材料 350℃、300 h 热氧老化前后的微观形貌: (a) 老化前; (b) 老化后

4. 结论

1) 通过对 PMR-350 树脂的 DSC 与 TG 分析可知,PMR-350 树脂分为去溶剂、亚胺化、压力成型以及后固化四个工艺阶段,且在 320~340℃时粘度最低,达 145.8 Pa·s,具有良好的熔体粘度和工艺窗口,适用于热模压工艺成型。

2) 加压点温度、压力和保温时间对复合材料孔隙率和力学性能具有明显影响,通过研究不同加压点温度、压力和保温时间对复合材料孔隙率和力学性能的影响规律,选择 330℃、90 min 和 6 MPa 为 T800/PMR-350 复合材料最优的热模压成型工艺。

3) T800/PMR-350 复合材料孔隙率仅为 0.96%,室温拉伸强度为 868.2 MPa,压缩强度为 465.7 MPa,层间剪切强度为 88.6 MPa,面内剪切强度为 111.5 MPa,350℃下高温拉伸强度保持率大于 100%,压缩、层剪和面内剪切强度保持率均大于 50%,表现出良好的常/高温力学性能。

4) 350℃热氧老化 300 h 后,复合材料的热失重率仅为 4.4%,室温拉伸强度保持率为 76.8%、压缩强度保持率为 51.5%、层间剪切强度保持率为 66.9%、面内剪切强度保持率为 71%,且复合材料仍具有良好的界面结合,表现出优异的抗 350℃高温热氧老化性能,有望在 350℃高温下长期使用。

参考文献

- [1] 倪洪江,邢宇,戴霄翔,等. 航空发动机用聚酰亚胺树脂基复合材料固化工艺及热稳定性能[J]. 材料工程, 2022, 50(7): 102-109.
- [2] 包建文,陈祥宝. 发动机用耐高温聚酰亚胺树脂基复合材料的研究进展[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 1-13.

-
- [3] 沈尔明, 李晓欣, 王刚, 等. 先进复合材料在国外航空发动机应用与发展[J]. 航空材料学报, 2026, 46(2): 1-12.
- [4] Gao, S.Q., Wang, X.C., Hu, A.J., Zhang, Y.L. and Yang, S.Y. (2000) Preparation and Properties of PMR-II Polyimide/Chopped Quartz Fibre Composites. *High Performance Polymers*, **12**, 405-417. <https://doi.org/10.1088/0954-0083/12/3/304>
- [5] 梁恒亮, 陈玉龙, 周洪飞. 耐温 350°C以上复合材料外涵机匣模拟件的研制[J]. 复合材料科学与工程, 2022(2): 112-118, 128.
- [6] Sinha, S.K. and Dorbala, S. (2009) Dynamic Loads in the Fan Containment Structure of a Turbofan Engine. *Journal of Aerospace Engineering*, **22**, 260-269. [https://doi.org/10.1061/\(asce\)0893-1321\(2009\)22:3\(260\)](https://doi.org/10.1061/(asce)0893-1321(2009)22:3(260))
- [7] 刘闯, 陈国栋, 黄福增. 航空发动机机匣包容性试验研究[J]. 航空发动机, 2020, 46(3): 71-76.
- [8] 黄维, 黄春峰, 王永明, 等. 先进航空发动机关键制造技术研究[J]. 国防制造技术, 2009(3): 42-48, 52.
- [9] 王良. 我国航空发动机制造技术的现状与挑战[J]. 航空制造技术, 2008(S1): 32-37.
- [10] 杜政才, 侯传礼, 魏喜龙, 等. 模压工艺在树脂基复合材料中的应用[J]. 纤维复合材料, 2024, 41(2): 90-95.
- [11] 方琳, BURYA A.I., 俞鸣明, 等. 模压工艺参数对聚酰亚胺树脂压缩强度的影响及其数学模型的建立[J]. 上海大学学报, 2018, 24(2): 272-277.
- [12] Picher-Martel, G., Levy, A. and Hubert, P. (2016) Compression Moulding of Carbon/PeeK Randomly-Oriented Strands Composites: A 2D Finite Element Model to Predict the Squeeze Flow Behaviour. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **81**, 69-77. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.11.006>
- [13] Walczyk, D.F. and Yoo, S. (2009) Design and Fabrication of a Laminated Thermoforming Tool with Enhanced Features. *Journal of Manufacturing Processes*, **11**, 8-18. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2009.04.003>