

引文格式: 荀国立, 李跃, 周长庚, 等. 基于材料特性研究的聚酰亚胺加筋壁板缺陷控制[J]. 航空制造技术, 2025, 68(16): 73-78.

XUN Guoli, LI Yue, ZHOU Changgeng, et al. Defect control of polyimide stiffened panels based on material properties research[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(16): 73-78.

# 基于材料特性研究的聚酰亚胺加筋壁板缺陷控制

荀国立, 李跃, 周长庚, 林正杰

(中国航空制造技术研究院复合材料技术中心, 北京 100130)

**[摘要]** 针对碳纤维增强聚酰亚胺树脂基复合材料 T 型加筋壁板典型结构在共胶接成型过程中因挥发分难以排除, 导致长桁端头局部蒙皮内部形成孔隙缺陷的问题, 开展了材料特性与缺陷控制研究。为在固化反应开始之前实现挥发分排除, 利用差示量热扫描 (DSC) 技术, 确定胶膜和预浸料的固化反应温度区间; 分析黏温曲线, 胶膜和预浸料在 290 °C 时均处于低黏度状态, 可以通过加压排除挥发分; 依据对热失重曲线 (TGA) 的分析, 得知胶膜和预浸料在 290 °C 时的挥发分释放率分别为 67.94% 和 88.96%, 表明该工艺制度对系统内挥发分具有排除效果。在此基础上, 基于对孔隙缺陷成因的分析, 提出了长桁端头倒角的缺陷控制方案。结果表明, 该方案可以有效减轻纤维屈曲并抑制孔隙缺陷。

**关键词:** 航空材料; 碳纤维复合材料; 聚酰亚胺; 加筋壁板; 共胶接

中图分类号: V25; TB3

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.16.073



荀国立

高级工程师, 研究方向为碳纤维复合材料成型工艺。

碳纤维增强树脂基复合材料 (CFRP) 凭借轻质、高比强及结构可设计等优势, 在航空业应用广泛<sup>[1-2]</sup>。将 CFRP 应用于飞行器机身、机翼等关键部位时, 能在维持结构强度与刚度

的同时大幅减重, 进而提升燃油效率、延长航程并改善操控性能, 在航天<sup>[3]</sup>、车船等<sup>[4-5]</sup>领域也极具潜力。然而, 后机身部分与航空发动机距离相近, 其工况温度常在 300 °C 以上, 远超现阶段广泛应用的环氧树脂、双马来酰亚胺树脂基复合材料的长期使用温度。这一现状对 CFRP 的耐温等级提出了更高要求。

聚酰亚胺树脂作为高性能热固性聚合物, 其热稳定性突出<sup>[6]</sup>, 可在高温下长期保持性能稳定, 很好地满足了后机身结构件的材料使用需求。同时聚酰亚胺树脂具有机械性能良好, 化学稳定性佳、介电性能优良、电绝缘性好等优点, 在先进复合材料领域得到广泛应用<sup>[7-8]</sup>。聚酰亚胺合成基于二元酐与二元胺的缩聚反应, 反应过程会产生小分子挥发分<sup>[9]</sup>, 如酰胺化阶段生成水。若成型时未有效脱除这些挥发分, 会在材料内形成孔

隙、气泡等缺陷, 降低力学强度、破坏结构完整性。因此, 结合合成机理研究, 改进挥发分排除方法以提升排除效率, 是当前聚酰亚胺体系 CFRP 成型工艺领域的研究重点之一<sup>[10-11]</sup>。

在当前碳纤维增强聚酰亚胺树脂基复合材料领域, 众多研究围绕材料合成要素或成型工艺条件对元件级样条性能的影响展开<sup>[12-14]</sup>。而关注构件成型工艺的研究较少, 且主要着眼于航空发动机涵道、机匣这类圆柱形结构件的成型<sup>[15-17]</sup>。针对机身结构且致力于提升构件成型质量的研究尚存在空白。

采用干长桁/湿蒙皮共胶接工艺成型的聚酰亚胺树脂基 T 型加筋壁板, 长桁端头外侧蒙皮中易出现内部孔隙缺陷问题。这一缺陷不仅严重影响壁板的结构性能与可靠性, 还对型号产品的整体质量产生不利影响。为攻克此难题, 本文系统开展了材料

在升温条件下物理及化学性质的研究工作。周长庚<sup>[18]</sup>提出,在干长桁/湿蒙皮的共胶接系统中,长桁边缘会因热压罐/真空袋成型固有特性导致的压力梯度而产生纤维屈曲。经试验分析进一步验证,在聚酰亚胺树脂体系中纤维屈曲的具体过程为:加压点附近体系整体黏度较低,树脂带动挥发分向低压区传递,当低压区受到的固化压力低于周边,挥发分向外扩散受阻,最终形成缺陷。本文针对缺陷成型过程创新性提出了余量倒角方案,可有效减轻纤维屈曲问题,并抑制内部孔隙缺陷的产生。

## 1 试验及方法

### 1.1 试验材料

试验以国产 800 级碳纤维增强聚酰亚胺树脂预浸料 (CCF800H/AC721) 为主材,固化后单层厚度为 0.125 mm,面密度为 230 g/m<sup>2</sup>。使用 JM-PI-3001 高温固化聚酰亚胺结构胶膜 (J-415) 作为胶粘剂,该胶膜单层厚度为 0.2 mm,面密度为 260 g/m<sup>2</sup>。

### 1.2 T 型长桁的制备

采用 CCF00H/AC721 预浸料,依据 [+45,0, -45,90, -45,0, +45,0] 的铺层顺序,在长桁成型模具上进行铺叠操作。A、B 两单元的铺叠角度需保持对称,C 单元选用其中一种铺叠角度。待 3 个单元完成铺叠后进行组装,三者之间的三角形区域采用相同材料制成的捻子条作为填料。

对完成铺叠和组装的零件进行制袋,然后依次进行预处理和固化。

### 1.3 共胶接样板的制备

对已完成固化的长桁进行机械加工,其理论尺寸的宽和高均为 40 mm,腹板位于缘条中央,长桁长度 100 mm。沿长桁长度方向对长桁缘条增加 5 mm 余量,厚和宽的比例按照 2:5 进行倒斜角处理,标记为试验组。不增加余量和倒角的标记为对照组。

采用 CCF00H/AC721 预浸料制备样板蒙皮,按照 [+45,0, -45,

90, -45,0, +45,0] 的铺层顺序开展铺叠作业,制成尺寸为 200 mm × 100 mm 的蒙皮。

针对已固化的 T 型长桁,需对其胶接面实施打磨处理,仔细清理并彻底去除胶接面松散的表层树脂。待胶接面处理完毕后,将 JM-PI-3001 胶膜铺贴至该胶接面上,随后将 T 型长桁胶接至样板蒙皮相应位置。

对完成 T 型长桁与蒙皮胶接的制件进行制袋,然后依次进行预处理及胶接共固化,从而获得共胶接样板。

### 1.4 预处理工艺与固化制度

完成铺叠与制袋的制件被送入鼓风烘箱内进行预处理。预处理工艺如下:在室温下抽真空,随后升温至 80 °C,并保温 1 h;接着升温至 100 °C,保温 1 h;再升温至 150 °C,保温 1 h;最后降温至 60 °C 以下后,将制件从烘箱中取出。升、降温速率均设定为 3 °C/min。

将制件送入热压罐中进行固化处理。固化制度如下:在室温下抽真空,以 3 °C/min 的速率升温至 290 °C,保温 0.5 h,施加 1.5 MPa 的压力;随后以 1.5 °C/min 的速率升温至 320 °C,保温 1 h;再升温至 350 °C,保温 12 h;最后以 1.5 °C/min 的速率降温至 60 °C 以下,卸除压力后从热压罐中取出。

### 1.5 测试与表征

采用差示扫描量热仪 (Differential scanning calorimetry, DSC) 开展热流扫描试验,设定升温速率为 2 °C/min。运用 HR-2 型流变仪进行黏度测试,升温速率同样设定为 2 °C/min,转子频率保持在 1 Hz。利用 TGA5500 型热失重分析仪 (Thermalgravimetric analysis, TGA) 实施热失重分析,在室温至 400 °C 阶段,升温速率设置为 3 °C/min;在 400~800 °C 区间,升温速率调整为 5 °C/min。

差示扫描量热仪、流变仪和热失重分析仪使用的样品选择同样的制备方法。预浸料样品或胶膜样品在鼓风烘箱中经过预处理后,进行送样。

预处理工艺与 1.4 节中相同。样品裁切至合适尺寸后,进行相应测试。

共胶接样板经剖切、打磨后,采用 Smartzoom 5 型超景深显微镜对其剖切面进行金相显微镜观察。并采用 Metalab Pro 2.0 Metallographic Software 进行孔隙率分析。为提升分析准确性,选取对照组的缺陷区,以及试验组相应位置的等面积区域进行 3 次分析,并分别记录。

## 2 结果与讨论

### 2.1 固化反应温度监测

如图 1 所示,在 275~375 °C 的温度区间内,胶膜和预浸料均清晰地呈现出一个显著的放热峰。具体而言,胶膜的放热峰呈现出相对宽泛的特征,其温度跨度为 275~375 °C,峰值为 324.52 °C;而预浸料的放热峰较窄,温度范围 290~375 °C 之间,峰值在 341.16 °C。这一现象从本质上反映了树脂体系内固化交联反应的进程。

胶膜和预浸料的固化反应分别在 275 °C 和 290 °C 开始,此时体系内部的分子结构会向高分子量、高交联度方向转变,进而导致挥发分排出困难。为避免聚合反应产生的小分子挥发分滞留于体系内部,需尽量在温度升至该区间前将其排出。

进一步聚焦于预浸料的 DSC 曲线,在 150~175 °C 的温度区间内,展现出典型的、符合聚合物玻璃化转变特征的变化趋势。这一特征有力地证明,在预浸料体系内部存在一定含量的聚合物。这些聚合物的来源,一方面可能是预浸料制备过程中所固有的;另一方面,也极有可能是在预处理阶段,由于体系内的化学反应新生成的。

### 2.2 体系黏度随温度变化趋势

采用流变仪获取胶膜和预浸料的黏温曲线,如图 2 所示。胶膜的黏度自升温开始便呈现出单调递减的趋势,直至温度达到 208.58 °C 时,黏度达到最低值,随后黏度转而上升。在初始阶段,较低的聚合物含量使体

系内分子间的相互作用较弱,为黏度的降低创造了条件;随着温度的升高,树脂的酰胺化反应逐渐发生,这一化学反应改变了体系内的分子结构,促使黏度开始上升。当温度上升至约 242.63 °C 时,胶膜黏度达到峰值,随后开始呈现出振荡下降的趋势,这一复杂的变化过程可能受到多种因素的综合影响,其中材料内部的酰胺化、亚胺化反应尤为关键。最终胶膜黏度在 275~300 °C 区间内再次达到低点,可以识别为胶膜的工艺窗口期。

当温度从室温逐渐升高,预浸料体系内残留的溶剂产生挥发,树脂状态逐渐由溶液态转变为固态。从黏温曲线可以看出,预浸料的黏度在低温区间呈上升趋势,在 170 °C 左右达到峰值。而随着温度进一步升高,树脂经过玻璃化转变先后进入橡胶态和黏流态。这在黏温曲线中表现为:当温度超过 170.61 °C 后体系黏度的快速下降。黏温曲线在 203.59 °C 和 269 °C 分别出现了一处拐点,但并未改变黏度持续下降的总体趋势,这一现象可能暗示着酰胺化、亚胺化反应对分子链段的活动产生了影响。

进一步观察发现,胶膜的黏度在 291.59 °C 时开始呈现出大幅度的上升态势,并在 332.71 °C 时达到最高值。这是由于发生固化反应产生了黏度剧变。而预浸料的黏度直至 319.22 °C 才大幅度的上升。这是由材料体系差异所导致的。胶膜、预浸料黏度大幅度提升的起始温度区间,与通过 DSC 测试所预测的结果相对应。

胶膜和预浸料在 290 °C 时的黏度均在 100 Pa·s 左右,可以认为此时二者均处于工艺窗口期内。结合固化制度,此时通过热压罐进行加压,同时对材料体系进行抽真空处理,可以有效地将内部的挥发分排出到体系之外。

**2.3 热失重法分析挥发分释放温度点**  
从图 3 的 TGA 曲线中可以看到,

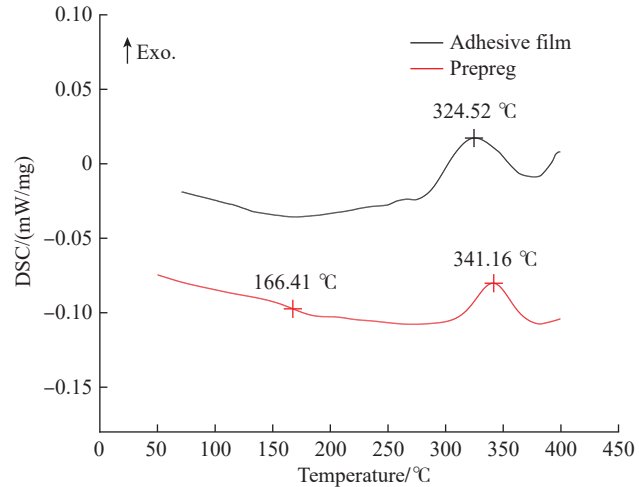


图 1 胶膜及预浸料 DSC 曲线

Fig.1 DSC curves of adhesive film and prepreg

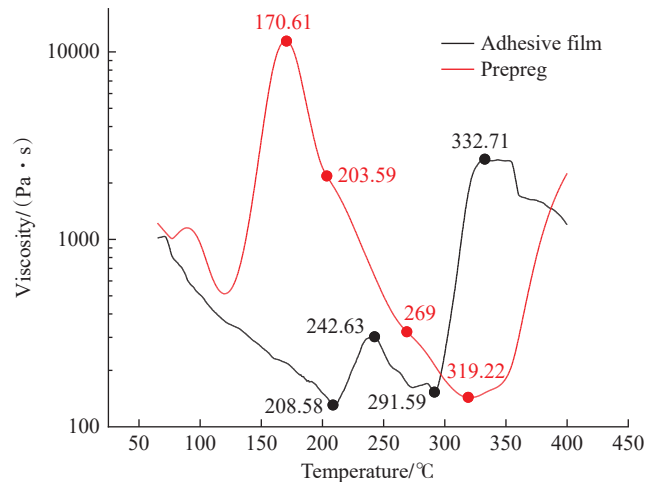


图 2 胶膜及预浸料的黏温曲线

Fig.2 Viscosity-temperature curves of adhesive film and prepreg

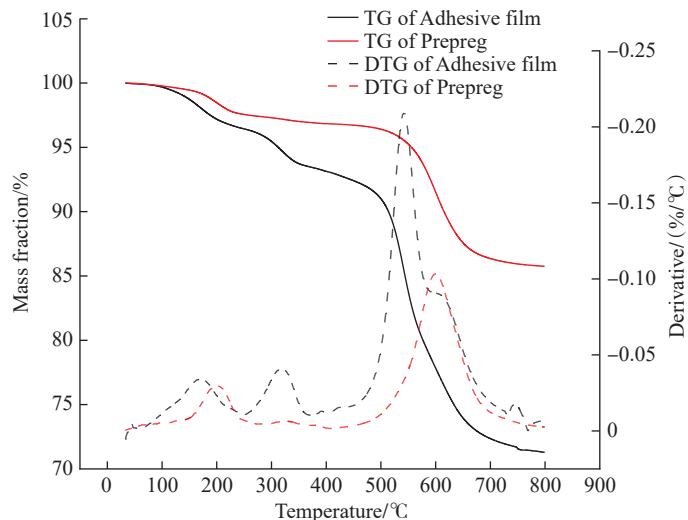


图 3 胶膜及预浸料的热失重曲线

Fig.3 TGA curves of adhesive film and prepreg

胶膜和预浸料发生热失重具有明显的阶段性,温度范围分别在 150~250 °C、300~350 °C、550~700 °C。在 150~250 °C 区间,热失重主要归因于体系内酰胺化和亚胺化反应的发生;300~350 °C 时,亚胺化和交联反应成为热失重的主要驱动力;550~700 °C 阶段,热失重主要源于分子链段的热裂解反应。

结合表 1 中的测试数据可知,在室温至 290 °C 区间,胶膜和预浸料的热失重比例分别为 4.26% 和 2.66%,这是体系内挥发分脱除导致的。当温度提升至 350 °C 时,胶膜和预浸料的热失重比例达到 6.27% 和 2.99%。据此可知,在 290 °C 时,胶膜和预浸料的挥发分释放比例分别为 67.94% 和 88.96%。根据试验采用的长桁尺寸和蒙皮尺寸,可计算出胶膜和预浸料的质量比为 0.004 : 0.48。因此可以计算得出,290 °C 时,共胶接试板体系整体挥发分释放完成比例为 88.60%,表明固化制度对挥发分具有良好的排除效果。

#### 2.4 缺陷成因分析与缺陷控制验证

在图 4 的对照组长桁端头剖面金相图中可清晰观察到,未进行端头处理的长桁端头蒙皮中有明显的缺陷气孔,气孔周边有富树脂区,而且缺陷区伴随了隆起趋势的纤维屈曲。基于上述材料特性研究,体系内部的挥发分排除效果与固化压力具有强相关性。结合干长桁/湿蒙皮共胶接工艺的固有特性,在长桁端头外侧,存在固化压力相对较低的区域。树脂发生酰、亚胺化反应,产生的挥发

分会随树脂流动进入低压区,加之周边区域压力更大,挥发分在该区域滞留,这是产生缺陷的主要原因。

进一步地,本文对长桁的端头区进行增加余量及倒角处理,避免了该区域产生低压区,从而控制缺陷。从试验组长桁端头金相剖面图来看,纤维屈曲和内部孔隙均被消除,如图 5 所示。

本文对试验组和对照组分别进

行了一次重复试验,如图 6 所示。为验证这种方案在工程型号中的可行性,对试验组(重复)的长桁倒角进行了打磨去除。进一步对所有试样的低固化压力区局部孔隙率和纤维屈曲高度进行分析,结果统计如表 2 所示。

虽然重复试验的对照组孔隙率相较首次试验略有下降,但还是显著高于试验组的孔隙率数据。对照组

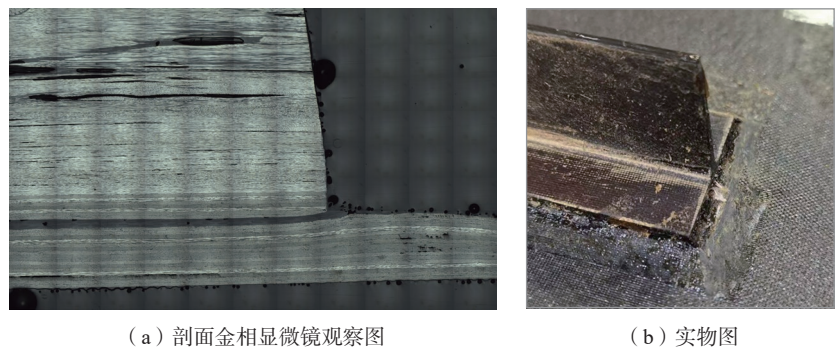


图 4 对照组长桁端头剖面金相显微镜观察图及实物图  
Fig.4 Metallographic microscope images and physical photos of the control group

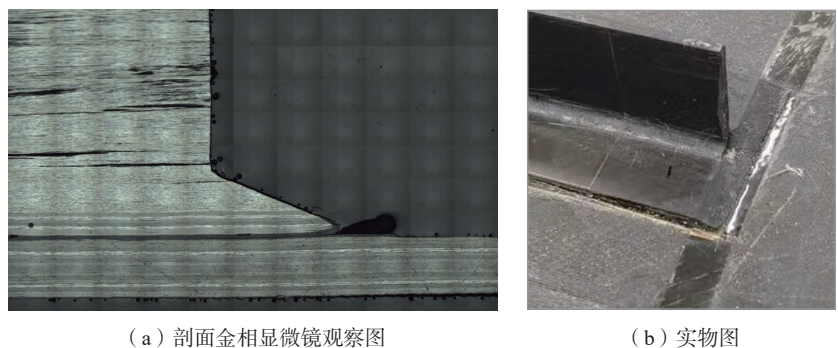


图 5 试验组长桁端头剖面金相显微镜观察图及实物图  
Fig.5 Metallographic microscope images and physical photos of the experimental group

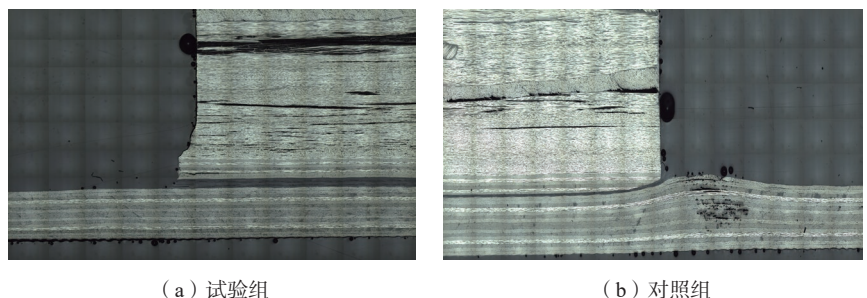


图 6 试验组和对照组重复试验的金相显微镜观察图  
Fig.6 Metallographic microscope images of repeated experiments for the control and experimental groups

表 1 胶膜与预浸料热失重比例表  
Table 1 Heat loss ratio of adhesive film and prepreg %

项目	胶膜	预浸料
290 °C 失重率	4.26	2.66
350 °C 失重率	6.27	2.99
290 °C 挥发分释放率	67.94	88.96

表 2 试样孔隙率及纤维屈曲高度统计表  
Table 2 Statistical data of sample porosity and fiber buckling height

批次	试验组				对照组			
	孔隙率1/%	孔隙率2/%	孔隙率3/%	纤维屈曲高度/mm	孔隙率1/%	孔隙率2/%	孔隙率3/%	纤维屈曲高度/mm
首次试验	<0.100	<0.100	<0.100	<0.1	1.290	1.301	1.287	0.5
重复试验	<0.100	<0.100	<0.100	<0.1	0.352	0.350	0.354	0.4

的纤维屈曲高度在首次试验和重复试验中均处于相同水平。试验表明,增加余量并进行倒角处理的方案对降低纤维屈曲趋势、抑制内部缺陷具有显著成效。

### 3 结论

(1) 胶膜和预浸料的固化反应分别在 275 °C 和 290 °C 发生。系统内挥发分排除须控制在体系温度高于 290 °C 前完成。

(2) 胶膜和预浸料的黏度低点均在 290~320 °C 区间内,这与材料固化制度的加压点相吻合,有利于体系内部挥发分的排除。

(3) TGA 测试结果说明,胶膜和预浸料的挥发分释放均分两个阶段完成,这可能和聚酰亚胺材料体系的酰胺化和亚胺化高度关联。在 290 °C 对体系加压,具有挥发分排除的效果。

(4) 产生缺陷的原因:体系进入低黏度温度区间后,挥发分随树脂流动向长桁端头低压区转移,最后产生纤维屈曲和蒙皮内部缺陷。

(5) 在长桁端头增加余量并进行倒角处理,可以有效地减轻纤维屈曲,并抑制内部缺陷的产生。

### 参考文献

[1] 李伟东,杨焕志,段子琦,等.高性能碳纤维双马树脂复合材料在航空领域的应用[J].合成纤维,2024,53(6):27-34.

LI Weidong, YANG Huanzhi, DUAN Ziqi, et al. Applications of high-performance carbon fiber reinforced bismaleimide resin matrix composites in aviation[J]. Synthetic Fiber in China, 2024, 53(6): 27-34.

[2] 刘柳薪,卢晓英,吴颖,等.碳纤维增强树脂基复合材料界面改性及应用进展[J].材料工程,2024,52(9):70-81.

LIU Liuxin, LU Xiaoying, WU Ying, et al. Progress in interface modification and application of carbon fiber reinforced resin matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(9): 70-81.

[3] 方春平,张大海,赵建设.工艺参数对轻质热防护组件胶接装配性能的影响[J].宇航材料工艺,2024,54(2):161-164.

FANG Chunping, ZHANG Dahai, ZHAO Jianshe. Effect of process parameters on adhesive assembly performance of lightweight thermal protection components[J]. Aerospace Materials & Technology, 2024, 54(2): 161-164.

[4] 童浩,袁昱超,唐文勇.新型船用复合材料夹芯夹筋厚板损伤行为分析[J].中国舰船研究,2024,19(5):131-140.

TONG Hao, YUAN Yuchao, TANG Wenying. Analysis of damage behavior of new-type marine composite thick plate with reinforcing ribs and core material in middle[J]. Chinese Journal of Ship Research, 2024, 19(5): 131-140.

[5] 郝用兴,苗嘉峰,卢丙举,等.碳纤维复合材料在水下耐压舱上的应用[J].舰船科学技术,2024,46(19):1-6.

HAO Yongxing, MIAO Jiafeng, LU Bingju, et al. The application of carbon fiber composite material in underwater pressure cabin[J]. Ship Science and Technology, 2024, 46(19): 1-6.

[6] 李敏,张佐光,仲伟虹,等.聚酰亚胺树脂研究与应用进展[J].复合材料学报,2000,17(4):48-53.

LI Min, ZHANG Zuoguang, ZHONG Weihong, et al. Study and application development of polyimides[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2000, 17(4): 48-53.

[7] 林正杰,陈尧渠,邱启艳.聚酰亚胺复合材料翻边结构层间强度优化[J].机械设计与制造工程,2023,52(6):68-71.

LIN Zhengjie, CHEN Yaoqu, QIU Qiyang. The optimization of the interlayer strength for a polyimide composite flap structure[J]. Machine

Design and Manufacturing Engineering, 2023, 52(6): 68-71.

[8] 王天娇,李琪,张洋,等.长时可重复使用反应型聚酰亚胺复合材料热压罐成型研究[J].高分子通报,2025(1):116-122.

WANG Tianjiao, LI Qi, ZHANG Yang, et al. Research on the autoclave forming of polymerized monomer reactant polyimide composite with long-term reusability[J]. Polymer Bulletin, 2025(1): 116-122.

[9] 梁恒亮,周洪飞,孙珂汉.T300/BMP370复合材料的成型工艺及其性能研究[J].复合材料科学与工程,2021(12):95-98.

LIANG Hengliang, ZHOU Hongfei, SUN Kehan. Research on process of T300 carbon fiber/BMP370 polyimide composites and its properties[J]. Composites Science and Engineering, 2021(12): 95-98.

[10] 倪洪江,李军,邢宇,等.航空发动机用T800级碳纤维增强聚酰亚胺复合材料制备及性能[J].复合材料科学与工程,2022(5):46-51.

NI Hongjiang, LI Jun, XING Yu, et al. Preparation and properties of T800-class carbon fiber reinforced polyimide composite for aero engine[J]. Composites Science and Engineering, 2022(5): 46-51.

[11] 于广,魏化震,李大勇,等.热处理温度对碳纤维增强聚酰亚胺复合材料性能影响[J].工程塑料应用,2020,48(6):62-67.

YU Guang, WEI Huazhen, LI Dayong, et al. Effect of heat treatment temperature on properties of polyimide/carbon fiber composites[J]. Engineering Plastics Application, 2020, 48(6): 62-67.

[12] 高艺航,石玉红,王鲲鹏,等.碳纤维增强聚酰亚胺树脂基复合材料MT300/KH420高温力学性能(I)——拉伸和层间剪切性能[J].复合材料学报,2016,33(6):1206-1213.

GAO Yihang, SHI Yuhong, WANG Kunpeng, et al. High-temperature mechanical properties of carbon fiber reinforced polyimide resin matrix composites MT300/KH420(I)—

Tensile and interlaminar shear properties[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2016, 33(6): 1206–1213.

[13] QIAN Y H, YANG J S, ZHANG C H. Phenylethynyl terminated polyimide resin/carbon fiber composite catalytic cured at 300 °C and its performance[J]. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2021, 35(23): 2652–2663.

[14] WU J, KOU Z M, CUI G J. The tribological properties of carbon fiber reinforced polyimide matrix composites under distilled water condition[J]. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2016, 68(2): 212–219.

[15] 杨峰, 陈玉龙, 罗旺, 等. TG800碳纤维/聚酰亚胺树脂复合材料带翻边开口圆柱壳机匣件高温气动载荷下的承载性能[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(7): 2184–2195.

YANG Feng, CHEN Yulong, LUO Wang, et al. Load-bearing capability of TG800 carbon

fiber/polyimide resin composite cylindrical casing with flange and window under high-temperature aerodynamic load[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38(7): 2184–2195.

[16] 罗楚养, 江晟达, 陈梦熊, 等. 基于高温树脂传递模塑工艺的碳纤维/聚酰亚胺复合材料连接环制备与验证[J]. *航空学报*, 2021, 42(7): 625438.

LUO Chuyang, JIANG Shengda, CHEN Mengxiong, et al. Preparation and evaluation of carbon fiber/polyimide composite attaching collars based on high temperature resin transfer mould process[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(7): 625438.

[17] 高艺航, 王世勋, 石玉红, 等. MT300/KH420碳纤维/聚酰亚胺树脂复合材料层合圆柱壳高温承载性能[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(7): 2172–2183.

GAO Yihang, WANG Shixun, SHI Yuhong,

et al. Load-bearing capability of laminated MT300/KH420 carbon fiber/polyimide resin composite cylindrical shell at high temperatures[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38(7): 2172–2183.

[18] 周长庚, 荀国立, 邱启艳, 等. T型长桁边缘倒角对蒙皮纤维屈曲的影响[J]. *宇航材料工艺*, 2021, 51(2): 92–96.

ZHOU Changgeng, XUN Guoli, QIU Qiyang, et al. Effects of edge chamfer of T-type stringer on skin fiber buckling[J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2021, 51(2): 92–96.

通信作者: 李跃, 工程师, 硕士, 研究方向为碳纤维复合材料成型工艺。

## Defect Control of Polyimide Stiffened Panels Based on Material Properties Research

XUN Guoli, LI Yue, ZHOU Changgeng, LIN Zhengjie

(Composites Technology Center, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100130, China)

**[ABSTRACT]** For the typical structure of carbon-fiber-reinforced polyimide resin-based composite T-stringer-stiffened panels, the problem of porosity defects forming inside the local skin at the stringer end due to the difficulty of removing volatile components during co-bonding was addressed through material property and defect control research. To remove volatile components before the curing reaction initiated, differential scanning calorimetry (DSC) was used to determine the curing temperature ranges of the adhesive film and prepreg. Viscosity–temperature curve analysis showed that both materials exhibited low viscosity at 290 °C, enabling volatile removal via pressure application. Thermogravimetric analysis (TGA) revealed volatile release rates of 67.94% and 88.96% for the adhesive film and prepreg at 290 °C, confirming the effectiveness of applying pressure at this temperature to remove volatile components within the composite system. Based on the analysis of pore defect mechanisms, a defect control strategy involving stringer end chamfering was proposed. Results showed that this approach effectively mitigated fiber buckling and inhibited porosity formation.

**Keywords:** Aviation materials; Carbon fiber composite materials (CFRP); Polyimide; Stiffened panel; Co-bonding

(责编 七七)